



# THÈSE

En vue de l'obtention du  
Diplôme de Doctorat LMD  
Présentée par : *Hadj Kouider Wafa*

## Intitulé

*Simulation des performances d'une cellule solaire à base de silicium amorphe pour différents types de la couche fenêtre.*

*Soutenue le : 05/06/2022*

*Faculté : Physique*  
*Département : Physique énergétique*  
*Domaine : Science de la matière*  
*Filière : Physique*  
*Intitulé de la Formation : Physique énergétique*

*Devant le Jury Composé de :*

<i>Membres de Jury</i>	<i>Grade</i>	<i>Qualité</i>	<i>Domiciliation</i>
<i>AÏT-KACI Hocine</i>	<i>Professeur</i>	<i>Président</i>	<i>USTO-MB</i>
<i>BELFAR Abbas</i>	<i>Professeur</i>	<i>Encadrant</i>	<i>USTO-MB</i>
<i>ZIANI Nossair</i>	<i>MCA</i>	<i>Examineur</i>	<i>USTO-MB</i>
<i>RAHAL Wassila Leïla</i>	<i>MCA</i>	<i>Examineur</i>	<i>Univ. Mostaganem</i>
<i>RIANE Houaria</i>	<i>MCA</i>	<i>Examineur</i>	<i>Univ. Mascara</i>

*Année Universitaire : 2021-2022*

# *Dédicace*

*Cette thèse n'aurait pas été réalisable sans l'aide et le soutien d'un grand nombre de personnes. Avant tout, j'aimerais remercier certaines personnes qui m'ont poussé à mes limites et au-delà.*

*Mes parents qui m'ont apporté la force émotionnelle et le soutien financier nécessaire pour faire mes études.*

*Mes frères et ma sœur qui m'ont toujours soutenu dans mes hauts et mes bas et ont fait l'effort de comprendre ce que je subissais.*

*Ma grande famille pour leur support infini.*

*Mon directeur de thèse, le Pr. BELFAR Abbas, qui a toujours été là pour moi, même lorsque j'étais au plus bas, et qui s'est assuré que je donnais le meilleur de moi-même.*

*Le Dr. BOUSSOUKAIA Taher de l'université d'Adrar, qui croyait en moi et qui m'a guidé dans mes parcours de licence, de master et de doctorat.*

*Sans oublier de remercier les plus chers amis qui ont rendu ces années de travail moins pénibles.*

# *Remerciement*

*Depuis le premier pas dans mon parcours doctorale jusqu'à la dernière mise au point du manuscrit, les travaux de thèse sont des œuvres de très longue haleine qui pourraient difficilement être réalisées sans le soutien de beaucoup de gens. Je vais donc en quelques lignes remercier tous ceux qui m'ont soutenu durant ces quelques années de thèse.*

*Tout d'abord, je tiens à remercier mon directeur de thèse, le **Pr. Abbas Belfar** de bien vouloir me faire confiance dans cette thèse. Par sa disponibilité et sa bienveillance, le **Pr. Abbas Belfar** m'a guidé avec la juste distance, présent mais laissant beaucoup de liberté dans les choix des pistes de recherche pour approfondir mes connaissances. Les débats avec lui m'ont permis d'enrichir ma compréhension du domaine des cellules solaires à base de silicium amorphe.*

*Je tiens ensuite à remercier les membres du jury qui m'ont fait l'honneur de bien vouloir expertiser mon travail et pour leur intérêt vis-à-vis mon travail. Il s'agit de : Monsieur le **Pr. Hocine Aït-kaci**, professeur à l'université des Sciences et de la Technologie d'Oran Mohamed-Boudiaf USTOMB; qui a accepté de présider le jury.*

*Je souhaite aussi adresser ma profonde reconnaissance aux : **Dr. Nossair Ziani** , de l'USTO-MB, **Dr. Wassila Leila Rahal**, de l'université de Mostaganem, et enfin **Dr. Houaria Riane**, de l'université de Mascara, pour avoir accepté d'examiner mon travail.*

# *Table des matières*

# ***Table des matières***

**Dédicace**

**Remerciement**

**Table des matières**

<b>Introduction générale .....</b>	<b>1</b>
<b>Chapitre I introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe .....</b>	<b>1</b>
I.1 <i>Introduction.....</i>	<i>4</i>
I.2 <i>Energie solaire photovoltaïque .....</i>	<i>4</i>
I.2.1 <i>Le soleil.....</i>	<i>4</i>
I.2.2 <i>Le gisement solaire .....</i>	<i>5</i>
I.2.3 <i>L'effet photovoltaïque .....</i>	<i>8</i>
I.2.4 <i>La cellule solaire.....</i>	<i>9</i>
I.2.5 <i>Le schéma électrique équivalent d'une cellule solaire .....</i>	<i>12</i>
I.2.6 <i>Les principaux paramètres de sortie d'une cellule solaire.....</i>	<i>14</i>
I.3 <i>Les cellules solaires à couches minces .....</i>	<i>15</i>
I.3.1 <i>Cuivre-Indium-Gallium-Selenide (CIGS).....</i>	<i>15</i>
I.3.2 <i>Cadmium Telluride (CdTe).....</i>	<i>16</i>
I.3.3 <i>Les couches minces de silicium.....</i>	<i>17</i>
I.4 <i>La conversion photovoltaïque dans les cellules solaires à base de silicium amorphe</i>	<i>18</i>
I.4.1 <i>Le silicium amorphe.....</i>	<i>19</i>
I.4.2 <i>Les propriétés du silicium amorphe.....</i>	<i>19</i>
I.4.3 <i>Les cellules solaires à base de silicium amorphe .....</i>	<i>21</i>
I.4.4 <i>La jonction p-i-n .....</i>	<i>21</i>
I.4.5 <i>La dégradation de la qualité des cellules solaires à base de a-Si :H.....</i>	<i>23</i>

I.5	Conclusion.....	23
	<b>Chapitre II: matériaux pour la couche fenêtre .....</b>	<b>25</b>
II.1	Introduction.....	25
II.2	L'effet de la couche fenêtre.....	25
II.2.1	L'effet de l'épaisseur de la couche fenêtre.....	27
II.2.2	L'effet de l'énergie de gap de la couche fenêtre .....	28
II.2.3	L'effet du dopage de la couche fenêtre.....	29
II.3	Les matériaux utilisés pour la couche fenêtre.....	29
II.3.1	P a-Si : H.....	29
II.3.2	P a-SiC: H .....	30
II.3.3	P a-SiOx: H .....	32
II.3.4	P $\mu$ c-Si : H ou P nc-Si : H.....	33
II.3.5	P $\mu$ c SiC: H ou P ncSiC: H .....	35
II.3.6	II.3.6 P $\mu$ c SiOx: H ou P nc-SiOx: H .....	36
II.3.7	II.3.7 P a SiOxCy: H.....	38
II.3.8	II.3.8 P $\mu$ c SiOxCy: H.....	38
II.4	Conclusion.....	39
	<b>Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D.....</b>	<b>40</b>
III.1	Introduction .....	40
III.2	Concepts de base .....	40
III.2.1	AMPS-1D .....	40
III.2.2	Structures simulées par AMPS-1D.....	41
III.2.3	Les particularités de AMPS-1D .....	42
III.3	Modèle physique et équations gouvernantes.....	43
III.3.1	Équation de Poisson.....	43

III.3.2	<i>Equations de continuité</i> .....	43
III.3.3	<i>Processus de recombinaison</i> .....	45
III.3.4	<i>Résolution des équations</i> .....	45
III.4	<i>Les paramètres d'entrée / les paramètres de sortie</i> .....	48
III.4.1	<i>Paramètres d'entrée pour les matériaux amorphes</i> .....	48
III.4.2	<i>Paramètres de sortie</i> .....	51
III.5	<i>Modèles utilisés pour représenter les défauts (Etats du centre du gap)</i> .....	54
III.6	<i>Conclusion</i> .....	58
	<b>Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats</b> .....	<b>59</b>
	<i>Introduction</i> .....	58
IV.2	<i>Optimisation de quelques paramètres des différentes couches de la cellule solaire</i>	60
IV.2.1	<i>Effet de l'incorporation d'une couche d'oxyde de silicium microcristallin de type N dans les cellules solaires à base de silicium amorphe</i> .....	60
IV.2.2	<i>Effet de l'épaisseur de la couche absorbante sur les cellules solaires en silicium amorphe hydrogéné</i> .....	62
IV.2.3	<i>Effet de l'épaisseur de la couche fenêtre sur les performances des cellules solaires à simple jonction</i> .....	63
IV-3	<i>Etude des performances d'une cellule solaire à base de <math>\alpha</math>-Si:H pour différents types de la couche fenêtre</i> .....	68
IV-3.1	<i>Comparaison entre une couche fenêtre de silicium nanocristallin et une couche fenêtre de silicium nanocristallin oxydé</i> .....	68
IV-3.1.A	<i>Description des structures simulées</i> .....	68
IV-3.1.B	<i>Résultats et discussions</i> .....	71
IV-3.2	<i>Comparaison entre une couche fenêtre à base de silicium amorphe oxydé et une couche fenêtre à base de silicium amorphe oxy-carbide</i> .....	78
IV-3.2.A	<i>Description des structures simulées</i> .....	79

<i>IV-3.2.B Résultats et discussions</i> .....	81
<i>IV-3.3 Comparaison entre une couche fenêtre à base de silicium nanocristallin et une couche fenêtre à base de carbure de silicium nanocristallin</i> .....	89
<i>IV-3.3.A Description des structures simulées</i> .....	89
<i>IV-3.3.B Résultats et discussions</i> .....	90
<i>IV-4. Comparaison des différents type de matériaux de la couche fenêtre</i> .....	92
<i>IV.5 Conclusion</i> .....	95
<b>Conclusion générale</b> .....	<b>96</b>
<b>Références bibliographiques</b> .....	<b>98</b>

# *Introduction générale*

### *Introduction générale*

*Les combustibles fossiles tels que le charbon, le pétrole et le gaz naturel jouent un rôle essentiel dans la satisfaction de la demande énergétique mondiale. Cependant, le rejet d'oxydes de carbone dans l'atmosphère à la suite de l'utilisation de combustibles fossiles est une conséquence inacceptable [1].*

*Le soleil situé à 150 millions de kilomètres loin de notre planète, est la principale source d'énergie sur la terre [2,3]. Les cellules solaires utilisent l'effet photovoltaïque pour produire de l'énergie à partir de la lumière du soleil et sont donc appelées cellules photovoltaïques. Cela signifie que cette cellule produit du courant électrique lorsque le matériau est exposé à la lumière. Cette technologie est très puissante car aucune pièce mécanique mobile n'est nécessaire pour produire de l'énergie, comme c'est le cas pour les éoliennes et les centrales hydroélectriques. De plus, aucun carburant n'est nécessaire lors de l'utilisation, ce qui élimine les dommages causés à l'environnement [4].*

*La croissance de la filière solaire a représenté plus de la moitié de la croissance de la production d'énergie renouvelable. D'ici 2030, sans modifications majeures des politiques, la contribution du PV à la demande mondiale d'électricité pourrait atteindre 7 à 11 % [5].*

*Actuellement, l'objectif des chercheurs impliqués dans ce domaine est généralement triple : (1) améliorer le rendement de conversion des dispositifs, (2) mettre au point des procédés qui permettront de réduire les coûts de production, (3) s'assurer que les performances des modules seront assurées pendant plusieurs décennies dans des conditions extérieures, fournissant ainsi beaucoup plus d'énergie que celle utilisée pour la production[6].*

*Le silicium est un matériau très abondant et possède une bande interdite appropriée pour absorber la lumière du soleil. Les cellules solaires en silicium cristallin ont été développées et ont dominé le marché de l'énergie photovoltaïque pendant plus de 30 ans grâce à leur rendement de photo-conversion extrêmement élevé et à leur grande stabilité. Leur principal inconvénient est le processus de fabrication à haute température (plus de 800 °C), qui peut induire la formation de défauts et qui consomme beaucoup d'énergie [7].*

## *Introduction générale*

---

*Le silicium amorphe est un semi-conducteur efficace et peu coûteux, ce qui en a fait un élément clé du développement des technologies de l'information et de l'énergie solaire [8]. Le principal avantage des cellules solaires à base de silicium amorphe par rapport aux cellules solaires à base de silicium cristallin est leur coût de fabrication réduit. La différence de prix provient de la température de fabrication plus basse des cellules solaires a-Si:H (200°C - 300°C), puisqu'une température élevée n'est pas nécessaire pour activer la diffusion des dopants à l'intérieur de la cellule solaire. De plus, les cellules solaires a-Si:H minimisent la quantité de Si nécessaire car elles peuvent être plus fines (moins de 1  $\mu\text{m}$ ). Donc, le a-Si:H ne diminue pas seulement les coûts, mais présente également des avantages techniques, puisque les films minces de ce matériau peuvent agir comme des contacts sélectifs, collectant les électrons et les trous aux différentes extrémités du dispositif pour donner naissance au photo-courant [7].*

*Dans le cas des cellules solaires en silicium à couche mince, la couche p joue également le rôle de couche fenêtre, c'est-à-dire qu'elle doit être aussi mince et transparente que possible. Pour obtenir de meilleures performances des cellules solaires dans la technologie des couches minces de silicium amorphe, les couches fenêtres doivent avoir une large bande interdite et une conductivité électrique élevée.*

*Le silicium amorphe est le matériau standard pour l'étude des matériaux désordonnés en raison de son importance technologique et de son intérêt théorique fondamental. En effet, les détails de sa structure atomique sont encore mal connus et son étude théorique est essentiellement basée sur des simulations numériques [8].*

*Cette thèse guidera le lecteur à travers les étapes menées pour atteindre nos objectifs. La thèse est composée de quatre chapitres et structurée comme suit:*

*Pour commencer, dans le premier chapitre, nous fournissons un bref aperçu sur le gisement solaire et les fondamentaux dans les domaines de l'optique et des dispositifs semi-conducteurs, en expliquant le principe de fonctionnement d'une cellule solaire en général et à base de silicium amorphe.*

## *Introduction générale*

---

*Le chapitre 2 introduit l'impact de la couche fenêtre sur le fonctionnement de la cellule solaire à base de silicium amorphe. Les différents matériaux utilisés pour fabriquer la couche fenêtre, qui font l'objet de ce travail, sont également présentés.*

*Les calculs de modélisation ont été effectués pour l'analyse basée sur l'équation de Poisson et les équations de continuité électron-trou en utilisant les différences finies et la technique Newton-Raphson dans le simulateur AMPS 1D pour estimer le diagramme de bande en régime permanent, le profil de génération et de recombinaison, et le transport des porteurs dans les différentes couches des structures de cellules solaires proposées. Dans le chapitre 3, nous décrivons en détail le modèle théorique implémenté dans le simulateur AMPS-1D et les méthodes numériques utilisées pour résoudre les équations de Poisson et de continuité des électrons et des trous.*

*Dans le chapitre 4, les résultats des structures simulées ont été exposés et discutés. les graphes de la caractéristique courant-tension (J-V), les distributions de densité de porteurs, les profils de potentiel, les profils de champ électrique ainsi que les diagrammes de bande d'énergie et les courbes de la réponse spectrale ont été calculées et présentées.*

# *Chapitre I*

## *introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe*

# ***Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe***

---

## **I.1 Introduction**

*Le soleil est considéré comme la principale source d'énergie renouvelable, capable de répondre à la forte demande énergétique mondiale. Il s'agit d'une source d'énergie abondante, propre, durable et fiable [1].*

*L'énergie irradiée par le soleil en une minute est suffisante pour couvrir les besoins énergétiques de la Terre pendant un an [7]. Les systèmes solaires photovoltaïques permettent de convertir cette énergie lumineuse en énergie électrique. La contribution importante à l'énergie durable doit être obligatoirement apportée par la conversion directe du rayonnement solaire en électricité grâce à l'utilisation de l'énergie photovoltaïque. Il existe de nombreuses technologies différentes pour cette application, telles que les cellules solaires à base de wafers de silicium, les cellules à couche mince, à multi-jonction ou organiques.*

*Dans ce chapitre nous allons tout d'abord nous familiariser avec des notions de base sur l'énergie solaire. Par la suite, on va citer les principaux types des cellules solaires à couches minces. Nous décrirons enfin la conversion des photons en énergie électrique par les cellules solaires à base de silicium amorphe.*

## **I.2 Energie solaire photovoltaïque**

*La performance d'un système photovoltaïque (PV) est déterminée par deux facteurs, à savoir l'efficacité du système et les conditions météorologiques [9]. Car ces derniers ont une influence directe sur la qualité et la quantité du rayonnement solaire. Le rayonnement électromagnétique transporte dans l'espace une quantité d'énergie avec une distribution spectrale précise[10].*

### **I.2.1 Le soleil**

*Le soleil est une étoile créée par la condensation d'un nuage interstellaire grâce à la gravité. Un tel nuage est principalement composé d'hydrogène, d'hélium et, dans une faible proportion, de carbone, d'azote (Azote) et d'autres composants.*

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

*Les réactions de fusion nucléaire au cœur du soleil transforment l'hydrogène en hélium, libérant  $4 \cdot 10^9$  kg/s d'énergie massique. En conséquence, sa température est d'environ  $10^7$  K.*

*Cette étoile reste stable lorsque la pression de radiation :  $p = \sigma \frac{T^4}{3}$  équilibre la force gravitationnelle :  $f = \frac{GMm}{r^2}$  et peut survivre pendant la durée de sa combustion, soit  $10^{10}$  ans. En d'autres termes, le soleil est une sphère de gaz d'un diamètre de 1 391 000 km et d'une distance moyenne de 149 598 000 km de notre planète. Cette distance moyenne varie peu au cours de l'année (+/- 1,65 %) car l'excentricité de l'orbite terrestre n'est pas très prononcée ( $e = 0,017$ ). Néanmoins, elle entraîne des variations d'éclairement de 6,7 % en hiver. Par ailleurs, on estime que la variation d'intensité entre les périodes calmes et les périodes de grandes éruptions solaires ne dépasse pas 4 % [9]. La puissance du soleil sur la terre, par mètre carré, est appelée la constante solaire et est d'environ 1370 watts par mètre carré ( $W/m^2$ ). Pour calculer la constante solaire, on utilise la température de surface du soleil. Cette température est estimée à  $5\,760$  °K.*

## **I.2.2 Le gisement solaire**

*Sur la planète Terre, nous sommes très chanceux d'avoir notre propre étoile à une distance relativement faible. Une distance suffisamment parfaite pour favoriser la création et l'évolution de la vie dans des conditions optimales. Le Soleil s'est formé il y a plus de 4,5 milliards d'années, attirant d'énormes quantités de masse en son centre. La masse totale de cette naine jaune est environ 333 000 fois celle de la Terre, ce qui crée une forte gravitation vers son centre. La pression et la température élevées entraînent la fusion nucléaire des atomes d'hydrogène pour former de l'hélium [11].*

*La fusion des noyaux d'hydrogène pour former des noyaux d'hélium au sein de notre étoile libère une quantité considérable d'énergie thermonucléaire, émise principalement sous forme de photons [3]. Le spectre de rayonnement du corps noir calculé avec la loi de Planck. En utilisant la loi de Stefan-Boltzmann pour calculer la puissance rayonnée par un corps noir,  $P = \sigma T^4$ , et en multipliant cette valeur par la surface du Soleil, on obtient une puissance de  $3,9 \times 10^{26} Wm^{-2}$  [11].*

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

L'énergie solaire atteignant la surface de la Terre, appelée dans cette thèse rayonnement solaire de surface, rayonnement global ou simplement rayonnement solaire, dépend de la localisation géographique, de l'orientation de la surface, de l'heure de la journée, de l'époque de l'année et de la composition de l'atmosphère, ce qui explique que le rayonnement solaire varie considérablement dans le temps et l'espace [2]. Le spectre du soleil s'étend de 0,2 à 4  $\mu\text{m}$ [10]. L'irradiance solaire dans la nature peut être considérée comme un processus aléatoire dont l'intensité (puissance par unité de surface) est fonction à la fois de l'espace et du temps. Il existe trois composantes de l'irradiance solaire globale ( $I_{dir}$ ,  $I_{dif}$  et  $I_{globale}$ ) sur une surface horizontale et quatre composantes ( $I_{inc,dir}$ ,  $I_{inc,dif}$ ,  $I_{inc,refl}$  et  $I_{inc}$ ) sur une surface inclinée. Il existe plusieurs termes acceptés pour décrire les composantes de l'irradiance (mesurée en  $\text{W}/\text{m}^2$ ). Ces composantes de l'irradiance peuvent être collectées à l'aide d'un instrument appelé pyranomètre (directement ou indirectement). Les pyranomètres sont des instruments à base de thermopile qui convertissent la chaleur en un signal électrique qui peut ensuite être enregistré. Un pyranomètre est généralement utilisé pour mesurer l'irradiance horizontale globale ( $I_{globale}$ ) ; s'il est équipé d'une bande d'ombre supplémentaire pour bloquer l'irradiance directe, il peut également enregistrer l'irradiance solaire diffusé ( $I_{dif}$ ).

L'irradiance horizontale globale  $I_{globale}$  désigne l'irradiance mesurée sur une surface horizontale, et elle représente la somme de la composante verticale de l'irradiance directe ( $I_{dir}$ ) et l'irradiance diffusé ; l'équation est appelée l'équation de fermeture [9]:

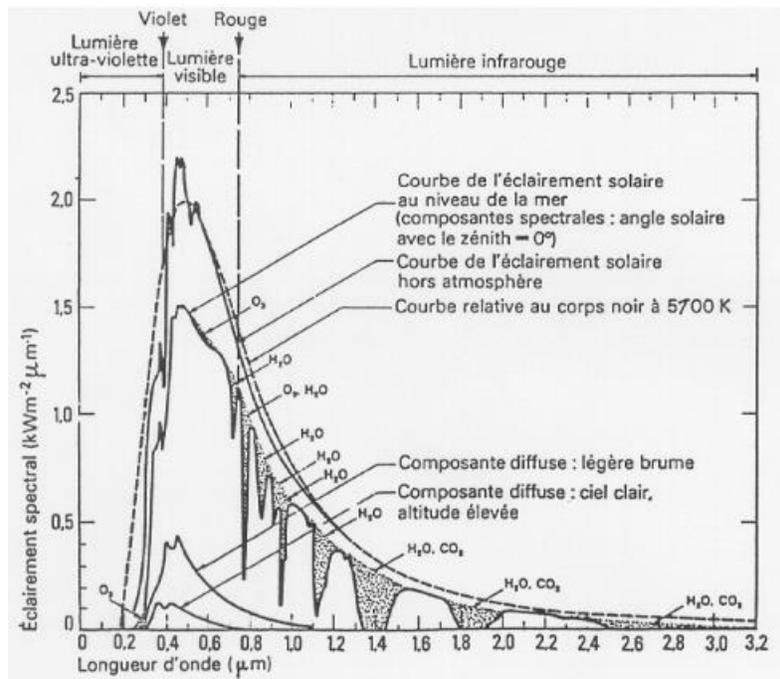
$$I_{globale} = I_{dir} * \cos \theta_z + I_{dif} \quad (\text{I - 1})$$

Où  $I_{dir}$  est l'irradiance solaire directe,  $I_{dif}$  est l'irradiance solaire diffusé et  $\theta_z$  est l'angle zénithal.

L'atmosphère apporte des modifications sur le spectre énergétique du rayonnement solaire. Cependant, l'ionosphère et la stratosphère absorbent complètement le rayonnement UV lointain. Dans la gamme de longueur d'onde concernée (0,2 à 2  $\mu\text{m}$ ), pratiquement seuls l'ozone, la vapeur d'eau et, dans une moindre mesure, le dioxyde de carbone, participent considérablement à l'absorption gazeuse. L'ozone absorbe l'UV moyen (sur une large bande de 0,2  $\mu\text{m}$  à 0,7  $\mu\text{m}$ ). L'oxygène présente deux bandes étroites de faible atténuation dans le visible à 0,69 et 0,76  $\mu\text{m}$ . La

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

vapeur d'eau possède sept bandes d'absorption, dont trois sont puissantes dans l'infrarouge moyen. Le dioxyde de carbone absorbe le long de trois bandes étroites dans l'IR au-dessus de 1,5  $\mu\text{m}$  [10](voir **figure I.1**).



**Figure I-1** : Le spectre du corps noir à 5700 °K et les spectres solaires AM0 et AM1

Il est courant de distinguer deux distributions spectrales différentes du soleil :

- Le spectre AM0 en dehors de l'atmosphère.
- Le spectre AM1.5 au niveau de la mer.

Où les initiales « AM » représentent la "masse d'air". Le terme "masse d'air" désigne la masse d'air entre une surface et le Soleil qui affecte la distribution spectrale et l'intensité de la lumière solaire ou plus précisément, on peut la définir comme l'épaisseur d'atmosphère traversée par le rayonnement solaire avant qu'il n'atteigne un endroit donné de la terre. Ainsi, en dehors de l'atmosphère, la masse d'air traversée par le rayonnement solaire est nulle. Le "rapport air-masse" est le rapport entre la trajectoire atmosphérique traversée, dans un cas donné, par le rayonnement solaire et la trajectoire atmosphérique traversée par le rayonnement solaire s'il était arrivé

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

perpendiculairement à la surface de la Terre (en position de plein soleil). Ainsi, le rapport air-masse à l'extérieur de l'atmosphère est appelé rapport air-masse = 0 ou simplement AM0. La longueur totale de l'atmosphère au niveau de la mer, en position au-dessus du soleil, est normalisée à 1. Ainsi, le rapport air-masse dans cette situation est le rapport air-masse = 1 ou simplement AM1. Pour tout autre angle zénithal  $\theta_z$ , le rapport air-masse peut être estimé comme suit : Rapport air-masse =  $\frac{Y}{X}$ , où Y est le chemin réel parcouru par le rayonnement solaire et X est la longueur unitaire de la masse d'air lorsque la position du soleil est à la verticale à cet endroit. Avec une simple trigonométrie, cette quantité s'avère être  $\sec \theta_z = 1/\cos(\theta_z)$ [12].

Les conditions standards sont généralement spécifiées afin de pouvoir comparer les performances de différentes unités PV (cellule, modules) [13]. Selon l'état actuel de la technologie, on estime que la quantité d'énergie solaire exploitable soit de ~1482 EJ, ce qui ne représente que 0,13% du potentiel énergétique [11].

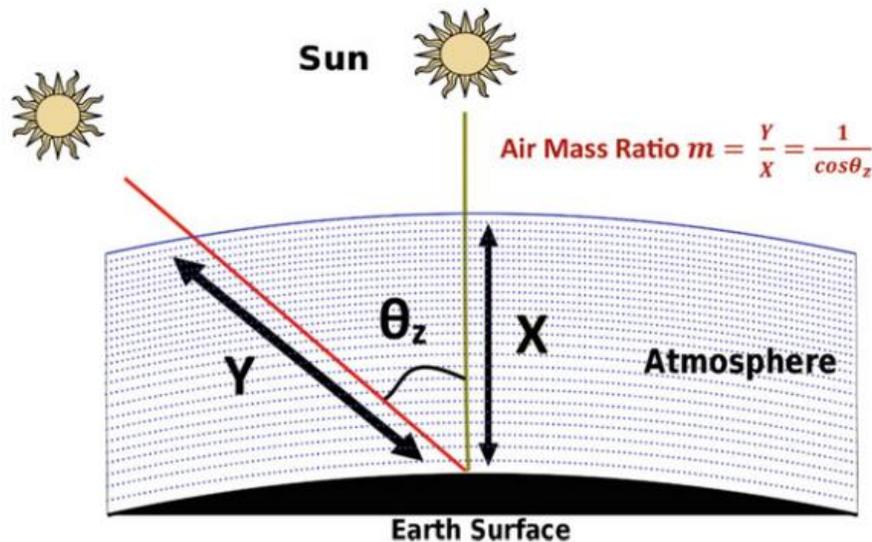


Figure I-2 : schéma représentatif de la notion de la masse d'air [10]

## I.2.3 L'effet photovoltaïque

Les technologies PV tirent leur nom du processus qui les régit, à savoir l'effet photovoltaïque. C'est le phénomène qui permet à un matériau semi-conducteur de convertir la lumière incidente en courant électrique.

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

*L'effet photovoltaïque (PV) a été découvert en 1839 par Edmond Becquerel. Pendant longtemps, il est resté un phénomène scientifique avec peu d'applications de dispositifs. Lorsqu'un photon de lumière d'énergie  $E=h\nu$  (où  $h$  est la constante de Planck et  $\nu$  la fréquence du rayonnement) brille sur un semi-conducteur, l'une des situations suivantes peut se produire :*

- 1. Si l'énergie des photons est inférieure à la bande interdite du semi-conducteur, alors le matériau agit de manière transparente à la lumière.*
- 2. Si l'énergie des photons est égale ou supérieure à la bande interdite du matériau semi-conducteur, leur énergie est absorbée par le matériau, ce qui permet aux électrons de sauter dans la bande de conduction, laissant des vides dans la bande de valence à d'autres électrons qui peuvent alors s'échapper de leurs positions normales. Les vides dans la bande de valence sont appelés trous. Si le semi-conducteur est inclus d'une manière ou d'une autre dans un circuit électrique, les électrons peuvent être collectés sous forme de courant électrique. Ainsi, une cellule solaire est essentiellement une jonction de redressement qui favorise la collecte du porteur en séparant les électrons et les trous. L'énergie des photons qui dépasse la bande interdite est transformée en chaleur[14,15].*

*L'effet "photoélectrique" est similaire à l'effet "photovoltaïque" : dans les deux cas, la lumière est absorbée par un matériau, ce qui entraîne l'excitation d'électrons au sein du matériau. Dans l'effet "photovoltaïque", les électrons sont collectés par des électrodes reliées au matériau et créent un courant externe : c'est le cas des cellules solaires. Dans l'effet "photoélectrique", le matériau est situé dans une chambre à vide ; l'électron est émis hors du matériau et collecté sur une électrode placée dans la chambre à vide [12].*

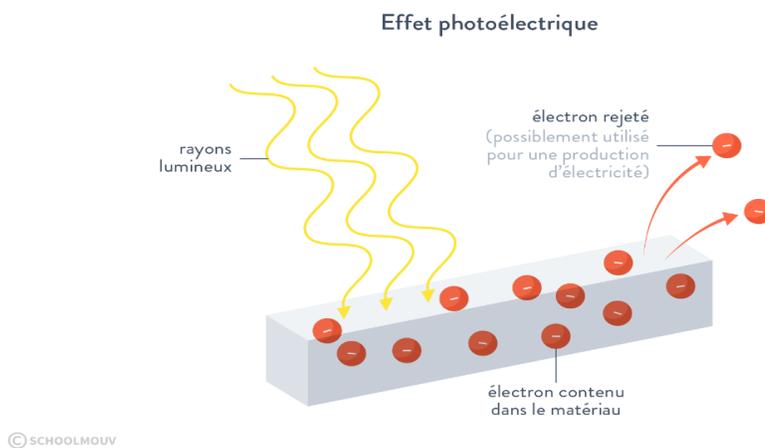
## **I.2.4 La cellule solaire**

*La cellule photovoltaïque utilise un matériau semi-conducteur pour convertir la lumière du soleil en énergie électrique [1].*

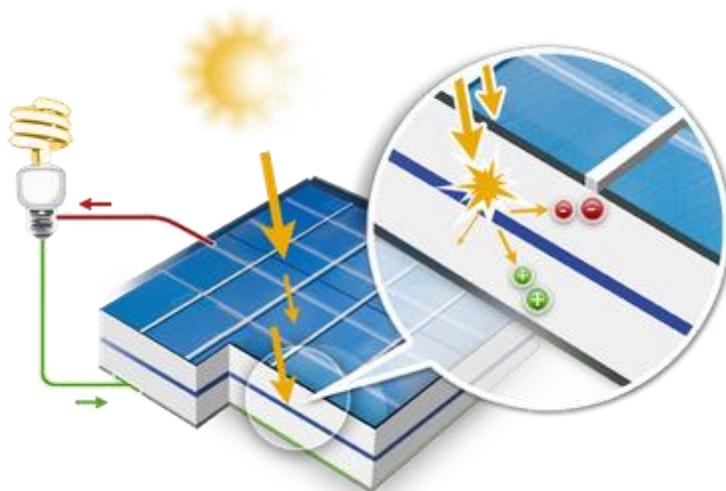
# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

La configuration typique et la plus simple d'une cellule solaire est une jonction p-n, dans laquelle, un type de couches plus minces appelé émetteur et l'autre est assez épais et appelé base ou absorbeur qui est responsable de la plupart de l'absorption de la lumière [14].

Cette jonction est créée au point de contact entre un matériau de type n et un matériau de type p, à partir d'un semi-conducteur extrinsèque de type n tel que le silicium dopé au phosphore. Ici, les atomes de phosphore sont fixés au cristal, tandis que les électrons supplémentaires introduits sont libres de se déplacer.



**Figure I-3 :** Schéma représentatif de l'effet photoélectrique



**Figure I-4:** Schéma représentatif de l'effet photovoltaïque

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

Les atomes de phosphore deviennent des donneurs et sont représentés par des ions  $P^+$ , puisque leur charge est positive lorsqu'ils fournissent des électrons. Dans le cas du semi-conducteur de type p, les atomes fixes deviennent des accepteurs et sont représentés par des ions  $B^-$ , puisqu'ils sont chargés négativement lorsqu'ils acceptent des électrons (ou émettent des trous libres). Une fois que les deux matériaux sont en contact, les électrons libres circulent des zones à forte concentration d'électrons vers les zones à faible concentration d'électrons. Ce processus est appelé diffusion, et il est également ressenti par les trous libres, qui s'écoulent également des zones à forte concentration de trous vers celles à faible concentration de trous. En revanche, les ions  $P^+$  restent fixés du côté du type n, alors que les ions  $B^-$  restent fixés du côté du type p. Cela produit un champ électrique  $E$  entre les ions positifs et négatifs qui accélère les trous dans la direction du champ électrique  $E$ , alors que les électrons sont accélérés dans la direction opposée à  $E$ . Ce mouvement dû à la présence d'un champ électrique est appelé dérive. Le champ électrique produit également une région qui est appauvrie en porteurs libres, d'où le nom de "région d'appauvrissement". Cependant, malgré le champ électrique, certains porteurs libres ont encore suffisamment d'énergie pour traverser la zone d'épuisement, même à l'équilibre. Enfin, un potentiel  $V_{bi}$  intégré est produit à la jonction sous l'effet du champ électrique[15].

Le comportement électrique d'une jonction p-n peut être décrit à l'aide de l'équation de la diode, qui met en relation la densité de courant à travers la jonction en fonction de la tension appliquée. Pour une diode idéale, L'équation est la suivante :

$$J = J_0(e^{\frac{qV}{kT}} - 1) - J_{ph} \quad (I - 2)$$

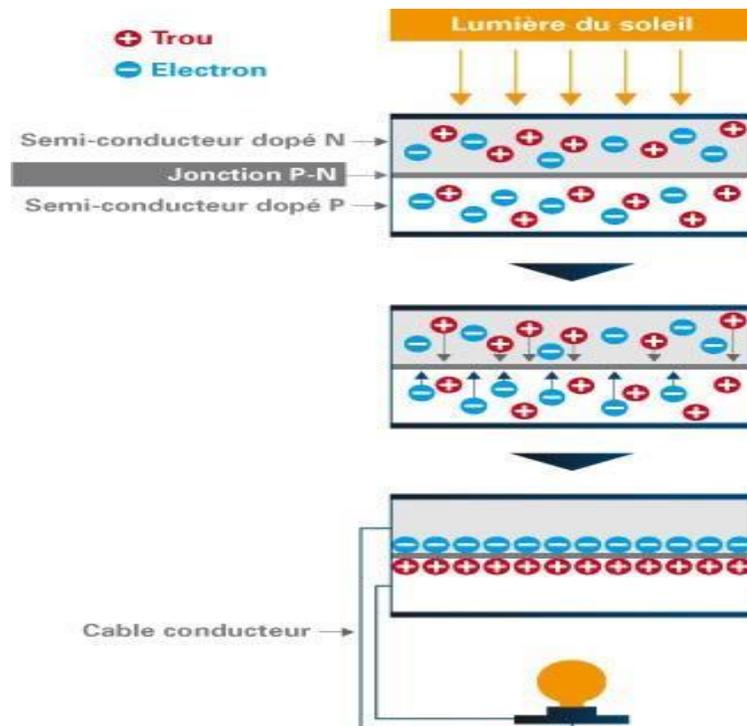
Où,  $J_0$  est la densité de courant de saturation,  $q$  est la charge élémentaire,  $k$  est la constante de Boltzmann,  $T$  est la température et  $J_{ph}$  est un paramètre qui représente le courant photo-généré lorsque la cellule est sous illumination. Cependant, au cours du développement des technologies photovoltaïques, cette structure a évolué et a été modifiée.

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

## I.2.5 Le schéma électrique équivalent d'une cellule solaire

Une cellule solaire photovoltaïque possède un circuit électrique très fréquemment utilisé, il se compose de différents composants électriques élémentaires (**Figure I-7**):

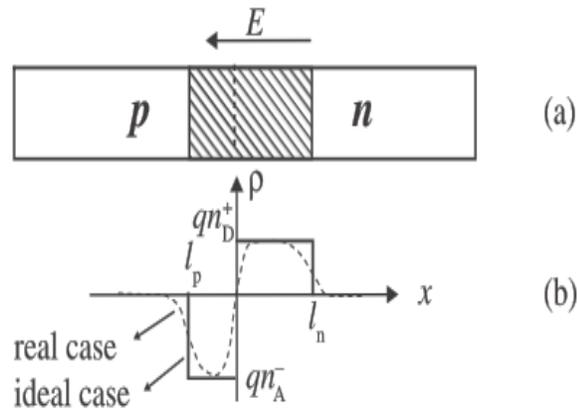
- Un générateur de courant : qui dérive un courant  $I_{PH}$  correspondant au courant photo-généré et qui s'oppose au courant d'obscurité  $I_{obs}$ .
- La résistance en série  $R_s$ : elle représente la résistance de défaut des couches de la cellule ou elle doit être la plus faible possible pour limiter son influence sur le courant de la cellule. Ceci peut être réalisé en diminuant la résistance du matériau utilisé.



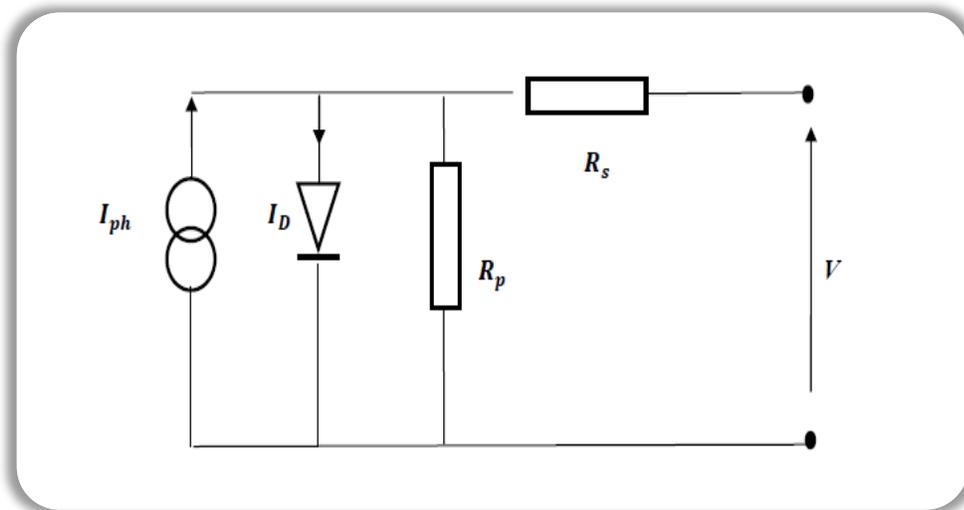
**Figure I-5 :** Principe de fonctionnement d'une jonction p-n

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

---



**Figure I-6 :** (a) Entre les deux régions dopées résulte la zone de charge d'espace (zone hachuré). (b) la distribution des charges d'espace  $\rho(x)$  ;  $l_n$  et  $l_p$  sont les largeurs des zones de charges respectives ;  $n_A^-$  et  $n_D^+$  sont les densités des ions accepteurs et donneurs respectivement.



**Figure I-7:** Schéma équivalent d'une cellule photovoltaïque.

- La résistance en parallèle  $R_p$ : également connu sous le nom de résistance de court-circuit et elle représente un courant de fuite à travers l'émetteur causé par les défauts. Cette résistance devra être la plus élevée possible.

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

Si on considère une diode réelle [14], l'équation du courant  $J$  devient :

$$J = J_0 \left( e^{\left( \frac{q(V-R_S J)}{nkT} \right)} - 1 \right) + \frac{V - R_S J}{R_p} - J_{ph} \quad (I-3)$$

Où :  $n$  est un facteur d'idéalité qui sert à évaluer l'effet de la recombinaison ;

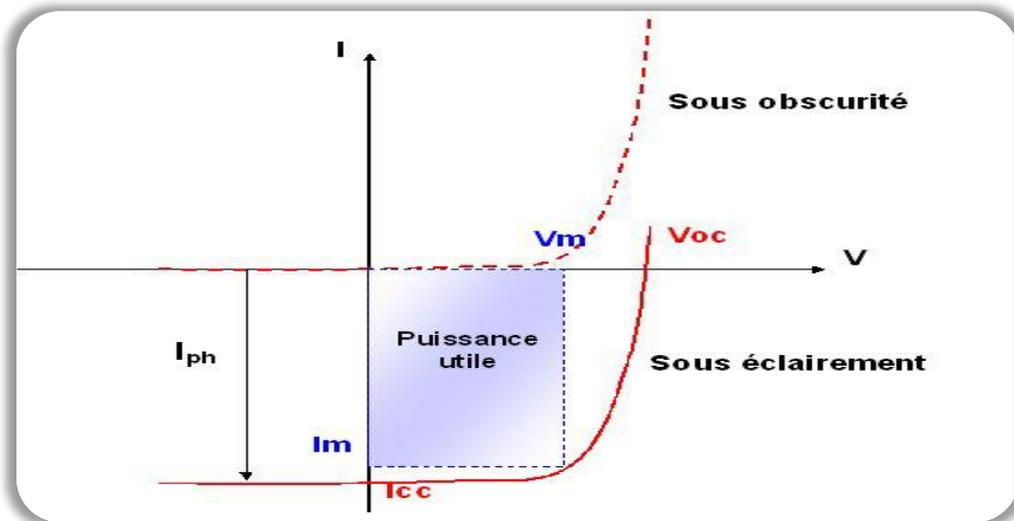
$R_s$ : résistance série ( $\Omega$ )

$R_p$ : résistance parallèle (shunt) ( $\Omega$ )

$V$ : est la polarisation extérieure, appliquée à la diode.

## I.2.6 Les principaux paramètres de sortie d'une cellule solaire

Dans une cellule photovoltaïque deux courants s'opposent : le courant d'éclairement et le courant d'obscurité. Cependant, la caractéristique d'une cellule solaire sous obscurité est identique à celle d'une diode. Sous éclairement la caractéristique à l'allure présentée sur la (figure I-8):



**Figure I-8 :** Caractéristiques courant-tension de la cellule photovoltaïque sous éclairement et sous obscurité.

Les grandeurs caractéristiques principales des cellules solaires sont :

- Le courant de court-circuit :  $I_{cc}$  ou  $I_{sc}$

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

---

- La tension en circuit ouvert :  $V_{co}$  ou  $V_{oc}$
- Le facteur de forme :  $FF = \frac{P_{max}}{I_{CC}V_{co}} = \frac{I_{max}V_{max}}{I_{CC}V_{co}}$
- Le rendement de conversion d'énergie :  $\eta = \frac{P_{out}}{P_{inc}} = \frac{FFV_{co}I_{CC}}{P_{inc}}$
- La réponse spectrale :  $RS = \frac{I_{CC}(\lambda)}{P_{inc}(\lambda)} = \frac{I(\lambda)}{\Phi(\lambda)S}$

Avec:  $\Phi(\lambda)$  : est le flux lumineux incident ( $W m^{-2}$ ).

$S$  : est la surface de la cellule ( $m^2$ ).

$P_{inc}(\lambda)$  : Puissance du flux incident ( $W$ )

## I.3 Les cellules solaires à couches minces

Le coût relativement élevé des matériaux pour la production de la première génération de cellules solaires photovoltaïques a conduit à la production de la deuxième génération de cellules solaires, à savoir les cellules solaires photovoltaïques à couches minces [1].

Les cellules solaires à couches minces sont favorables en raison de leur utilisation minimale de matériaux et de leur efficacité croissante. Les trois principales technologies de cellules solaires à couches minces sont le composé chalcopyrite (CIGS), le tellure de cadmium (CdTe) et le silicium amorphe (a-Si). Ces trois types de cellules solaires à couches minces sont les plus largement commercialisés. Ces cellules ont des points communs, sont à base de matériaux qui se caractérisent par une bande interdite directe, qui permet l'utilisation des couches fines de et ils ont également un très faible coefficient de température.

### I.3.1 Cuivre-Indium-Gallium-Selenide (CIGS)

Le CIGS est un matériau favorable aux cellules solaires à couche mince en raison de sa large bande interdite de 1,68 eV. Il se traduit par une amélioration de la tension de sortie dans des conditions de circuit ouvert. Cela se fait en contrôlant le rapport  $Ga/(In+Ga)$ [15].

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

*L'efficacité et la stabilité des cellules CIGS sont comparables à celles des cellules solaires au silicium cristallin. Récemment, le groupe Tiwari (EMPA Suisse) a rapporté une efficacité record de 20,4% sur une feuille polymère flexible (23% dans le verre), confirmée de manière indépendante par l'Institut Fraunhofer pour les systèmes d'énergie solaire de Fribourg [16].*

*Certaines des inquiétudes rencontrées par le CIGS sont le processus complexe de production et les difficultés à produire des couches absorbantes CIS uniformes sur de grandes surfaces. Cette non-uniformité, ainsi que la rareté de matériaux tels que l'indium, constituent des obstacles importants à la production de masse[15].*

## **I.3.2 Cadmium Telluride (CdTe)**

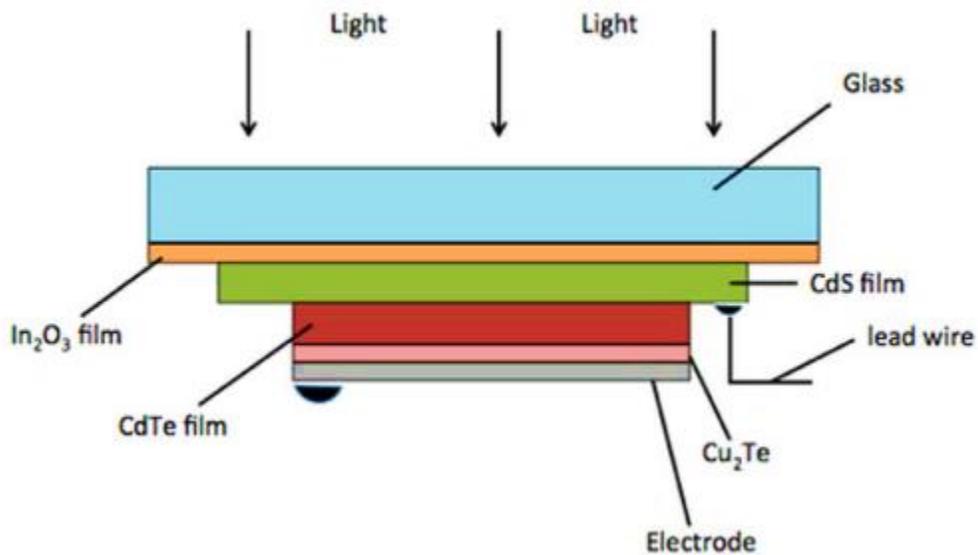
*La technologie CdTe présente l'avantage d'une grande diversité de méthodes de fabrication simples et peu coûteuses telles que l'évaporation thermique, l'électrodéposition, le dépôt chimique en phase vapeur, la sérigraphie, la pulvérisation cathodique et bien d'autres encore. En outre, la bande interdite énergétique de CdTe ( $E_g=1,45\text{eV}$ ) correspond à la plage idéale pour convertir l'énergie solaire et qui lui permet d'être un excellent matériau absorbant pour les cellules solaires à couche mince. La bande interdite est "directe", ce qui se traduit par un coefficient d'absorption de la lumière visible de valeur  $>10^5\text{ cm}^{-1}$ , de sorte que la couche absorbante n'a besoin que de quelques mm d'épaisseur pour absorber  $>90\%$  de la lumière au-dessus de la bande interdite [15, 17].*

*La technique de sublimation à espacement rapproché (CSS) est utilisée pour déposer des films CdTe afin d'obtenir de gros grains et un taux de croissance élevé. Sur les feuilles de polymère et d'acier, l'efficacité des cellules de CdTe serait de 13,8 % et 10,9 % respectivement. Sur le substrat de verre souple en saule, le rendement est de 16,4 %. Et un record mondial d'efficacité sur le verre rigide de 22,1 % a été établi par First Solar [16].*

*Ces qualités font du CdTe un matériau prometteur pour la production en masse de cellules solaires. Cependant, un inconvénient des cellules solaires au CdTe est la variation de performance*

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

de dispositifs pratiquement identiques qui présentent une variation relative allant jusqu'à 10% même pour des cellules qui sont déposées sur le même substrat. Ces variations de performance ne sont pas complètement comprises, mais sont généralement attribuées à un mauvais contact, à la sensibilité à l'humidité et à la qualité des matériaux. La disponibilité du « Te » est également une préoccupation en raison de la pénurie de ce matériau, ce qui pourrait être un problème pour la production de panneaux en série. Enfin, la plus grande préoccupation est la toxicité du cadmium et l'impact qu'il pourrait avoir sur l'environnement, ce qui avait conduit des sociétés industrielles à mettre en place un programme de recyclage des panneaux [15].



**Figure I-9 :** Schéma d'une section transversale d'une cellule solaire à couche mince de CdTe[18].

### I.3.3 Les couches minces de silicium

Les cellules solaires à couche mince en silicium sont l'une des solutions possibles à la demande croissante d'énergie. La filière de silicium cristallin en couche mince a été écartée en raison de l'absorption optique relativement faible du silicium cristallin par rapport aux films de silicium amorphe[19]. Le coefficient d'absorption du silicium amorphe hydrogéné est de ( $10^5 \text{ cm}^{-1}$ ) dans la région visible du spectre solaire est similaire à celui du CIGS et du CdTe.

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

*Le record d'efficacité pour une jonction unique en silicium est actuellement détenu par une cellule solaire de silicium à hétérojonction SHJ combiné avec un contact arrière interdigité (IBC), atteignant 26,7% [20].*

*Les cellules solaires photovoltaïques à couche mince partagent les mêmes restrictions de performance pour les dispositifs à simple jonction, connues sous le nom de limite de Shockley-Queisser, que les dispositifs conventionnels en Si. Shockley et Queisser ont suggéré un rendement de conversion spectrale plus élevé pour la cellule solaire de deuxième génération, mais cela ne conduit pas à un bon rendement [1]. Les pertes de transmission dans les cellules solaires de deuxième génération sont la principale cause de la réduction du rendement de conversion spectrale.*

## **I.4 La conversion photovoltaïque dans les cellules solaires à base de silicium amorphe**

*Le silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-Si:H}$ ) a prouvé qu'il était le matériau idéal pour l'électronique de grande surface[21], principalement pour quatre raisons :*

- 1) Le silicium amorphe possède toutes les propriétés semi-conductrices indispensables de dopage, de photoconductivité et la formation de jonctions, etc.*
- 2) Le procédé de dépôt par plasma permet de couvrir une grande surface, et en effet, le matériau a tendance à avoir une pureté et une plus grande uniformité à mesure que la taille du réacteur augmente.*
- 3) Avoir une forme de silicium avec les mêmes propriétés chimiques que son homologue cristallin, La fabrication de dispositifs s'appuie sur une grande partie des connaissances acquises au cours de l'industrie de la microélectronique au sujet du traitement de silicium.*
- 4) Enfin, le même procédé de dépôt de plasma permet la formation d'un ensemble diversifié des matériaux d'alliage qui fournissent les diélectriques et les couches de passivation nécessaires pour les appareils électroniques ainsi que les semi-conducteurs avec une gamme de bandes passantes.*

*En plus, Le silicium amorphe hydrogéné en couche mince ( $a\text{-Si:H}$ ) peut être un matériau alternatif pour un fonctionnement stable des applications photovoltaïques telles que les fenêtres*

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

*solaires. Il présente de nombreux avantages : il est non toxique, peut être déposé sur de grandes surfaces, est très fiable et a un faible coefficient de température.*

## **I.4.1 Le silicium amorphe**

*Le silicium amorphe hydrogéné ( $\alpha$ -Si:H) est devenu un matériau établi dans la technologie des semi-conducteurs, avec principalement des applications photovoltaïques et d'affichage à matrice active. La principale caractéristique de cette technologie est sa capacité à couvrir de vastes zones, ce qui permet de fournir des applications qui ne seraient pas disponibles autrement. L'extraordinaire capacité à fabriquer des dispositifs sur des plaques de verre d'un mètre ou de longs rouleaux de feuilles de métal dépasse le cadre de la fabrication traditionnelle de semi-conducteurs [21].*

*L'absence de l'ordre à longue portée dans les solides amorphes comme le silicium amorphe présente un grand défi à la fois théorique et expérimental pour leur étude[8].*

*Le  $\alpha$ -Si:H ne présente pas une structure ordonnée sur une longue distance. Néanmoins, il existe une similitude de configuration atomique à l'échelle atomique locale, où la plupart des atomes de silicium ont des liaisons covalentes avec quatre voisins. Bien que l' $\alpha$ -Si:H ne présente pas l'ordre à longue distance, il a le même ordre à courte distance que le silicium monocristallin. Cette conclusion sur la structure des liaisons dans l' $\alpha$ -Si:H a été obtenue à partir de mesures de diffraction des rayons X [22]. Les faibles écarts dans les angles de liaison et les longueurs de liaison entre les atomes voisins dans le  $\alpha$ -Si:H entraînent une perte complète de la structure ordonnée localement à une échelle dépassant quelques distances atomiques. La structure atomique résultante de  $\alpha$ -Si:H est appelée un réseau aléatoire continu. Les plus grands écarts dans les angles de liaison et les longueurs de liaison entre les atomes voisins dans le  $\alpha$ -Si:H résultent en des liaisons dites faibles ou déformées. Lorsque l'énergie disponible est suffisante, par exemple sous forme de chaleur, les liaisons faibles peuvent facilement être rompues. Ce processus conduit à la formation de défauts dans le réseau atomique[23].*

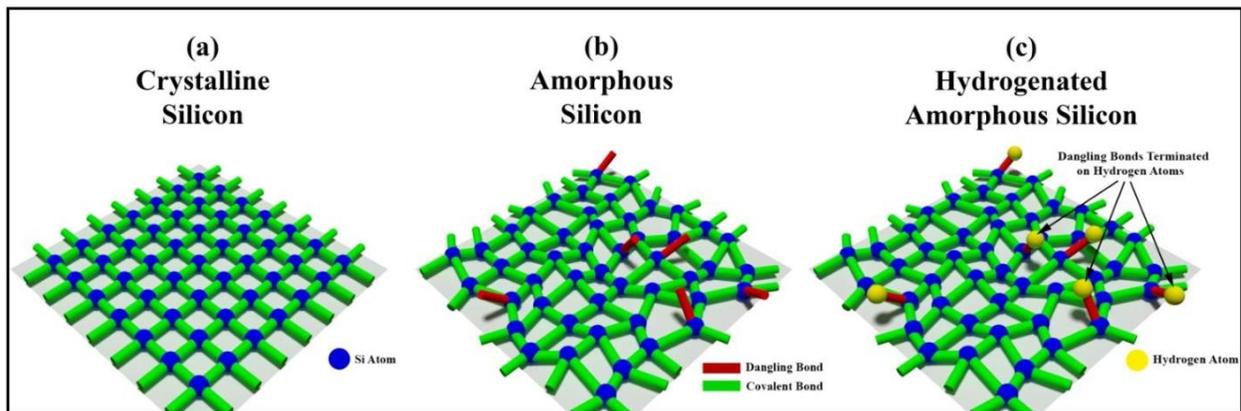
## **I.4.2 Les propriétés du silicium amorphe**

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

Le point de départ pour une compréhension approfondie des propriétés fondamentales du silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-Si:H}$ ) est la connaissance de la répartition des états énergétiques dans le gap de mobilité. Mais, c'est très difficile de déterminer une valeur exacte et unique de la densité d'états dans la bande interdite de silicium amorphe.

Les propriétés optiques de  $a\text{-Si:H}$  sont généralement définies par la valeur de la bande interdite optique, le coefficient d'absorption. La largeur du gap optique du silicium amorphe intrinsèque est  $E_{GOPT} < 1,80 \text{ eV}$ . Le coefficient d'absorption à 600 nm est  $\alpha_{600} > 3,5 \times 10^4 \text{ cm}^{-1}$  et à 400 nm il est  $\alpha_{400} > 5 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$  [24].

Les propriétés électriques du  $a\text{-Si:H}$  sont généralement caractérisées par le produit mobilité durée de vie, la conductivité dans l'obscurité et la photoconductivité. On utilise généralement la technique du grillage des porteurs de charges photo-générés en régime permanent (SSPG) pour déterminer la longueur de diffusion ambipolaire ( $\mu^*\tau$ ) dans le silicium amorphe. La conductivité dans l'obscurité des dispositifs de  $a\text{-Si:H}$  intrinsèques de qualité est inférieure à  $10^{-10} \text{ S.cm}^{-1}$ . La photoconductivité du dispositif de  $a\text{-Si:H}$  non dopé de qualité est supérieure à  $10^{-5} \text{ S.cm}^{-1}$  [22, 23, 25].



**Figure I-10:** Représentation schématique bidimensionnelle de la configuration des liaisons dans (a) le silicium cristallin, (b) le silicium amorphe et (c) le silicium amorphe hydrogéné [26].

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

## **I.4.3 Les cellules solaires à base de silicium amorphe**

*Les premières couches de silicium amorphe (a-Si) ont été utilisées pour la première fois en 1965 comme étant des films de "silicium de silane" déposés par radio frequency glow discharge ( rf glow discharge) [27].*

*Le silicium amorphe adapté aux applications électroniques, nécessitant un dopage, est un alliage de silicium et d'hydrogène. Il a été démontré à partir de mesures de l'effet de champ par Spear et Le Comber en 1972, que les matériaux amorphes déposés par plasma peuvent être fabriqués essentiellement avec une faible densité d'états dans la bande interdite du semi-conducteur. Il a fallu trois autres années pour que Spear et Le Comber, en 1975 et 1976, démontrent que le matériau peut être dopé de type n et de type p sur une large gamme en ajoutant de la phosphine (PH<sub>3</sub>) ou du diborane (B<sub>2</sub>H<sub>6</sub>) au mélange gazeux à décharge lumineuse [25].*

*Carlson et Wronski en 1976 , ont rapporté une cellule solaire en silicium amorphe à couche mince avec un rendement de conversion énergétique de 2,4 % [28].*

*Les couches dopées de silicium en couche mince ont, par rapport au silicium cristallin, une durée de vie de mobilité très courte. Les couches intrinsèques sont utilisées comme couches absorbantes. Les couches p et n sont nécessaires pour créer le champ électrique, qui collecte les électrons et les trous générés dans les couches absorbantes intrinsèques respectives. Le TCO et le contact arrière sont nécessaires pour conduire le courant vers les conducteurs de la cellule [29].*

## **I.4.4 La jonction p-i-n**

*Dans les semi-conducteurs cristallins tels que le Si, les jonctions p-n peuvent être facilement formées grâce à la haute qualité du matériau utilisé. Des tentatives de fabrication d'une jonction p-n avec des alliages a-Si:H ont été faites et ont abouti à des facteurs de qualité de diode de  $n = 2$ , ce qui suggère des courants de recombinaison élevés et semble donc présenter une limitation des performances du dispositif [30].*

# Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe

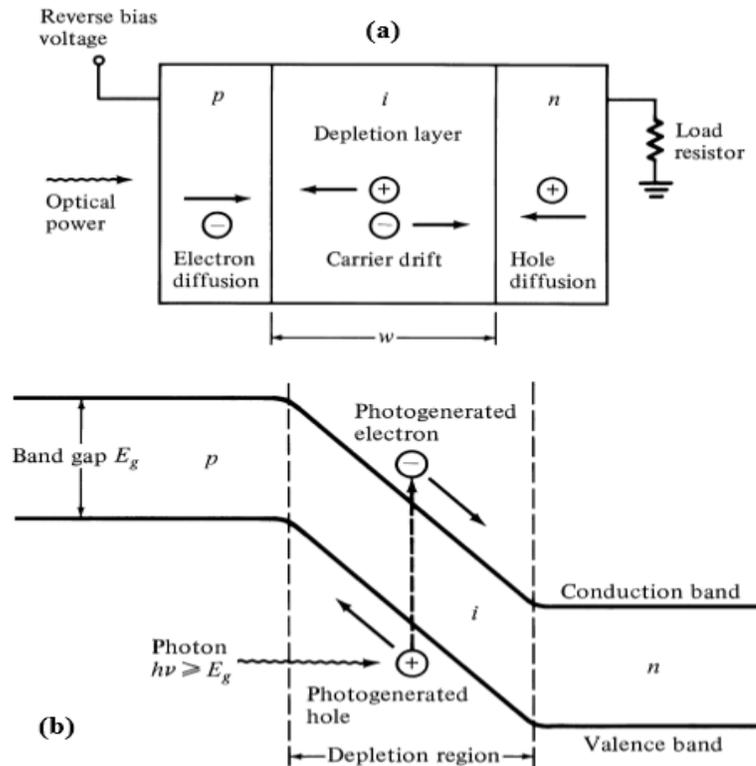


Figure I-11 : Schéma de la photodiode de type p-i-n[31].

La photodiode principale à l'intérieur d'une cellule solaire à base de silicium amorphe est constituée de trois couches déposées dans la séquence p-i-n ou n-i-p. Les électrons en excès sont effectivement transférés de la couche de type n à la couche de type p, laissant les couches chargées positivement et négativement (respectivement), et créant un champ électrique "intégré" assez important (généralement plus de  $10^4$  V/cm). La lumière du soleil entre dans la photodiode sous forme de flux de photons qui traversent la couche de type p, qui est une couche "fenêtre" presque transparente. Les photons solaires sont principalement absorbés dans la couche intrinsèque beaucoup plus épaisse ; chaque photon absorbé génère un électron et un trou photo-porteur. Les photo-porteurs sont entraînés par le champ électrique intégré vers les couches de type n et de type p, respectivement - générant ainsi de l'électricité solaire. Pour le a-Si:H dopé, il semble que les photo-porteurs minoritaires (trous dans le a-Si:H de type n, électrons dans le a-Si:H de type p) ne se déplacent pas très loin[24].

# **Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe**

---

## **I.4.5 La dégradation de la qualité des cellules solaires à base de a-Si :H**

*En 1977, Staebler et Wronski ont découvert des changements réversibles, induits par la lumière, au niveau des propriétés photo électroniques de a-Si:H. Ils ont constaté qu'une exposition prolongée à la lumière de films de a-Si:H dopés et non dopés diminue à la fois la conductivité dans l'obscurité et la photoconductivité et que ces conductivités peuvent être restaurées à leur état initial en recuisant ensuite les films dans l'obscurité. Ces changements photo-induits, communément appelés effet Staebler-Wronski (S- W), sont uniques en ce sens que (1) ils sont parfaitement réversibles, (2) ils peuvent entraîner d'énormes changements de conductivité, et (3) ils sont parfaitement stables à température ambiante. Comme ces changements ont de fortes implications sur la nature physique du a-Si:H et ses applications technologiques, l'effet S-W a suscité un intérêt considérable [22].*

*C'est pourquoi plusieurs techniques ont été proposées pour empêcher la dégradation des cellules solaires à base de a-Si:H par l'effet de la lumière, telles que la méthode de dilution de l'hydrogène, le dépôt à haute température, la réduction de la distance entre les électrodes, la diminution de l'épaisseur de la couche i a-Si:H et de la couche d'interface p/i[32]. D'autres études théoriques ont montré que la recombinaison provenant des états de queue de bande impose une limite radicale à la tension de sortie des cellules solaires p-i-n à base de a-Si:H[33].*

## **I.5 Conclusion**

*La technologie des couches minces de silicium jouera un rôle clé, car aujourd'hui c'est la seule technologie qui combine l'avantage de ressources pratiquement infinies avec une faible utilisation de matériaux. En plus, les modules solaires à couches minces en silicium ont un temps de retour énergétique deux fois plus court que les modules solaires cristallins à base de plaquettes et utilisent des matériaux abondants et non toxiques[29].*

## ***Chapitre I : introduction sur les cellules solaires à base de silicium amorphe***

---

*Pour renforcer la compétitivité des modules à base de a-Si:H sur le marché, il faut appliquer plusieurs aspects liés au rapport coût-performance dans la technologie des couches minces en silicium amorphe. Premièrement, on doit minimiser la dégradation induite par la lumière connue sous le nom d'effet Staebler-Wronski. Puis, on doit optimiser le rendement de conversion des cellules solaires a-Si:H. Cette augmentation doit résulter de l'amélioration des systèmes de gestion de la lumière, tels que le piégeage de la lumière et la réduction des pertes par absorption de lumière (absorption parasitique dans les couches fenêtres).*

***Chapitre II:***  
***matériaux pour la***  
***couche fenêtre***

## **Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre**

---

### **II.1 Introduction**

*Le photovoltaïque (PV) est un domaine multidisciplinaire qui nécessite une compréhension de la physique, de la chimie, des techniques de production et de la science des matériaux. Les cellules solaires à « couches minces » peuvent être fabriquées à partir de nombreux matériaux différents, notamment le silicium amorphe hydrogéné.*

*Une exigence importante pour atteindre des rendements élevés dans ce type de cellules solaires est une bonne transparence de la couche fenêtre de type p. la transparence est le résultat de la large bande interdite.*

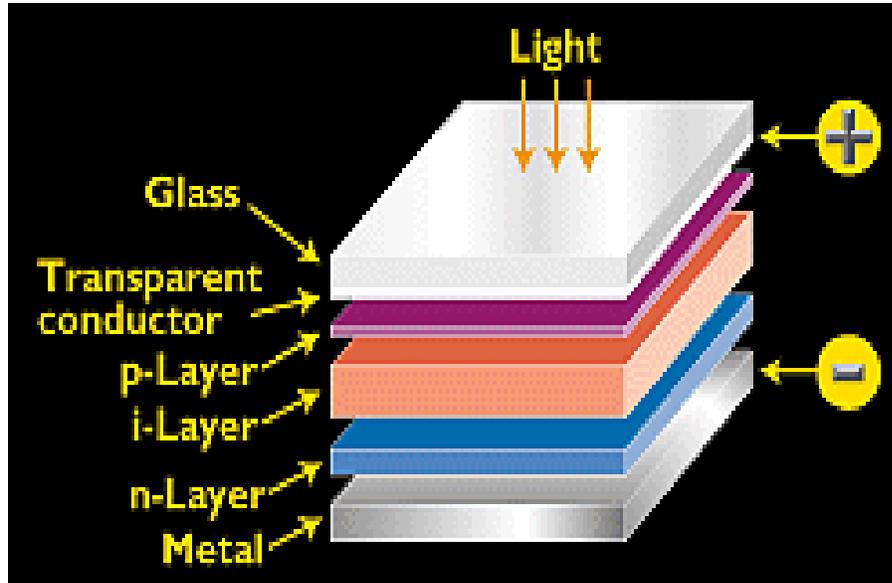
*Les matériaux qui ont une large bande interdite optique et une haute conductivité, des couches de type p dans les cellules solaires a-Si:H, ont toujours retenue l'attention pour augmenter la longueur du chemin optique - des photons - dans les couches absorbantes [34]. Le silicium amorphe, le silicium microcristallin (taille de grain  $\sim 1 \mu\text{m}$ ), le silicium nanocristallin ( $\sim 10 \text{ nm}$ ) et leurs alliages se présentent comme des candidats très prometteurs pour l'avenir prévisible. Ces types de films à petits grains de silicium peuvent être élaborés à des températures modérées [19].*

### **II.2 L'effet de la couche fenêtre**

*La couche fenêtre de type p et son interface avec la couche intrinsèque sont connues pour être les enjeux les plus importants lors de l'obtention de hautes performances dans les cellules solaires à couche mince en silicium amorphe (a-Si) et le dépôt de cette couche est une étape très exigeante. Comme la couche p agit comme une couche fenêtre dans les structures de superstrat et de substrat. Par conséquent, la lumière doit traverser la couche p avant d'être absorbée dans la couche intrinsèque, elle nécessite un matériau présentant une conductivité transversale élevée ainsi qu'une bonne transparence dans la partie bleue du spectre, La grande transparence du matériau dans la partie bleue du spectre est généralement corrélée avec une bande interdite élevée, cette large bande interdite permet de fournir une tension de circuit ouvert ( $V_{oc}$ ) élevée. Delors, de grandes influences sur la valeur du  $V_{oc}$  obtenue dans les dispositifs réalisés et que la majeure partie de la tension en circuit ouvert est générée par la transition p- i dans les cellules solaires à une*

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre

configuration *p-i-n* [22,33,35]. De plus, la tension maximale en circuit ouvert ( $V_{oc}$ ) d'une cellule solaire à base de silicium amorphe (*a-Si*) est fixée par la valeur théorique estimée du potentiel d'intégration, qui est établie par la couche fenêtre de type *p* et la couche *n*.



**Figure II-1** : La cellule typique en silicium amorphe est conçue selon le modèle *p-i-n*, dans lequel une couche intrinsèque est insérée entre une couche *p* et une couche *n*.

De plus, l'efficacité quantique (*QE*) des cellules solaires à base de *a-Si:H*, en particulier dans les régions de courtes longueurs d'onde, est significativement affectée par l'absorption optique de la couche fenêtre de type *p*. Il est donc très important d'obtenir un *gap* optique élevé tout en maintenant une faible énergie d'activation pour la couche fenêtre de type *p* [36]. Une couche fenêtre avec une petite bande interdite conduirait à une cellule sans photo-courant ; par conséquent, la couche fenêtre doit être transparente pour la lumière, qui a une énergie inférieure à la bande interdite du matériau absorbant en silicium amorphe. La lumière absorbée dans les couches dopées peut difficilement contribuer à la génération de courant dans la cellule solaire, en raison de leur faible durée de vie de mobilité des électrons et des trous, qui est le résultat de la densité élevée de défauts. C'est pourquoi il faut éviter l'absorption dans les couches dopées, appelée

## **Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre**

---

absorption parasite. Cette absorption parasite dans la couche  $p$  avant réduit l'absorbance des couches  $i$  jusqu'à une longueur d'onde de 600 nm .

Ces films sont nécessaires pour assurer un mécanisme de séparation des paires électron-trou dans la couche absorbante, mais ils sont également une source d'absorption parasite. Cependant, ces couches peuvent permettre un meilleur contrôle de la réflexion optique si elles sont correctement conçues [37].

### **II.2.1 L'effet de l'épaisseur de la couche fenêtre**

La première exigence sur la couche fenêtre est que la lumière atteigne la région de la couche active. La lumière incidente traverse une couche fenêtre qui est conçue pour minimiser l'absorption avant que la lumière n'atteigne l'absorbeur en présentant une large bande interdite et en étant aussi mince que possible.

L'épaisseur de la couche fenêtre joue un rôle majeur dans l'absorption des photons et la génération de paires électron-trou dans la couche intrinsèque [38]. L'augmentation de cette épaisseur favorise la recombinaison et entraîne une diminution de la collecte des porteurs. Ainsi, une couche  $p$  plus épaisse pourrait augmenter la valeur du  $V_{OC}$  de la cellule en raison d'une augmentation du champ électrique[15].

L'augmentation de l'épaisseur de la couche fenêtre  $p$  augmente l'absorption optique (absorption parasitaire) dans cette couche et peut également empêcher la lumière d'atteindre la couche  $i$ . Cependant, la lumière dans la couche  $p$  n'a pas de contribution au courant photo générée. Et comme la quantité de lumière traversant la couche active est réduite, le courant photo généré diminue, ce qui entraîne une diminution du courant dans l'ensemble du dispositif [15, 38].

En observant la caractéristique  $J(V)$  (voir Tableau II-1), on peut constater que : le courant dans la région haute tension diminue lorsque l'épaisseur de la couche  $p$  augmente, sans aucun effet significatif dans la région basse tension, ce qui est dû à une augmentation de la résistance série de l'échantillon au fur et à mesure que l'épaisseur augmente [15].

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre

Les petites épaisseurs de la couche p améliorent le piégeage de la lumière dans la structure. Par conséquent, une amélioration du taux de génération de paires électron-trou dans les structures p-i-n est obtenue et induit une amélioration du  $J_{sc}$ .

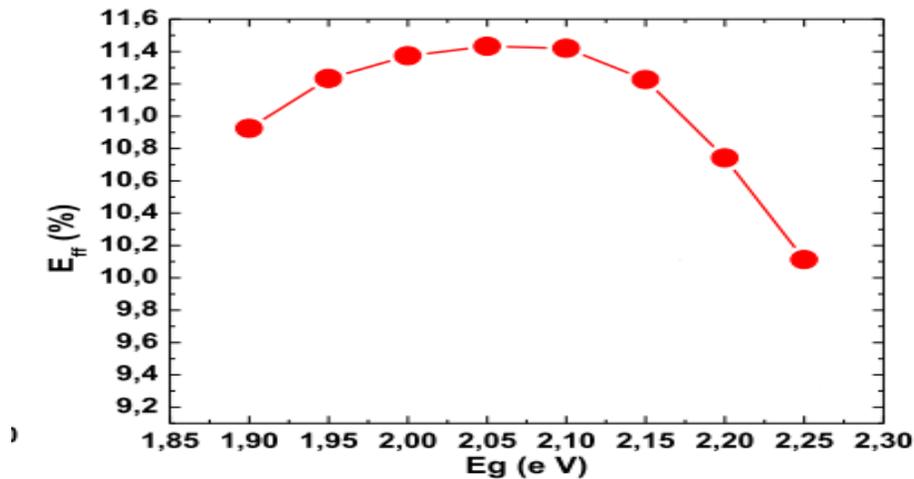
**Tableau II-1** : Performance photovoltaïque pour les cellules solaires a-SiOx : H dont l'épaisseur de la couche p est variable [39].

épaisseur	$J_{sc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{oc}$ (Volts)	Eff (%)	FF (%)
5 nm	10.877	0.853	5.733	63.1
10 nm	10.687	0.853	5.768	63.3
12.5 nm	10.545	0.853	5.697	63.4
15 nm	10.400	0.852	5.618	63.4
17.5 nm	10.254	0.852	5.537	63.4
20 nm	10.105	0.851	5.452	63.4
25 nm	9.791	0.850	5.271	63.4

### II.2.2 L'effet de l'énergie de gap de la couche fenêtre

Une couche fenêtre avec une petite bande interdite conduirait à une cellule sans photocourant ; par conséquent, la couche fenêtre doit être transparente pour la lumière, qui a une énergie inférieure à la bande interdite du matériau absorbant en silicium amorphe[29].

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre



**Figure II-2 :** Variation du rendement avec la largeur de la bande interdite ( $E_g$ ) de la couche fenêtre p-nc-SiOx:H [40]

### II.2.3 L'effet du dopage de la couche fenêtre

Le principal effet du dopage est le changement de la position du niveau de Fermi dans l'espace du semi-conducteur. Dans l'a-Si.H, le dopage de type p permet de faire descendre le niveau de Fermi à presque 0,3 eV de la bande de valence. Ces changements de la position du niveau de Fermi sont accompagnés d'un changement de plus de huit ordres de grandeur de la conductivité de l'obscurité [41].

Une forte concentration de dopants conduit à la création d'états intermédiaires et à un désordre supplémentaire dans la structure. Il peut aussi réduire la hauteur effective de la barrière Schottky en augmentant le mécanisme de transport par tunnel à l'interface [15]. Cette dégradation de l'interface Schottky n'est pas observée lorsque le p- $\mu$ c-Si:H est utilisé comme couche p.

## II.3 Les matériaux utilisés pour la couche fenêtre

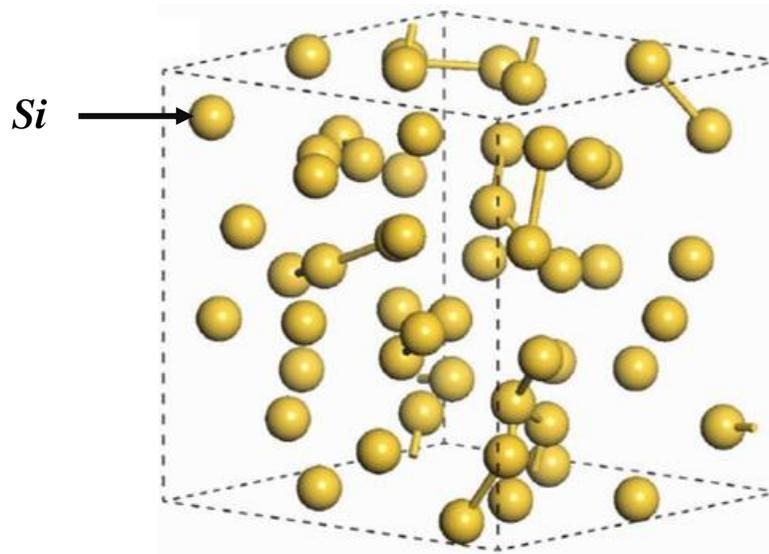
### II.3.1 P a-Si : H

Les couches de silicium amorphe hydrogéné dopées (n ou p) sont utilisées pour former des jonctions comme collecteurs d'électrons et de trous, permettant la fabrication de contacts

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre

pratiquement sans recombinaison. Cependant, le coefficient d'absorption élevé et la bande interdite quasi directe relativement étroite de *a-Si:H* ( $E_g=1,7$  eV), combinés à sa densité de défauts élevée, entraînent des pertes parasites importantes dans les domaines ultraviolet et visible du spectre de la lumière solaire, car la plupart des porteurs photo générés dans ces films se recombinent avant de pouvoir être collectés [42]. L'application du *p-a-Si:H* pour la collecte des trous est délicate en raison de sa forte absorption parasite et de son efficacité modérée en matière de dopage [43].

Il a été constaté que les appareils utilisant la couche *p-a-Si:H* (gap peu étroite) risquent d'être peu performants vers l'extrémité bleue du spectre, à moins que l'épaisseur de la couche de type *p* ne soit suffisamment mince [30]. La faible efficacité est principalement due à la mauvaise qualité du transport avec une faible mobilité du produit ( $\mu\tau$ ), en particulier pour les trous. Le faible produit  $\mu\tau$  limite l'épaisseur de la couche *i* de l'absorbeur dans la cellule solaire de configuration *p-i-n* [44].



**Figure II-3** : Structure du silicium amorphe générée par le modèle de simulation DMOL3 [45].

### II.3.2 *P a-SiC: H*

Pour fabriquer une couche à large bande interdite de type *p*, on invoque généralement l'effet d'alliage.

## **Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre**

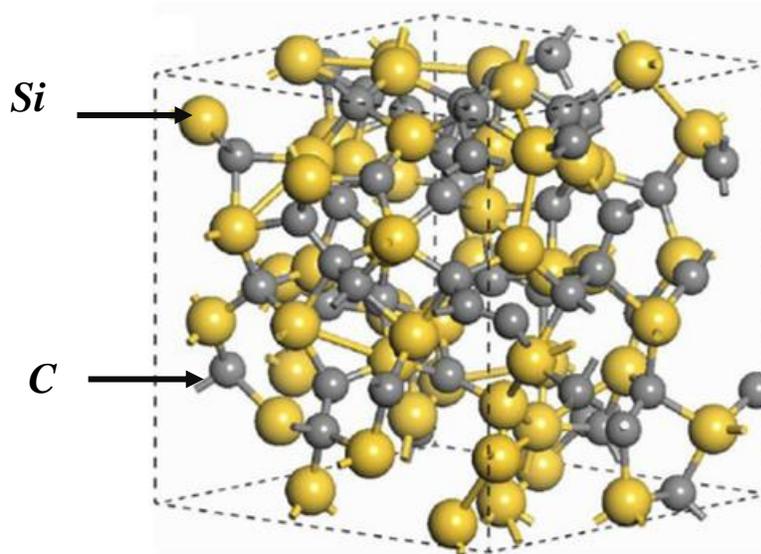
---

Au début des années 1980, Tawada et al. [46] ont introduit avec succès une couche  $p$  en  $a\text{-SiC:H}$  à base de méthane dans des cellules solaires  $a\text{-Si:H}$  de type  $p\text{-i-n}$ . Par la suite, le carbure de silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-SiC:H}$ ) de type  $p$  a été largement utilisé comme couche fenêtre dans les cellules solaires à base de  $a\text{-Si}$  pour sa large bande interdite et sa transmission élevée. Améliorant ainsi, la tension en circuit ouvert et les rendements de conversion [35, 36]. Mais le rapport entre cette valeur de  $V_{oc}$  et la largeur de la bande interdite de mobilité ( $E_g$ ) dans la couche  $i\text{-a-Si:H}$  était encore bien inférieur à son homologue cristallin [47].

En formant un carbure de silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-SiC:H}$ ), la bande interdite de la couche  $a\text{-SiC}_x\text{H}$  pourrait atteindre 1,8-3,3 eV, selon la teneur en carbone ( $x$ ), et ce type de couche  $p$  a été utilisé avec succès dans la structure de configuration superstrate ( $p\text{-i-n}$ ) des cellules solaires en verre/TCO/ $p\text{-i-n}$ /métal. Mais l'incorporation d'atomes du C dans la couche induirait des défauts structuraux plus désordonnés qui limiteraient les améliorations ultérieures des performances des cellules solaires et conduiraient même à accélérer la dégradation des dispositifs induite par la lumière [34]. De plus, la conductivité de l'obscurité, qui limite la résistance en série et le potentiel d'intégration des cellules solaires, reste inadéquate en raison de la faible efficacité de dopage des films  $a\text{-SiC:H}$  de type  $p$  à forte teneur en carbone [36].

L'importance de ce matériau découle du fait que ses propriétés électriques et optiques peuvent être contrôlées en faisant varier la composition en carbone, en silicium et en hydrogène du film [48].

Sa bande interdite élevée assure une transparence élevée dans la majeure partie de la partie visible du spectre et, par conséquent, le SiC peut être utilisé comme couche fenêtre [1].



**Figure II-4** : Structures du carbure de silicium amorphe générées par le modèle de simulation DMOL3 [45].

### II.3.3 P a-SiOx:H

Au moyen de la technique PECVD, Fujikake et al. [49] ont obtenu l'oxyde de silicium amorphe hydrogéné (a-Si:Ox:H) en utilisant le  $\text{CO}_2$  comme source d'oxygène. Cette couche fenêtre traitée en 1992, a contribué avec le plus haut rendement de conversion de 12,5% pour les cellules solaires de  $1\text{cm}^2$  de surface, et plus de 10% de rendement pour le sous-module correspondant de  $30 \times 40\text{ cm}^2$ . Malgré ces résultats, la couche fenêtre à base de a-Si:Ox:H reste un matériau moins exploré pour l'application dans les cellules solaires [50].

L'oxyde de silicium amorphe hydrogéné non stœchiométrique (a-SiOx:H) a été largement étudié dans le passé afin de comprendre l'influence d'un faible pourcentage d'oxygène (1-10%) sur diverses propriétés du silicium amorphe. Dans les années 1990, l'a-SiOx:H a gagné un intérêt en tant que matériau à large bande interdite pour des applications dans les dispositifs optoélectroniques. En fait, la capacité d'obtenir le a-SiOx:H dopé avec de bonnes propriétés électriques fait de ce matériau un candidat approprié pour la réalisation de la couche fenêtre des cellules solaires a-Si:H à haut rendement [51].

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre

Des recherches sur les propriétés structurelles des films  $a\text{-SiO:H}$  ont été effectuées par Morimoto et al., ils ont affirmé que l' $a\text{-SiO:H}$  n'est pas inférieur à l' $a\text{-SiC:H}$  en tant que matériau à large gap optique pour l'application dans les cellules solaires à base de  $a\text{-Si:H}$  [52].

### II.3.4 P $\mu\text{c-Si:H}$ ou P $\text{nc-Si:H}$

Des groupes japonais se sont retrouvés à préparer des films microcristallins au lieu de films amorphes dans le cadre d'une étude sur la préparation de silicium amorphe hydrogéné dopé par dépôt à décharge lumineuse [25]. Le silicium microcristallin hydrogéné ( $\mu\text{c-Si:H}$ ), déposé par PECVD, n'est pas un matériau uniforme et standard ; il s'agit plutôt d'un mélange de cristallites, de régions amorphes et de ce que l'on appelle souvent des "vides" ou des "fissures" (et qui sont en réalité des régions de faible densité). En augmentant la dilution de l'hydrogène dans le plasma de dépôt, on obtient des couches de plus en plus cristallines, avec une fraction volumique amorphe moindre et une fraction croissante de vides ou de fissures [53].

Les couches minces de silicium nanocristallin hydrogéné ( $\text{nc-Si:H}$ ) sont constituées d'un matériau à deux phases : des colonnes de cristallites de Si d'une taille d'environ 3 à 5 nm incorporées dans une matrice de silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-Si:H}$ ) [6, 33]. Après la démonstration par Usui et Kikuchi [54] du premier film semi-conducteur de  $\text{nc-Si:H}$  fabriqué par décharge lumineuse au silane à basse température en 1979, le matériau a attiré une grande attention dans la communauté du silicium en couches minces. Les couches ont également été dopées avec succès avec du bore ou du phosphore, donnant des couches de contact de type p et n, respectivement, ainsi que les premières cellules solaires p-i-n à base de  $\text{nc-Si:H}$  [55].

Le silicium nanocristallin hydrogéné dopé au bore ( $\text{nc-Si:H}$ ) est un matériau attrayant pour les applications électroniques et photovoltaïques de grande surface. Il présente des avantages par rapport au silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-Si:H}$ ) et au carbure de silicium en ce qui concerne la conductivité plus élevée et l'absorption optique plus faible dans le domaine visible. Les films minces de type p  $\text{nc-Si:H}$  sont utilisés comme couche fenêtre dans les cellules solaires p-i-n avec une couche intrinsèque d' $a\text{-Si:H}$  ou de  $\text{nc-Si:H}$ .

Le coefficient d'absorption optique calculé des couches de  $\text{nc-Si:H}$  à forte fraction cristalline est généralement plus élevé que celui du silicium monocristallin. La tentative la plus

## **Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre**

---

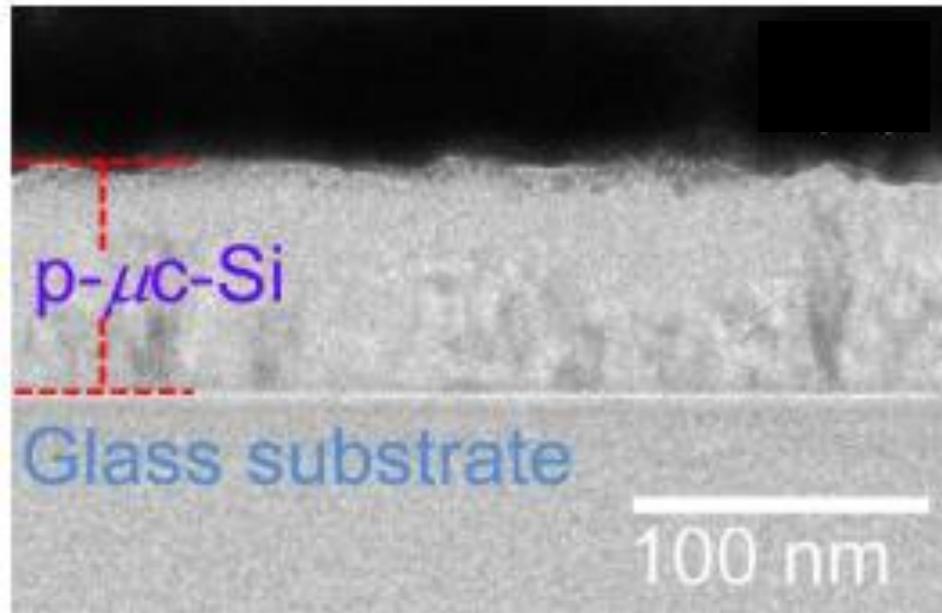
évidente pour expliquer cette absorption optique accrue consiste à considérer un modèle de milieu efficace pour prendre en compte la phase amorphe présente dans les échantillons[19].

Pour obtenir une faible perte d'absorption dans la couche *p*, les conditions de dépôt doivent être optimisées spécifiquement pour les couches minces afin de réduire l'épaisseur de la phase d'incubation amorphe. Un autre problème technologique est que le mécanisme de croissance du *nc-Si:H* dépend fortement du matériau du substrat et des conditions de surface, ce qui limite le choix des oxydes conducteurs transparents pour les cellules de jonction dans une configuration de type *superstrat*.

Par rapport aux films *a-SiC* de type *p*, une efficacité de dopage élevée pourrait être obtenue dans les films de silicium microcristallin de type *p* ( $\mu\text{c-Si}$ ) ou de silicium nanocristallin de type *p* (*nc-Si*) avec des structures relativement ordonnées. Les films à base du  $\mu\text{c-Si}$  de type *P*, dont les valeurs de la conductivité de l'obscurité sont supérieures à  $1 \text{ S/cm}$ , ont été déposés avec succès dans des conditions de dilution d'hydrogène élevée. Cependant, il a été généralement prouvé que la bande interdite optique des films  $\mu\text{c-Si}$  de type *P* à haute cristallinité se maintient à une valeur relativement faible  $\sim 1,1 \text{ eV}$  [36], similaire à celle du silicium cristallin.

Étant donné que le *nc-Si:H* est un matériau hétérogène de microstructure complexe, la fraction cristalline du matériau, la taille des cristallites, les vides et les limites des grains jouent un rôle important dans la détermination des propriétés électroniques et optiques des films. Ces paramètres peuvent également avoir un effet sur les performances des dispositifs [56].

Guha et al. [57] ont incorporé une couche *p* de silicium microcristallin ( $\mu\text{c-Si:H}$ ) dans des cellules *a-Si:H* de configuration *n-i-p*, augmentant le  $V_{OC}$  à 0,96-0,99 V, et grâce à un régime de dépôt à forte dilution d'hydrogène, Deng et al.[58] et Yang et al.[59] ont obtenu un  $V_{OC}$  supérieur à 1,0 V. Cependant, en ce qui concerne la structure et le rôle des matériaux de type *p* déposés dans des conditions similaires, il existe plusieurs suggestions contradictoires. Rath et al.[60] ont rapporté que l'utilisation d'une couche *p* véritablement  $\mu\text{c-Si:H}$  dans des cellules *p-i-n* à base de *a-Si:H* pourrait induire un effet désastreux sur le  $V_{OC}$  et le facteur de forme (*FF*), lorsque une couche tampon est insérée entre les couches *p* et *i* [47].



**Figure II-5 :** Micrographies HRTEM des films minces  $p\text{-}\mu\text{c-SiOx:H}$  préparés par VHF-PECVD dans un environnement  $\text{SiH}_4$  pur [61].

### II.3.5 $P\ \mu\text{c}\ \text{SiC:H}$ ou $P\ \text{ncSiC:H}$

Les films de carbure de silicium microcristallin hydrogéné dopé au bore ( $p\text{-}\mu\text{c-SiC:H}$ ) ont été utilisés comme matériau de type  $p$  dans les cellules solaires à base de silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-Si:H}$ ) car ils présentent une conductivité électrique, une transmission optique, une mobilité des porteurs et un taux de dopage supérieur à celles des films minces de carbure de silicium amorphe hydrogéné de type  $p$  classiques ( $p\text{-}a\text{-SiC:H}$ ) [62]. La bande interdite optique de la couche  $p\text{-nc-SiC:H}$  ( $E_{\text{gopt}}=1,95\ \text{eV}$ ) est également inférieure à celle de la couche  $p\text{-}a\text{-SiC:H}$  ( $E_{\text{gopt}}=2,07\ \text{eV}$ ) [32].

Un film  $p\text{-nc-SiC:H}$  est un matériau hautement conducteur et à large bande interdite qui lui permet d'être un candidat prometteur pour servir de couche tampon dans une cellule solaire à base de silicium amorphe [63].

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre

---

Chen et al. [64] ont signalé une amélioration du rendement de conversion de la cellule solaire ( $\eta = 9,6 \%$ ) avec une application réussie de carbure de silicium microcristallin comme couche fenêtre caractérisée par  $E_{gopt} = 2,8 \text{ eV}$  [1].

### II.3.6 $p\text{-}\mu\text{c-SiOx:H}$ ou $p\text{-nc-SiOx:H}$

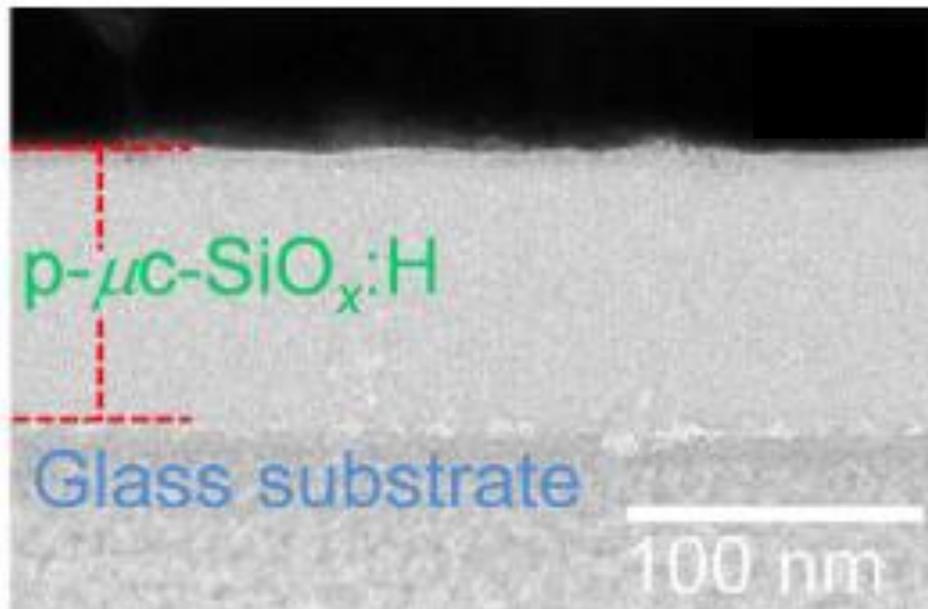
Sichanugrist et al. [65] ont déposé des films d'oxyde de silicium amorphe de type  $p$  et de type  $n$  avec une phase de silicium microcristallin par la technique CVD au plasma et ont constaté qu'il est plus facile de rendre ces films micro cristallisés que les films  $a\text{-SiC:H}$ . Watanabe et al. [66] ont proposé un modèle de structure à deux phases pour les films  $a\text{-SiO:H}$ , une phase riche en silicium et une phase riche en oxygène. Ils ont suggéré que la phase riche en oxygène est efficace pour augmenter le gap optique des films, alors que les porteurs photo générés voyagent principalement à travers la phase riche en silicium [52]. Le  $nc\text{-SiOx:H}$  mérite une attention particulière en raison de sa multifonctionnalité et de son adaptabilité démontrée dans l'application pour les cellules solaires à couche mince à base de silicium. Le  $nc\text{-SiOx:H}$  est un matériau à phase mixte comprenant des filaments de silicium nanocristallin incorporés dans une matrice d'oxyde de silicium amorphe. La croissance anisotrope du matériau se traduit par une bonne conductivité transversale et une mauvaise conductivité latérale, ce qui améliore les performances électriques de la cellule solaire. Optiquement, sa bande interdite relativement large et son faible coefficient d'absorption suppriment l'absorption parasite propre, tout en fournissant une tension intégrée élevée en tant que couche  $p$ . Un indice de réfraction adéquate offre un moyen de réduire la réflexion au niveau de la couche fenêtre [67]. Ce matériau peut être obtenu en ajoutant du dioxyde de carbone ( $\text{CO}_2$ ) au mélange gazeux précurseur dans une couche dopée  $p$  et déposée dans le régime microcristallin ( $p\text{-}\mu\text{c-Si}$ ). En faisant varier le flux de  $\text{CO}_2$ , le gap optique du  $nc\text{-SiOx}$  peut être facilement réglé. Il a été démontré que l'augmentation de  $E_{gopt}$  est corrélée à un indice de réfraction plus faible et à une transparence accrue dans les courtes longueurs d'onde. Profitant de cette transparence élevée, le  $nc\text{-SiOx}$  dopé type  $p$  a été introduit pour la première fois dans les cellules solaires  $a\text{-Si:H}$  par Sichanugrist et al. comme couche fenêtre [35].

L'oxyde de silicium microcristallin dopé ( $\mu\text{c-SiOx:H}$ ) est un matériau qui a gagné un intérêt scientifique en raison de son absorption optique réduite et de son faible indice de réfraction, tout

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre

en générant un potentiel intégré suffisant à travers la couche absorbante pour la séparation électron-trou. Il a été démontré qu'il est possible de contrôler l'indice de réfraction ( $n$ ) de  $\mu\text{-SiO}_x\text{:H}$  non dopé et dopé dans la plage de 1,8 à 3,6 eV. La conductivité électrique du  $\mu\text{-SiO}_x\text{:H}$  dopé est attribuée à la présence de filaments de silicium microcristallin dopé dans une matrice d'oxyde de silicium amorphe, ceci se traduit par une conductivité hors plan des couches supérieure à  $10^{-5}$  S/cm, alors que leur conductivité dans le plan est faible, et elle est de l'ordre de  $10^{-10}$  S/cm [37].

L'oxyde de silicium nanocristallin hydrogéné ( $\text{nc-SiO}_x\text{:H}$ ) s'est révélé être une alternative très prometteuse aux films de silicium amorphe et microcristallin couramment utilisés. La principale propriété du  $\mu\text{-SiO}_x\text{:H}$  dopé est qu'il a une conductivité plus élevée que l'oxyde de silicium amorphe avec la même bande interdite, en raison de sa phase dopée  $\mu\text{-Si:H}$  hautement conductrice [29]. La production de films présentant d'excellentes propriétés optiques et électriques est possible pour le  $\text{nc-SiO}_x\text{:H}$  grâce à sa microstructure unique consistant en une combinaison de silicium nanocristallin hautement conducteur ( $\text{nc-Si}$ ) et d'oxyde de silicium amorphe hautement transparent ( $\text{a-SiO}_x\text{:H}$ ) [68].



**Figure II-6 :** Micrographies HRTEM des films minces  $\text{p-}\mu\text{-SiO}_x\text{:H}$  préparés par VHF-PECVD dans un mélange  $\text{CO}_2/\text{SiH}_4$ [61].

## Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre

---

### II.3.7 II.3.7 P a SiOxCy: H

Un film d'oxyde de silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-SiOx:H}$ ) est un matériau à large bande interdite, dont l'énergie de la bande interdite varie en fonction du rapport de composition de l'oxygène. Dans les films  $a\text{-SiOx:H}$  dont l'énergie de la bande interdite optique est inférieure à 2,0 eV, on obtient une photosensibilité supérieure à  $10^5 \text{cm}^{-1}$  [69].

Kang et al.[70] a rapporté des films minces de type p  $a\text{-SiOxCy:H}$  qui ont été fabriqués en introduisant un gaz dopant supplémentaire au triméthylbore (TMB,  $B(\text{CH}_3)_3$ ) dans des films de type p- $a\text{-SiOx:H}$  standard conventionnels. L'ajout de TMB dans l'état de p- $a\text{-SiOx:H}$  a amélioré la bande interdite optique de 2,14 à 2,20 eV sans détérioration de la conductivité électrique, ce qui est prometteur pour la couche fenêtre de type p des cellules solaires à couche mince. Ces films de type p- $a\text{-SiOxCy: H}$  suggérés ont été appliqués dans des cellules solaires en silicium amorphe et ils ont obtenu une augmentation de l'efficacité quantique dans les régions de courte longueur d'onde grâce à la large bande interdite de la nouvelle couche p, et l'amélioration de l'efficacité a donc été démontrée dans la cellule solaire  $a\text{-Si:H}$ .

### II.3.8 II.3.8 P $\mu\text{c}$ SiOxCy: H

Ce matériau présente une stabilité chimique élevée, des gaps optiques (Egopt) et des conductivités qui répondent aux exigences des applications des cellules solaires en tant que contacts dopants (diminution des pertes optiques de la couche avant et amélioration du chemin optique, lorsqu'elle est utilisée comme couche de dopage arrière avec un contact arrière métallique hautement réfléchissant [71]).

Goyal et al.[37] a démontré que l'utilisation d'un précurseur de l'oxygène et du carbone facile à manipuler, l'hexaméthylidisiloxane (HMDSO), pour déposer des couches de type p- $\mu\text{c-SiOxCy:H}$ . En comparaison avec les résultats de la littérature pour p- $\mu\text{c-SiOx:H}$ , ces couches ont des indices de réfraction plus élevés pour des fractions cristallines similaires. L'incorporation supplémentaire de C dans les films est efficace pour réduire l'absorption (en formant des régions  $a\text{-SiC:H}$ ), mais pas aussi efficace que l'incorporation d'une quantité équivalente de O. Il est

## **Chapitre II : matériaux pour la couche fenêtre**

---

possible de contrôler l'indice de réfraction dans la plage de 2,5 à 3,85 et la conductivité de l'obscurité dans la plage de 1 à  $10^{-8}$  S/cm.

Kang et al.[72] rapportent un nouveau film d'oxycarbure de silicium microcristallin de type p à large bande interdite ( $p\text{-}\mu\text{c-SiOxCy:H}$ ) préparé par dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma. Comme gaz dopant supplémentaire, le triméthylbore a été introduit dans le mélange gazeux standard de silane, de dioxyde de carbone, d'hydrogène et de diborane. Avec le triméthylbore et le diborane comme gaz de dopage, la bande interdite optique ( $E_{\text{gopt}}$ ) du film  $p\text{-}\mu\text{c-SiOxCy:H}$  formé était de 0,18 eV supérieure à celle de l'oxyde de silicium microcristallin de référence ( $p\text{-}\mu\text{c-SiOx:H}$ ) traité uniquement avec du gaz de dopage diborane pour les mêmes niveaux d'épaisseur de film et de conductivité électrique.

### **II.4 Conclusion**

Comme nous l'avons mentionné dans ce chapitre, plusieurs types de matériaux qui se caractérisent par une bande interdite plus large et avec des propriétés optiques et électriques assez remarquables ont été adoptés pour remplacer le silicium amorphe hydrogéné et ses alliages utilisés depuis des décennies comme couche fenêtre dans les cellules solaires à base de silicium amorphe. On cite : le silicium amorphe dopé p ( $p\text{-a-Si:H}$ ), le carbure de silicium amorphe dopé p ( $p\text{-a-SiC:H}$ ), l'oxyde de silicium amorphe dopé p ( $p\text{-a-SiOx:H}$ ), le silicium nanocristallin dopé p ( $p\text{-nc-Si:H}$ ), le carbure de silicium nanocristallin dopé p ( $p\text{-nc-SiC:H}$ ), le silicium nanocristallin oxydé dopé p ( $p\text{-nc-SiOx:H}$ ) et l'oxycarbure de silicium amorphe dopé p ( $p\text{-a-SiOxCy:H}$ ).

*Chapitre III : la  
simulation des  
cellules solaires par  
AMPS-1D*

# **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

---

## **III.1 Introduction**

*Ce chapitre fournit une description détaillée du logiciel utilisé pour la simulation, à savoir le AMPS-1D (Analysis of Microelectronic and Photonic Structures in one Dimension). Ce code de calcul numérique est utilisé pour analyser et étudier les performances des cellules solaires. Il a prouvé qu'il est un outil très puissant pour comprendre le fonctionnement et la physique des dispositifs à structures monocristallines, polycristallines et amorphes[73].*

*Pour comprendre comment AMPS-1D fonctionne, il faut d'abord noter qu'avec l'approche continue utilisée dans ce code, les mécanismes de transport dans le dispositif peuvent être capturés par trois équations : l'équation de Poisson, l'équation de continuité pour les trous libres et l'équation de continuité pour les électrons libres.*

*Ces trois équations et les conditions aux limites correspondantes, ainsi que la méthode de résolution numérique utilisée pour les résoudre, feront l'objet de ce chapitre.*

## **III.2 Concepts de base**

### **III.2.1 AMPS-1D**

*Les simulations numériques basées sur la physique des cellules solaires en couches minces ont reçu plus d'attention et sont devenues de plus en plus fiables au cours des deux dernières décennies, depuis que la modélisation des cellules solaires a commencé au début des années 80. Un certain nombre de logiciels de simulation tels que AMPS-1D, SCAPS-1D, PC-1D, SimWindows, ADEPT-F, AFORS-HET, ASPIN et ASA ont été développés. Ces logiciels ont été développés pour modéliser les cellules solaires. Ils ont des capacités et des limites diverses, mais les principes de base sont les mêmes[74]. Une revue des différentes méthodes de simulation et de leurs avantages et inconvénients est indiquée dans la Réf.[75]. Dans ce travail, nous utilisons le simulateur AMPS-1D pour nos calculs.*

*AMPS-1D a été développé avec le soutien de l'Institut de recherche sur l'énergie électrique et le soutien matériel d'IBM. Il est la création du professeur Stephen J. Fonash et de son équipe.*

## Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D

Dans le centre de formation et d'utilisation des nanotechnologies à l'Université de Pennsylvanie [76].

Ce simulateur est un programme très général d'analyse et de conception du transport dans les structures microélectroniques et photoniques [76].

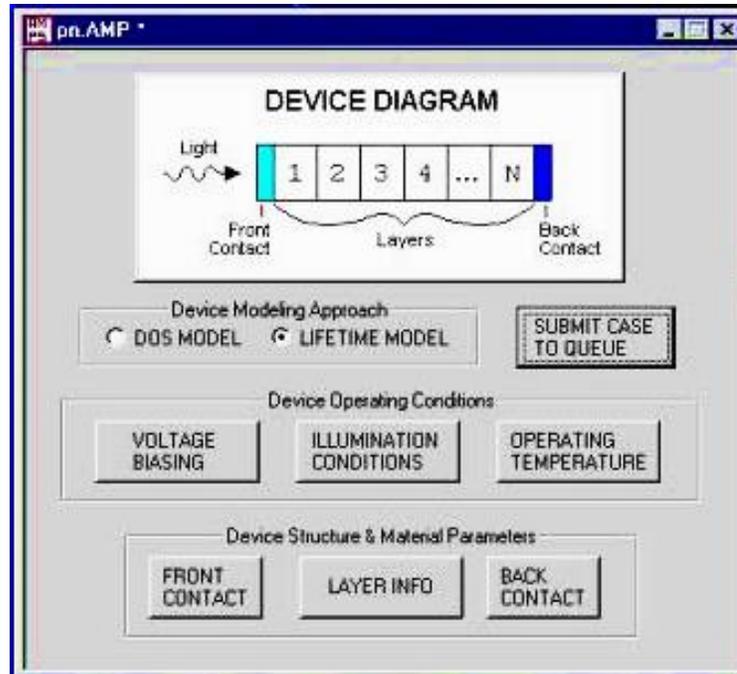


Figure III-1: Menu principale de AMPS-1D

### III.2.2 Structures simulées par AMPS-1D

AMPS-1D est un programme informatique unidimensionnel pour la simulation de la physique du transport dans les dispositifs à semi-conducteurs. Il utilise l'approche des premiers-principes pour analyser les mécanismes de transport dans les structures des dispositifs électroniques et optoélectroniques à semi-conducteurs. Ces structures peuvent être composées de matériaux cristallins, polycristallins, amorphes ou de combinaisons de ceux-ci. Ce programme, résout numériquement les trois équations régissant les dispositifs semi-conducteurs (l'équation de Poisson et les équations de continuité des électrons et des trous) sans faire d'hypothèses a priori sur les mécanismes contrôlant le transport dans ces dispositifs. Grâce à ce traitement numérique

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

général et exact, AMPS peut être utilisé pour examiner une variété de structures de dispositifs, notamment :

- *Homo-jonction et hétérojonction p-n et p-i-n, cellules solaires et détecteurs ;*
- *structures microélectroniques à homo-jonction et hétérojonction p-n, p-i-n, n-i-n et p-i-p ;*
- *structures de cellules solaires à multi-jonction ;*
- *structures microélectroniques à multi-jonction ;*
- *les structures de détecteurs et de cellules solaires à composition graduelle ;*
- *structures microélectroniques à composition graduelle ;*
- *de nouvelles structures microélectroniques, photovoltaïques et optoélectroniques ;*
- *Dispositifs à barrière Schottky avec des couches arrière optionnelles[76].*

### **III.2.3 Les particularités de AMPS-1D**

*Une comparaison du programme AMPS-1D avec d'autres programmes existants montre qu'il diffère des autres programmes d'analyse du transport de plusieurs manières. Parmi celles-ci, on peut citer :*

- *Sa capacité à traiter n'importe quel défaut, n'importe quel taux de dopage, n'importe quel gap énergétique et n'importe quelle distribution spéciale.*
- *Son incorporation de la recombinaison S-R-H et de la recombinaison bande à bande (pas d'effet tunnel).*
- *Son incorporation des statistiques de Boltzmann et de Fermi-Dirac.*
- *Sa capacité à traiter les propriétés des matériaux variables.*
- *Son traitement très général des contacts.*
  
- *Sa capacité à traiter le transport dans des dispositifs uniquement sous tension, uniquement sous éclairement, ou sous les deux à la fois [77].*

# **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

---

## **III.3 Modèle physique et équations gouvernantes**

*Le mécanisme de collecte des porteurs de charge dans les cellules solaires p-i-n à faible mobilité a été étudié par des modèles numériques [78] et analytiques [79]. Que ce soit numériquement ou analytiquement, voici l'ensemble des équations qui décrivent le comportement photovoltaïque du dispositif :*

### **III.3.1 Équation de Poisson**

*Grâce à la théorie fondamentale des champs électromagnétiques, nous savons que les charges électriques libres donnent lieu à un champ électrique. L'équation de Poisson relie le potentiel électrostatique à la densité de charge locale  $\rho$ , qui est la somme des charges mobiles générées par les charges fixes générées et les impuretés ionisées du dopant et les charges piégées ( $n_t$  et  $p_t$ ). Elle dépend également de la constante diélectrique  $\epsilon$  locale du matériau :*

$$\frac{d}{dx} \left( -\epsilon(x) \frac{d\psi'}{dx} \right) = q \times [p(x) - n(x) + N_D^+(x) - N_A^-(x) + p_t(x) - n_t(x)] \quad (\text{III} - 1)$$

*Où  $p$  et  $n$  sont respectivement la concentration de trous et d'électrons,  $N_A^-$  et  $N_D^+$  sont respectivement la concentration des impuretés ionisées du dopant accepteur et donneur. Il est important de comprendre que la concentration des atomes donneurs compte comme une charge positive puisqu'ils cèdent un électron lorsqu'ils sont introduits dans le semi-conducteur, ce qui fait de l'atome devient un ion positif. Le même argument s'applique aux atomes accepteurs car ils produisent un trou dans le semi-conducteur, c'est-à-dire qu'ils absorbent un électron, ce qui en fait des ions négatifs.*

### **III.3.2 Equations de continuité**

*Les équations qui permettent de suivre les électrons de la bande de conduction et les trous de la bande de valence sont les équations de continuité. Ces équations de continuité décrivent la*

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

---

variation de la concentration d'électrons et de trous par rapport au temps suite aux processus de recombinaison et de génération [80].

En régime permanent, le taux de variation dans le temps des concentrations de porteurs libres est égal à zéro[76].L'équation de transport décrit la variation des densités de courant des porteurs de charge en fonction des phénomènes de dérivation-diffusion [80].

### **III.3.2.A Equation de continuité pour les électrons**

L'équation de continuité pour les électrons libres dans les états délocalisés de la bande de conduction a la forme suivante :

$$\frac{1}{q} \left( \frac{dJ_n}{dx} \right) = -G_{op} + R(x) \quad (\text{III} - 2)$$

Même dans les cas où la population d'électrons peut être dégénérée ou les propriétés du matériau peuvent varier avec la position, la densité de courant des électrons  $J_n$  peut toujours être exprimée sous la forme[76] :

$$J_n(x) = q\mu_n n \left( \frac{dE_{f_n}}{dx} \right) \quad (\text{III} - 3)$$

### **III.3.2.B Equation de continuité pour les trous**

L'équation de continuité pour les trous libres dans les états délocalisés de la bande de valence a la forme suivante :

$$\frac{1}{q} \left( \frac{dJ_p}{dx} \right) = -G_{op} + R(x) \quad (\text{III} - 4)$$

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

---

Même dans les cas où les populations de trous peuvent être dégénérées ou les propriétés du matériau peuvent varier avec la position, la densité de courant des trous peut toujours être exprimée simplement sous la forme :

$$J_p(x) = q\mu_p p \left( \frac{dE_{fp}}{dx} \right) \quad (\text{III} - 5)$$

### **III.3.3 Processus de recombinaison**

Il existe deux processus de base par lesquels les électrons et les trous peuvent se recombiner les uns aux autres. Dans le premier processus, les électrons de la bande de conduction effectuent des transitions directes vers des états vacants de la bande de valence. Ce processus est appelé recombinaison bande à bande ou recombinaison directe  $R_D$  (également connue sous le nom de recombinaison intrinsèque).

Dans le second processus, les électrons et les trous se recombinent à travers des états intermédiaires de la bande de valence. Des états intermédiaires de la bande interdite, appelés centres de recombinaison. Ce processus, étudié à l'origine par Shockley, Read et Hall, est appelé recombinaison indirecte  $R_I$  ou recombinaison S-R-H (également connue sous le nom de recombinaison extrinsèque). Le modèle utilisé dans AMPS -1D pour le terme de recombinaison nette  $R(x)$  dans les équations de continuité prend en compte ces deux processus de sorte que [76] :

$$R(x) = R_D(x) + R_I(x) \quad (\text{III} - 6)$$

### **III.3.4 Résolution des équations**

Ces équations sont évidemment à la fois non linéaires et couplées. En raison de cette non-linéarité et de ce couplage, des méthodes numériques sont nécessaires pour les résoudre. En raison du caractère discret de ces techniques de résolution, le domaine de définition des équations doit également être discrétisé. La discrétisation des équations différentielles se fait par la méthode des différences finies.

# **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

## **III.3.4.A Les conditions aux limites**

*Dans nos calculs, l'état d'une cellule est défini par trois variables dépendantes :*

*Le niveau du vide  $\Psi$  et les quasi-niveaux de fermi, pour les trous  $E_{Fp}$  et pour les électrons  $E_{Fn}$ . Si ces trois variables dépendantes sont connues en en chaque position  $x$  de la structure, toutes les autres grandeurs, caractérisant le système considéré peuvent être calculées en fonction de la position  $x$ .*

*Sachant qu'à l'équilibre thermodynamique, le niveau de fermi est constant, en chaque point de la structure, la variable  $\psi$  peut être déterminée par la résolution de l'équation de Poisson. Cela se fait en considérant les conditions aux limites suivantes :*

$$\psi(0) = 0 - \chi(L) - \phi_{bL} + \phi_{b0} + \chi(0) \quad (\text{III} - 7)$$

$$\psi(L) = 0 \quad (\text{III} - 8)$$

*Hors équilibre thermodynamique, le niveau de fermi se divise en quasi-niveaux de fermi pour les électrons et pour les trous. On obtient, ainsi, un système à trois équations différentielles, non linéaires et couplées. Pour déterminer les grandeurs variables inconnues ( $\psi$ ,  $E_{Fp}$ ,  $E_{Fn}$ ), six conditions aux limites doivent être considérées. Deux conditions pour chaque grandeur. Les deux premières conditions aux limites sont :*

$$\psi(0) = 0 - \chi(L) - \phi_{bL} + \phi_{b0} + \chi(0) - V \quad (\text{III} - 9)$$

$$\psi(L) = 0 \quad (\text{III} - 10)$$

$L$ : Longueur du dispositif.

$\chi(0)$ ,  $\chi(L)$ : Affinité électronique en  $x=0$  et  $x=L$ .

$\phi_{bL}$ ,  $\phi_{b0}$ : Hauteurs de barrières aux niveau des contact arrière et avant, respectivement.

$V$ : Polarisation appliquée.

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

La condition (III-10) veut dire qu'à la position  $x = L$ , le potentiel électrostatique est choisi égal à 0.

Les conditions imposées sur les densités de courants, au niveau des positions  $x = 0$  et  $x = L$ , donnent les quatre autres conditions aux limites :

$$J_n(0) = qS_{n0}[n(0) - n_0(0)] \quad (\text{III} - 11)$$

$$J_p(0) = -qS_{p0}[p(0) - p_0(0)] \quad (\text{III} - 12)$$

$$J_n(L) = -qS_{nL}[n(L) - n_0(L)] \quad (\text{III} - 13)$$

$$J_p(L) = qS_{pL}[p(L) - p_0(L)] \quad (\text{III} - 14)$$

$S_{n0}, S_{p0}, S_{nL}, S_{pL}$  représentent les vitesses de recombinaison pour les électrons et les trous en  $x=0$  et  $x=L$ , respectivement. La valeur la plus élevée que peut avoir la vitesse de recombinaison est de  $10^7$  cm/s.

$n(0), p(0)$  sont les densités d'électrons et de trous en  $x=0$ , respectivement.

$n(L), p(L)$  sont respectivement les densités d'électrons et de trous en  $x=L$ .

$n_0(0), p_0(0), n_0(L), p_0(L)$  sont les densités des électrons et des trous à l'équilibre thermodynamique en  $x=0$  et  $x=L$ .

En tenant compte des conditions précédentes, les équations gouvernantes du transport des porteurs de charge sont résolues simultanément pour déterminer  $\psi = \psi(x), E_{Fn} = E_{Fn}(x)$  et  $E_{Fp} = E_{Fp}(x)$  [81].

### **III.3.4.B La méthode des différences finies**

Le domaine de définition en AMPS est la région  $0 \leq x \leq L$ . Le dispositif existant dans ce domaine est défini uniquement par l'utilisateur. Il peut bien évidemment être une structure microélectronique ou photonique très générale. Une fois qu'elle est définie, AMPS fractionne la structure en  $N$  tranches et  $N+1$  points de maillage principal. Pour discrétiser les équations différentielles, la méthode des différences finies est utilisée. Cette méthode remplace les opérateurs différentiels par des opérateurs de différence.

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

---

Il y a  $N-1$  ensembles d'équations (un ensemble à chaque point de grille intérieur dans le dispositif). En outre, il y a six conditions aux limites. Cela donne un total de  $3N+3$  équations qui doivent être résolues par AMPS-1D [76].

### **III.3.4.C La méthode de Newton-Raphson**

La méthode de Newton (également reconnue comme la méthode Newton-Raphson), nommée du nom d'Isaac Newton et de Joseph Raphson, est une technique pour estimer séquentiellement des approximations supérieures à l'extraction (ou aux zéros) d'une fonction réelle [82].

$$x : f(x) = 0 \qquad \qquad \qquad \text{(III – 15)}$$

La méthode de Newton-Raphson est utilisée en AMPS-1D pour résoudre l'ensemble de  $3(N+1)$  équations algébriques résultant de la division d'une structure de dispositif en  $N$  sections et de l'écriture des équations différentielles gouvernantes en termes de différences dans les variables d'état,  $E_{Fn}$  et  $E_{Fp}$  aux points de grille définissant ces sections.

## **III.4 Les paramètres d'entrée / les paramètres de sortie**

### **III.4.1 Paramètres d'entrée pour les matériaux amorphes**

Cette partie, détaille les paramètres d'entrée utilisés par AMPS-1D pour simuler les matériaux semi-conducteurs amorphes. La principale différence entre les semi-conducteurs amorphes et monocristallins est la faible mobilité et le grand nombre d'états localisés dans le gap des semi-conducteurs amorphes.

#### **III.4.1.A Paramètres généraux du dispositif**

##### **Mode de fonctionnement**

AMPS-1D peut fonctionner en deux modes distincts : le mode de densité d'état (DOS) ou le mode de durée de vie (life time). Le mode DOS permet de définir plusieurs états de défaut en utilisant les densités, la distribution d'énergie et les sections transversales de capture. Le modèle

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

de durée de vie ne permet pas les processus dits de recombinaison, où les entrées sont données sous forme de durée de vie des porteurs, qui sont supposés constants, indépendants de la lumière et de la tension de polarisation.

Les paramètres cités dans le tableau ci-dessous (tableau III-1) ne peuvent être saisis qu'une seule fois et s'appliquent en général à tout le dispositif.

**Tableau III-1 : Paramètres généraux du dispositif**

<i>Paramètre</i>	<i>définition</i>	<i>unité</i>
<i>Conditions aux limites</i>		
<i>PHIBO</i>	<i>Hauteur de la barrière du contact avant</i> $PHIBO = \Phi_{b0} = EC - EF$ à $x=0$	(eV)
<i>PHIBL</i>	<i>Hauteur de la barrière du contact arrière</i> $PHIBL = \Phi_{bL} = EC - EF$ à $x=L$	(eV)
<i>Vitesses de recombinaison superficielle</i>		
<i>SNO</i>	<i>Vitesse de recombinaison superficielle pour les électrons à <math>x=0</math>.</i>	(cm/s)
<i>SNL</i>	<i>Vitesse de recombinaison superficielle pour les électrons à <math>x=L</math>.</i>	(cm/s)
<i>SPO</i>	<i>Vitesse de recombinaison superficielle pour les trous à <math>x=0</math>.</i>	(cm/s)
<i>SPL</i>	<i>Vitesse de recombinaison superficielle pour les trous à <math>x=L</math>.</i>	(cm/s)
<i>Coefficient de réflexion pour la lumière incidente sur les surfaces avant et arrière</i>		
<i>RF</i>	<i>Coefficient de réflexion à l'interface <math>x=0</math> (avant)</i>	
<i>RB</i>	<i>Coefficient de réflexion à l'interface <math>x=L</math> (arrière)</i>	
<i>T</i>	<i>Température</i>	(Kelvin)

### **III.4.1.B Paramètres de tension de polarisation**

<i>Paramètre</i>	<i>définition</i>	<i>unité</i>
<b>Starting voltage</b>	<i>Limite inférieure de la plage de polarisation de la tension</i>	(V)
<b>Ending voltage</b>	<i>Limite supérieure de la plage de polarisation de la tension</i>	(V)

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

<b>Voltage step 1</b>	<i>Pas de tension dans la plage du premier pas</i>	(V)
<b>Voltage step 2</b>	<i>Pas de tension dans la plage du deuxième pas</i>	(V)
<b>Voltage step 3</b>	<i>Pas de tension dans la plage du troisième pas</i>	(V)
<b>Voltage step 4</b>	<i>Pas de tension dans la plage du quatrième pas</i>	(V)
<b>Switchover voltage 1</b>	<i>Tension de commutation de la plage du premier pas.</i>	(V)
<b>Switchover voltage 2</b>	<i>Tension de commutation de la plage du deuxième pas.</i>	(V)
<b>Switchover voltage 3</b>	<i>Tension de commutation de la plage du troisième pas.</i>	(V)

### **III.4.1.C Paramètres des couches**

Dans l'interface de AMPS-1D, on doit spécifier pour chaque couche un certain nombre de paramètres pour que la simulation soit correcte et les résultats obtenues soient fiables.

**Tableau III-2 : Paramètres physiques**

<i>Paramètre</i>	<i>définition</i>	<i>unité</i>
<b>Width</b>	<i>Largeur (ou épaisseur) de la couche</i>	(nm)
<b>MAXGRID</b>	<i>Pas de discrétisation au centre de la couche</i>	(nm)
<b>EPS</b>	<i>La permittivité relative <math>\epsilon_r</math> à la température <math>T</math> telle que <math>\epsilon_s = \epsilon_r \epsilon_0</math>, où <math>\epsilon_s</math> est la permittivité du semi-conducteur</i>	
<b>NA</b>	<i>Densité du dopant accepteur</i>	( $cm^{-3}$ )
<b>ND</b>	<i>Densité du dopant donneur</i>	( $cm^{-3}$ )
<b>NC</b>	<i>Densité effective d'états dans la bande de conduction à la température <math>T</math></i>	( $cm^{-3}$ )
<b>NV</b>	<i>Densité effective d'états dans la bande de valence à la température <math>T</math></i>	( $cm^{-3}$ )
<b>MUN</b>	<i>Mobilité des électrons</i>	( $cm^2/V/s$ )
<b>MUP</b>	<i>Mobilité des trous</i>	( $cm^2/V/s$ )
<b>EG</b>	<i>Le gap de mobilité <math>EG\mu</math> à la température <math>T</math></i>	(eV)
<b>CHI</b>	<i>Affinité électronique <math>\chi_e</math> (eV) à la température <math>T</math></i>	(eV)
<b>EGOPT</b>	<i>Le gap optique à la température <math>T</math></i>	(eV)

# Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D

## III.4.1.D Paramètres d'illumination et d'absorption

Tableau III-3 : Paramètres optiques

Paramètre	Définition	unité
<b>LIGHT*</b>	détermine si la lumière est souhaitée dans le programme	
<b>LAMBDA</b>	Longueur d'onde du rayonnement incident	( $\mu\text{m}$ )
<b>FLUX</b>	Le flux incident à la longueur d'onde	( $1/\text{cm}^2/\text{sec}$ )
<b>ALPHA**</b>	Le coefficient d'absorption à la longueur d'onde en question dans chaque région de la structure	( $\text{cm}^{-1}$ )

\*Si **LIGHT** = NO, alors aucun spectre n'a besoin d'être défini et l'utilisateur n'est intéressé que par les caractéristiques de l'appareil dans l'obscurité sous une tension de polarisation.

\*\* Nous soulignons que cette information doit être spécifiée par l'utilisateur pour chaque région (couche) de la structure du dispositif.

## III.4.2 Paramètres de sortie

AMPS génère des sorties telles que le diagramme de bande (y compris les niveaux de quasi-Fermi), les populations de porteurs, les courants, les profils de recombinaison, les caractéristiques courant-tension (I-V) et la réponse spectrale peuvent être obtenus pour des dispositifs soumis à différents niveaux de tension, d'illumination ou de polarisation de tension et d'illumination à la fois [76].

### III.4.2.A Caractéristique densité de courant- tension

La caractéristique courant-tension, ainsi que d'autres sorties de l'AMPS, peut être utilisée pour déterminer comment différents mécanismes de transport deviennent importants à différentes magnitudes de polarisation directe et inverse.

## Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D

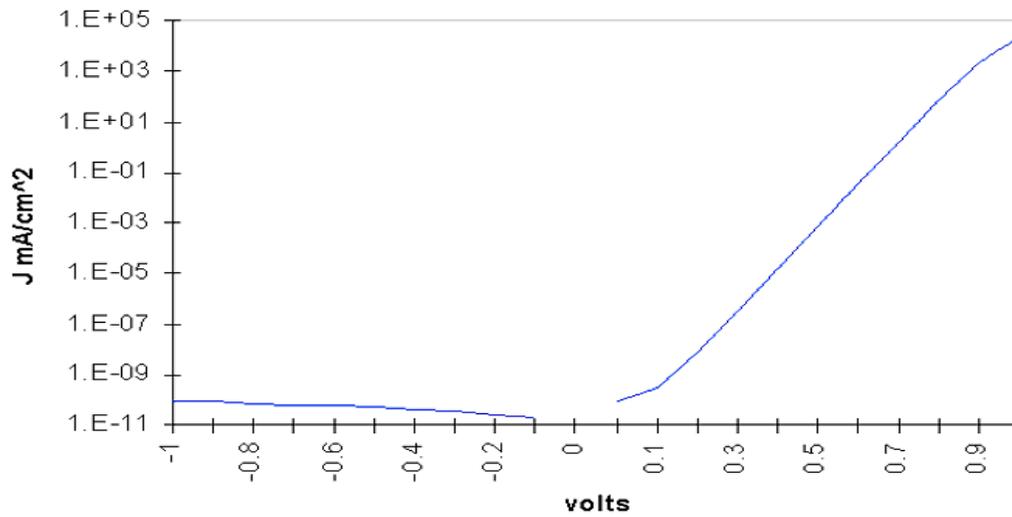


Figure III-2 : Caractéristique courant-tension en polarisation directe et inverse (courbe tracé sur AMPS-1D)

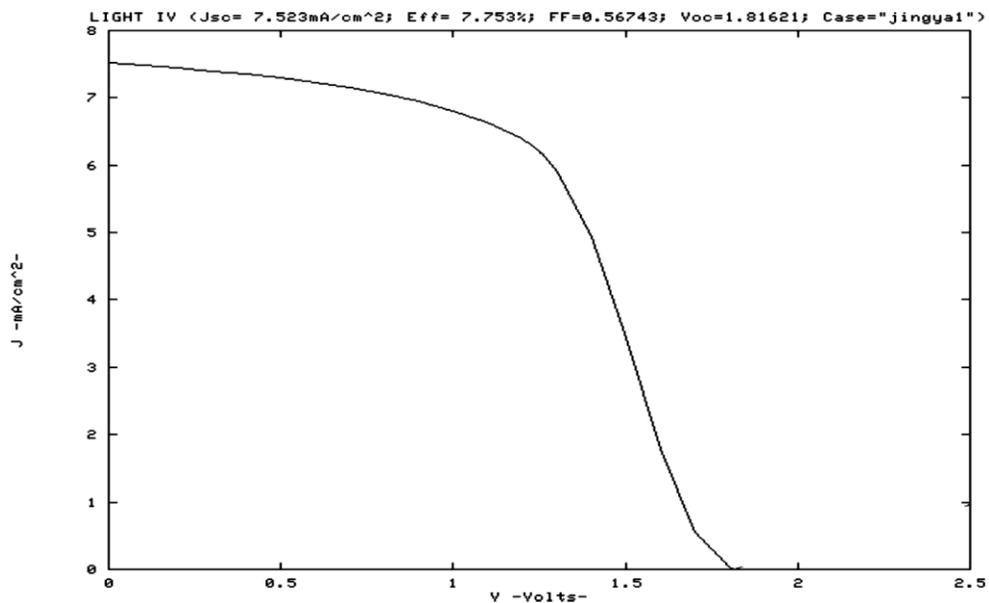


Figure III-3 : Caractéristique courant-tension sous éclaircissement et valeurs de performance pour une cellule solaire à triple jonction.

## Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D

Il est également possible d'extraire les données de l'AMPS-1D pour tracer les courbes par des programmes plus spécialisés, comme ORIGIN.

### III.4.2.B Diagramme de bande

Ces diagrammes permettent d'expliquer le fonctionnement de nombreux types de dispositifs semi-conducteurs et de visualiser comment les bandes changent avec la position (flexion de bande). Les bandes peuvent être colorées pour distinguer le remplissage des niveaux.

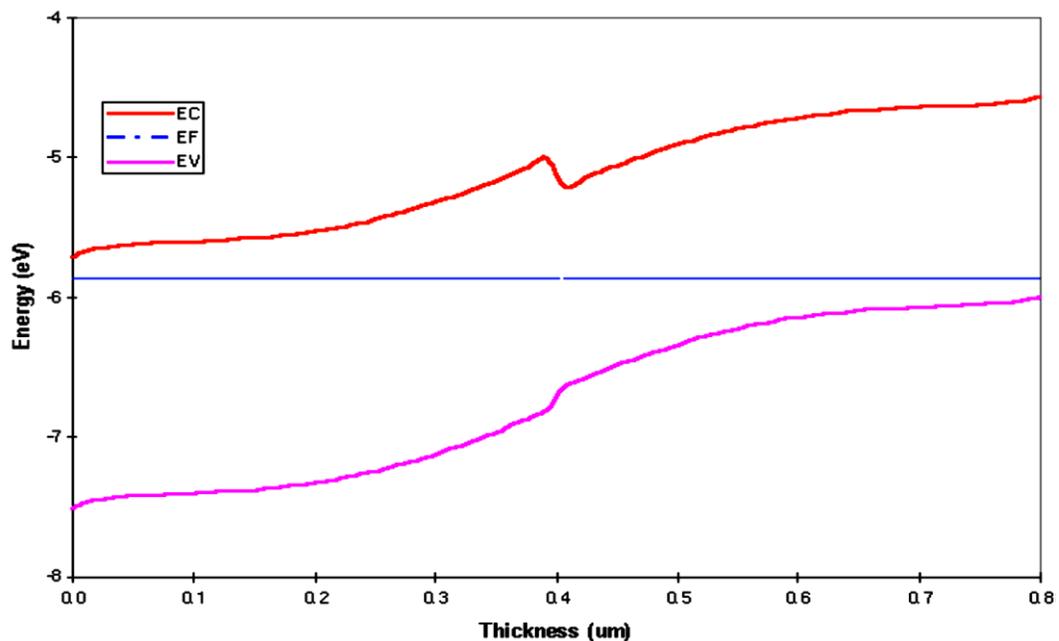


Figure III-4 : Structure de bande en équilibre thermodynamique.

### III.4.2.C Réponse spectrale

La réponse spectrale est le rapport entre le courant généré par la cellule solaire et la puissance incidente sur la cellule solaire. Pour voir le courant généré pour chaque longueur d'onde, il suffit de cocher la case "spectral response".

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

### **III.5 Modèles utilisés pour représenter les défauts (Etats du centre du gap)**

#### **III.5.1 La distribution en U**

La densité d'états au centre du gap,  $G_{mg}$ , est considérée constante, dans le cas de la distribution en U. Elle est positive et mesurée, vers le bas, à partir de  $E_c$ . Cette région est comprise entre  $E_{up}$  et  $E_G - E_{low}$ .  $E_{up}$  et  $E_{low}$  sont données par :

$$E_{up} = E_A \cdot \ln \left( \frac{G_{A0}}{G_{mg}} \right) \quad (III - 16)$$

$$E_{low} = E_D \cdot \ln \left( \frac{G_{D0}}{G_{mg}} \right) \quad (III - 17)$$

$E_{up}$  est mesurée positivement vers le bas à partir de  $E_c$ .

$E_{low}$  est mesurée positivement vers le haut à partir de  $E_v$ .

Les états du centre du gap sont accepteurs ( $D^{-/0}$ ) pour  $(E - E_c)$  inférieure à  $E_{da}$ . Ils sont donneurs ( $D^{+/0}$ ) pour  $(E - E_c)$  supérieure à  $E_{da}$ .

$E_{da}$  est dite énergie de changement (Switch-over Energy). Elle est mesurée vers le bas à partir du bord de la bande de conduction  $E_c$ .

Le modèle en U est l'association de la région constante et des queues de bande (**Figure III-5(a)**).

#### **III.5.2 La distribution Gaussienne**

Les états au centre du gap peuvent aussi être modélisés par deux fonctions gaussiennes. La séparation, en énergie, entre les pics des gaussiennes est en moyenne de 0,5eV, dans le cas du silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H). Cette énergie est dite énergie de corrélation. La valeur de 0,5 eV permet d'obtenir une cuvette dans la densité d'état (DOS), entre les pics gaussiens. Ceci est un résultat vérifié expérimentalement, par absorption et photoconductivité.

Au-dessus de  $E_{da}$  la fonction Gaussienne correspond aux états accepteurs ( $D^{-/0}$ ), de densité volumique  $N_{AG}$ . Au-dessous de  $E_{da}$  la fonction Gaussienne correspond aux états donneurs ( $D^{+/0}$ ), de densité volumique  $N_{DG}$ [81]. Leurs expressions sont :

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

$$g_{AG}(E'') = \left( \frac{N_{AG}}{\sqrt{2\pi}\sigma_{AG}} \right) \exp \left\{ -\frac{(E'' - E_{AG})^2}{2\sigma_{AG}^2} \right\} \quad (III - 18)$$

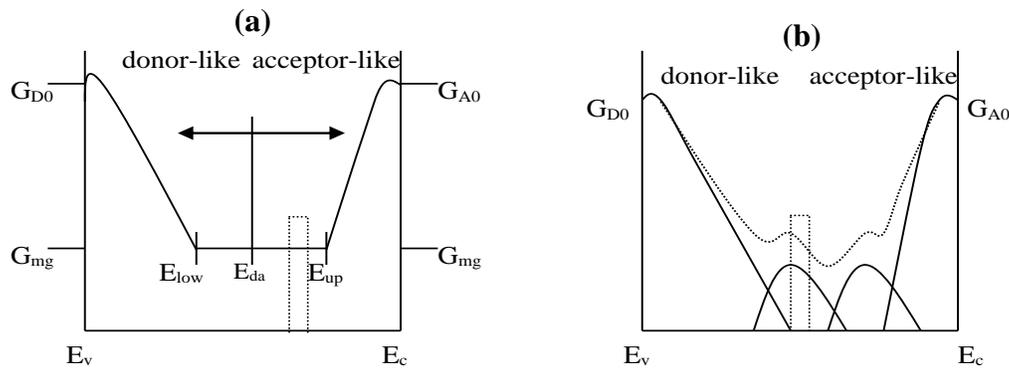
$$g_{DG}(E''') = \left( \frac{N_{DG}}{\sqrt{2\pi}\sigma_{DG}} \right) \exp \left\{ -\frac{(E''' - E_{DG})^2}{2\sigma_{DG}^2} \right\} \quad (III - 19)$$

$s_{AG}$  : Déviation de la gaussienne des états accepteurs, en eV.

$s_{DG}$  : Déviation de la gaussienne des états donneurs, en eV.

$E''$  : Energie mesurée à partir du pic  $E_{AG}$ , en eV.

$E'''$  : Energie mesurée à partir du pic  $E_{DG}$ , en eV.



**Figure III-5 :** Distributions des états localisés dans le gap.

(a)- Distribution en U. (b)- Distribution Gaussienne

a- Modèle en U : La densité de défauts dans le centre du gap ( $G_{mg}$ ) est constante en énergie et s'étend entre  $E_{low}$  et  $E_{up}$ .

b- Modèle Gaussien : La densité de défauts dans le centre du gap est représentée par des gaussiennes.

$E_{da}$  : Energie correspondant au changement de type du défaut, donneur ou accepteur.

**Tableau III-4 :** Paramètres désignant les défauts

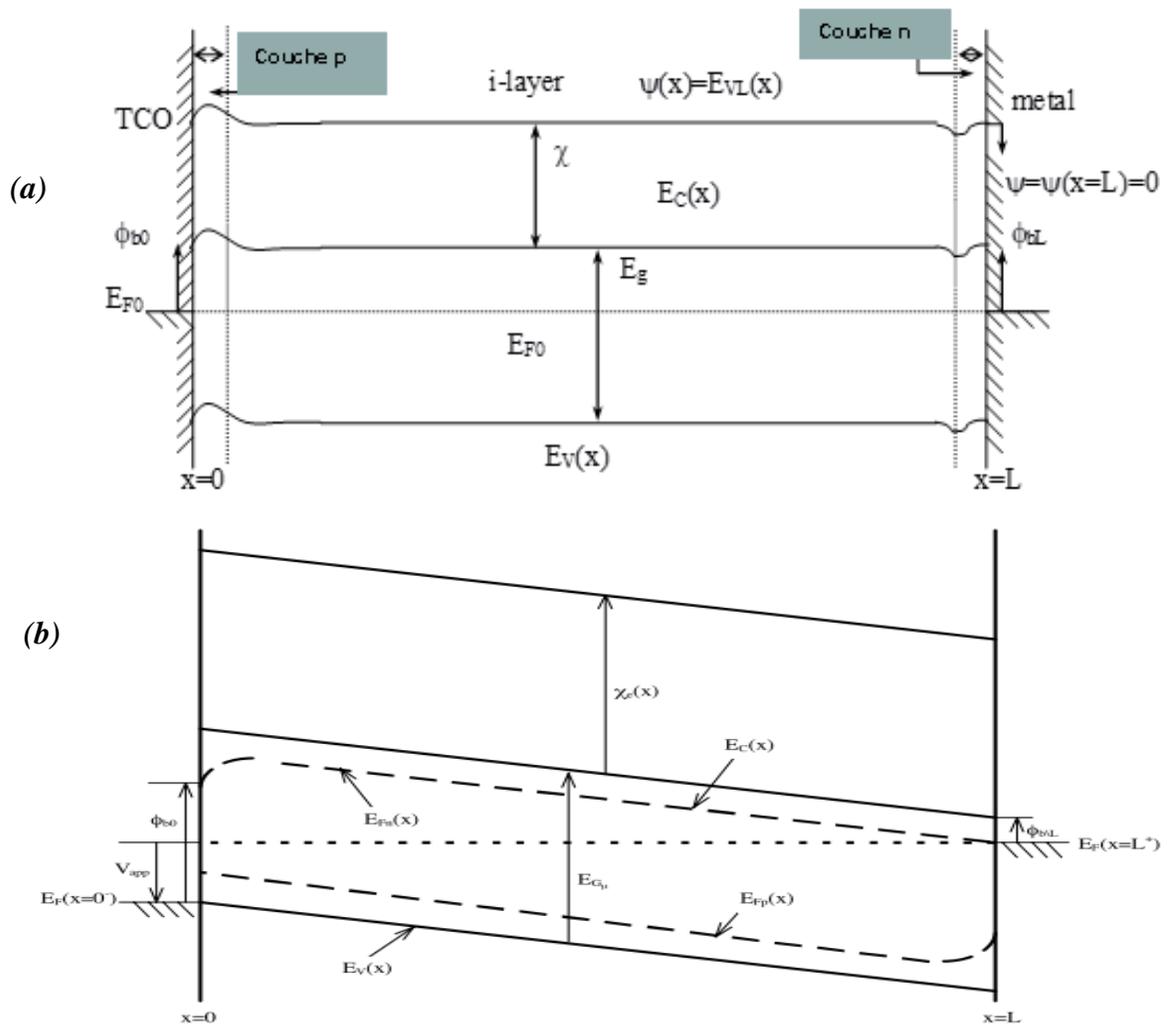
<i>États de défaut discrets et localisés</i>	
<b>DLVS</b>	<i>le nombre de niveaux discrets de type donneur.</i>

## **Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D**

	$0 \leq DLVS \leq 25$	
<b>ALVS</b>	le nombre de niveaux discrets de type accepteur $0 \leq ALVS \leq 25$	
<b>GDO</b>	Préfacteur dans l'équation des états qui débordent de la bande de valence et qui sont donc donneurs sont notés ( $D^{+/0}$ ) et modélisés par : $gd(E) = G_{do} \exp(-E/Ed)$ $E$ est mesurée à partir de $E_v$	$(1/cm^3/eV)$
<b>GAO</b>	Préfacteur dans l'équation des états qui débordent de la bande de conduction et qui sont donc accepteurs sont notés ( $D^{-/0}$ ) et modélisés par : $ga(E') = G_{ao} \exp(E'/Ea)$ $E'$ est mesurée à partir de $E_c$	$(1/cm^3/eV)$
<b>ED</b>	Énergie caractéristique pour les queues de type donneur	$(eV)$
<b>EA</b>	Énergie caractéristique pour les queues de type accepteur	$(eV)$
<b>TSIG/ND</b>	Section transversale de capture pour les électrons dans les états de queue donneurs	$(cm^2)$
<b>TSIG/PD</b>	Section transversale de capture pour les trous dans les états de queue donneurs	$(cm^2)$
<b>TSIG/NA</b>	Section transversale de capture pour les électrons dans les états de queue accepteurs	$(cm^2)$
<b>TSIG/PA</b>	Section transversale de capture pour les trous dans les états de queue accepteurs.	$(cm^2)$
<b>NDG</b>	La densité gaussienne des états donneurs	$(cm^{-3})$
<b>EDONG</b>	L'énergie du pic gaussien du donneur mesurée positivement à partir de $E_c$	$(eV)$
<b>WDSGD</b>	L'écart-type	$(eV)$
<b>GSIG/ND</b>	Section transversale de capture de l'état gaussien de type donneur pour les électrons	$(cm^2)$
<b>GSIG/PD</b>	Section transversale de capture de l'état gaussien de type donneur pour les trous	$(cm^2)$
<b>NAG</b>	La densité gaussienne des états accepteurs	$(cm^{-3})$

## Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D

<b>EACPG</b>	L'énergie de pointe gaussienne de l'accepteur mesurée positivement à partir de EV	(eV)
<b>WDSAG</b>	L'écart-type	(eV)
<b>GSIG/NA</b>	Section transversale de capture de l'état gaussien de type accepteur pour les électrons	(cm <sup>2</sup> )
<b>GSIG/PA</b>	Section transversale de capture de l'état gaussien de type accepteur pour les trous	(cm <sup>2</sup> )



**Figure III-6 :** Diagramme de bande schématisé d'un dispositif semi-conducteur (a) à l'équilibre thermique. (b) sous une tension appliquée.

## ***Chapitre III : la simulation des cellules solaires par AMPS-1D***

---

### ***III.6 Conclusion***

*AMPS-1D est un programme de simulation de cellules solaires unidimensionnelles. Il a montré que c'est un programme puissant pour modéliser la performance des cellules solaires. Le principe de base de ce programme est de résoudre l'équation de Poisson et les équations de continuité du courant sous certaines contraintes en fonction du modèle de structure du dispositif établi.*

*La plupart des résultats de la simulation par AMPS-1D sont cohérents avec les performances expérimentales et fournissent des indications importantes pour le travail expérimental.*

*Chapitre IV :*  
*Analyse et*  
*discussion des*  
*résultats*

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

---

### Introduction

Les semi-conducteurs sont devenus les matériaux favoris pour le traitement, le transfert et le stockage de l'information[83]. Les technologies photovoltaïques de type wafer, couche mince et organique ont toutes été étudiées afin de garantir la fiabilité, la rentabilité et un rendement élevé. Par exemple, la première génération basée sur le silicium cristallin (Mono-Si et Poly-Si) représente jusqu'à 90% du marché mondial du photovoltaïque [84].

Il est reconnu que le silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-Si:H}$ ) est un matériau de grand intérêt pour les applications photovoltaïques. Des rendements stabilisés de l'ordre de 10% sont généralement obtenus pour des modules à simple jonction en  $a\text{-Si:H}$ [85]. Pour que les cellules solaires à base de silicium amorphe ( $a\text{-Si:H}$ ) puissent concurrencer les autres types de cellules solaires, leur efficacité doit être améliorée. Ainsi, l'objectif principal du développement continu des technologies de cellules solaires à base de  $a\text{-Si:H}$  était d'améliorer le rendement de conversion de sortie en ajustant la tension en circuit ouvert ( $V_{oc}$ ), la densité de courant de court-circuit ( $J_{sc}$ ) et le facteur de forme ( $FF$ ) sans marginaliser l'aspect économique. La technologie des couches minces de silicium amorphe a bénéficié d'investissements considérables en raison de la grande garantie non satisfaite d'un coût inférieur à celui des cellules de silicium cristallin, et c'est également la technologie des couches minces de silicium la plus ancienne et la mieux établie[86].

Dans les cellules solaires à base de silicium amorphe, la configuration  $p\text{-i-n}$  est utilisée comme déjà mentionnée. Dans ce cas, la lumière pénètre dans la cellule généralement à travers la couche  $p$ . Pour ces couches  $p$  en silicium amorphe, il est habituel d'utiliser des alliages amorphes de silicium. Ces couches  $p$  alliées ont une bande interdite plus élevée que les couches  $a\text{-Si:H}$  non alliées. Elles sont utilisées comme couches dites « fenêtre » : elles absorbent moins de lumière que les couches  $a\text{-Si:H}$  non alliées. Or, toutes les couches amorphes dopées ont une qualité électronique médiocre et une densité très élevée de défauts (centres de recombinaison), de sorte que la lumière absorbée dans la couche  $p$  est perdue et ne contribue pas au courant photoélectrique collecté. Il est donc avantageux pour la cellule solaire que la couche  $p$  absorbe moins de lumière[53].

L'un des principaux facteurs influençant les performances des cellules solaires à base de silicium amorphe ( $a\text{-Si:H}$ ) est le type du matériau employé pour fabriquer la couche fenêtre. Le matériau utilisé pour fabriquer une couche fenêtre dans les cellules solaires à base de  $a\text{-Si:H}$  doit

## **Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats**

---

être à la fois conducteur et transparent. La réflexion apparaissant dans la couche fenêtre peut être réduite grâce à un indice de réfraction ajustable, tandis que l'absorption parasite peut être éliminée par la large bande interdite et un coefficient d'absorption plus faible. Les alliages de silicium amorphe ont été largement étudiés pour améliorer ces qualités[84]. Dans le passé, on utilisait les films  $p$ - $a$ -SiC:H comme couche fenêtre dans les cellules solaires  $a$ -Si:H. Si l'on augmente trop la teneur en carbone dans la couche  $a$ -SiC:H (plus de 40 % environ), le gap augmente encore (plus de 2,1 eV), et l'absorption indésirable diminue encore, mais la conductivité électrique de la couche diminue jusqu'à des valeurs inférieures à  $10^{-6}$  S/cm, et les couches ne sont plus adaptées aux cellules solaires[53]. C'est pourquoi la recherche d'autres matériaux mieux adaptés est une émergence.

Dans ce chapitre, différentes sortes de couches  $p$  vont être étudiées et examinées pour être utilisées comme couches fenêtres et tampons dans les dispositifs à base de  $a$ -Si:H.

Dans un premier temps, on se concentre sur l'optimisation de quelques paramètres des différentes couches de la cellule solaire tels que l'épaisseur par exemple.

La deuxième partie du chapitre, consiste en l'étude comparative des performances de cellules solaires en utilisant une couche fenêtre à base de silicium nano-cristallin hydrogéné ( $p$  nc-Si : H) et une couche fenêtre en carbure de silicium nano-cristallin hydrogéné ( $p$  nc-SiC : H).

Dans la troisième partie, l'objectif principal est de comparer l'effet de deux couches  $p$  différentes, l'une à base de silicium nanocristallin (nc-Si:H) et l'autre à base d'oxyde de silicium nanocristallin (nc-SiOx:H), lorsqu'elles sont utilisées comme couche fenêtre dans deux cellules solaires à base de  $a$ -Si:H à jonction unique  $p$ - $p$ - $i$ - $n$ .

La dernière partie du chapitre décrit ce qu'on a obtenu quand nous avons simulé et comparé deux dispositifs  $p$ - $i$ - $n$  expérimentaux. L'un avec des couches fenêtre et tampon de type  $p$  à base d'oxyde de silicium amorphe hydrogéné ( $p$ - $a$ -SiOx:H) et l'autre avec deux couches  $p$ - $a$ -SiOxCy:H à base d'oxycarbure de silicium amorphe hydrogéné.

## ***Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats***

---

### ***IV.2 Optimisation de quelques paramètres des différentes couches de la cellule solaire***

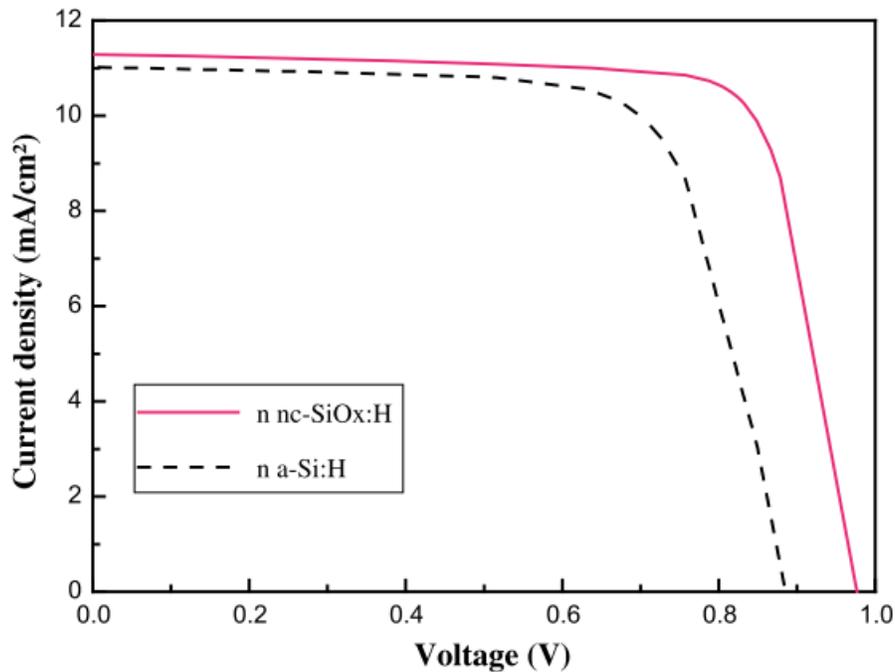
#### ***IV.2.1 Effet de l'incorporation d'une couche d'oxyde de silicium microcristallin de type N dans les cellules solaires à base de silicium amorphe***

*Le piégeage de la lumière joue un rôle important dans l'amélioration du rendement de conversion de puissance des cellules solaires à base de silicium amorphe hydrogéné en couche mince. De plus, la faible valeur de  $J_{SC}$  est la principale limitation de l'efficacité de conversion énergétique des cellules solaires  $a\text{-Si:H}$  ultra-minces, car la fine couche absorbante n'absorbe pas suffisamment de lumière solaire pour générer un photo-courant. C'est pourquoi des matériaux tels que le  $nc\text{-SiOx:H}$  avec une large bande interdite, un faible indice de réfraction et une conductivité élevée sont recommandés. L'oxyde de silicium microcristallin dopé a fait l'objet d'une grande attention en raison de ses multiples applications dans les technologies photovoltaïques. Il s'agit d'un matériau à phase mixte composé d'une phase d'oxyde de silicium amorphe riche en oxygène, qui fournit un faible indice de réfraction, une large bande interdite et une transparence optique élevée, et d'une phase de silicium microcristallin (ou nanocristallin) dopé, qui garantit une meilleure conductivité électrique [83].*

*Motivé par le besoin d'améliorer les performances des cellules solaires à base de  $a\text{-Si:H}$  nous avons étudié l'effet des couches d'oxyde de silicium nanocristallin hydrogéné de type n ( $nc\text{-SiOx:H}$ ) sur les performances électriques des cellules solaires à simple jonction en  $a\text{-Si:H}$ , en nous basant sur les recherches antérieures sur les films  $nc\text{-SiOx:H}$ .*

*Nous avons considéré un dispositif à base de silicium amorphe hydrogéné ( $a\text{-Si:H}$ ), déjà réalisé expérimentalement. Deux cellules solaires à simple jonction sont conçues en faisant varier le matériau de la couche n (a)  $n\text{-}a\text{-Si:H}$  (b)  $n\text{-}nc\text{-SiOx:H}$ . Les structures des cellules solaires simulées et les différents paramètres de simulation sont indiqués dans la référence [83].*

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats



**Figure IV-1** : Comparaison des résultats de simulation des deux structures simulées (ligne discontinue) pour la couche *n-a-Si:H* et (ligne pleine) pour la couche *n-nc-SiOx:H* [83].

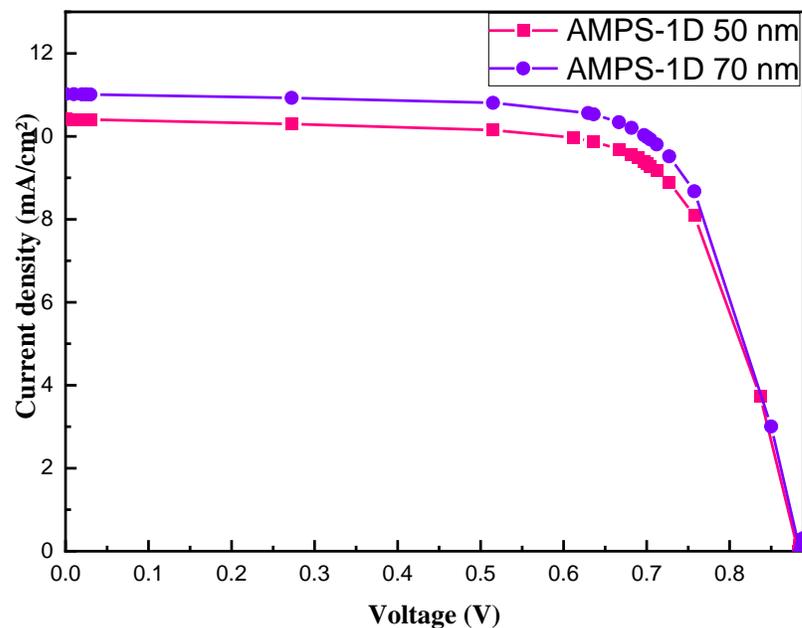
Les résultats de la simulation montrent que la couche *n* à base d'oxyde de silicium microcristallin hydrogéné a un effet significatif sur les performances de la cellule et que les cellules solaires en silicium amorphe *a-Si:H* utilisant de l'oxyde de silicium microcristallin hydrogéné au lieu de la couche *n* conventionnelle de silicium amorphe hydrogéné présentent de bonnes performances électriques, ce qui se traduit par une augmentation du rendement de 6,513% à 8,736%.

Les cellules solaires simulées avec la couche *n-nc-SiOx:H* ont montré une amélioration dans les valeurs de  $V_{oc}$  et  $J_{sc}$  (**Figure IV-1**) ce qui entraîne une augmentation de la valeur du rendement de conversion. La réduction de l'indice de réfraction pour la couche *nc-SiOx:H*, qui est en contact avec le réflecteur arrière, peut également conduire à une réduction de l'absorption parasite et donc un gain de courant peut être obtenu.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

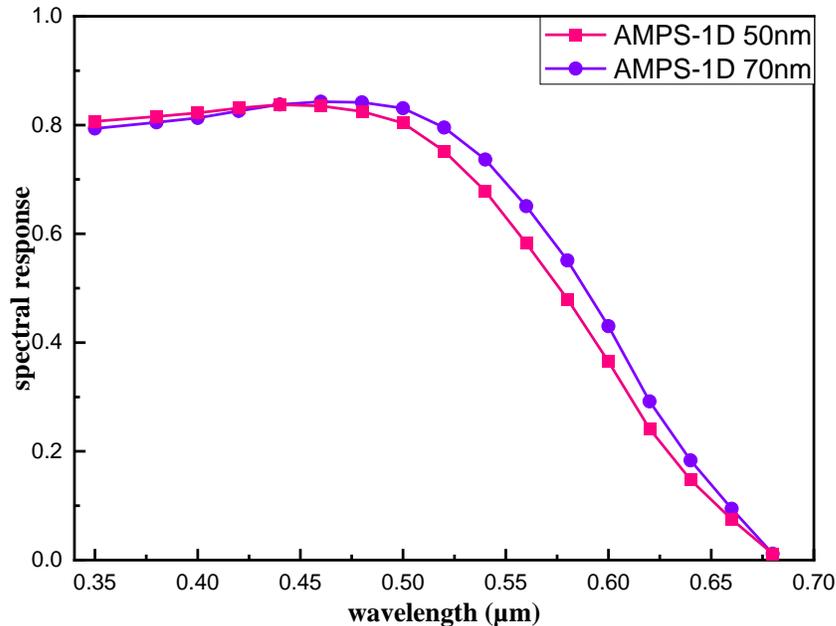
### IV.2.2 Effet de l'épaisseur de la couche absorbante sur les cellules solaires en silicium amorphe hydrogéné

Afin d'évaluer l'effet de l'épaisseur de la couche active (absorbante) sur les performances des cellules solaires ultra-minces à simple jonction, une étude de simulation a été réalisée à l'aide du simulateur AMPS-1D. La cellule solaire que nous avons étudiée dans le cadre de ce travail présentait la structure suivante :  $p\text{-nc-SiO}_x : \text{H} / i \text{ a-Si} : \text{H} / n \text{ a-Si} : \text{H}$ . Cette structure affiche un courant de court-circuit ( $J_{SC}$ ) de  $11,018 \text{ mA/cm}^2$  ( $10,413$ ), une tension de circuit ouvert ( $V_{OC}$ ) de  $0,877\text{V}$  ( $0,874$ ), un facteur de forme de  $0,714$  ( $0,709$ ) et un rendement de  $6,898\%$  ( $6,511\%$ ) pour une épaisseur de couches  $i$  de  $70\text{nm}$  et  $50\text{nm}$ , respectivement.



**Figure IV-2 :** Courbes de densité de courant sous éclairage en fonction de la tension des cellules solaires simulées  $a\text{-Si:H}$  avec deux épaisseurs de la couche absorbante (active).

Nous avons constaté que non seulement la densité de courant de court-circuit ( $J_{SC}$ ) diminue, mais aussi) et le facteur de forme ( $FF$ ) avec la réduction de l'épaisseur de la couche active. Par contre la tension en circuit ouvert ( $V_{OC}$ ) est pratiquement non affectée.



**Figure IV-3 :** La réponse spectrale de la cellule solaire simulée avec deux épaisseurs différentes de la couche active.

Les performances de la cellule solaire *a-Si:H* à simple jonction sont plus importantes pour une épaisseur de 70 nm pour la couche absorbante, surtout pour la valeur du  $J_{sc}$ . L'amélioration de cette dernière est attribuée à une meilleure absorption de la cellule solaire dans la gamme de longueurs d'ondes compris entre 450 et 680 nm (**Figure IV-3**). Donc, l'importance de l'épaisseur des couches *i* a été établie.

### IV.2.3 Effet de l'épaisseur de la couche fenêtre sur les performances des cellules solaires à simple jonction

L'adoption du photovoltaïque intégré aux bâtiments (BIPV) varie considérablement d'un pays à l'autre, en fonction des politiques gouvernementales, de la demande de consommation, du système de production d'électricité, des dispositions tarifaires pour l'électricité photovoltaïque raccordée au réseau, de l'environnement bâti et du climat. Les températures de fonctionnement élevées dégradent le rendement de conversion de puissance de ces dispositifs photovoltaïques. En conséquence de la diminution de la tension en circuit ouvert ( $V_{oc}$ ). Il a été signalé que les matériaux inorganiques combinent un faible coefficient de température, une stabilité en condition extérieure

## **Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats**

---

et une excellente transparence. Le dopage des films de silicium amorphe hydrogéné a ouvert des portes dans l'industrie photovoltaïque. Cependant, les cellules solaires basées sur ce matériau souffrent d'une dégradation induite par la lumière (effet Staebler-Wronski) ce qui diminue leur efficacité et leur stabilité. Pour surmonter ces problèmes, l'alliage avec du carbone ou de l'oxygène semble être une bonne solution [87].

Sriprapha et al.[88]ont constaté que les cellules solaires à base de  $a\text{-SiOx:H}$  présentaient un faible coefficient de température. En outre, il a été signalé que ce matériau génère plus d'électricité que son homologue conventionnel  $a\text{-Si:H}$  [89].

Dans une cellule solaire  $p\text{-i-n}$ , la couche fenêtre joue un rôle important, car sa bande interdite définit la quantité de lumière qui atteint la couche intrinsèque (absorbante). Cette couche fenêtre exige une conductivité élevée, une transparence optique élevée et une large bande interdite optique. L'utilisation d'un matériau comme couche fenêtre à large bande interdite a ouvert la voie à des cellules solaires haute performance à base de silicium amorphe  $a\text{-Si:H}$ .

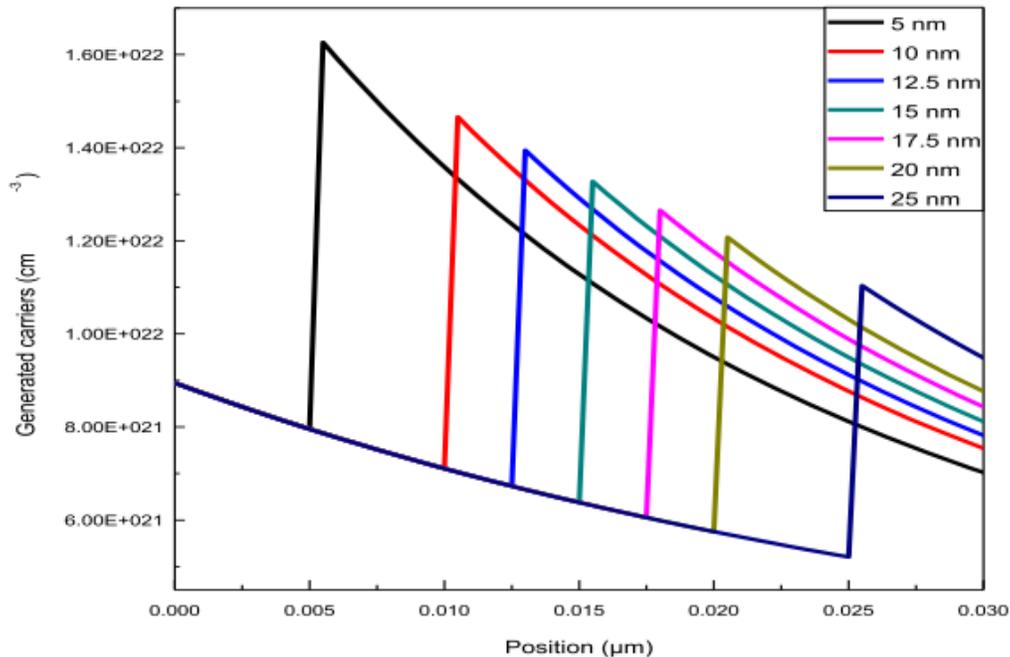
L'oxyde de silicium amorphe hydrogéné de type  $p$  à large bande interdite ( $p\text{-a-SiOx:H}$ ) a été développé par le groupe Ichikawa et al.[90] comme matériau de fenêtre, pour remplacer le carbure de silicium amorphe hydrogéné de type  $p$  à large bande interdite ( $p\text{-a-SiC:H}$ ). Pour minimiser la perte d'absorption, l'épaisseur des couches fenêtres doit être soigneusement conçue pour fournir une charge suffisante car cette couche assure le passage de la lumière vers la couche active.

Motivés par la nécessité d'améliorer les performances des cellules solaires à large bande interdite à base de  $a\text{-SiOx:H}$  à large bande interdite, nous avons examiné l'effet de la variation de l'épaisseur de la couche fenêtre  $p\text{-a-SiOx:H}$  sur les performances des cellules solaires à base d'oxyde de silicium amorphe en utilisant le simulateur AMPS-1D.

Une structure à jonction  $p\text{-i-n}$  a été utilisée. Les cellules ont été conçues dans la configuration  $p\text{-a-SiOx:H}/i\text{-a-SiOx:H}/n\text{-nc-SiOx:H}$ .

Nous avons fait varier l'épaisseur de la couche fenêtre  $p\text{-a-SiOx:H}$  de 5 à 25 nm, tandis que les autres paramètres sont maintenus fixes pendant les calculs. Les paramètres physiques de la couche fenêtre et le schéma représentatif de la structure simulé sont présentés dans la référence [87].

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats



**Figure IV-4 :** Taux de génération en fonction de la position pour différentes épaisseurs de couche p.

Les résultats présentés ci-dessus sont la conséquence de l'amélioration du piégeage de la lumière pour les petites épaisseurs de la couche p, qui conduit à une amélioration du taux de génération des paires électron-trou dans les structures.

Les profils de taux de recombinaison en fonction de la position pour différentes épaisseurs de couche fenêtre sont présentés dans la **figure IV-5**. Il est clair, que le taux de recombinaison augmente avec l'augmentation de l'épaisseur de la couche p, ce qui entraîne une légère baisse du  $V_{OC}$ . En résumé, l'augmentation de l'épaisseur de la couche fenêtre favorise la recombinaison et entraîne une réduction de la collecte des porteurs photo-générés.

Les caractéristiques J-V des dispositifs étudiés sont représentées dans la **figure IV-6**. Le courant de court-circuit  $J_{SC}$  montre une diminution continue lorsque nous augmentons l'épaisseur de la couche p. En revanche, la tension de circuit ouvert  $V_{OC}$  montre une légère variation.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

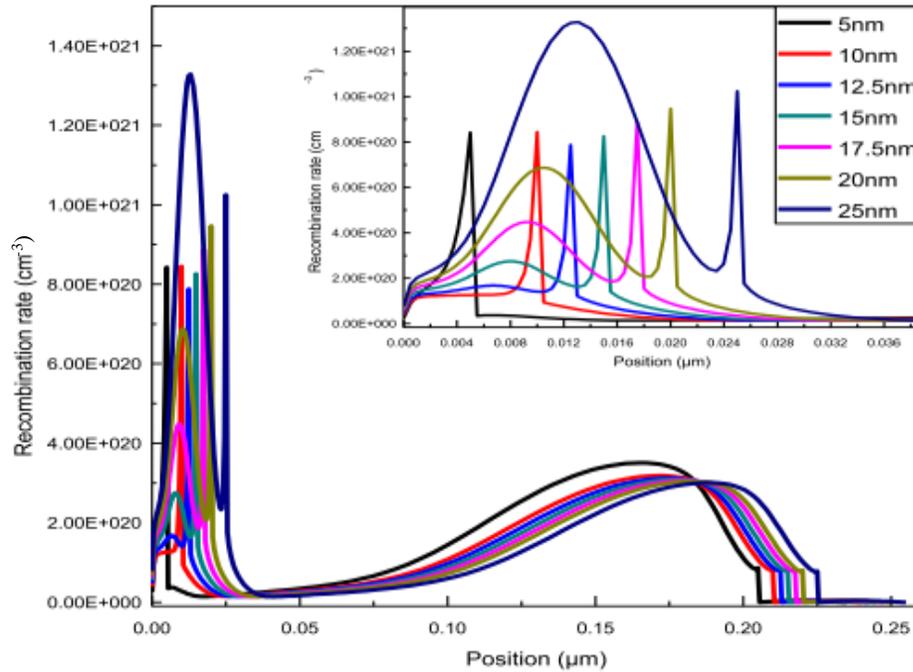


Figure IV-5 : Taux de recombinaison en fonction de la position pour différentes épaisseurs de la couche fenêtre p.

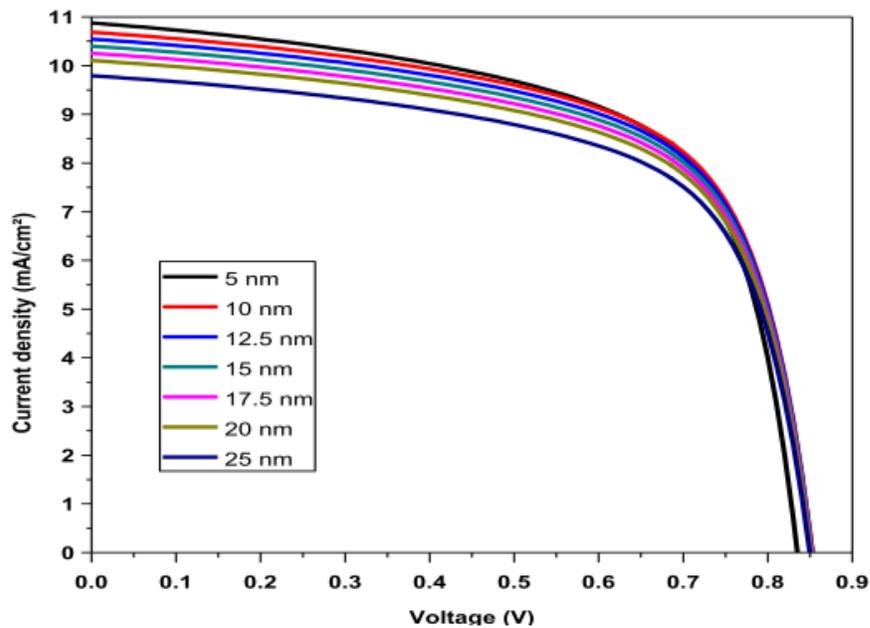


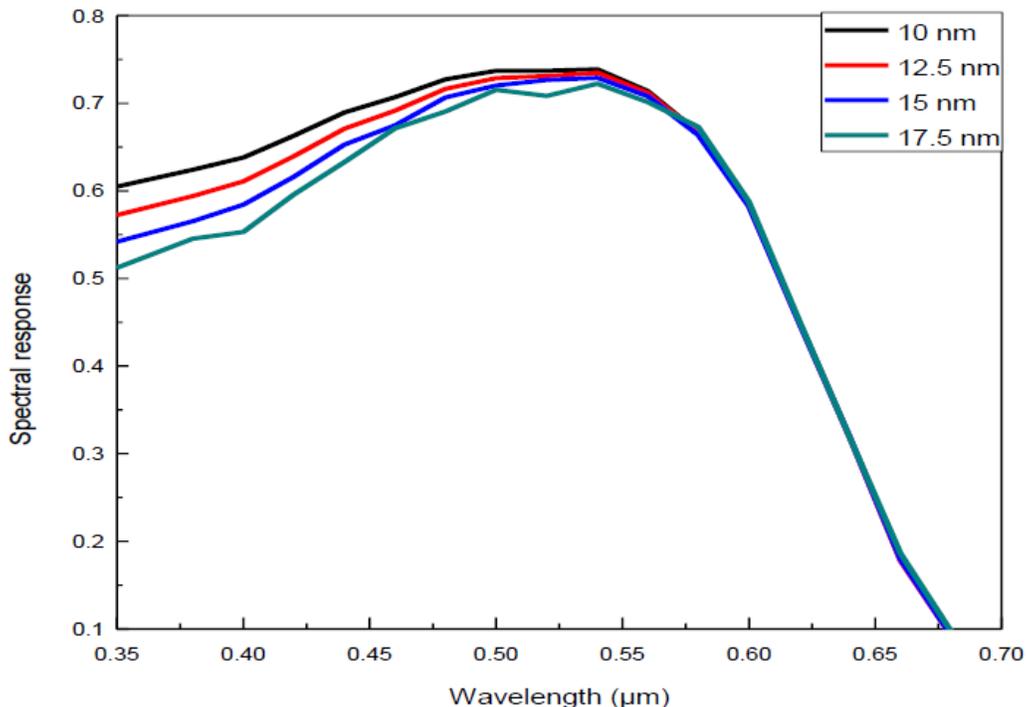
Figure IV-6 : Caractéristiques J-V pour différents épaisseurs de la couche p sous illumination AM1.5

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

On peut interpréter la réduction de la densité de courant  $J_{sc}$  par l'augmentation de l'absorption parasite dans la couche de fenêtre (la lumière absorbée dans cette couche ne contribue pas au courant) causée par le changement d'épaisseur. Ou, avec la diminution du courant photo-généré dans la couche active causée par la faible quantité de lumière qui la traverse parce que la couche p est épaisse [87].

La variation de  $V_{oc}$  n'est pas importante alors que la diminution de  $J_{sc}$  est significative. Par conséquent, cette dernière joue un rôle essentiel dans la diminution du rendement de conversion  $\eta$ .

La **figure IV-7** montre la variation de la réponse spectrale lors de l'augmentation de l'épaisseur de la couche fenêtre. On remarque ici une diminution de la réponse spectrale dans la plage de courtes longueurs d'onde avec l'augmentation de l'épaisseur de la couche p. La baisse de la réponse spectrale explique aussi la diminution de la valeur de  $J_{sc}$ .



**Figure IV-7 :** La réponse spectrale simulée dans la plage 350-700 nm pour des cellules solaires à simple jonction et à base d'oxyde de silicium amorphe pour différentes épaisseurs de couche p.

## **Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats**

---

### **IV-3 Etude des performances d'une cellule solaire à base de a-Si:H pour différents types de la couche fenêtre**

#### **IV-3.1 Comparaison entre une couche fenêtre de silicium nanocristallin et une couche fenêtre de silicium nanocristallin oxydé**

Le silicium nanocristallin de type p nc-Si:H est un matériau prometteur pour l'utiliser comme couche fenêtre dans les cellules solaires. De plus, comparé au silicium amorphe hydrogéné, il est généralement considéré comme stable en ce qui concerne la dégradation induite par la lumière. Une efficacité de dopage plus élevée pourrait être obtenue en utilisant ce matériau par rapport aux films a-SiC de type p, ce qui est le résultat de la structure relativement ordonnée. Malheureusement, cela conduit à une détérioration du gap optique. Il a été établi que le p nc-SiOx:H est plus approprié pour de nombreuses applications potentielles telles que la couche fenêtre dans les cellules à base de silicium amorphe en raison de sa phase mixte. Cependant, la phase a-SiOx:H riche en oxygène garantit ainsi une absorption plus faible et un indice de réfraction plus bas, et la phase nc-Si dopée améliore la conductivité électrique.

Le but principal de cette partie de notre travail était de comparer deux couches p différentes, l'une à base de silicium nanocristallin (nc-Si:H) et l'autre à base d'oxyde de silicium nanocristallin (nc-SiOx:H), lorsqu'elles sont utilisées comme couche fenêtre dans deux cellules solaires à base de a-Si:H à simple jonction [86].

##### **IV-3.1.A Description des structures simulées**

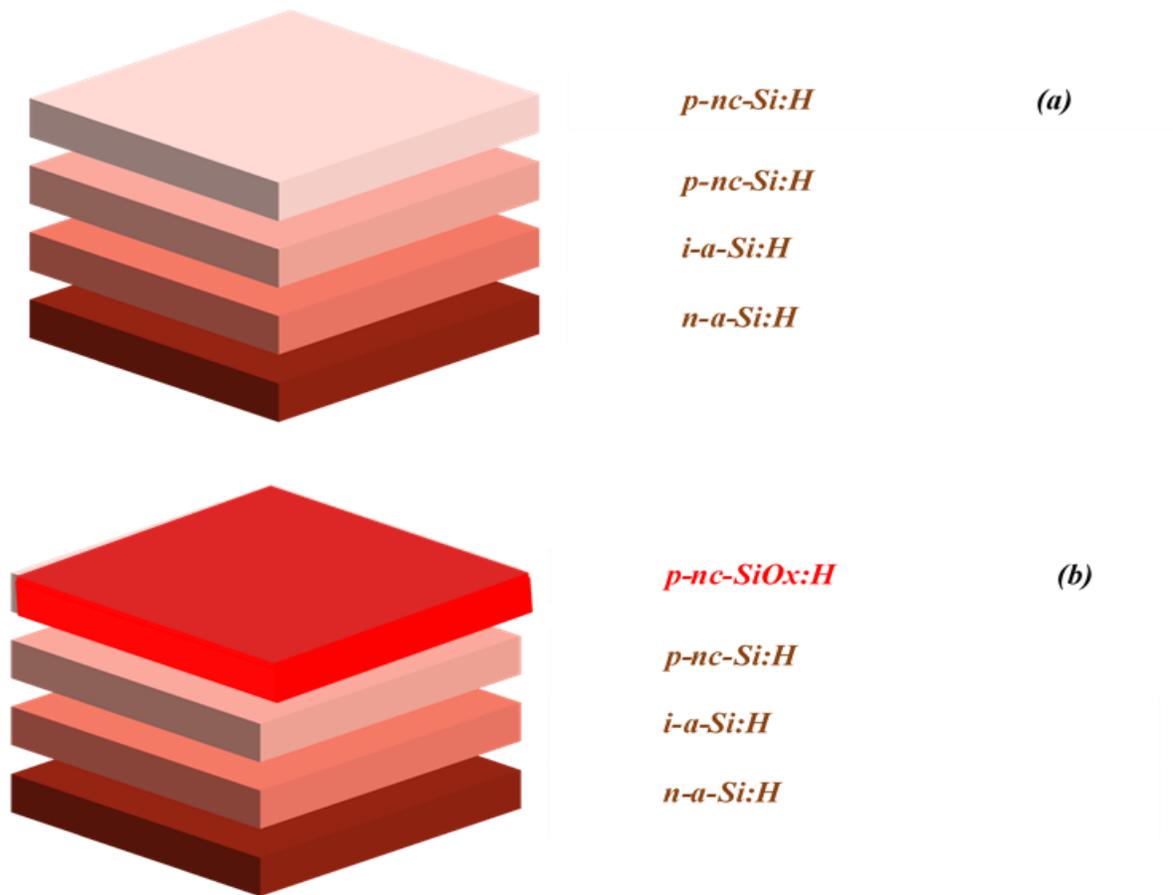
Nous avons tenté de simuler deux cellules solaires à base de silicium amorphe hydrogéné a-Si:H fabriquées expérimentalement par la technique dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma à radiofréquence (RF-PECVD):

- La première structure a été réalisée par Liu et al [91] qui ont utilisé un mélange gazeux de SiH<sub>4</sub>, H<sub>2</sub> et B<sub>2</sub>H<sub>6</sub> avec un rapport de dilution de l'hydrogène  $R_H = [H_2] / [SiH_4]$  de 66,7 et 100 pour faire croître les films p-nc-Si:H.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

- La seconde structure, réalisée par Li-Tong Kai [92], utilise des mélanges gazeux de  $\text{SiH}_4$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2$  et  $\text{B}_2\text{H}_6$  comme gaz source de réaction pour faire croître les films  $p\text{-nc-SiOx:H}$ .

Les cellules solaires simulées ont la structure suivante (**Figure IV-8**) :  $\text{TCO} / p\text{-nc-Si:H}$  ou  $p\text{-nc-SiOx:H}$  (15 nm) / couche tampon  $p\text{-nc-Si:H}$  (6 nm) /  $i\text{-a-Si:H}$  (300 nm) /  $n\text{-a-Si:H}$  (25 nm) / contact arrière.



**Figure IV-8:** cellules solaires simulées par AMPS-1D (a) avec une couche fenêtre de silicium nanocristallin, (b) avec une couche fenêtre de silicium nanocristallin oxydé

**Figure IV-8** montre les schémas des cellules solaires  $p\text{-p-i-n}$  simulées, où la couche  $p$  agit comme une couche fenêtre à travers laquelle le rayonnement solaire entre dans la structure.

Les valeurs des paramètres d'entrée dans la partie des informations sur les couches de AMPS-1D doivent être correctement renseignées en fonction des matériaux utilisés dans les

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

différentes couches de la cellule solaire. Les paramètres physiques détaillés de chaque couche pour les des cellules solaires utilisées dans la simulation, sont listés dans le tableau IV-1.

**Tableau IV-1 : Paramètres physiques des dispositifs simulés**

	<i>p-nc-SiOx:H</i> (fenêtre)	<i>p-nc-Si:H</i> (fenêtre)	<i>p-nc-Si : H</i> (tampon)	<i>i-a-Si:H</i>	<i>n-a-Si:H</i>
<i>L (nm)</i>	15	15	6	300	25
<i>εr</i>	12	11.9	11.9	11.9	11.9
<i>χ (eV)</i>	4	3.99	3.95	3.8	3.8
<i>Eg (eV)</i>	2.1	2	1.88	1.72	1.72
<i>Nc (cm<sup>-3</sup>)</i>	10 <sup>23</sup>	10 <sup>23</sup>	2,8.10 <sup>19</sup>	2,5.10 <sup>20</sup>	2,5.10 <sup>20</sup>
<i>Nv (cm<sup>-3</sup>)</i>	10 <sup>23</sup>	10 <sup>23</sup>	1,04.10 <sup>19</sup>	2,5.10 <sup>20</sup>	2,5.10 <sup>20</sup>
<i>NA (cm<sup>-3</sup>)</i>	10 <sup>19</sup>	1,03.10 <sup>19</sup>	10 <sup>15</sup>	0	0
<i>ND (cm<sup>-3</sup>)</i>	0	0	0	0	10 <sup>19</sup>
<i>μe- (cm<sup>2</sup>V<sup>-1</sup>S<sup>-1</sup>)</i>	5	20	2	20	20
<i>μn- (cm<sup>2</sup>.V<sup>-1</sup>.S<sup>-1</sup>)</i>	0.5	0.2	0.2	2	1
<i>GDO (cm<sup>-3</sup>.eV<sup>-1</sup>)</i>	2.10 <sup>20</sup>	2.10 <sup>17</sup>	2.10 <sup>20</sup>	2.10 <sup>21</sup>	2.10 <sup>21</sup>
<i>GAO (cm<sup>-3</sup>.eV<sup>-1</sup>)</i>	2.10 <sup>20</sup>	2.10 <sup>17</sup>	2.10 <sup>20</sup>	2.10 <sup>21</sup>	2.10 <sup>21</sup>
<i>ED/EA (eV)</i>	0.04/0.01	0.04/0.01	0.06/0.01	0.05/0.03	0.05/0.03
<i>NDG (cm<sup>-3</sup>)</i>	10 <sup>16</sup>	10 <sup>17</sup>	9.10 <sup>16</sup>	5.10 <sup>15</sup>	5.10 <sup>18</sup>
<i>NAG (cm<sup>-3</sup>)</i>	10 <sup>16</sup>	10 <sup>17</sup>	9.10 <sup>16</sup>	5.10 <sup>15</sup>	5.10 <sup>18</sup>
<i>EDG / EAG (eV)</i>	1.38/0.78	1.5/0.98	1.5/0.98	1.22/0.7	1.22/0.7
<i>σde (cm<sup>2</sup>)(tails)</i>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
<i>σdh (cm<sup>2</sup>)(tails)</i>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>
<i>σae (cm<sup>2</sup>)(tails)</i>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>
<i>σah (cm<sup>2</sup>)(tails)</i>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
<i>σde (cm<sup>2</sup>)(gauss)</i>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>
<i>σdh (cm<sup>2</sup>)(gauss)</i>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
<i>σae (cm<sup>2</sup>)(gauss)</i>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
<i>σah (cm<sup>2</sup>)(gauss)</i>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

---

Notamment : l'épaisseur de la couche  $L$ , la permittivité relative  $\epsilon_r$ , la largeur de la bande interdite  $E_g$ , les densités effectives d'états  $N_c$  et  $N_v$  pour la bande de conduction et la bande de valence, et l'affinité électronique  $\chi$ , les paramètres décrivant les densités de défauts : queue de bande ( $GDO$ ,  $GAO$ ,  $ED$ ,  $EA$ ,  $\sigma_{de}$ ,  $\sigma_{dh}$ ,  $\sigma_{ae}$ ,  $\sigma_{ah}$ ) et défaut gaussien ( $NDG$ ,  $NAG$ ,  $EDG$ ,  $EAG$ ,  $\sigma_{de}$ ,  $\sigma_{dh}$ ,  $\sigma_{ae}$ ,  $\sigma_{ah}$ ) dans la bande intermédiaire, la concentration de dopage  $N_A$  et  $N_D$  et la mobilité  $\mu_n$  et  $\mu_p$ , pour les électrons et les trous. Pour les couches intrinsèques  $i$ -a-Si:H et  $n$ -a-Si:H, nous avons utilisé les paramètres de simulation rapportés dans [93], tandis que pour les couches de fenêtre  $p$ -nc-Si:H et  $p$ -nc-SiOx:H, nous avons choisi  $E_g = 2$  eV et  $E_g = 2,1$  eV, respectivement, comme mesuré et rapporté dans [10, 12].

### IV-3.1.B Résultats et discussions

Comme il a été décrit auparavant, le but de cette étude est d'étudier l'effet du remplacement de la couche fenêtre à base de silicium nanocristallin  $p$  nc-Si:H par une autre couche à base d'oxyde de silicium nanocristallin  $p$  nc-SiOx:H.

Dans la **figure IV-9**, nous avons présenté la caractéristique densité de courant-tension  $J(V)$  à l'obscurité des deux structures simulées  $p$ - $p$ - $i$ - $n$ . Sur cette figure, nous constatons qu'il n'y a pratiquement aucune différence entre les deux structures, que ce soit en polarisation directe ou inverse.

La **figure IV-10** montre la comparaison des caractéristiques  $J(V)$  de nos simulations dans des conditions de lumière avec les travaux expérimentaux de Liu et al. [91] et Li Tong-Kai et al. [92]. On constate bien qu'il y a un bon accord entre la simulation et les résultats expérimentaux a en particulier pour la cellule solaire avec la couche fenêtre  $p$ -nc-SiOx :H.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

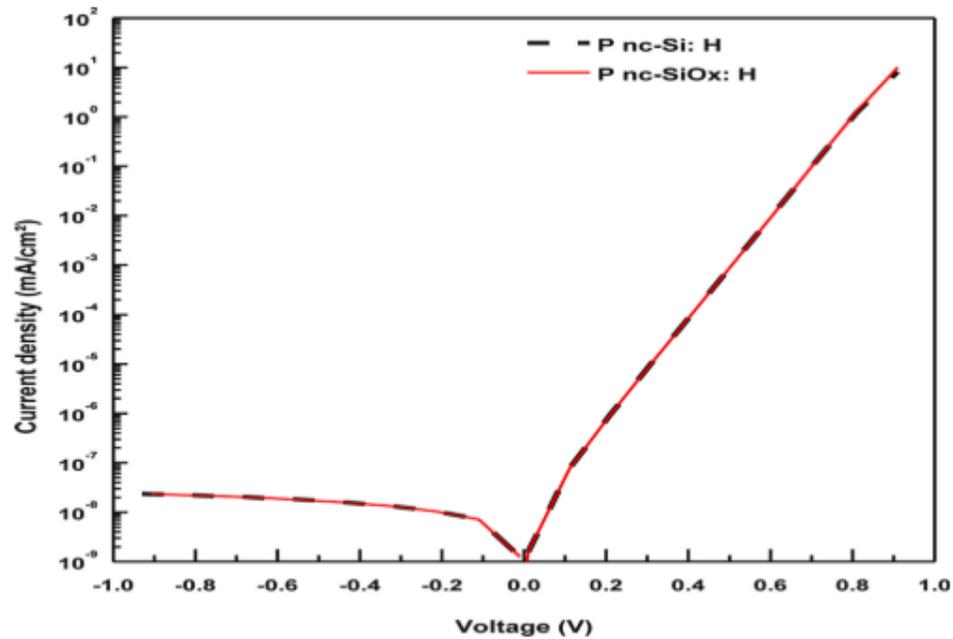


Figure IV-9 : Caractéristiques densité de courant - tension  $J(V)$  à l'obscurité pour les structures simulées.

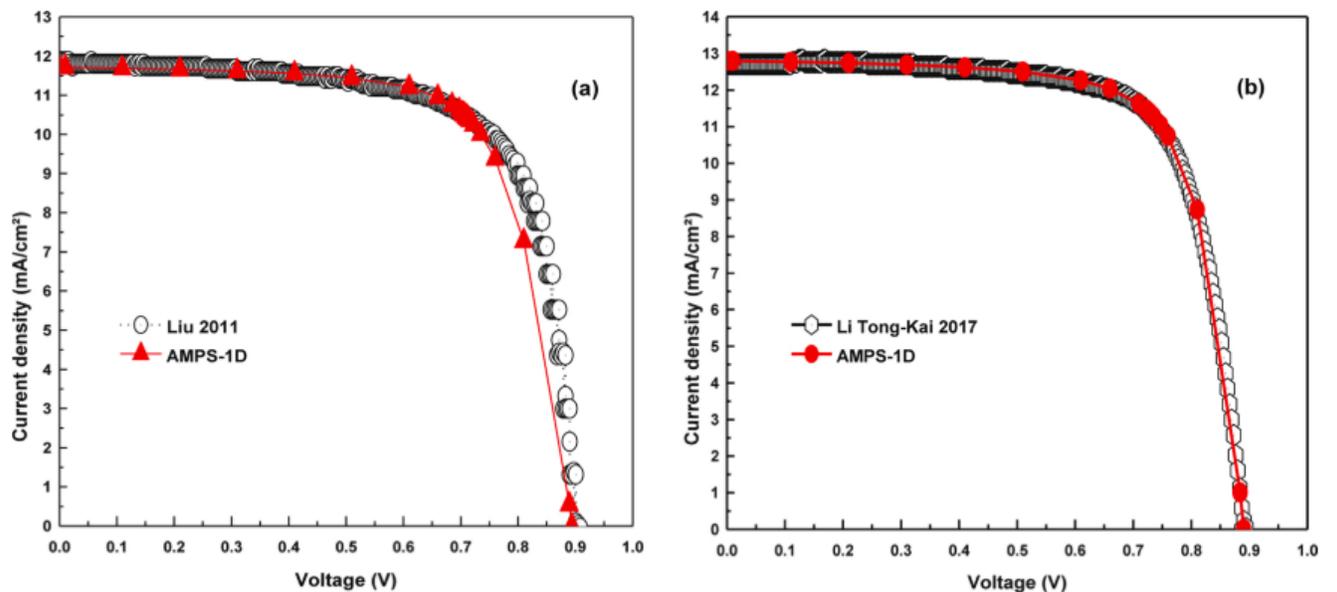
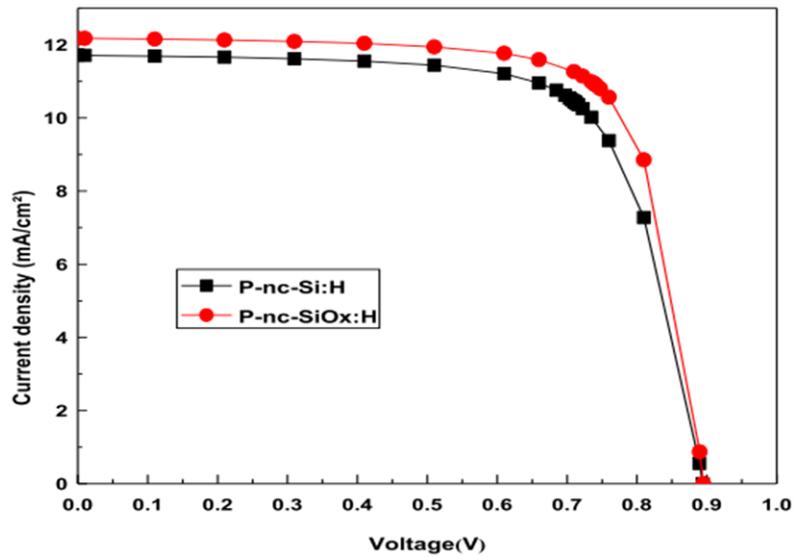


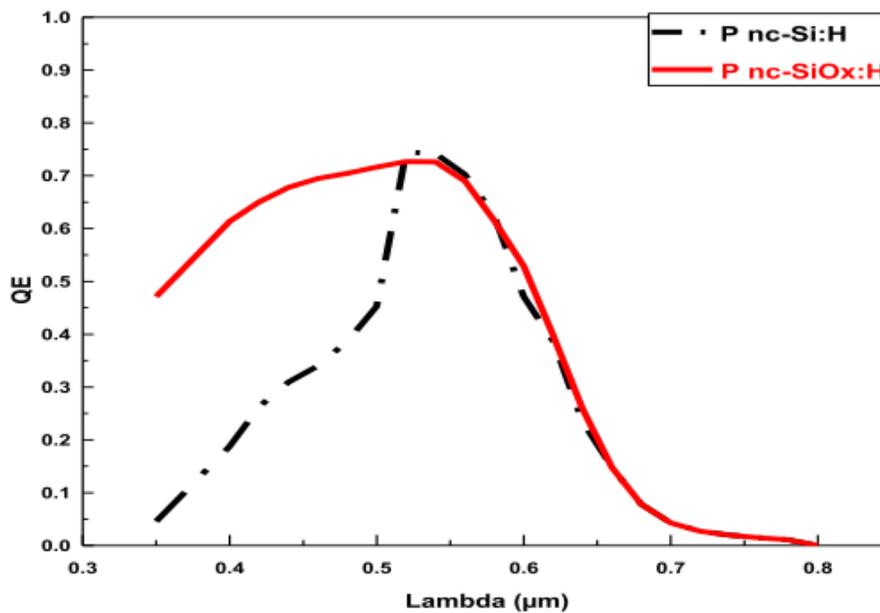
Figure IV-10 : Comparaison des caractéristiques  $J(V)$  expérimentales et simulées sous éclairage pour les deux cellules solaires p-p-i-n avec : (a) couche fenêtre P-nc-Si:H (b) couche fenêtre P-nc-SiOx : H.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

La **figure IV-11** présente une comparaison des caractéristiques  $J(V)$  en condition de lumière pour les deux cellules solaires simulées.



**Figure IV-11** : Caractéristiques  $J(V)$  en cas d'exposition à la lumière des cellules solaires  $a$ -Si:H simulées avec deux types de couche fenêtre :  $p$ -nc-Si:H et  $p$ -nc-SiOx:H.



**Figure IV-12** : Rendements quantiques des cellules simulées avec deux différents matériaux de la couche fenêtre.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

L'amélioration du courant de court-circuit ( $J_{sc}$ ) dans le cas de la structure avec la couche fenêtre p nc-SiOx:H est principalement due à l'amélioration de l'absorption dans la gamme des courtes longueurs d'onde d'où une réponse spectrale plus élevée (Figure IV-12).

L'oxygène incorporé dans une couche fenêtre p-nc-SiOx : H conduit à une bande interdite plus élevée que celle de la couche active (i- a-Si:H), ce qui provoque un décalage important de la bande de conduction et de la bande de valence. Ainsi, une fine couche tampon p-nc-Si:H doit être injectée à l'interface p/i dans le but de supprimer l'effet de ce décalage de la bande interdite et de minimiser les effets néfastes du décalage de bande. Pour cela, et afin de comprendre en profondeur le rôle de l'interface p/i et les raisons de l'augmentation de l'efficacité, nous avons présenté dans la figure IV-14, les diagrammes de bande d'énergie des deux dispositifs simulés. Le gap élevé de la couche fenêtre p nc-SiOx:H, entraîne une réduction de l'absorption parasite de cette dernière. Cela augmente la quantité de lumière qui pénètre à l'intérieur de la cellule et par conséquent le taux de paires électron-trou photo-générées augmente également dans la couche active. Cependant, pour le dispositif avec la couche fenêtre p nc-SiOx:H, une valeur élevée de  $6 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$  est obtenue (Figure IV-13).

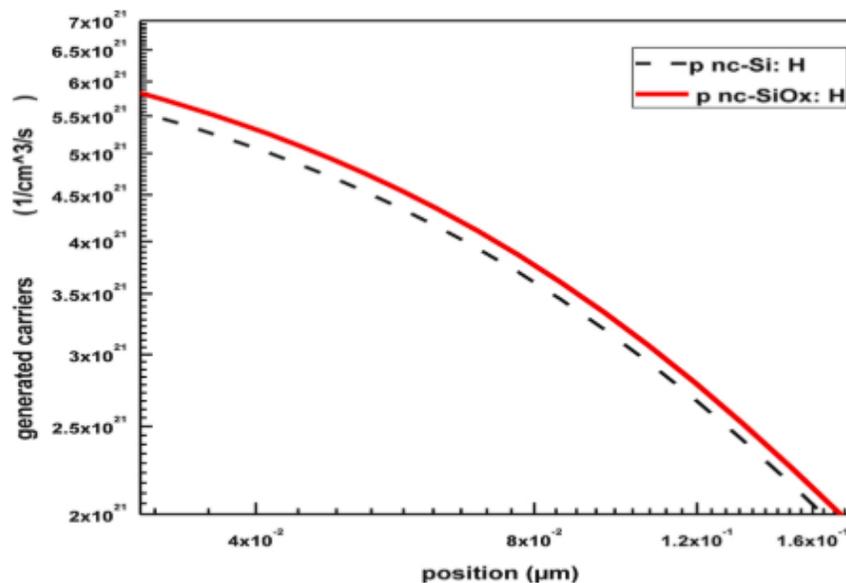
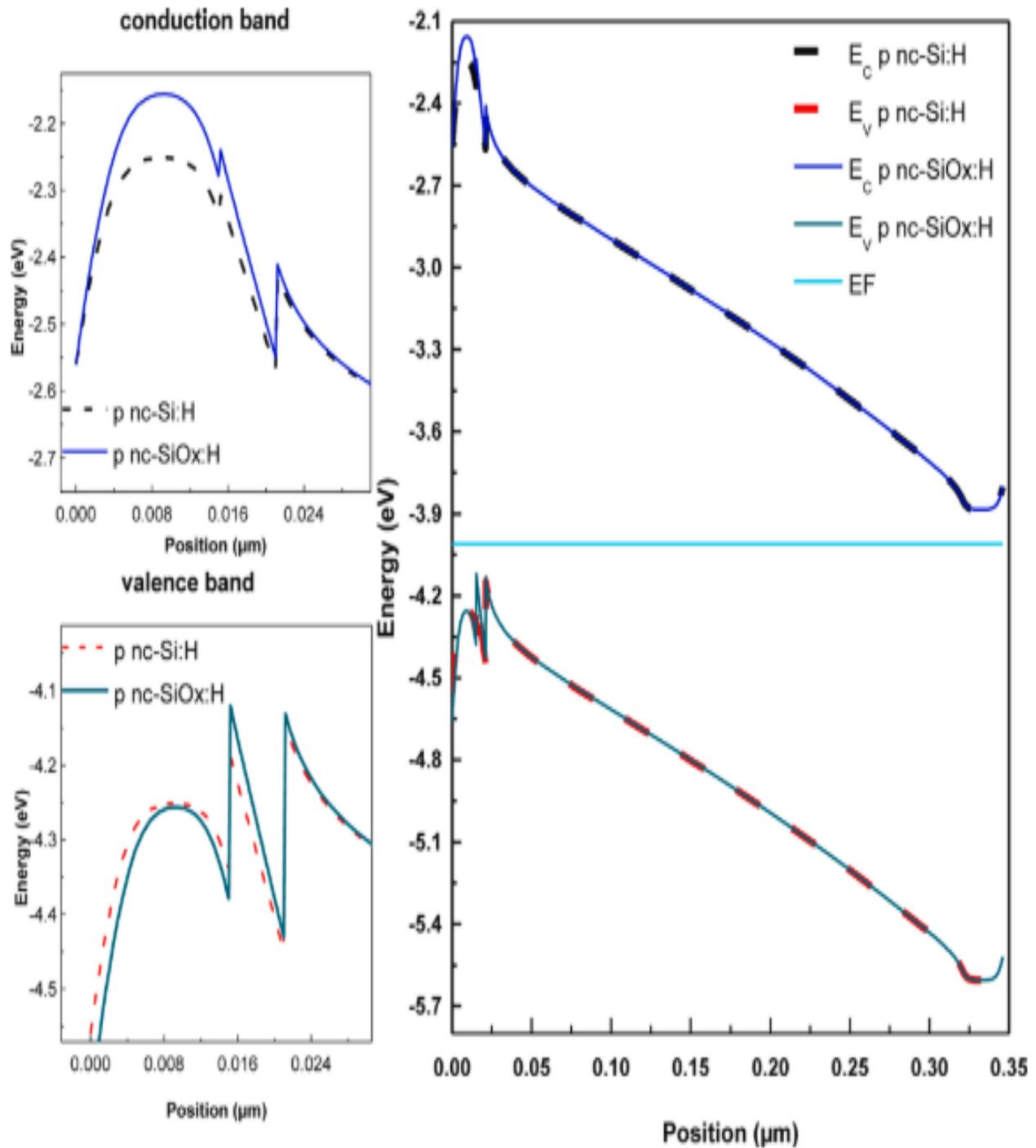


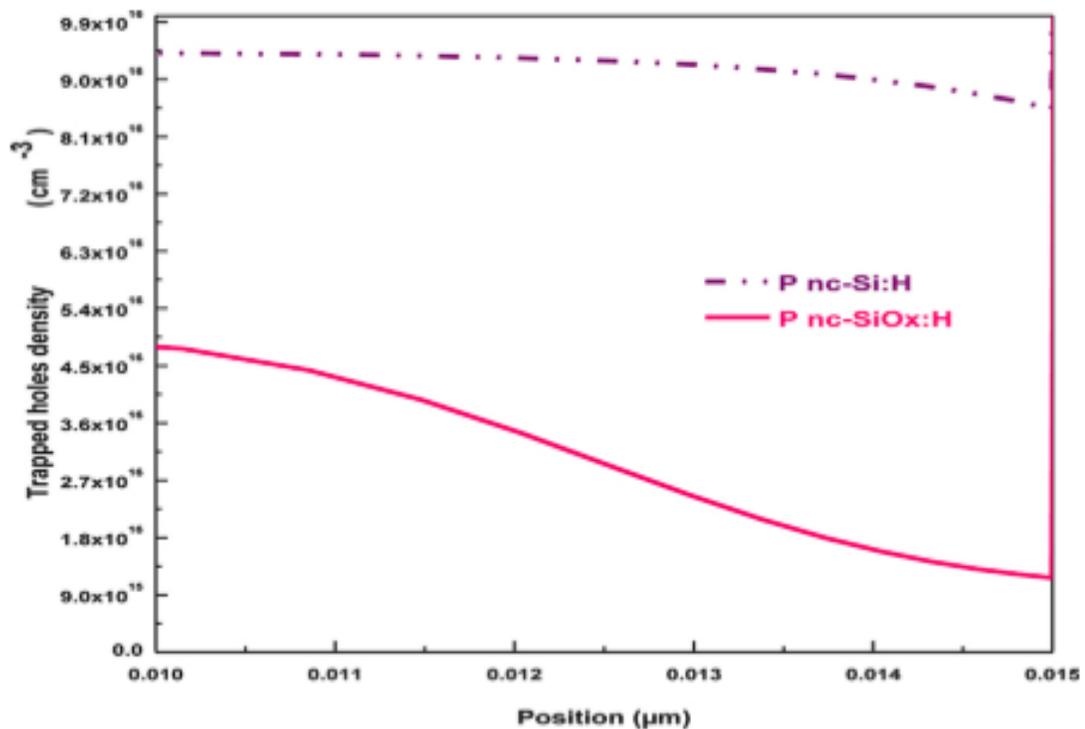
Figure IV-13 : Comparaison de la génération de photo-porteurs entre les deux cellules solaires simulées.



*Figure IV-14 : Comparaison entre les diagrammes de bandes d'énergie des deux structures simulées.*

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

La **figure IV-15** montre une comparaison entre les densités de trous piégés calculées près de l'interface  $p/i$  pour les deux cellules solaires simulées. Il est clair que cette interface piège une grande quantité de trous photo-générés dans le cas de la structure avec une couche fenêtre  $p$   $nc\text{-Si:H}$  et une valeur de  $9,4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  est obtenue, donc la discontinuité dans la bande de valence agit comme un piège pour les trous (**Figure IV-14**).



**Figure IV-15** : Densité des trous piégés près de l'interface  $p/i$  pour les deux cellules solaires  $a\text{-Si:H}$  sous illumination, avec différentes couches fenêtres.

Cependant, en utilisant une couche fenêtre  $p$   $nc\text{-SiOx:H}$ , la densité de trous piégés diminue à une valeur de  $4.5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  est obtenue. Ainsi, une grande quantité de trous photo-générés peut atteindre l'interface du contact avant. L'alliage du silicium nanocristallin avec l'oxygène réduit la densité des centres de recombinaison à l'interface  $p/i$ . D'après la **figure IV-16**, nous pouvons voir

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

que le taux de recombinaison à l'interface couche fenêtre/tampon/couche active est plus important dans le cas de la structure avec une couche fenêtre de type  $p\text{-nc-Si:H}$  et atteint une valeur de  $2 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$ . Pour l'autre structure, une valeur plus faible du taux de recombinaison, environ  $8 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$  a été obtenue, ce qui rend les films  $p\text{-nc-SiOx:H}$  plus appropriés comme matériaux à bande interdite élevée pour être utilisés comme couche fenêtre tampon dans les cellules solaires à base de  $a\text{-Si:H}$ .

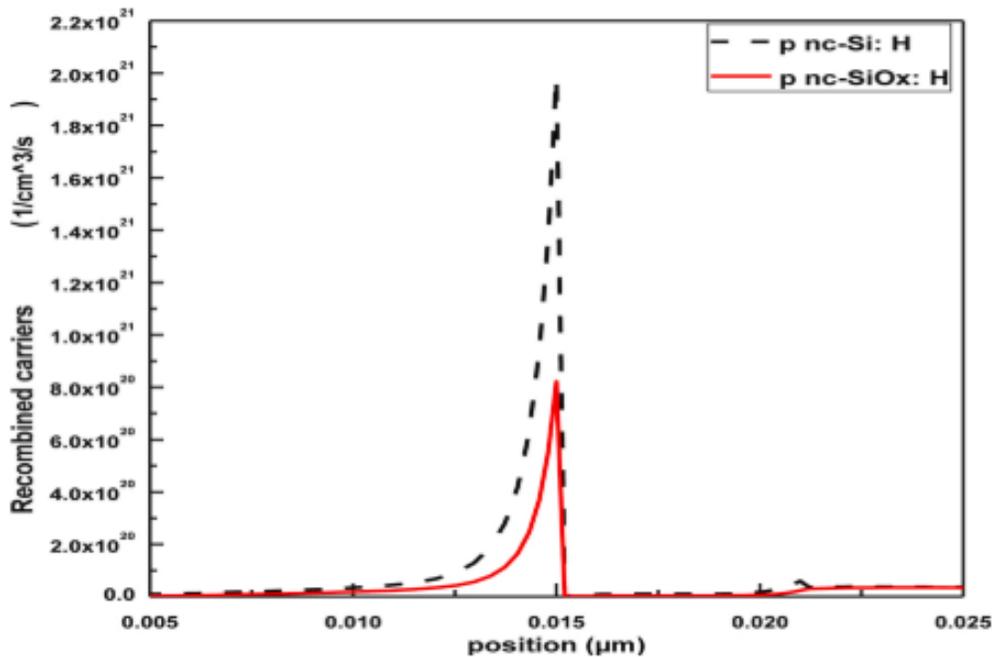


Figure IV-16 : Comparaison du taux de recombinaison total.

Le Tableau IV-2, résume une comparaison entre les paramètres de sortie de nos résultats de simulation et les ceux expérimentaux. Nous pouvons bien constater qu'il y a un très bon accordement entre les valeurs des deux résultats.

Vu qu'il y'a une amélioration dans les valeurs du courant de court-circuit ( $J_{sc}$ ) et du facteur de forme ( $FF$ ) dans le cas de la structure avec la couche fenêtre  $p\text{-nc-SiOx:H}$ . Donc, ces deux améliorations conduisent à une augmentation de la valeur du rendement de conversion ( $\eta$ ) de 7,83 % dans le cas de la structure avec la couche fenêtre  $p\text{-nc-Si:H}$  à 8,28 % pour la structure avec la

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

couche fenêtre *p-nc-SiOx:H*. Cette amélioration est attribuée à la large bande interdite de la couche fenêtre *p-nc-SiOx:H* qui la rend plus transparente. D'une part, cela permet une bonne absorption de la lumière dans la gamme des courtes longueurs d'onde et conduit à une génération élevée de photo-porteurs. D'autre part, la présence de la couche tampon *p-nc-SiOx:H* peut réduire significativement la densité de trous piégés et le taux de recombinaison total aux interfaces *p-fenêtre/p-tampon* et *p-tampon/i-absorbante*. Enfin, le bon accord obtenu entre nos résultats de simulation et les résultats expérimentaux, confirme que notre effort pour choisir les paramètres de simulation pour les différentes couches des deux structures simulées a été couronné par un grand succès.

**Tableau IV-2:** Comparaison entre les paramètres de sortie pour les cellules solaires *a-Si:H* fabriquées et simulées avec différents matériaux de pour la couche fenêtre.

Couche fenêtre	$J_{sc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{oc}$ (V)	FF (%)	$\eta$ (%)
<i>p-nc-Si: H</i> [91]	11.71	0.896	70.9	7.44
<i>p-nc-Si: H</i> (Ce travail)	12.323	0.896	70.9	7.83
<i>p-nc-SiOx: H</i> [92]	12.77	0.890	72.77	8.27
<i>p-nc-SiOx: H</i> (Ce travail)	12.795	0.890	72.7	8.28

### IV-3.2 Comparaison entre une couche fenêtre à base de silicium amorphe oxydé et une couche fenêtre à base de silicium amorphe oxy-carbide

Récemment, Kang et al [70] ont élaboré un oxy-carbure de silicium amorphe hydrogéné de type *p* (*p-a-SiOxCy:H*) en introduisant du Triméthylboron (TMB,  $B(CH_3)_3$ ) supplémentaire comme source de carbone dans le traitement de l'oxyde de silicium amorphe hydrogéné (*p-a-SiOx:H*). Les films *p-a-SiOxCy:H* peuvent être utilisés dans les cellules solaires comme couche fenêtre en raison de leurs propriétés optoélectroniques meilleures.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

---

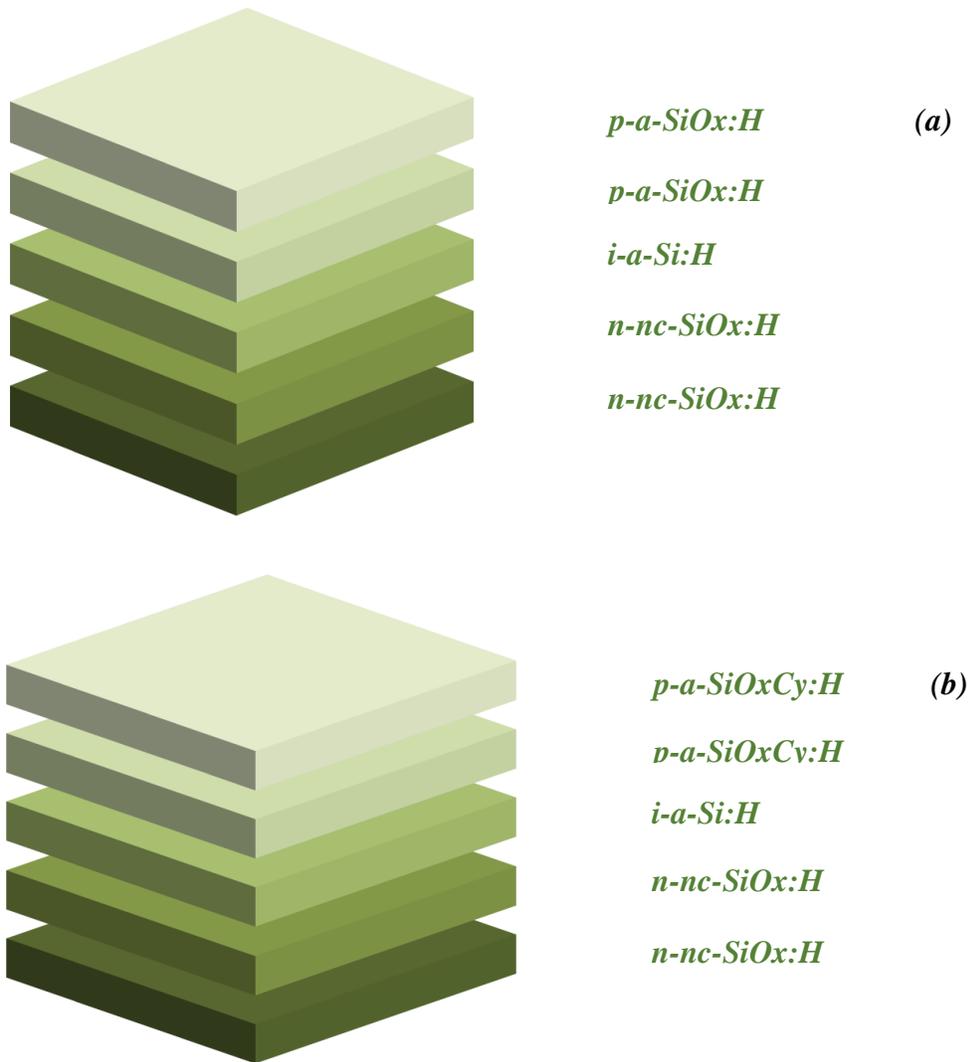
Dans le cadre des approches visant à améliorer les performances des cellules solaires à jonction unique à base de silicium amorphe, nous avons mis l'accent sur le développement d'une couche fenêtre de type  $p$ - de qualité optimale. Dans ce sens, notre approche consiste à trouver par simulation des matériaux présentant des caractéristiques supérieures, notamment une large bande interdite et un coefficient d'absorption plus faible.

Donc, nous avons mené une étude visant à déterminer si la substitution de l'oxyde de silicium amorphe hydrogéné de type  $p$  ( $p$ - $a$ - $SiO_x:H$ ) par l'oxycarbure de silicium amorphe hydrogéné ( $p$ - $a$ - $SiO_xC_y:H$ ) améliorerait le rendement de la cellule solaire, en utilisant le programme de simulation AMPS-1D.

### IV-3.2.A Description des structures simulées

Pour extraire les paramètres typiques qui caractérisent les différents matériaux utilisés dans le design des cellules solaires  $p$ - $i$ - $n$  à base de  $a$ - $Si:H$ , une simulation des résultats expérimentaux a été entreprise. Ces paramètres sont ensuite utilisés pour estimer la sensibilité des performances des cellules solaires  $p$ - $i$ - $n$  à simple jonction à l'utilisation de deux couches de type  $p$  à base de deux matériaux différents, à savoir  $p$ - $a$ - $SiO_x:H$  et  $p$ - $a$ - $SiO_xC_y:H$ . Dans ce travail, nous avons simulé et comparé deux dispositifs expérimentaux réalisés par Kang et al [70], où le design de la première structure est :  $p^+a$ - $SiO_x:H/p$ - $a$ - $SiO_x:H/i$ - $a$ - $Si:H/n$ - $nc$ - $SiO_x:H/n$ - $nc$ - $SiO_x:H$  et celui de la seconde structure est :  $p^+a$ - $SiO_xC_y:H/p$ - $a$ - $SiO_xC_y:H/i$ - $a$ - $Si:H/n$ - $nc$ - $SiO_x:H/n$ - $nc$ - $SiO_x:H$ . Les schémas de ces dernières structures sont présentés dans la **figure IV-17**. Nous avons utilisé des films  $n$ - $nc$ - $SiO_x:H$  comme alternative aux films conventionnels  $n$   $a$ - $Si:H/ZnO$  pour améliorer la réflexion arrière [83]. La couche tampon  $n$  a été ajoutée pour obtenir une transition douce de l'énergie du bord de la bande interdite de la couche active à la couche dopée  $n$ . Pour les films  $p$ - $a$ - $SiO_x:H$ , Tsai [94] avait obtenu des bandes interdites optiques variant entre 1,6 et 1,85 eV, tandis que pour les films  $p$ - $a$ - $SiO_xC_y:H$ , Kang [70] avait obtenu une bande interdite optique de l'ordre de 2,2 eV.

Pour examiner par simulation l'effet de la substitution de la couche fenêtre de type  $p$ - $a$ - $SiO_x:H$  par une autre couche fenêtre de type  $p$ - $a$ - $SiO_xC_y:H$  sur les performance d'une cellule solaire à base de silicium amorphe AMPS- 1D a été utilisé.



**Figure IV-17:** Structure des deux cellules solaires simulées et comparées par AMPS-1D.

Dans le Tableau IV-3 nous avons rassemblé les principales propriétés physiques des différentes couches fenêtre et tampon utilisées dans la structure des deux cellules solaires simulées.

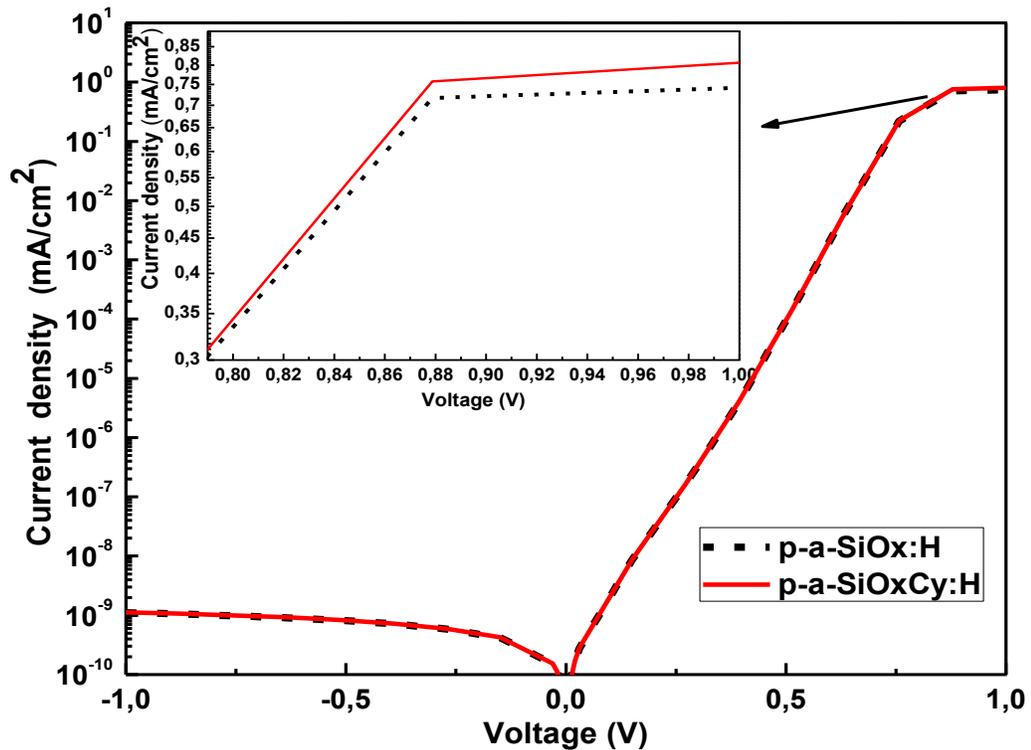
## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

**Tableau IV-3 :** Les paramètres d'entrée utilisés dans la simulation pour les couches fenêtres et les couches tampons.

Paramètre	<i>p-a-SiOx:H</i> (fenêtre)	<i>p-a-SiOx:H</i> (tampon)	<i>p-a-SiOxCy:H</i> (fenêtre)	<i>p-a-SiOxCy:H</i> (tampon)
$\epsilon_r$	12	12	12	11.9
$L$ (nm)	10	3	10	3
$\chi$ (eV)	4	4	3.76	3.76
$E_g$ (eV)	2.14	1.90	2.20	1.90
$E_{opt}$ (eV)	2	1.8	2.20	1.90
$N_C$ (cm <sup>-3</sup> )	$1 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{23}$	$1 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{20}$
$N_V$ (cm <sup>-3</sup> )	$1.2 \times 10^{19}$	$1 \times 10^{19}$	$1 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{20}$
$\mu_e$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	5	5	10	5
$\mu_h$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	0.5	0.5	0.5	0.5
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	$10^{22}$	$10^{22}$	$2.15 \times 10^{19}$	$10^{17}$
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	0	0
$G_{D0}/G_{A0}$ (cm <sup>-3</sup> eV <sup>-1</sup> )	$3 \times 10^{17}/3 \times 10^{17}$	$1.7 \times 10^{22}/1.7 \times 10^{22}$	$3 \times 10^{22}/3 \times 10^{22}$	$1.7 \times 10^{21}/1.7 \times 10^{21}$
$E_D/E_A$ (eV)	0.07/0.04	0.07/0.04	0.07/0.04	0.07/0.03

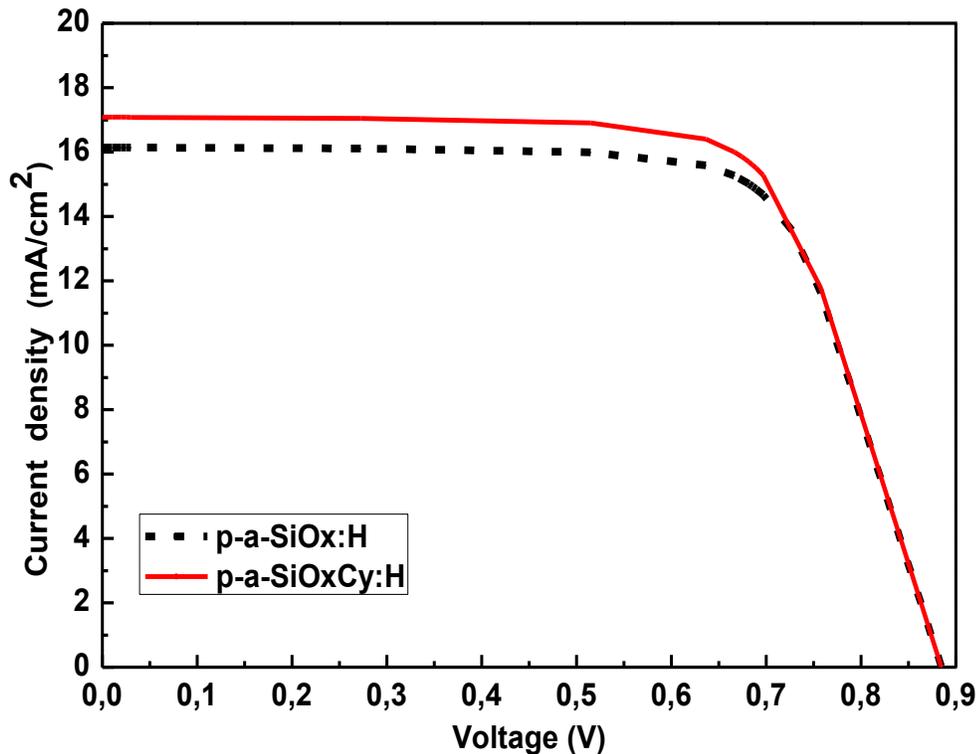
### IV-3.2.B Résultats et discussions

Les résultats de simulation de la densité de courant à l'obscurité obtenus par AMPS-1D sont présentés dans la **figure IV-18**. Les caractéristiques  $J(V)$  à l'obscurité offrent le moyen le plus accessible pour estimer la qualité de la jonction, le mécanisme de recombinaison et la résistance de contact [95]. Les parties linéaires de la courbe du courant ne donnent pas d'explication significative sur le mécanisme de recombinaison, alors que les parties logarithmiques de la courbe le font. Il est clairement observé sur la figure que la densité de courant d'obscurité de la cellule solaire a légèrement augmenté lorsque nous avons remplacé la couche *p a-SiOx:H* par la couche *p a-SiOxCy:H*.



**Figure IV-18** : Caractéristiques  $J(V)$  à l'obscurité d'une cellule solaire  $p-i-n$  simple avec deux types de couches fenêtre à base des alliages de silicium amorphe.

La **figure IV-19** montre une comparaison entre les caractéristiques  $J(V)$  des cellules solaires simulées dans des conditions d'illumination avec différents types de couches de fenêtre  $p$ . Nous remarquons une amélioration de la densité de courant de court-circuit ( $J_{SC}$ ) du dispositif et sa valeur passe de  $16,1 \text{ mA/cm}^2$  avec la couche  $p-a\text{-SiOx:H}$  à  $17 \text{ mA/cm}^2$  avec la couche  $p-a\text{-SiOxCy:H}$ . L'amélioration de la valeur  $J_{SC}$  est essentiellement due à une amélioration de la réponse spectrale dans la région des courtes longueurs d'onde. Il est connu que lorsque la bande interdite optique augmente, la photosensibilité diminue et la transparence augmente [70]. Par conséquent, l'absorption parasite dans les couches dopées  $p$  a diminuée, ce qui a entraîné une augmentation de la réponse spectrale dans la région des courtes longueurs d'onde.



**FigureIV-19:** Caractéristiques densité de courant-tension des cellules solaires simulées en avec différentes types de la couche fenêtré à température ambiante.

La réponse spectrale des cellules solaires p-i-n simulées est donnée dans la **Figure IV-20**. Il est clair que la réponse spectrale dans la région des courtes longueurs d'onde (350-450 nm) a montré une amélioration dans le cas de la structure avec des couches de type p-a-SiOxCy:H. Il est rapporté dans l'expérience que lors de l'introduction du gaz de dopage TMB dans le processus de dépôt de la couche a-SiOx:H, la conductivité électrique est légèrement augmentée en raison du dopage au bore. De plus, l'augmentation de la bande interdite a également été présentée simultanément, en raison de l'incorporation de carbone dans les films de a-SiOx:H, ce qui donne un alliage de type a-SiOxCy:H. Ce nouveau film est clairement avantageux par rapport au a-SiOx:H conventionnel en termes d'amélioration simultanée de la bande interdite et de la conductivité. Ainsi, l'amélioration de la réponse spectrale pour les courtes longueurs d'onde est

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

due à la quantité plus importante de lumière qui atteint la couche active, ce qui résulte de la transparence élevée des couches  $p\text{-}a\text{-SiO}_x\text{Cy:H}$ . En revanche, la couche fenêtre de type  $p\text{-}a\text{-SiO}_x\text{:H}$  absorbe une certaine quantité de lumière solaire par le passage de la lumière et entraîne une réponse spectrale moins bonne dans la même région de longueurs d'onde.

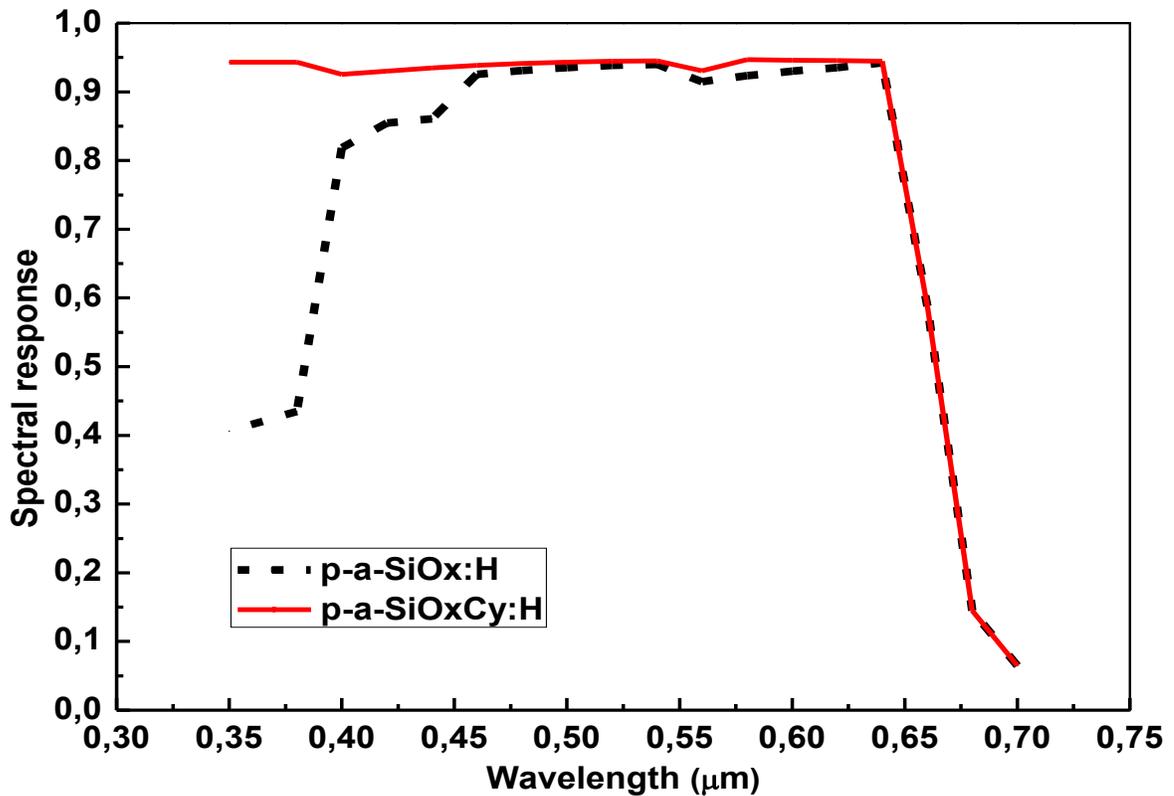
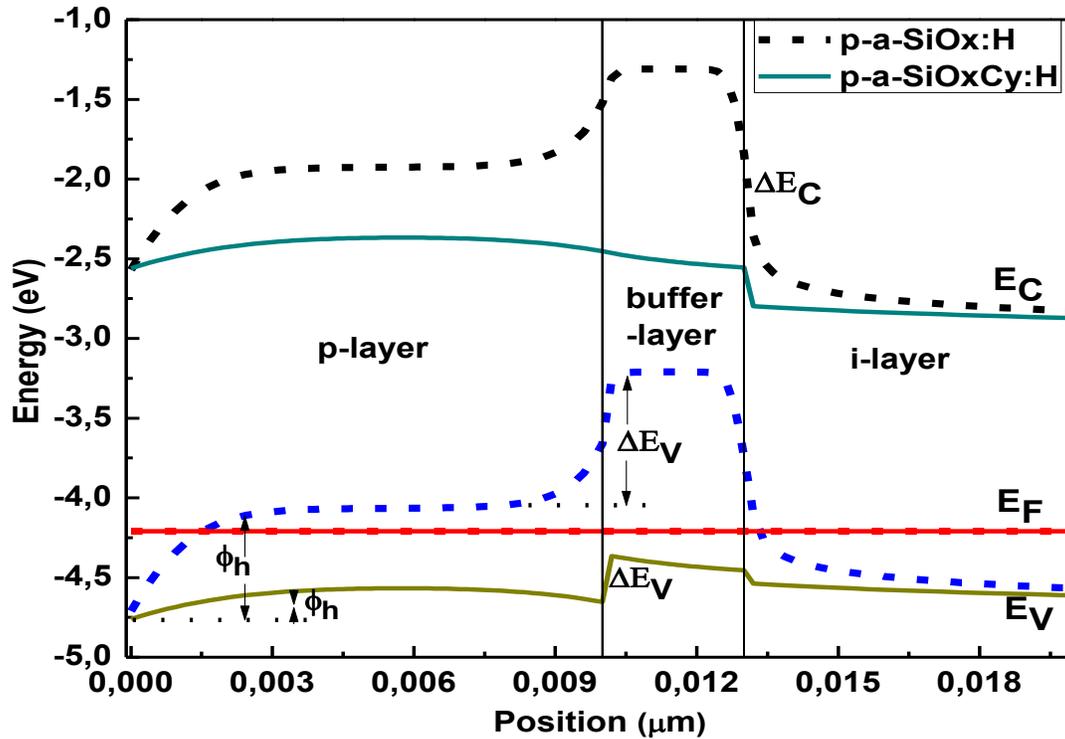


Figure IV-20 : Comparaison entre les réponses spectrales des deux cellules solaires simulées.

Dans la **figure IV-21** nous avons représenté les diagrammes de bande des deux structures simulées à proximité de l'interface  $p/i$ . Comme les trous photo-générés sont collectés au niveau du contact frontal, la courbure de bande ( $\phi_h$ ) représente une barrière pour les trous qui tentent de sortir du dispositif. Une incorporation de la couche  $p\text{-}a\text{-SiO}_x\text{Cy:H}$  au lieu de la couche  $p\text{-}a\text{-SiO}_x\text{:H}$ , comme couche fenêtre réduit la valeur des hauteurs de barrière de contact frontal des trous ( $\phi_h$ ) et comme tampon conduit à des valeurs plus petites des décalages de la bande de conduction ( $\Delta E_C$ )

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

et de la bande de valence ( $\Delta E_V$ ). D'une part, la faible valeur de  $\Delta E_V$  minimise la recombinaison des trous photo-générés à l'interface i/p.



**Figure IV-21** : Comparaison entre les diagrammes de bande des deux structures simulées près du contact avant et à l'interface i/p.

D'après la **figure IV-22**, nous pouvons voir que le taux de recombinaison à l'interface couche p fenêtre /p tampon/ i active est important dans le cas de la structure avec un type de couches p-a-SiOx:H et atteint une valeur de  $1,6 \times 10^{22} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$ . Pour la deuxième structure avec des couches de type oxycarbure p-a-SiOxCy:H, une valeur plus faible du taux de recombinaison, environ  $2,7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$  a été obtenue. Donc, il est clair que le taux de recombinaison diminue fortement avec la présence d'une couche fenêtre de type p-a-SiOxCy:H.

La **figure IV-23** donne une comparaison des densités de trous piégés à l'interface i/p pour les deux dispositifs simulés. On constate, qu'une grande quantité de trous photo-générés est piégée dans le cas de la structure avec des couches de p-a-SiOx:H et une valeur de  $10^{22} \text{ cm}^{-3}$  a été atteinte,

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

---

car la discontinuité dans la bande de valence ( $\Delta E_V$ ) est importante et agit comme un piège à trous, ceci conduit à un champ élevé à l'interface i/p (**figure IV-24** et **figure IV-25**).

Le transport des électrons et des trous vers les différents contacts, afin de générer un courant électrique dans une cellule solaire est provoqué par le champ électrique interne la **figure IV-24** décrit le champ électrique à l'interface i/p. Alors que la **figure IV-25** se concentre sur l'axe y pour déterminer le pic négatif du champ électrique de la cellule solaire avec des couches de type p-a-SiOxCy:H, qui est égal à  $-5,4 \times 10^5 \text{ V. cm}^{-1}$ . Comme on peut le voir sur les figures 24 et 25, le pic négatif du champ électrique pour le dispositif avec des couches de type p-a-SiOxCy:H est bien inférieur à celui du dispositif avec une couche fenêtre de type p-a-SiOx:H, et qu'est égal à  $-2,1 \times 10^7 \text{ V. cm}^{-1}$ .

La distribution du champ électrique dans la cellule solaire est influencée par les porteurs générés qui ne sont pas collectés efficacement. De plus, la perte par recombinaison des porteurs photo-générés affecte de manière significative la pente de la caractéristique densité de courant-tension à proximité de la condition de court-circuit. Pour l'autre dispositif avec des couches d'oxycarbure p-a-SiOxCy:H, la densité de trous piégés diminue à une valeur de  $1,8 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . D'autre part, la faible valeur des hauteurs de barrière de contact frontal ( $\phi_h$ ) obtenue avec l'utilisation de la couche d'oxycarbure p-a-SiOxCy:H, facilite l'accès d'une grande quantité de trous photo-générés à l'interface du contact frontal. En conséquence, une amélioration de l'efficacité de conversion de la cellule solaire p-i-n a été obtenue, ce qui rend les films d'oxycarbure p-a-SiOxCy:H plus appropriés comme matériaux à bande interdite élevée pour être utilisés comme couche fenêtre et couche tampon dans les cellules solaires à base de a-Si:H [96].

En résumé, les résultats des simulations obtenues ont révélé que l'intégration de films d'oxycarbure de silicium amorphe hydrogéné en tant que couche fenêtre et couche tampon dans une cellule solaire p-i-n à simple jonction basée sur le a-Si:H est bénéfique. Cependant, les caractéristiques J(V) sous AM1.5 sont comparées, et les expériences et les simulations correspondent parfaitement, ce qui prouve que le modèle de simulation utilisé est précis. D'une part, la réponse spectrale (SR) de la cellule solaire présente une valeur élevée dans la gamme des courtes longueurs d'onde, ceci est dû à la présence de la couche fenêtre en oxycarbure (p-a-SiOxCy:H) qui la rend plus transparente et entraîne une valeur élevée de  $J_{sc}$ . D'autre part, la présence de couches tampon p-a-SiOxCy:H et n-nc-SiOx:H aux interfaces i/p- et i/n, respectivement, réduit la valeur du taux de

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

recombinaison des photo-porteurs à ces interfaces. De plus, l'efficacité de conversion du dispositif a pu être améliorée de 10,2 % à 10,7 % en remplaçant les couches (fenêtre et tampon) de type  $p$ - $a$ - $\text{SiOx:H}$  par des couches à base d'oxycarbure ( $p$ - $a$ - $\text{SiOxCy:H}$ ), qui présente une bande interdite plus large, un coefficient d'absorption plus faible et de bonnes propriétés conductrices.

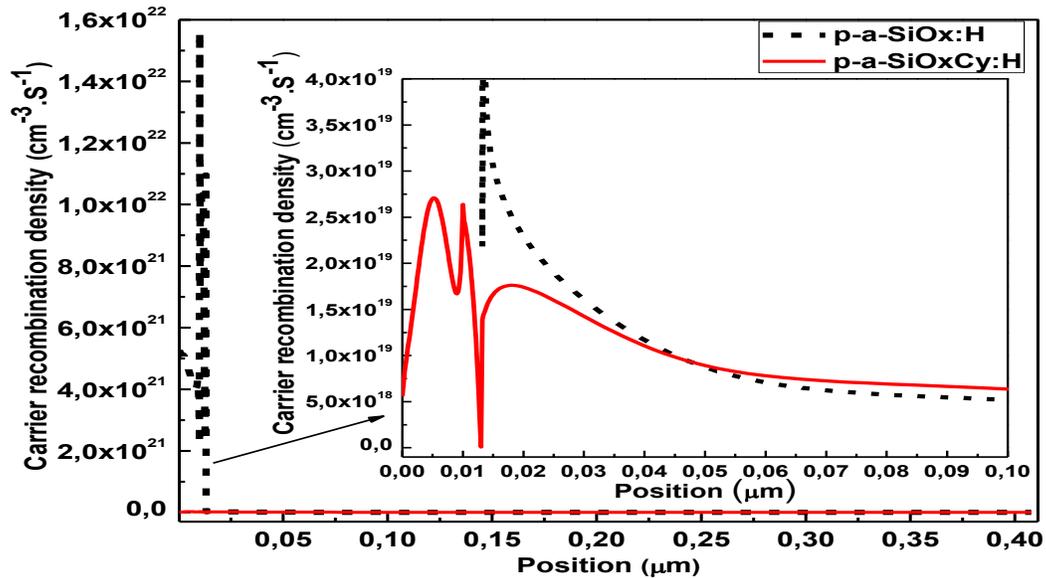


Figure IV-22 : Comparaison des taux de recombinaison totaux pour les deux structures simulées

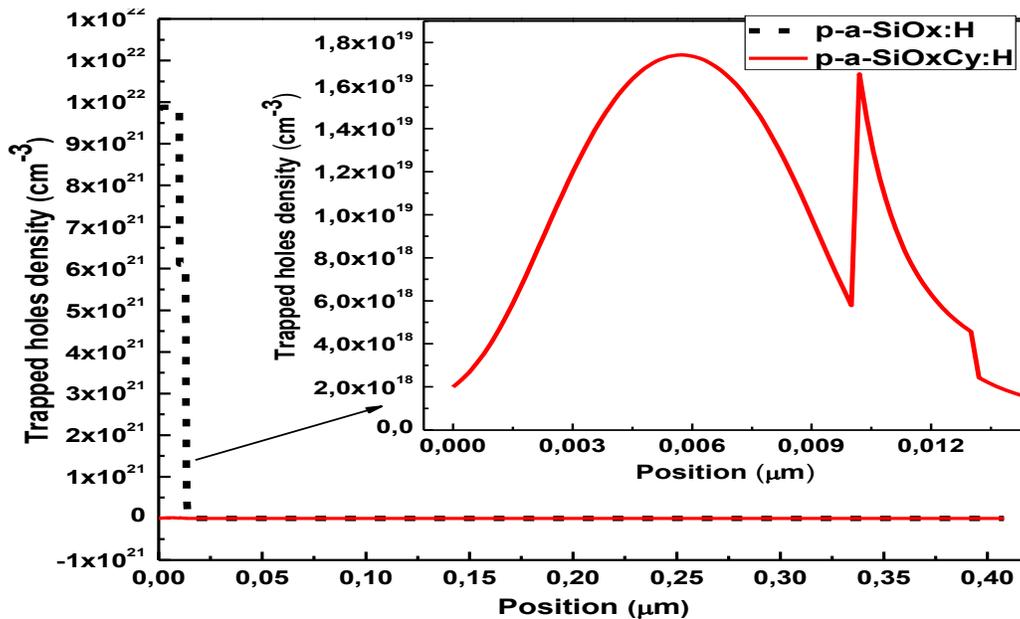


Figure IV-23 : Comparaison entre les densités de trous piégés pour les deux structures simulées

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

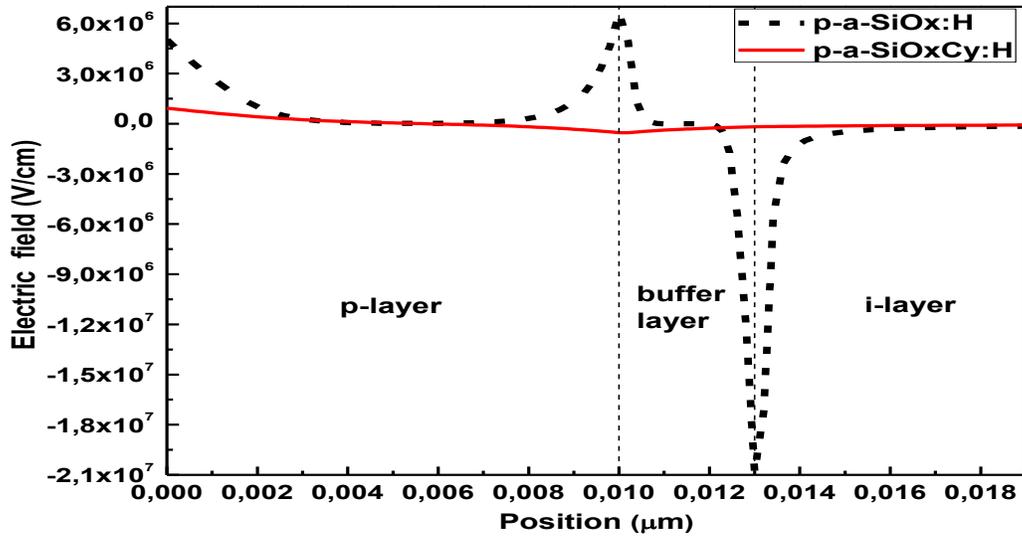


Figure IV-24 : Profil du champ électrique des cellules solaires simulées pour différentes couches fenêtrées près de l'interface i/p.

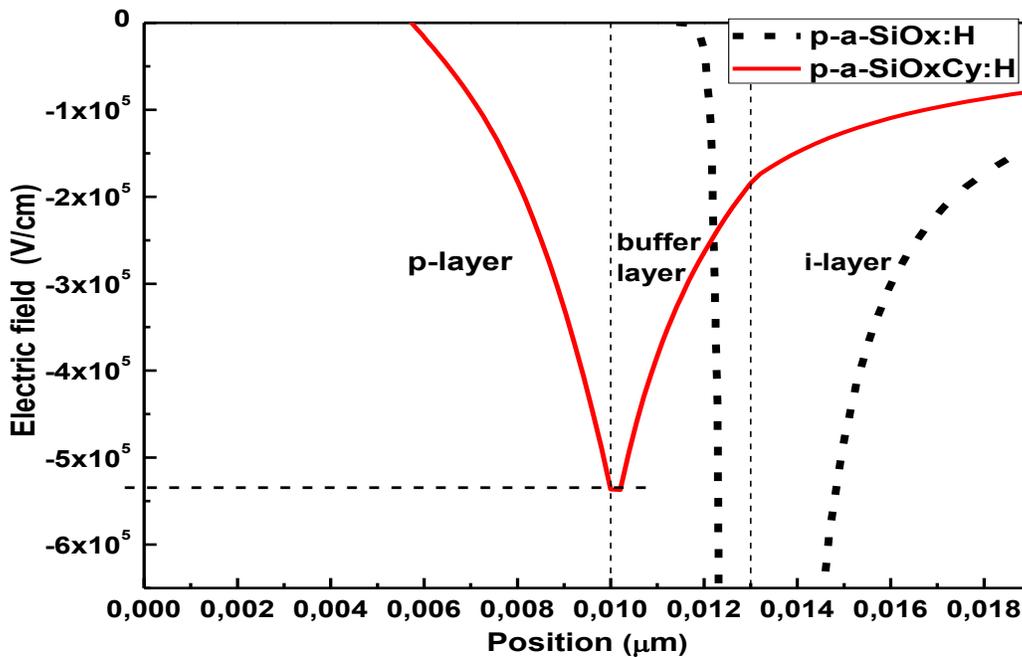


Figure IV-25 : Zoom sur le profil du champ électrique des cellules solaires simulées pour différentes couches fenêtrées près de l'interface i/p.

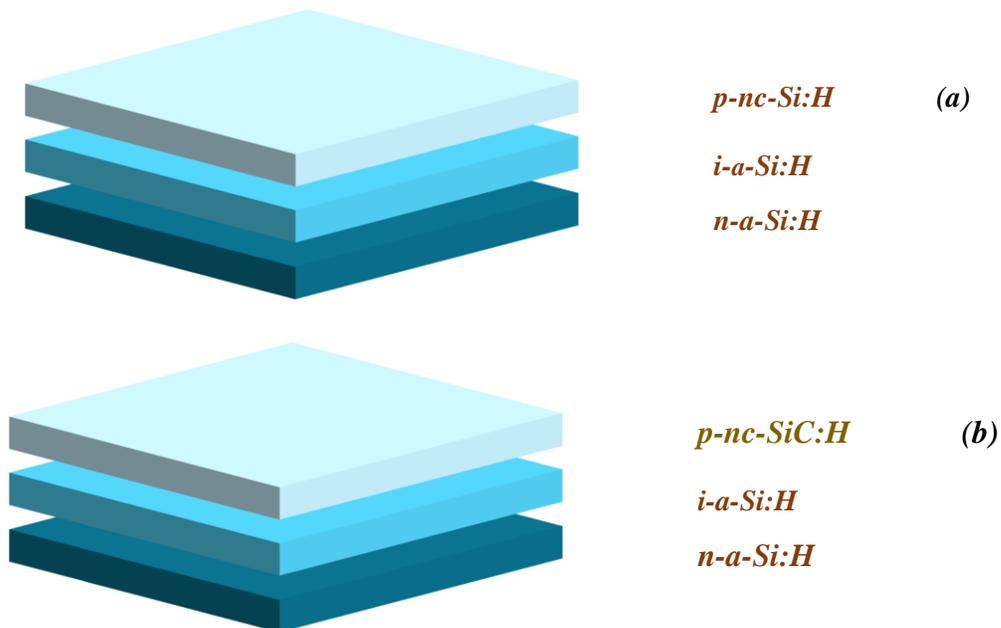
## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

### IV-3.3 Comparaison entre une couche fenêtre à base de silicium nanocristallin et une couche fenêtre à base de carbure de silicium nanocristallin

Les caractéristiques optiques du carbure de silicium nano-cristallin hydrogéné ( $nc-SiC:H$ ) lui permettent d'être largement utilisé comme matériau à large bande interdite pour les cellules solaires à simple et à multi-jonction en tant que couche fenêtre, grâce à sa bande interdite optique plus large que celle du silicium nano-cristallin ( $nc-Si:H$ ). Dans cette section, nous allons examiner par simulation numérique l'effet de l'incorporation d'une couche fenêtre à base de carbure de silicium nanocristallin hydrogéné à la place d'une couche fenêtre à base de silicium nanocristallin hydrogéné dans les cellules solaires à film mince en silicium amorphe.

#### IV-3.3.A Description des structures simulées

Sur la base de l'étude expérimentale réalisée par Chang et al. [32], nous avons effectué l'analyse d'une couche fenêtre  $p-nc-SiC:H$  et étudié son effet sur les performances de la cellule solaire. Donc, des cellules solaires photovoltaïques de configuration  $p-i-n$  à base de silicium amorphe hydrogéné ont été simulées. La couche de silicium nanocristallin hydrogéné de type  $p$  ( $p-nc-Si:H$ ) est remplacée par une couche de carbure de silicium nanocristallin de type  $p$  ( $p-nc-SiC:H$ ), les couches  $i$  et  $n$  restent sans modification. La **Figure IV-26** montre la structure des cellules étudiées.



**Figure IV-26:** Les structures simulées; (a) avec couche  $p-nc-Si:H$  (b) avec couche  $p-nc-SiC:H$ .

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

Les différents paramètres utilisés pour la simulation sont résumés dans le Tableau IV-4.

**Tableau IV-4:** Paramètres des matériaux utilisés dans le simulateur AMPS-1D

Paramètre	<i>p nc-Si: H</i>	<i>p nc-SiC: H</i>	<i>i a-Si: H</i>	<i>n nc-Si: H</i>
$\epsilon_r$	11.90	11.9	11.90	11.90
$L$ (nm)	15	15	300	25
$\chi$ (eV)	3.7	3.7	3.8	3.8
$E_g$ (eV)	1.8	1.97	1.72	1.72
$E_{opt}$ (eV)	1.8	1.95	1.58	1.54
$N_C$ (cm <sup>-3</sup> )	1.00e+023	1.00e+019	2.50e+020	2.50e+020
$N_V$ (cm <sup>-3</sup> )	1.00e+021	1.00e+023	2.50e+020	2.50e+020
$\mu_e$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	20	100	20	10
$\mu_h$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	0.5	25	2	1
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	1.00e+022	2.00e+020	0	0
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	0	1.00e+019
$G_{D0}/G_{A0}$ (cm <sup>-3</sup> eV <sup>-1</sup> )	2.00e+022	1.00e+022	2.00e+021	2.00e+021
$E_D/E_A$ (eV)	0.05/0.01	0.05/0.01	0.06/ 0.05	0.05/0.03

### IV-3.3.B Résultats et discussions

Les caractéristiques J-V sous éclairement pour les deux cellules sont présentées dans la **figure IV-27**. On peut voir que les courbes J-V sont sensibles au type du matériau utilisé pour la couche fenêtre. On constate que la valeur de  $J_{SC}$  augmente lorsque on remplace la couche fenêtre *p nc-Si:H* par la couche fenêtre *p nc-SiC:H*. Cette augmentation du  $J_{SC}$  est due à la réduction de l'absorption parasite dans la couche dopée *p* ce qui conduit à une amélioration de la réponse spectrale. L'effet du changement du matériau de la couche fenêtre apparaît pour les courtes longueurs d'onde comprises entre 350 nm et 600 nm et montre une nette amélioration de la réponse spectrale avec l'utilisation de *p nc-SiC:H* (**Figure IV-28**). Donc, la bande interdite élevée du *p nc-SiC:H* (1.97eV) limite encore plus l'absorption parasite du spectre solaire dans le domaine du visible. D'après la **Figure IV-29**, nous avons réalisé que l'absorption de lumière suffisante a augmenté dans la couche *i*, ce qui entraîne une plus grande génération de paires électron-trou.

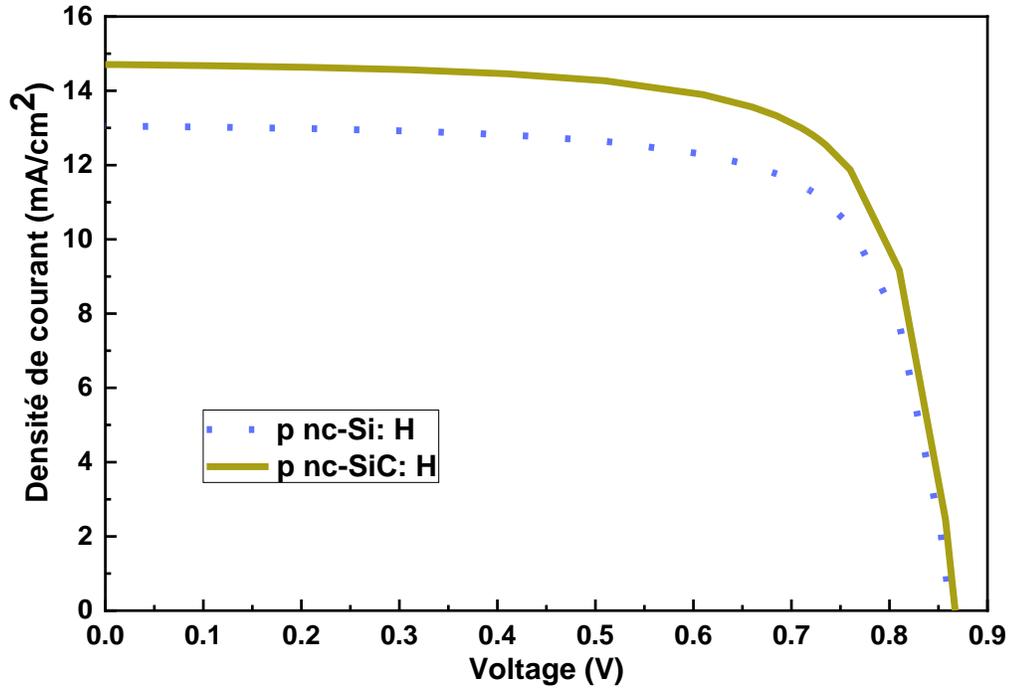


Figure IV-27 : Comparaison des caractéristiques J-V des cellules solaires simulées.

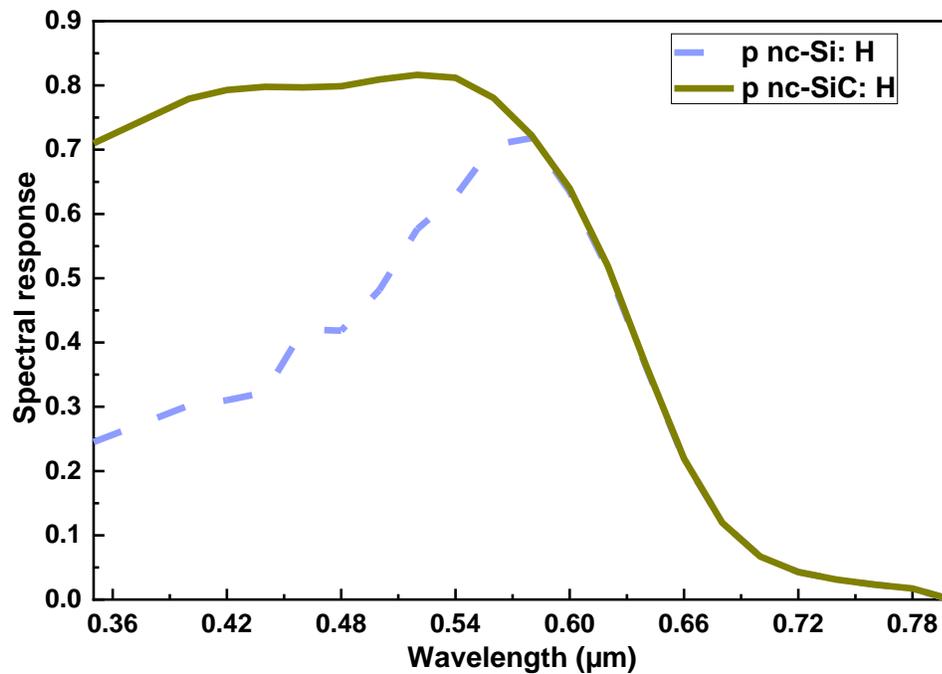


Figure IV-28 : Réponses spectrales simulées d'une cellule solaire p-i-n à simple jonction avec différentes couches fenêtres.

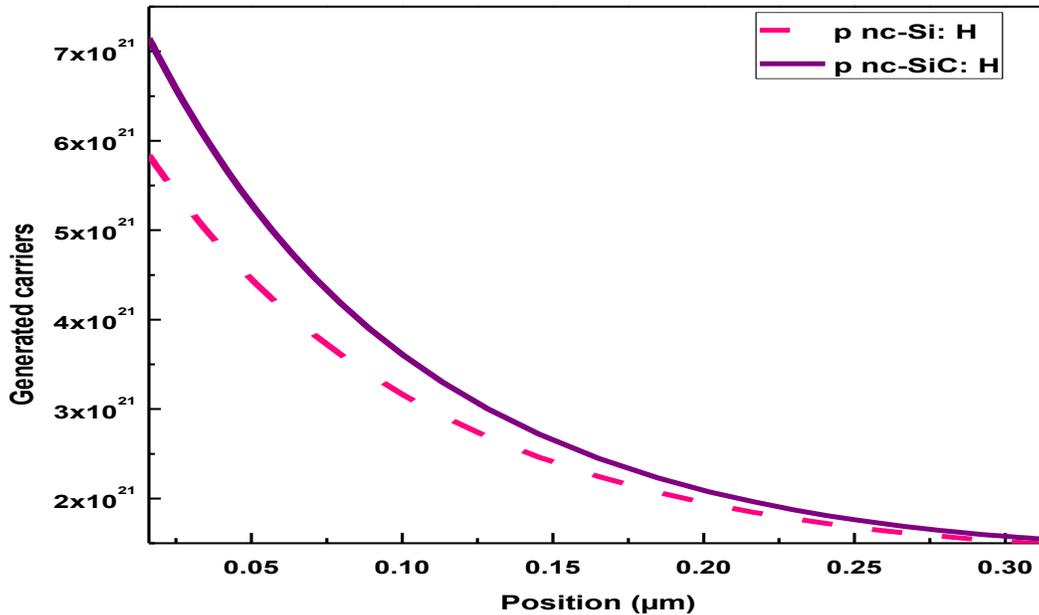


Figure IV-29 : Tracés du taux de génération total pour les cellules solaires simulées.

Les résultats des simulations effectuées par AMPS-1D révèlent que les cellules solaires en silicium amorphe dotées d'une couche fenêtrée alternative p nc-SiC : H présentent de meilleurs rendements électriques et optiques. Cependant, la transmittance optique dans un matériau nc-SiC:H hydrogéné est régie par la phase a-SiC:H tandis que les grains nanocristallins sont responsables des processus de conduction[39].

#### IV-4. Comparaison des différents type de matériaux de la couche fenêtrée

Afin de comparer l'effet de la variation du type de matériau de la couche fenêtrée, on a fait une synthèse des résultats obtenus. Le Tableau IV-5 résume les propriétés physiques de chaque couche fenêtrée utilisée dans ce travail pour simuler des cellules solaires à base de silicium amorphe.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

**Tableau IV-5 :** Paramètres physiques utilisés pour simuler les matériaux de la couche fenêtre.

Paramètre	<i>p-nc-Si:H</i>	<i>p-nc-SiOx:H</i>	<i>p-a-SiOx:H</i>	<i>p-a-SiOxCy:H</i>	<i>p-nc-SiC:H</i>
$\epsilon_r$	11.9	12	12	12	11.9
$L$ (nm)	15	15	10	10	15
$\chi$ (eV)	3.99	4	4	3.76	3.7
$E_g$ (eV)	2	2.1	2.14	2.20	1.97
$N_C$ (cm <sup>-3</sup> )	10 <sup>23</sup>	10 <sup>23</sup>	1x10 <sup>20</sup>	1x10 <sup>20</sup>	10 <sup>19</sup>
$N_V$ (cm <sup>-3</sup> )	10 <sup>23</sup>	10 <sup>23</sup>	1.2x10 <sup>19</sup>	1x10 <sup>20</sup>	10 <sup>23</sup>
$\mu_e$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	20	20	5	10	100
$\mu_h$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	0.2	2	0.5	0.5	25
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	1,03.10 <sup>19</sup>	10 <sup>19</sup>	10 <sup>22</sup>	2.15x10 <sup>19</sup>	2.10 <sup>20</sup>
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	0	0	0
$G_{DO}/G_{AO}$ (cm <sup>-3</sup> eV <sup>-1</sup> )	2.10 <sup>17</sup> /2.10 <sup>17</sup>	2.10 <sup>20</sup> /2.10 <sup>20</sup>	3x10 <sup>17</sup> /3x10 <sup>17</sup>	3x10 <sup>22</sup> /3x10 <sup>22</sup>	10 <sup>22</sup>
$E_D/E_A$ (eV)	0.04/0.01	0.04/0.01	0.07/0.04	0.07/0.04	0.05/0.01

Une comparaison entre les paramètres de sortie des cellules solaires simulées avec différentes couches fenêtres, y compris le rendement de conversion, le facteur de forme (FF), la tension de circuit ouvert (VOC) et la densité de courant de court-circuit (JSC), est résumée dans le Tableau IV-6.

Il est bien clair que la structure avec une couche fenêtre de type *p-a-SiOxCy:H* est celle qui montre le meilleur rendement de conversion.

## Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats

---

**Tableau IV-6 :** Comparaison entre les performances des cellules solaires simulées pour différents types de la couche fenêtre.

	<i>p-nc-Si:H</i>	<i>p-nc-SiOx:H</i>	<i>p-a-SiOx:H</i>	<i>p-a-SiOxCy:H</i>	<i>p-nc-SiC:H</i>
<b><i>J<sub>SC</sub></i></b> (mA/cm <sup>2</sup> )	12.32	12.79	16.1	17.0	14.7
<b><i>V<sub>OC</sub></i></b> (V)	0.896	0.890	0.886	0.885	0.867
<b><i>FF</i></b> (%)	70.90	72.70	71.6	70.8	72.4
<b><i>η</i></b> (%)	7.83	8.28	10.2	10.7	9.2

## **Chapitre IV : Analyse et discussion des résultats**

---

### **IV.5 Conclusion**

*Dans le cas des cellules solaires à base de silicium amorphe ( $a\text{-Si:H}$ ), la couche p qui joue le rôle de la couche fenêtre, doit être aussi mince que possible et avec un gap adéquat pour éviter l'absorption parasite de la lumière en particulier dans le domaine du visible. De plus, la conductivité de la couche fenêtre détermine la résistance en série et affecte ainsi le facteur de forme (FF)*

*La propriété de largeur de la bande interdite est très utile pour la couche fenêtre dans les cellules solaires, car elle offre une plus grande transparence, ce qui entraîne une amélioration de la réponse spectrale dans le domaine des courtes longueurs d'onde. L'amélioration de la réponse spectrale se traduit par une augmentation du taux de génération des paires électrons-trous et par conséquent une augmentation de la densité du courant de court-circuit (JSC) en raison de la réduction des pertes par absorption dans la couche fenêtre. L'augmentation de JSC mène automatiquement à un meilleur rendement de conversion. Cependant une meilleure valeur de ce dernier est égal à 10,7% a été obtenue avec l'utilisation d'une couche fenêtre de type p- $a\text{-SiO}_x\text{C}_y\text{:H}$ .*

*En fin, l'application de AMPS-1D pour simuler les performances des cellules solaires à base de  $a\text{-Si:H}$ , nous a permis de faire une analyse plus approfondie pour mieux comprendre l'effet de l'utilisation de différents matériaux pour la couche fenêtre et a aidé à établir l'ensemble des paramètres physiques de ces couches, permettant ainsi l'optimisation de la conception des dispositifs photovoltaïques.*

# *Conclusion générale*

# Conclusion générale

---

## Conclusion générale

*L'un des paramètres les plus influents sur les performances des cellules solaires à base de silicium amorphe (a-Si:H) est le type du matériau utilisé pour fabriquer la couche fenêtre. Le travail réalisé dans cette thèse consiste essentiellement à une étude comparative entre plusieurs types de couches fenêtres utilisées dans une cellule solaire à simple jonction de type p-i-n.*

*Cette thèse a été structurée en quatre chapitres :*

*Dans le premier chapitre nous avons expliqué les principes fondamentaux du photovoltaïque tels que le rayonnement solaire, la définition d'une cellule solaire, les paramètres clés d'une cellule solaire, le schéma électrique équivalent d'une cellule solaire etc. ....*

*Dans le chapitre deux nous avons présenté l'impact des différents paramètres de la couche fenêtre sur les performances de la cellule solaire en couche mince ainsi que les différents matériaux utilisés pour fabriquer les couches fenêtres dans les cellules solaires à base de silicium amorphe.*

*Le chapitre trois a été consacré à la présentation des différentes équations et à une explication résumée de la théorie sur laquelle repose le fonctionnement du code de calcul AMPS-1D utilisé pour réaliser nos simulations.*

*Dans le chapitre quatre, les résultats de simulation obtenus ont été présentés et discutés. Cependant, dans ce dernier chapitre nous avons présenté essentiellement une étude des performances d'une cellule solaire à base de silicium amorphe (a-Si:H) pour différents types de la couche fenêtre.*

*Dans un premier temps, nous avons examiné par simulation l'utilité d'utiliser une couche fenêtre de type p-nc-SiOx:H au lieu d'une couche de type p-nc-Si : H, avec la présence d'une couche tampon de type p nc-Si:H dans une cellule solaire à base de configuration p-p-i-n et à base de silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H). Les résultats de simulation ont montré une amélioration des paramètres de sortie électriques et optiques. Cependant, la cellule solaire avec une couche p-nc-SiOx:H a montré des valeurs plus élevées pour l'efficacité de conversion et la densité de courant de court-circuit ( $\eta = 8,28 \%$ ,  $J_{sc} = 12,79 \text{ mA/cm}^2$ ) par rapport à la cellule avec la couche fenêtre p-nc-Si:H ( $\eta = 7,83 \%$ ,  $J_{sc} = 12,32 \text{ mA/cm}^2$ ). En outre, la réponse spectrale de la structure avec*

## Conclusion générale

---

une couche  $p\text{-nc-SiOx:H}$  a montré une amélioration dans la gamme des courtes longueurs d'ondes (350-500 nm). En fin, un bon accord entre les résultats de simulation et les résultats expérimentaux a été obtenu.

Dans la deuxième étude, nous avons simulé et optimisé les performances de deux dispositifs. Où le premier dispositif est de structure :  $p^+a\text{-SiOx:H}/p\text{-}a\text{-SiOx:H}/i\text{-}a\text{-Si:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}$  et le second dispositif est de structure:  $p^+a\text{-SiOxCy:H}/p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}/i\text{-}a\text{-Si:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}$ . Les résultats des simulations obtenues ont révélé qu'avec l'intégration de films à base d'oxycarbure de silicium amorphe hydrogéné comme couche fenêtre et couche tampon au lieu de films à base d'oxyde de silicium amorphe hydrogéné dans une cellule solaire  $p\text{-}i\text{-}n$  est bénéfique. Ainsi, la réponse spectrale (SR) de la cellule solaire présente une valeur élevée dans la gamme des courtes longueurs d'onde, ce qu'est dû à la présence de la couche  $p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}$  qui a une transparence plus élevée et par conséquent une valeur élevée de  $J_{SC}=17.0\text{mA/cm}^2$  a été obtenue. L'augmentation de  $J_{SC}$  conduit à une amélioration de l'efficacité de conversion de la cellule solaire  $p\text{-}i\text{-}n$  et nous avons pu atteindre la valeur de 10,7 %.

Dans le troisième et dernier volet de ce travail, nous avons réalisé une étude comparative des performances des cellules solaires avec des couches fenêtres à base de silicium nano-cristallin hydrogéné ( $p\text{-}nc\text{-Si:H}$ ) et à base de carbure de silicium nano-cristallin hydrogéné ( $p\text{-}nc\text{-SiC:H}$ ). Les résultats des simulations effectuées révèlent que la cellule solaire avec une couche fenêtre de type  $p\text{-}nc\text{-SiC:H}$  présente de meilleurs rendements électriques et optiques. Il a été montré que l'utilisation de  $p\text{-}nc\text{-SiC:H}$  permet d'obtenir une cellule photovoltaïque avec un rendement de 9,2%, ( $J_{SC} = 14,7\text{ mA/cm}^2$ ,  $V_{OC} = 0,867\text{V}$  et  $FF = 72,4\%$ )

En conclusion finale, et d'après les résultats obtenus les films à base d'oxycarbure de silicium amorphe hydrogéné ( $p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}$ ) qui se caractérisent par une bande interdite plus large ( $E_g=2.20\text{ eV}$ ), un coefficient d'absorption plus faible et de bonnes propriétés conductrices, sont plus appropriés pour être utilisés comme couche fenêtre et couche tampon dans les cellules solaires  $p\text{-}i\text{-}n$  à base de silicium amorphe ( $a\text{-Si:H}$ ).

*Références*  
*bibliographiques*

## Références bibliographiques

---

- [1] F. A. M. Ahmed, « *Structural Properties And Optical Modelling Of Sic Thin Films* », University Of The Western Cape, 2020.
- [2] J. Bojanowski, « *Quantifying Solar Radiation At The Earth Surface With Meteorological And Satellite Data.* », University Of Twente, 2014.
- [3] D. Reaux, « *Cellules Photovoltaïques A Hétérojonctions De Silicium ( A-Si H / C-Si ) : Modélisation Des Défauts Et De La Recombinaison A L'interface* », Université Paris Saclay, 2017.
- [4] S. Ekhagen, « *Silicon Solar Cells: Basics Of Simulation And Modelling Using The Mathematical Program Maple To Simulate And Model A Silicon Solar Cell* », Université De Karlstads, 2017.
- [5] H. Dang, « *Nanostructured Semiconductor Device Design In Solar Cells* », University Of Kentucky, 2015.
- [6] B. Christophe, B. Wolfhard, F. Friedhelm, S. Horst, S. Arvind, Et W. Nicolas, *Thin-Film Silicon Solar Cells. Neuchâtel (Switzerland): Epfl Press, 2010.*
- [7] M. Lee, « *Atomic Structure , Electronic States And Relaxation Dynamics In Photovoltaic Materials And Interfaces From Photoemission-Related Spectroscopies* », Université Paris Saclay, 2018.
- [8] M. Comin, « *Modélisation De La Structure Du Silicium Amorphe A L'aide D'algorithmes D'apprentissage Profond* », Université De Montréal, 2018.
- [9] D. Yang, « *Solar Irradiance Modeling And Forecasting Using Novel Statistical Techniques* », National University Of Singapore, 2014.
- [10] A. Ricaud, « *Gisement Solaire Et Transferts Energétiques* », Université De Cergy-Pontoise, 2011.
- [11] R. Van Schie, « *Individual Cell Analysis Of Micromorph Tandem Solar Cells* », Delft University Of Technology, 2016.
- [12] S. Guha, *Multijunction Solar Cells And Modules. 2000.*
- [13] H. N. Abunahla, « *Modeling And Simulation Of Photovoltaic Modules* », University Of Sharjah, 2013.

## Références bibliographiques

---

- [14] Á. C. Lorenzo, « Optimization Of Hydrogenated Amorphous Silicon For Its Use In Different Photovoltaic Technologies », *University Of Barcelona*, 2016.
- [15] A. N. Corpus, « Influence Of The P-Type Layer On The Performance And Stability Of Thin Film Silicon Solar Cells », *University Of Sheffield*, 2017.
- [16] J. Ramanujam Et Al., « Flexible Cigs, Cdte And A-Si:H Based Thin Film Solar Cells: A Review », *Progress In Materials Science*, Vol. 110, No October 2019, P. 1-20, 2020, Doi: 10.1016/J.Pmatsci.2019.100619.
- [17] D. Bonnet Et P. Meyers, « Cadmium-Telluride - Material For Thin Film Solar Cells », *Journal Of Materials Research*, Vol. 13, No 10, P. 2740-2753, 1998, Doi: 10.1557/Jmr.1998.0376.
- [18] T. D. Lee Et A. U. Ebong, « A Review Of Thin Film Solar Cell Technologies And Challenges », *Renewable And Sustainable Energy Reviews*, Vol. 70, No November, P. 1286-1297, 2017, Doi: 10.1016/J.Rser.2016.12.028.
- [19] C. V. Sánchez, « Thin Film Nanocrystalline Silicon Solar Cells Obtained By Hot-Wire Cvd », *University Of Barcelona*, 2001.
- [20] J. Dréon Et Al., « 23.5%-Efficient Silicon Heterojunction Silicon Solar Cell Using Molybdenum Oxide As Hole-Selective Contact », *Nano Energy*, Vol. 70, No October 2019, 2020, Doi: 10.1016/J.Nanoen.2020.104495.
- [21] R. A. Street, Éd., *Technology And Applications Of Amorphous Silicon*, R.A. Stree., Vol. 37. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2000.
- [22] R. K. Willardson Et A. C. Beer, Éd., « Electronic And Transport Properties », In *Hydrogenated Amorphous Silicon*, Vol. 21, No Pc, 1984, P. 193-205.
- [23] H. Bassler, *Thin Film Solar Cells Fabrication, Characterization And Applications*. Chichester, Uk: John Wiley & Sons, Ltd, 2006.
- [24] M. Zeman Et R. E. I. Schropp, *Amorphous Silicon Based Solar Cells And Modules*, Vol. 31, No 2. 1995.
- [25] R. E. I. Schropp Et M. Zeman, *Amorphous And Microcrystalline Silicon Solar Cells: Modeling, Materials And Device Technology*. 1998.

## Références bibliographiques

---

- [26] R. Goyal Et S. Kumar, « Optimization And Neural Network-Based Modelling Of Surface Passivation Effectiveness By Hydrogenated Amorphous Silicon For Solar Cell Applications », Undefined, 2018, Consulté Le: Nov. 20, 2021. [En Ligne]. Disponible Sur: [Http://Arxiv.Org/Abs/1812.06424](http://Arxiv.Org/Abs/1812.06424).
- [27] H. F. Sterling Et R. C. G. Swann, « Chemical Vapour Deposition By R . F . Discharge », *Solid State Physics Pergamon Press*, Vol. 8, P. 653-654, 1965.
- [28] D. E. Carlson Et C. R. Wronski, « Amorphous Silicon Solar Cell », *Applied Physics Letters*, Vol. 28, No 11, P. 671-673, 1976, Doi: 10.1063/1.88617.
- [29] A. Lambertz, « Development Of Doped Microcrystalline Silicon Oxide And Its Application To Thin-Film Silicon Solar Cells », *University Utrecht*, 2015.
- [30] J. D. Joannopoulos Et G. Lucovsky, « The Physics Of Hydrogenated Amorphous Silicon I Structure, Preparation, And Devices », *In Topics In Applied Physics*, Vol. 55, 1984.
- [31] A. K. Sood Et Al., « Sige Focal Plane Array Detector Technology For Near-Infrared Imaging », *International Journal Of Engineering Research And Technology*, Vol. 10, No 1, P. 81-103, 2017.
- [32] P. K. Chang, W. T. Hsu, P. T. Hsieh, C. H. Lu, C. H. Yeh, Et M. P. Houg, « Improved Stability Of Amorphous Silicon Solar Cells With P-Type Nanocrystalline Silicon Carbide Window Layer », *Thin Solid Films*, Vol. 520, No 7, P. 3096-3099, 2012, Doi: 10.1016/J.Tsf.2011.11.082.
- [33] W. Du Et Al., « Hydrogenated Nanocrystalline Silicon P-Layer In Amorphous Silicon N-I-P Solar Cells », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 90, No 7-8, P. 1098-1104, 2006, Doi: 10.1016/J.Solmat.2005.06.005.
- [34] Z. Hu Et Al., « Hydrogenated P-Type Nanocrystalline Silicon In Amorphous Silicon Solar Cells », *Journal Of Non-Crystalline Solids*, Vol. 352, No 9-20 Spec. Iss., P. 1900-1903, 2006, Doi: 10.1016/J.Jnoncrysol.2006.02.010.
- [35] R. Biron, C. Pahud, F. J. Haug, J. Escarré, K. Söderström, Et C. Ballif, « Window Layer With P Doped Silicon Oxide For High V Oc Thin-Film Silicon N-I-P Solar Cells », *Journal Of Applied Physics*, Vol. 110, No 12, 2011, Doi: 10.1063/1.3669389.

## Références bibliographiques

---

- [36] J. Ma Et Al., « Improvement Of Solar Cells Performance By Boron Doped Amorphous Silicon Carbide/Nanocrystalline Silicon Hybrid Window Layers », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 114, P. 9-14, 2013, Doi: 10.1016/J.Solmat.2013.02.013.
- [37] P. Goyal, J. Hong, F. Haddad, J. L. Maurice, P. Roca I Cabarrocas, Et E. Johnson, « Use Of Hexamethyldisiloxane For P-Type Microcrystalline Silicon Oxycarbide Layers », *Epj Photovoltaics*, Vol. 7, P. 1-8, 2016, Doi: 10.1051/Epjpv/2015010.
- [38] A. Belfar, « The Role Of P+-Layer Dopant Concentration, P+-Layer Band Gap And P+-Layer Thickness In The Performances Of A-Si:H N - I - P - P+ Solar Cells With Double Layer Window Nanocrystalline Silicon », *Optik*, Vol. 126, No 24, P. 5688-5693, 2015, Doi: 10.1016/J.Ijleo.2015.09.026.
- [39] W. Hadj Kouider, A. Belfar, B. Mohammed, Et H. Ait-Kaci, « Comparison Of Nanocrystalline Silicon And Nanocrystalline Silicon Carbide Window Layers », In 2020 6th International Symposium On New And Renewable Energy (Sienr), Oct. 2021, P. 1-4, Doi: 10.1109/Sienr50924.2021.9631909.
- [40] A. Belfar, M. Belmekki, F. Hammour, Et H. Ait-Kaci, « The Simultaneous Impacts Of The P Nc-Siox:H Window Layer Band Gap And The Back Reflection On The Performances Of A-Si:H Based Solar Cells », *Journal Of Nano- And Electronic Physics*, Vol. 11, No 2, P. 1-5, 2019, Doi: 10.21272/Jnep.11(2).02025.
- [41] T. Searle, Éd., *Properties Of Amorphous Silicon And Its Alloys. The Institution Of Electrical Engineers*, 1998.
- [42] J. Peter Seif Et Al., « Amorphous Silicon Oxide Window Layers For High-Efficiency Silicon Heterojunction Solar Cells », *Journal Of Applied Physics*, Vol. 115, No 2, P. 1-8, 2014, Doi: 10.1063/1.4861404.
- [43] Y. Zhao Et Al., « Design And Optimization Of Hole Collectors Based On Nc-Siox:H For High-Efficiency Silicon Heterojunction Solar Cells », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 219, P. 110779, 2021, Doi: 10.1016/J.Solmat.2020.110779.

## **Références bibliographiques**

---

- [44] J. Fang Et Al., « Improvement In Ultra-Thin Hydrogenated Amorphous Silicon Solar Cells With Nanocrystalline Silicon Oxide », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 176, No November 2017, P. 167-173, 2018, Doi: 10.1016/J.Solmat.2017.11.023.
- [45] A. A. Valladares Et Al., « New Approaches To The Computer Simulation Of Amorphous Alloys: A Review », *Materials*, Vol. 4, No 4, P. 716-781, 2010, Doi: 10.3390/Ma4040716.
- [46] Y. Tawada, K. Tsuge, M. Kondo, H. Okamoto, Et Y. Hamakawa, « Properties And Structure Of A-Si:H For High-Efficiency A-Si Solar Cell », *Journal Of Applied Physics*, Vol. 53, No 7, P. 5273-5281, 1982, Doi: 10.1063/1.331363.
- [47] X. Liao Et Al., « Nanostructure In The P-Layer And Its Impacts On Amorphous Silicon Solar Cells », *Journal Of Non-Crystalline Solids*, Vol. 352, No 9-20 Spec. Iss., P. 1841-1846, 2006, Doi: 10.1016/J.Jnoncrysol.2005.11.110.
- [48] J. Huran Et Al., « Structural And Physical Characteristics Of Pecvd Nanocrystalline Silicon Carbide Thin Films », *Physics Procedia*, Vol. 32, P. 303-307, 2012, Doi: 10.1016/J.Phpro.2012.03.560.
- [49] S. Fujikake, H. Ohta, A. Asano, Y. Ichikawa, Et H. Sakai, « High Quality A-Si:H Films And Their Application To A-Si Solar Cells », *Mrs Proceedings*, Vol. 258, No 5, P. 875, Févr. 1992, Doi: 10.1557/Proc-258-875.
- [50] Y. Matsumoto Et Y. Zhenrui, « Boron-Doped Microcrystalline-Phase Involved Amorphous Silicon Oxide Windows Prepared By Cat-Cvd », In 2006 3rd International Conference On Electrical And Electronics Engineering, 2006, P. 3-6, Doi: 10.1109/Iceee.2006.251848.
- [51] M. C. Rossi, M. S. Brandt, Et M. Stutzmann, « Optical And Electrical Properties Of Amorphous Silicon-Oxide With Visible Room Temperature Photoluminescence », *Applied Surface Science*, Vol. 102, P. 323-326, 1996, Doi: 10.1016/0169-4332(96)00073-6.
- [52] D. Das, S. M. Iftiqar, D. Das, Et A. K. Barua, « Improvement In The Optoelectronic Properties Of A-Si:H Films », *Journal Of Materials Science*, Vol. 34, No 5, P. 1051-1054, 1999, Doi: 10.1023/A:1004500229385.
- [53] A. Shah, *Thin-Film Silicon Solar Cells*. Elsevier Ltd, 2017.

## Références bibliographiques

---

- [54] S. Usui Et M. Kikuchi, « Properties Of Heavily Doped Gdsi With Low Resistivity », *Journal Of Non-Crystalline Solids*, Vol. 34, No 1, P. 1-11, 1979, Doi: 10.1016/0022-3093(79)90002-4.
- [55] L. Mazzarella, A. B. Morales-Vilches, L. Korte, R. Schlatmann, Et B. Stannowski, « Versatility Of Nanocrystalline Silicon Films: From Thin-Film To Perovskite/C-Si Tandem Solar Cell Applications », *Coatings*, Vol. 10, No 8, 2020, Doi: 10.3390/Coatings10080759.
- [56] Y. Vygranenko, E. Fathi, A. Sazonov, M. Vieira, Et A. Nathan, « Nanocrystalline P-Layer For A-Si:H P-I-N Solar Cells And Photodiodes », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 94, No 11, P. 1860-1863, 2010, Doi: 10.1016/J.Solmat.2010.06.044.
- [57] S. Guha, J. Yang, P. Nath, Et M. Hack, « Enhancement Of Open Circuit Voltage In High Efficiency Amorphous Silicon Alloy Solar Cells », *Applied Physics Letters*, Vol. 49, No 4, P. 218-219, 1986, Doi: 10.1063/1.97176.
- [58] X. Deng, K. L. Narasimhan, J. Evans, M. Izu, Et S. R. Ovshinsky, « On Deposition Temperature », *Energy Conversion*, P. 678-681, 1994.
- [59] J. Yang, A. Banerjee, T. Glatfelter, K. Hoffman, X. Xu, Et S. Guha, « Progress In Triple-Junction Amorphous Silicon-Based Alloy Solar Cells And Modules Using Hydrogen Dilution », *Conference Record Of The Ieee Photovoltaic Specialists Conference*, Vol. 1, P. 380-385, 1994, Doi: 10.1109/Wcpec.1994.519980.
- [60] J. K. Rath Et R. E. I. Schropp, « Incorporation Of P-Type Microcrystalline Silicon Films In Amorphous Silicon Based Solar Cells In A Superstrate Structure », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 53, No 1-2, P. 189-203, 1998, Doi: 10.1016/S0927-0248(98)00027-0.
- [61] T. Lertvanithphol Et Al., « Spectroscopic Ellipsometry Investigation Of Microcrystalline Fractions In P-Type Hydrogenated Microcrystalline Silicon Oxide (P-Mc-Sio<sub>x</sub>:H) Ultra-Thin Films », *Materials Science In Semiconductor Processing*, Vol. 68, No July, P. 327-333, 2017, Doi: 10.1016/J.Mssp.2017.06.043.
- [62] S. Yeop Myong, H. Kew Lee, E. Yoon, Et K. Su Lim, « Highly Conductive Boron-Doped Nanocrystalline Silicon-Carbide Film Prepared By Low-Hydrogen-Dilution Photo-Cvd Method Using Ethylene As A Carbon Source », *Journal Of Non-Crystalline Solids*, Vol. 298, No 2-3, P. 131-136, 2002, Doi: 10.1016/S0022-3093(02)00916-X.

## Références bibliographiques

---

- [63] H. K. Lee, S. Y. Myong, K. S. Lim, Et E. Yoon, « *Electrical Properties Of Photo-Cvd Boron-Doped Hydrogenated Nanocrystalline Silicon-Carbide (P-Nc-Sic:H) Films For Uncooled Ir Bolometer Applications* », *Journal Of Non-Crystalline Solids*, Vol. 316, No 2-3, P. 297-301, 2003, Doi: 10.1016/S0022-3093(02)01630-7.
- [64] T. Chen, Y. Huang, D. Yang, R. Carius, Et F. Finger, « *Development Of Microcrystalline Silicon Carbide Window Layers By Hot-Wire Cvd And Their Applications In Microcrystalline Silicon Thin Film Solar Cells* », *Thin Solid Films*, Vol. 519, No 14, P. 4523-4526, 2011, Doi: 10.1016/J.Tsf.2011.01.299.
- [65] P. Sichanugrist, T. Sasaki, A. Asano, Y. Ichikawa, Et H. Sakai, « *Amorphous Silicon Oxide And Its Application To Metal/N-I-P/Ito Type A-Si Solar Cells* », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 34, No 1-4, P. 415-422, 1994, Doi: 10.1016/0927-0248(94)90068-X.
- [66] H. Watanabe, K. Haga, Et T. Lohner, « *Structure Of High-Photosensitivity Silicon-Oxygen Alloy Films* », *Journal Of Non-Crystalline Solids*, Vol. 164-166, No Part 2, P. 1085-1088, 1993, Doi: 10.1016/0022-3093(93)91187-8.
- [67] F. T. Si, O. Isabella, Et M. Zeman, « *Thin-Film Amorphous Silicon Germanium Solar Cells With P- And N-Type Hydrogenated Silicon Oxide Layers* », *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 163, No December 2016, P. 9-14, Avr. 2017, Doi: 10.1016/J.Solmat.2017.01.001.
- [68] A. Richter, L. Zhao, F. Finger, Et K. Ding, « *Microstructure Model For Nanocrystalline Hydrogenated Silicon Oxide Thin Films In Silicon Heterojunction Solar Cells* », *2015 Ieee 42nd Photovoltaic Specialist Conference, Pvsc 2015*, P. 2-5, 2015, Doi: 10.1109/Pvsc.2015.7356217.
- [69] T. Itoh Et Al., « *Electrical Characterization Of Hydrogenated Amorphous Silicon Oxide Films* », *Japanese Journal Of Applied Physics*, Vol. 54, No 8, 2015, Doi: 10.7567/Jjap.54.08kb11.
- [70] D. W. Kang, P. Sichanugrist, B. Janthong, M. A. Khan, C. Niikura, Et M. Konagai, « *Development Of Wide Band Gap P-A-Sioxcy:H Using Additional Trimethylboron As Carbon Source Gas* », *Electronic Materials Letters*, Vol. 12, No 4, P. 462-467, 2016, Doi: 10.1007/S13391-016-4007-Y.
- [71] R. Martins, M. Vieira, I. Ferreira, E. Fortunato, Et L. Guimarães, « *Transport Properties Of Doped Silicon Oxycarbide Microcrystalline Films Produced By Spatial Separation Techniques* »

## Références bibliographiques

---

», *Solar Energy Materials And Solar Cells*, Vol. 41-42, P. 493-517, 1996, Doi: 10.1016/0927-0248(95)00096-8.

[72] D.-W. Kang, P. Sichanugrist, H. Zhang, Et M. Konagai, « Wide-Bandgap P-Type Microcrystalline Silicon Oxycarbide Using Additional Trimethylboron For Silicon Heterojunction Solar Cells », *Progress In Photovoltaics: Research And Applications*, Vol. 25, No 5, P. 384-389, Mai 2017, Doi: 10.1002/Pip.2875.

[73] H. Zhu, A. K. Kalkan, J. Hou, Et S. J. Fonash, « Applications Of Amps-1d For Solar Cell Simulation », No December, P. 309-314, 2009, Doi: 10.1063/1.57978.

[74] G. Azzouzi, « Study Of Silicon Solar Cells Performances Using The Impurity Photovoltaic Effect », Université Ferhat Abbas–Setif, 2012.

[75] M. Burgelman, J. Verschraegen, S. Degrave, Et P. Nollet, « Modeling Thin-Film Pv Devices », *Progress In Photovoltaics: Research And Applications*, Vol. 12, No 2-3, P. 143-153, 2004, Doi: 10.1002/Pip.524.

[76] S. J. Fonash Et Al., « A Manual For Amps-1d », *The Center For Nanotechnology Education And Utilization The Pennsylvania State University*, P. 1-59, 1997.

[77] D. Modeling, « Amps-1d Handout », P. 1-7.

[78] M. Hack Et M. Shur, « Physics Of Amorphous Silicon Alloy P-I-N Solar Cells », *Journal Of Applied Physics*, Vol. 58, No 2, P. 997-1020, 1985, Doi: 10.1063/1.336148.

[79] R. S. Crandall, « Modeling Of Thin Film Solar Cells: Uniform Field Approximation », *Journal Of Applied Physics*, Vol. 54, No 12, P. 7176-7186, 1983, Doi: 10.1063/1.331955.

[80] H. Mehmood Et T. Tauqeer, « Modelling And Performance Analysis Of Amorphous Silicon Solar Cell Using Wide Band Gap Nc-Si:H Window Layer », *Iet Circuits, Devices And Systems*, Vol. 11, No 6, P. 666-675, 2017, Doi: 10.1049/Iet-Cds.2017.0072.

[81] A. Belfar, « Modélisation Et Optimisation De Deux Cellules Solaires N-I-P Et N-I-P'-P A Base De Silicium Amorphe (A-Si:H) Et Silicium Nanocristallin (Nc-Si:H) », Université Des Sciences Et De La Technologie D'oran Mohamed Boudiaf, 2013.

## Références bibliographiques

---

- [82] S. Akram Et Q. Ul Ann, « Newton Raphson Method Calculator », *International Journal Of Scientific & Engineering Research*, Vol. 6, No 7, 2015.
- [83] W. Hadj Kouider, A. Belfar, M. Belmekki, Et H. Ait-Kaci, « N Type Microcrystalline Silicon Oxide Layer Effect In P-I-N Ultra-Thin Film Solar Cell », In *Icreec 2019. Springer Proceedings In Energy*, S. A. B. Ahmed Belasri, Éd. Oran: Springer Singapore, 2020, P. 343-348.
- [84] W. Hadj Kouider, A. Belfar, M. Belmekki, Et H. Ait-Kaci, « The Benefit Of Using P-A-Sioxcy:H As Double Window Layers In Hydrogenated Amorphous Silicon Solar Cells: Correlation Of Simulation And Experiment », *Optik*, Vol. 238, 2021, Doi: 10.1016/J.Ijleo.2021.166749.
- [85] W. Hadj Kouider Et A. Belfar, « Simulation And Optimization Of A-Si: H / Mc-Si: H Tandem Solar Cell With Thinner Active Layers », *Optik*, P. 165594, Sept. 2020, Doi: 10.1016/J.Ijleo.2020.165594.
- [86] W. H. Kouider Et A. Belfar, « Comparison Of Using P-Nc-Sioxc:H And P-Nc-Si:H As Window Layer In Amorphous Silicon Based Solar Cells », *Optik*, Vol. 222, No November 2020, 2020, Doi: 10.1016/J.Ijleo.2020.165444.
- [87] W. Hadj Kouider, A. Belfar, M. Belmekki, Et H. Ait-Kaci, « Window Layer Thickness Effect On Amorphous Silicon Oxide Solar Cell Performances », *Algerian Journal Of Renewable Energy And Sustainable Development*, Vol. 2, No 01, P. 67-74, Juin 2020, Doi: 10.46657/Ajresd.2020.2.1.10.
- [88] K. Sriprapha, S. Inthisang, S. Miyajima, A. Yamada, P. Sichanugrist, Et M. Konagai, « Temperature Dependence Of Amorphous Silicon Oxide », *23rd European Photovoltaic Solar Energy Conference And Exhibition, 1-5 September 2008, Valencia, Spain, 2008.* .
- [89] J. Yang, H. Jo, S. W. Choi, D. W. Kang, Et J. D. Kwon, « All P-I-N Hydrogenated Amorphous Silicon Oxide Thin Film Solar Cells For Semi-Transparent Solar Cells », *Thin Solid Films*, Vol. 662, No July, P. 97-102, 2018, Doi: 10.1016/J.Tsf.2018.07.032.
- [90] Y. Ichikawa, S. Fujikake, H. Ohta, T. Sasaki, Et H. Sakai, « 12% Two-Stacked A-Si:H Tandem Cells With A New P-Layer Structure », In *Conference Record Of The Ieee Photovoltaic Specialists Conference, 1992*, Vol. 2, P. 1296-1301, Doi: 10.1109/Pvsc.1991.169417.

## **Références bibliographiques**

---

- [91] S. Liu Et Al., « *Improvement Of Amorphous Silicon N-I-P Solar Cells By Incorporating Double-Layer Hydrogenated Nanocrystalline Silicon Structure* », *Journal Of Non-Crystalline Solids*, Vol. 357, No 1, P. 121-125, 2011, Doi: 10.1016/J.Jnoncrysol.2010.10.001.
- [92] T. K. Li, Z. Xu, S. L. Zhao, X. R. Xu, Et J. M. Xue, « *Structural And Optoelectronic Properties Of P-Type Sio:H Films Deposited In Transition Zone* », *Wuli Xuebao/Acta Physica Sinica*, Vol. 66, No 19, 2017, Doi: 10.7498/Aps.66.196801.
- [93] A. Belfar Et H. Aït-Kaci, « *Effect Of Incorporating P-Type Hydrogenated Nanocrystalline Silicon Buffer Layer On Amorphous Silicon N-I-P Solar Cell Performances* », *Thin Solid Films*, Vol. 525, P. 167-171, 2012, Doi: 10.1016/J.Tsf.2012.10.060.
- [94] C. C. Tsai, « *Characterization Of Amorphous Semiconducting Silicon-Boron Alloys Prepared By Plasma Decomposition* », *Physical Review B*, Vol. 19, No 4, P. 2041-2055, 1979, Doi: 10.1103/Physrevb.19.2041.
- [95] G. Ahmad, G. Das, Et J. N. Roy, « *Performance And Stability Improvement Of Single Junction A-Si:H Solar Cell By Interface Engineering* », *Journal Of Materials Science: Materials In Electronics*, Vol. 30, No 13, P. 12406-12415, Juill. 2019, Doi: 10.1007/S10854-019-01599-0.
- [96] W. Hadj Kouider, A. Belfar, M. Belmekki, Et H. Aït-Kaci, « *The Benefit Of Using P-A-Sioxcy:H As Double Window Layers In Hydrogenated Amorphous Silicon Solar Cells: Correlation Of Simulation And Experiment* », *Optik*, Vol. 238, No March, P. 166749, 2021, Doi: 10.1016/J.Ijleo.2021.166749.

# *Publications*



Contents lists available at ScienceDirect

Optik

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/ijleo](http://www.elsevier.com/locate/ijleo)

Original research article

## Comparison of using p-nc-SiO<sub>x</sub>:H and p-nc-Si:H as window layer in amorphous silicon based solar cells

Wafa Hadj Kouider, Abbas Belfar \*

Laboratory of Plasma Physics, Conductor Materials and Their Applications, Faculty of Physics, University of Sciences and Technology of Oran  
Mohamed Boudiaf USTO-MB, BP1505 Oran, Algeria

## ARTICLE INFO

## Keywords:

Solar cell  
a-Si:H  
Window layer  
p-nc-SiO<sub>x</sub>:H  
P-nc-Si:H  
Quantum efficiency

## ABSTRACT

One of the most influencing parameters on the performance of amorphous silicon (a-Si:H) based solar cells is the window layer material. In this way, different kinds of p layers have been studied and investigated for using as window and buffer layers in a-Si:H based devices. The main purpose of this work is to compare the effect of two different p layers, one based on nanocrystalline silicon (nc-Si:H) and the other based on nanocrystalline silicon oxide (nc-SiO<sub>x</sub>:H), when that using as window layer in two p-p-i-n single junction a-Si:H based solar cells.

The behavior of our two structures was simulated by using AMPS-1D, a one-dimensional simulation program for solar cells. Under A.M 1.5 illumination, our calculations results reveal that the structure with p-nc-SiO<sub>x</sub>:H type window layer shows a higher electrical performances with a value of the efficiency ( $\eta$ ) equal to 8.28 %, compared to the cell with p-nc-Si:H window layer ( $\eta = 7.83$  %). Moreover, a better quantum efficiency (QE) in the short wavelength range for the first structure is due to the higher band-gap and the transparency of the p-nc-SiO<sub>x</sub>:H window layer. Finally, the comparison of our simulation results with other experimental results was realized and a vigorous agreement was obtained.

### 1. Introduction

In order to get amorphous silicon (a-Si:H) based solar cells in competition with other solar cells types, its efficiency must improve. So, the main purpose of the continuously a-Si:H solar cells technologies developing was to enhance the output conversion efficiency by adjusting the open-circuit voltage ( $V_{oc}$ ) the short-circuit current density ( $J_{sc}$ ), and fill factor (FF) without marginalizing the economic aspect.

Thin film amorphous silicon technology has especially enjoyed vast investment because of the great extent unfulfilled guarantee of lower cost compared to the crystalline silicon cells, it is also the oldest and best established thin-film silicon technology [1–3].

An important prerequisite for reaching high performances in this type of solar cells is a wide band-gap window layer with a high transparency for blue light and transverse conductivity [4]. Moreover, using p layers as window layers affect solar cell characteristics significantly [5]. The p-nc-Si:H type is a promising material for solar cell window layer [6,7]. Moreover, when compared to hydrogenated amorphous silicon it is usually considered stable in view of light-induced degradation [8]. Higher doping efficiency could be achieved using this material compared to p-type a-SiC films, which is a result of the relatively ordered structure. Unfortunately, this leads to a deterioration of the optical gap [9].

\* Corresponding author.

E-mail address: [abbas.belfar@univ-usto.dz](mailto:abbas.belfar@univ-usto.dz) (A. Belfar).

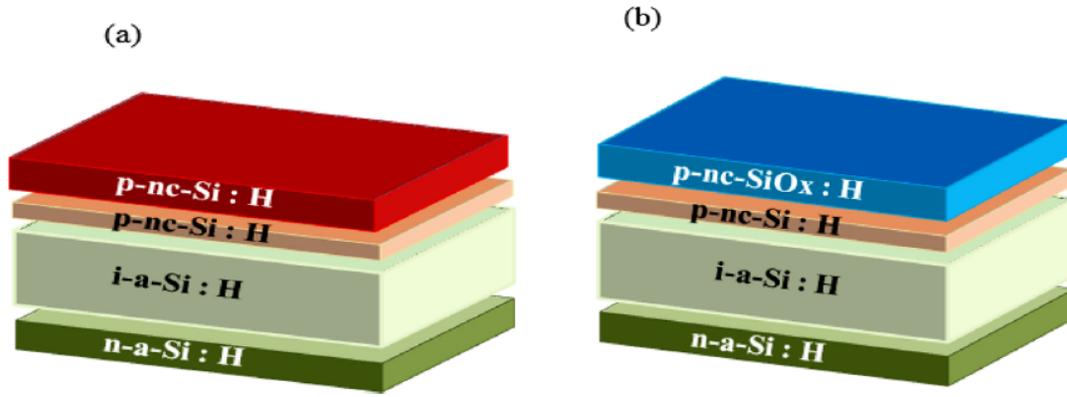


Fig. 1. Schematic illustration of the simulated structures.

**Table 1**  
Simulated devices physical parameters.

Parameters	p-nc-SiOx:H (window)	p-nc-Si:H (window)	p-nc-Si : H (Buffer)	i-a-Si:H	n-a-Si:H
L (nm)	15	15	6	300	25
$\epsilon_r$	12	11.9	11.9	11.9	11.9
$\chi$ (eV)	4	3.99	3.95	3.8	3.8
$E_g$ (eV)	2.1	2	1.88	1.72	1.72
$N_c$ (cm <sup>-3</sup> )	10 <sup>23</sup>	10 <sup>23</sup>	$2.8 \times 10^{19}$	$2.5 \times 10^{20}$	$2.5 \times 10^{20}$
$N_v$ (cm <sup>-3</sup> )	10 <sup>23</sup>	10 <sup>23</sup>	$1.04 \times 10^{19}$	$2.5 \times 10^{20}$	$2.5 \times 10^{20}$
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	10 <sup>19</sup>	$1.03 \times 10^{19}$	10 <sup>15</sup>	0	0
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	0	0	10 <sup>19</sup>
$\mu_e$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	5	20	2	20	20
$\mu_h$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	0.5	0.2	0.2	2	1
GDO (cm <sup>-3</sup> , eV <sup>-1</sup> )	$2 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{17}$	$2 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{21}$	$2 \times 10^{21}$
GAO (cm <sup>-3</sup> , eV <sup>-1</sup> )	$2 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{17}$	$2 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{21}$	$2 \times 10^{21}$
ED/EA (eV)	0.04/0.01	0.04/0.01	0.06/0.01	0.05/0.03	0.05/0.03
NDG (cm <sup>-3</sup> )	10 <sup>16</sup>	10 <sup>17</sup>	$9 \times 10^{16}$	$5 \times 10^{15}$	$5 \times 10^{18}$
NAG (cm <sup>-3</sup> )	10 <sup>16</sup>	10 <sup>17</sup>	$9 \times 10^{16}$	$5 \times 10^{15}$	$5 \times 10^{18}$
EDG / EAG (eV)	1.38/0.78	1.5/0.98	1.5/0.98	1.22/0.7	1.22/0.7
$\sigma_{de}$ (cm <sup>2</sup> )(tails)	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
$\sigma_{dh}$ (cm <sup>2</sup> )(tails)	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>
$\sigma_{ae}$ (cm <sup>2</sup> )(tails)	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>	10 <sup>-17</sup>
$\sigma_{ah}$ (cm <sup>2</sup> )(tails)	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
$\sigma_{de}$ (cm <sup>2</sup> )(gauss)	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>
$\sigma_{dh}$ (cm <sup>2</sup> )(gauss)	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
$\sigma_{ae}$ (cm <sup>2</sup> )(gauss)	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>	10 <sup>-15</sup>
$\sigma_{ah}$ (cm <sup>2</sup> )(gauss)	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>	10 <sup>-14</sup>

To fabricate a p-type wider band-gap layer the alloying effect is usually realized. However, alloying with oxygen is a good method to form high band gap materials [10,11]. At first a-SiOx:H film was utilized as an absorber layer or window layer as a result of wide band gap and high conductivity [12,13]. Afterward, it was obtained that p-nc-SiOx:H is more suitable for many potential applications such as window layer in amorphous silicon cells owing to its mixed phase. By this way, oxygen-rich a-SiOx:H phase guarantees lower absorption and lower refractive index, whereas doped nc-Si phase enhances the electrical conductivity [12]. It is also known that the interfaces of the solar cell are sensitive, especially p/i interface significantly affect the solar cell production due to different growth conditions of the two materials [14].

We try in this paper to answer, by using a numerical simulation, the question whether nanocrystalline silicon (nc-Si:H) or nanocrystalline silicon oxide (nc-SiO:H) is more suited for amorphous silicon based solar cell window when introducing a p-type nc-Si:H buffer layer at the p/i interface.

## 2. Description of the simulated devices

We attempted to simulate two experimentally fabricated a-Si:H based solar cells using conventional radio frequency plasma-enhanced chemical vapor deposition (RF-PECVD):

- The first structure realized by Liu et al. [15] and, used a gas mixture of SiH<sub>4</sub>, H<sub>2</sub> and B<sub>2</sub>H<sub>6</sub> with the hydrogen dilution ratio  $RH = [H_2] / [SiH_4]$  of 66.7 and 100 to grow p-nc-Si:H films.

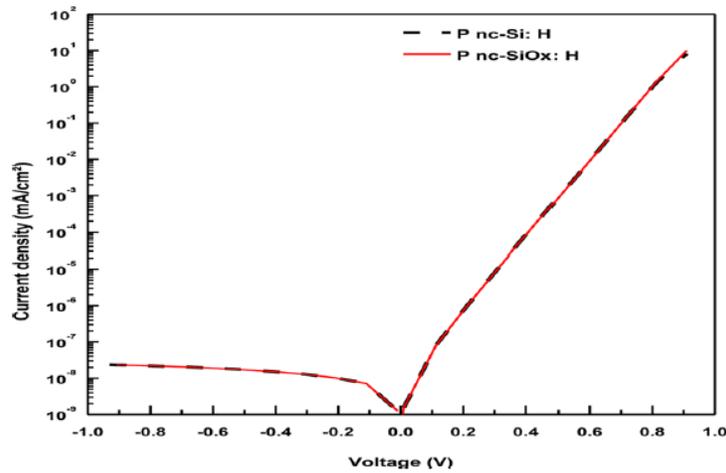


Fig. 2. Dark current density –voltage  $J(V)$  characteristics for the simulated structures.

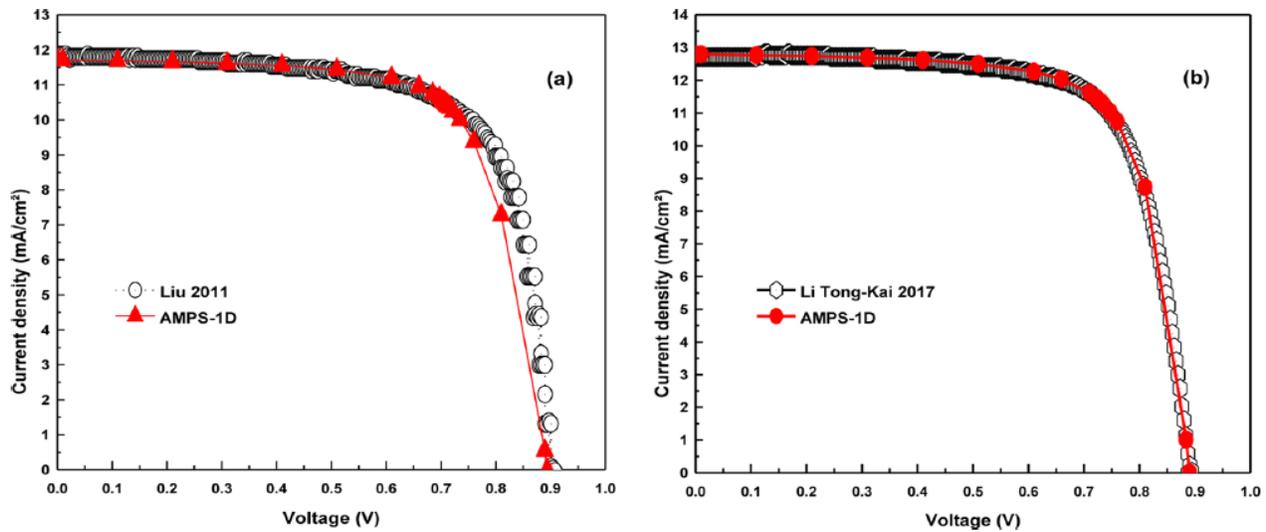


Fig. 3. Experimental and simulated  $J(V)$  characteristics under light conditions of p-p-i-n solar cells with : (a) P-nc-Si:H window layer (b) P-nc-SiOx:H window layer.

- The second structure realized by Li-Tong Kai [16] and, used gas mixtures of  $\text{SiH}_4$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2$ , and  $\text{B}_2\text{H}_6$  as reaction source gases to grow p-nc-SiOx:H films.

The simulated solar cells in this work have the following structure (Fig. 1): TCO / p-nc-Si:H or p-nc-SiOx:H (15 nm) /p-nc-Si:H buffer layer (6 nm) / i-a-Si:H (300 nm) / n-a-Si:H (25 nm)/ back contact. To isolate the influence of the p-layer window layer, all of the buffer layers, i-layers and n-layers were the same on all the calculations.

Fig.1 shows a schematic diagram of the p-p-i-n solar cell, where the p-layer acts like a window layer through which solar radiation enters to the structure.

### 3. Simulation model

To predict reliable output characteristics under normal operation the PV model have to be realized with appropriate accurateness. Different models and programs have been developed in the literature [17]. Among these programs, AMPS-1D is used largely due to its ability to model complicated structures with many layers of different materials [18]. This program resolves the Poisson’s equation coupled to electrons and holes continuity equations, at each point of the structure.

By using AMPS-1D, the number of carriers (electrons and holes) generated per unit volume and per second at the time “t” at the position “x” in the solar cell by light absorption, is calculated using the optical simulation. While, the local electron and hole particle densities  $n(x,t)$ ,  $p(x,t)$  and the local electric potential  $\phi(x,t)$  within the solar cell are calculated using electrical simulation [19].

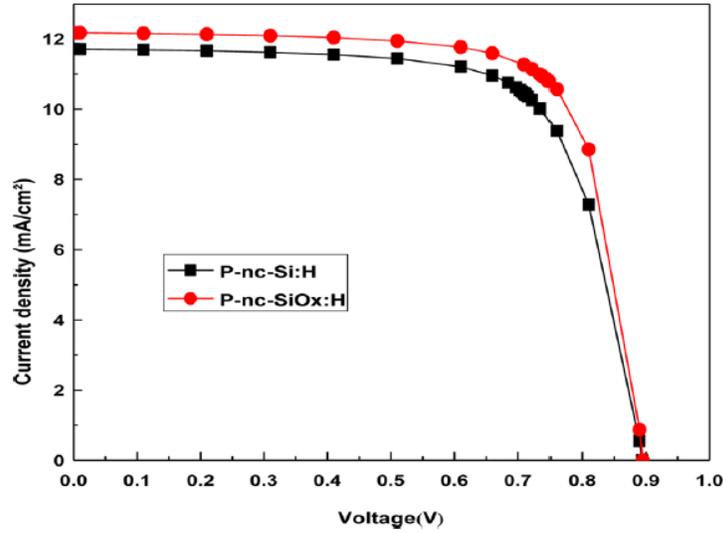


Fig. 4.  $J(V)$  characteristics under light conditions of simulated a-Si:H solar cells with two types of window layer : p-nc-Si:H and p-nc-SiOx:H.

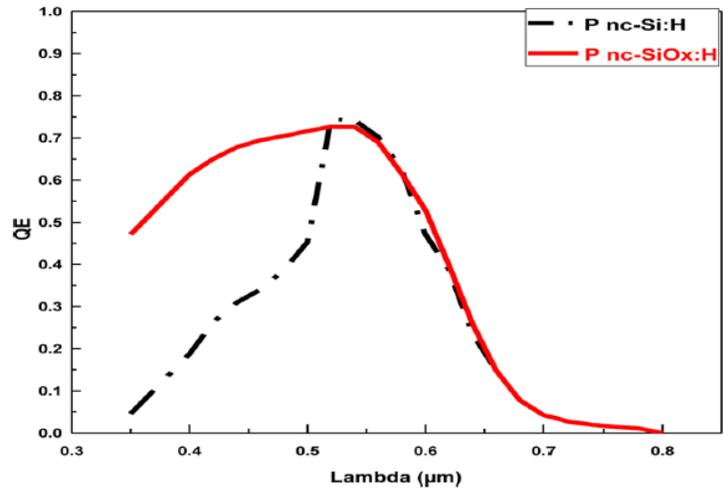


Fig. 5. Quantum efficiencies of simulated a-Si:H single-junction cells with different window layer materials.

#### 4. Simulation results and discussion

##### 4.1. Input parameters for simulation

The detailed physical parameters of each layer which constitute the solar cells used in the simulation, are listed in Table 1. Including: the layer thickness  $L$ , the relative permittivity  $\epsilon_r$ , the band-gap  $E_g$ , effective densities of states  $N_c$  and  $N_v$  for the conduction band and valence band, and the electron affinity  $\chi$ , the parameters describing the defect densities : band tail and Gaussian defect in the mid gap, the doping concentration  $N_A$  and  $N_D$  and the mobility  $\mu_n$  and  $\mu_p$ , for electrons and holes.

For the intrinsic i-a-Si:H and n-a-Si:H layers, we used simulation parameters that are reported in [7], while for p-nc-Si:H and p-nc-SiOx:H window layers, we chose  $E_g = 2$  eV and  $E_g = 2.1$  eV, respectively, as measured and reported in [15,16].

##### 4.2. Simulation results

As was described above one of the objectives of the present work, is to investigate the effect of substituting the p-type nanocrystalline silicon (p-nc-Si: H) window layer by a p-type nanocrystalline silicon oxide (p-nc-SiOx: H).

In Fig. 2 we have presented the dark current density-voltage  $J(V)$  characteristics of the two p-p-i-n simulated structures. From this figure we note that there is virtually no difference between the two structures under either forward or reverse polarization.

Fig. 3 shows the comparison of our simulations  $J(V)$  characteristics under light conditions with the experimental works of Liu et al. [15] and Li Tong-Kai et al. [16]. A good agreement between simulation and experimental results was established especially for the solar cell with p-nc-SiOx :H window layer.

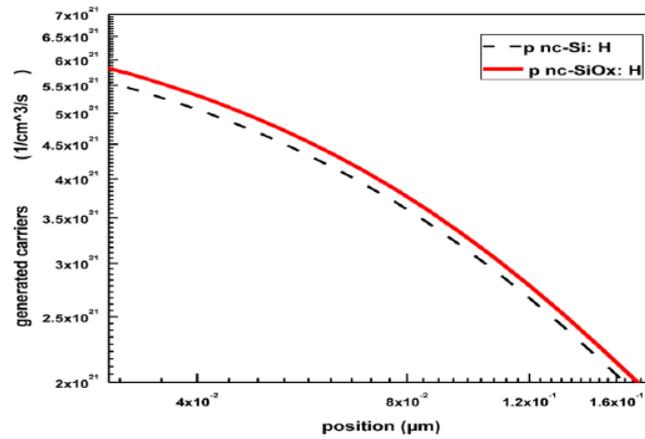


Fig. 6. Photocarriers generation comparison between the two simulated solar cells.

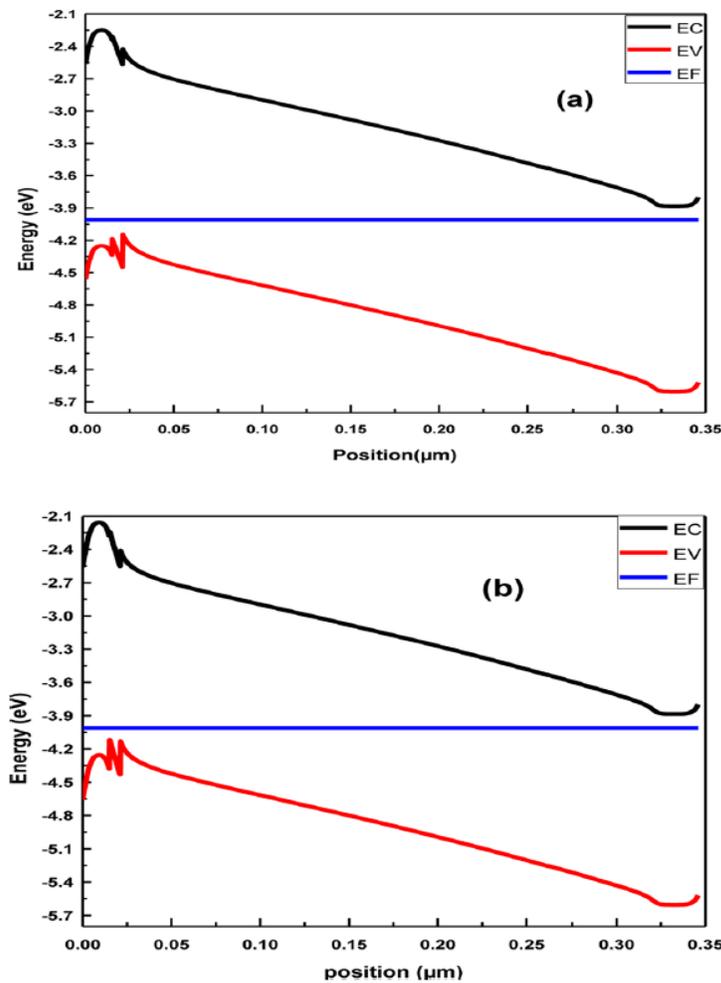


Fig. 7. Energy band diagram of various simulated structures: (a) p nc-Si:H window layer and (b) p nc-SiOx:H window layer.

We have presented in Fig. 4 a comparison of the  $J(V)$  characteristics under light condition for the two simulated solar cells. The improvements in the short circuit current ( $J_{SC}$ ) in the case of structure with p nc-SiOx:H window layer is mainly due to the good absorption in the short wavelength range and higher quantum efficiency (Fig. 5). This can be attributed to the p-window layer high band gap, which causes a reduction of the p-layer parasitic absorption. This situation increases the amount of light that penetrates inside the cell and therefore the rate of the photogenerated electron-hole pairs also increases within the active layer. The photogenerated carriers rate was calculated for the two structures and the result is shown on Fig. 6. We note for the device with p nc-SiOx:H window layer, a high value of  $6 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$  is obtained.

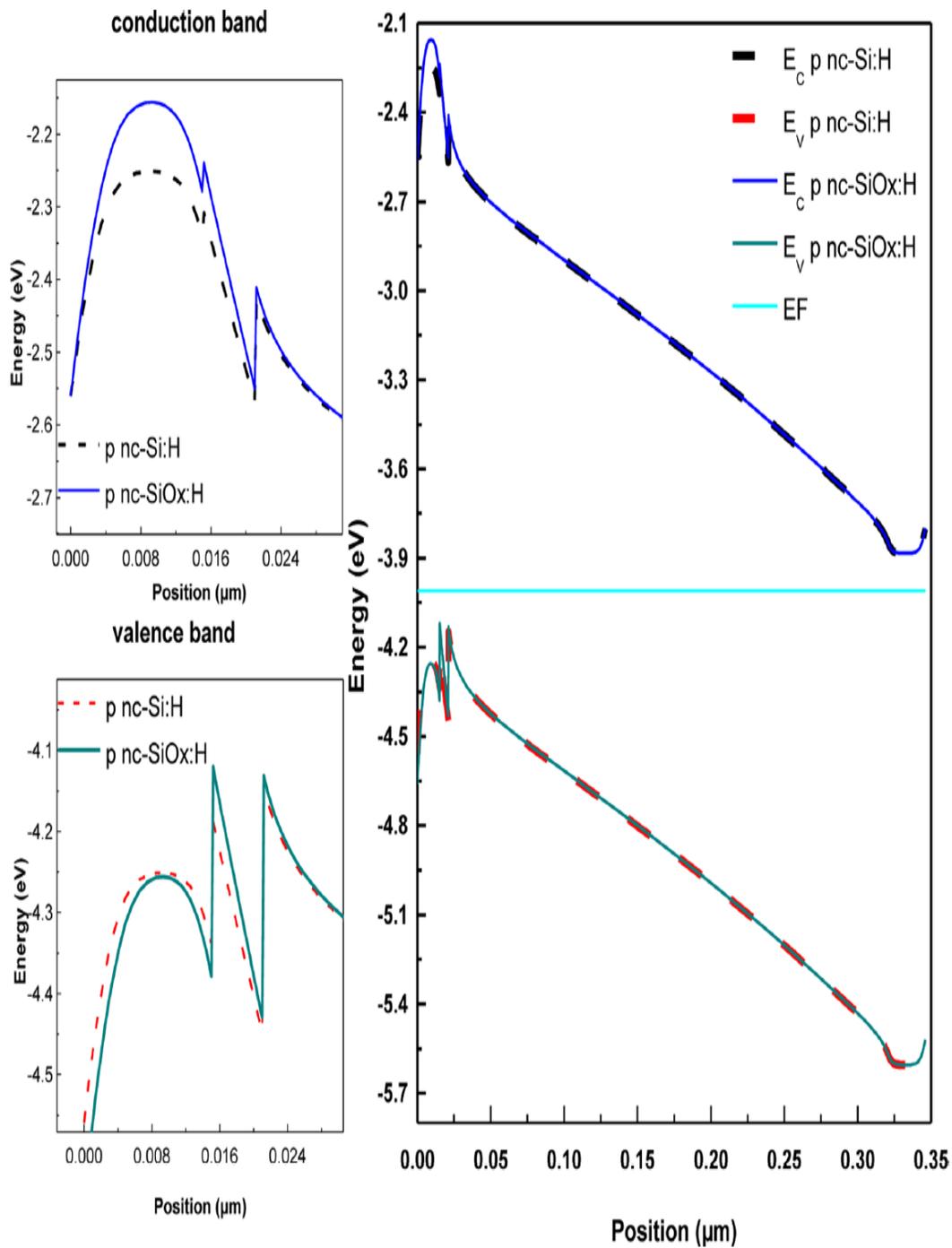


Fig. 8. Comparison between the two simulated structures energy band diagrams.

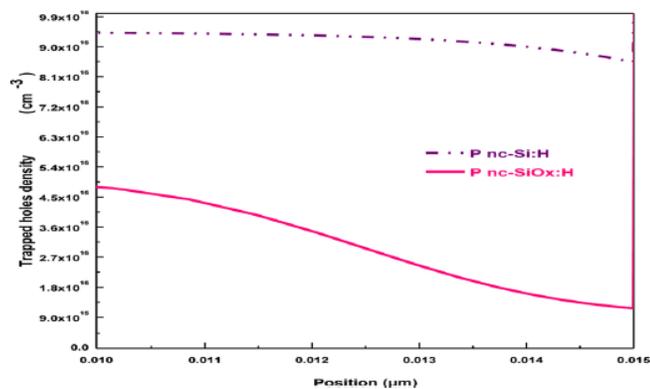


Fig. 9. Density of rapped holes near the p/i interface for the two a-Si:H solar cells under illumination, with different window layers.

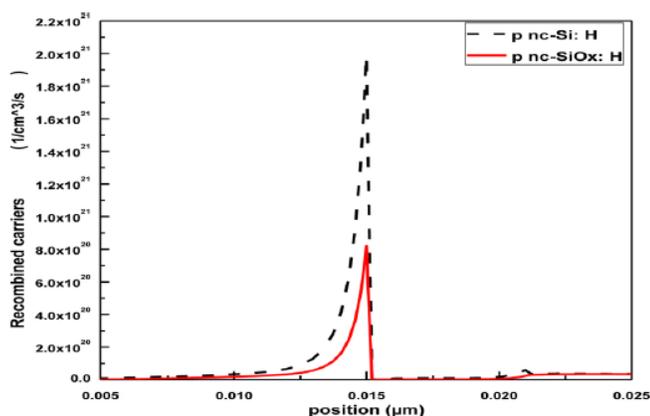


Fig. 10. Total recombination rate comparison.

Table 2

Comparison between the output parameters for the fabricated and simulated a-Si:H solar cells with different window layer materials.

Window layer	J <sub>sc</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	V <sub>oc</sub> (V)	FF (%)	η (%)
p-nc-Si: H [15]	11.71	0.896	70.90	7.44
p-nc-Si: H (This work)	12.32	0.896	70.90	7.83
p-nc-SiOx: H [16]	12.77	0.890	72.77	8.27
p-nc-SiOx: H (This work)	12.79	0.890	72.70	8.28

The oxygen incorporated in a p-nc-SiOx: H window layer lead to a high band gap that is more higher than that of the active layer (i-a-Si: H), which causes an important conduction band and valence band offsets. So that, a thin p-nc-Si:H buffer layer should be injected at the p/i interface in the interest of suppressing the effect of this mismatch in the band gap and to minimize the band offset harmful effects. For this, and in order to uderstand in dept the role of the p/i interface and the raesons of efficiency increases we have presented in Fig. 7 and Fig. 8 the energy band diagrams of the simulated p-p-i-n devices with different p-type window layers.

Fig. 9 shows a comparison between the trapped holes calculated densities near the p/i interface for the two simulated solar cells. It is clear that this interface traps a large quantity of photogenerated holes in the case of structure with p nc-Si :H window layer and a value of  $9.4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  is obtained, so the discontinuity in the valence band act as holes trap (Fig. 8). However, by using a p nc-SiOx: H window layer the trapped hole density decreases to a value of  $4.5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . So with this later p layer, a large amount of photogenerated holes can reach the interface of the front contact.

Alloying nanocrystalline silicon with oxygen leads to a slight increase in the density of recombination centers at p/i interface. From Fig. 10, we can see that the recombination rate at the window layer/buffer/active layer interface is greater in the case of the structure with a p nc-Si :H window layer type and reaches a value of  $2 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$ . For the other structure a smaller value of recombination rate, about  $8 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$  was obtained, which made the p nc-SiOx: H films more suitable as high bandgap materials for using as window layer in a-Si:H based solar cells

Table 2 sumerized, a comparison between the output parameters of our simulation solar cells and experimental results. We can see ther is an improvement in the short-circuit current (J<sub>sc</sub>) and fil factor (FF) values in the case of structure with p-nc-SiOx:H window

layer. This two improvements leads to enhance the value of the conversion efficiency ( $\eta$ ) from 7.83 % in the case of structure with p-nc-Si:H window layer to 8.28 % for the structure with p-nc-SiOx:H window layer. This enhancement is due to the wide band gap of p-nc-SiOx:H which make it more transparent. In one hand, this can causes a good light absorption in the short wavelength range and leads to a high photocarriers generation. In the other hand, the presence of p-nc-SiOx:H window layer can reduce significantly the trapped holes density and the total recombination rate at p window/buffer/i layer interfaces. Finally, the good agreement obtained between our simulation results and the experimental results (Fig.3 and Table 2), confirms that our effort to choose the simulation parameters for the different layers of the two simulated structures has been successful.

## 5. Conclusion

In this study we have examined by simulation the utility of using a p-nc-SiOx:H layer instead of p-nc-Si:H layer as window layer, with the presence of p-type nc-Si:H buffer layer, in a p-p-i-n a-Si:H based solar cell. The numerical simulations of our structures was carried out by using AMPS-1D. These simulations has shown an enhancement in both electrical and optical outputs. The solar cell with p-nc-SiOx:H window layer showed higher values of power conversion efficiency and short circuit current density ( $\eta = 8.28$  %,  $J_{sc} = 12.79$  mA/cm<sup>2</sup>) compared to the cell with p-nc-Si:H window layer ( $\eta = 7.83$  %,  $J_{sc} = 12.32$  mA/cm<sup>2</sup>). Furthermore, the quantum efficiency of the structure with p-nc-SiOx:H showed an enhancement in the short wavelengths range (350–500 nm). The higher quantum efficiency and the better electrical performance showed the potential of p-nc-SiOx:H layer for the use as window layer in the a-Si:H based solar cells. In the end, a good agreement between the solar cells simulation output parameters and the experimental results was obtained.

## Declaration of interests

The authors declare that they have no known competing financial interests or personal relationships that could have appeared to influence the work reported in this paper.

## Acknowledgments

We acknowledge the use of AMPS-1D simulation code developed by Pr.Fonash's group of the Pennsylvania State University.

## References

- [1] B. Liu, L. Bai, X. Zhang, C. Wei, Q. Huang, J. Sun, H. Ren, G. Hou, Y. Zhao, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* 140 (2015) 450.
- [2] Y. Karzazi, I. Arbouch, *J. Mater. Environ. Sci.* 5 (2014) 1505.
- [3] G. Beaucarne, *Adv. Optoelectron.* 2007 (2007) 1.
- [4] R. Biron, C. Pahud, F.-J.J. Haug, J. Escarré, K. Söderström, C. Ballif, *J. Appl. Phys.* 110 (2011) 124511.
- [5] H. Tarui, Y. Kishi, N. Nakamura, M. Nishikuni, M. Tanaka, H. Haku, T. Takahama, S. Tsuda, *Sol. Energy Mater.* 23 (1991) 227.
- [6] S.M.J. Chul, J. Lee, J. Jang, Y.-J. Lee, J. Yi, In *Photodiodes - From Fundam. To Appl. (InTech)*, 2012.
- [7] A. Belfar, H. Aït-Kaci, *Thin Solid Films* 525 (2012) 167.
- [8] S. Hänni, G. Bugnon, G. Parascandolo, M. Boccard, J. Escarré, M. Despeisse, F. Meillaud, C. Ballif, *Prog. Photovoltaics Res. Appl.* 20 (2013).
- [9] J. Ma, J. Ni, J. Zhang, Z. Huang, G. Hou, X. Chen, X. Zhang, X. Geng, Y. Zhao, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* 114 (2013) 9.
- [10] R.E.I. Schropp, J.W. Schüttauf, K. van der Werf, *MRS Proc.* 1245 (2010) 1245.
- [11] Z. Hu, X. Liao, H. Diao, Y. Cai, S. Zhang, E. Fortunato, R. Martins, *J. Non. Solids* 352 (2006) 1900.
- [12] X. Qu, J. Jin, Q. Jin, L. Huang, W. Zhu, W. Shi, *Mater. Sci. Semicond. Process.* 71 (2017) 54.
- [13] G. Ahmad, S. Mandal, A. Kumar Barua, T.K. Bhattacharyya, J. Nath Roy, *IEEE J. PHOTOVOLTAICS* 9 (2019).
- [14] H. Tan, P. Babal, M. Zeman, A.H.M. Smets, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* 132 (2015) 597.
- [15] S. Liu, X. Zeng, W. Peng, H. Xiao, W. Yao, X. Xie, C. Wang, Z. Wang, *J. Non. Solids* 357 (2011) 121.
- [16] T.K. Li, Z. Xu, S.L. Zhao, X.R. Xu, J.M. Xue, *Wuli Xuebao/Acta Phys. Sin.* 66 (2017).
- [17] P.J. Gnetchejo, S. Ndjakomo Essiane, P. Ele, R. Wamkeue, D. Mbadjoun Wapet, S. Perabi Ngoffe, *Energy Convers. Manage.* 197 (2019), 111870.
- [18] J. Arch, J. Cuiffi, J. Hou, W. Howland, P. Mcelheny, A. Moquin, M. Rogosky, T. Tran, H. Zhu, and F. Rubinelli, *AMPS-1D Analysis of Microelectronic and Photonic Structures* (n.d.).
- [19] R. Stangl, C. Leendertz, J. Haschke, *Sol. Energy (InTech)* (2010).



Contents lists available at ScienceDirect

Optik

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/ijleo](http://www.elsevier.com/locate/ijleo)

Original research article

# The benefit of using p-a-SiOxCy:H as double window layers in hydrogenated amorphous silicon solar cells: Correlation of simulation and experiment

W. Hadj Kouider, A. Belfar\*, M. Belmekki, H. Aït-kaci

Laboratory of Plasma Physics, Conductor Materials and their Applications, Faculty of Physics, University of Sciences and Technology of Oran  
Mohamed Boudiaf USTO-MB, BP1505, Oran, Algeria

## ARTICLE INFO

### Keywords:

Solar cell  
p-a-SiOxCy:H  
p-a-SiOx:H  
Window layer  
Spectral response  
Oxycarbide  
J(V) characteristics

## ABSTRACT

By using AMPS-1D simulation program, we have simulated and compared two experimental p-i-n devices. One with p-type window and buffer layers based on hydrogenated amorphous silicon oxide (p-a-SiOx:H) and the other with two p-a-SiOxCy:H layers based on hydrogenated amorphous silicon oxycarbide.

The numerical results showed that, an incorporation of the p-a-SiOxCy:H layer instead of the p-a-SiOx:H layer, as window layer reduces the value of holes front contact barrier height ( $\phi_h$ ) and as buffer layer leads to a smaller values of conduction band ( $\Delta E_C$ ) and valence band ( $\Delta E_V$ ) offsets. In one hand, the  $\Delta E_V$  low value minimizes the recombination of photogenerated holes at the i/p interface. In the other hand, low value of holes front contact barrier height ( $\phi_h$ ) obtained with using p-a-SiOxCy:H layer, facilitates to a large amount of photogenerated holes to reach the interface of the front contact. It is also obtained that, the integration of p-a-SiOxCy:H double window layer i improves the short circuit-current density ( $J_{SC}$ ) which is caused by a good spectral response in the short wavelength. Consequently, an enhancement in the efficiency of the p-i-n single junction device was obtained and we could achieve the value of 10.7 %. This result makes the oxycarbide p-a-SiOxCy:H films which have wider band gap, lower absorption coefficient and good conductive properties more suitable for using as window and buffer layer in a-Si:H based solar cells.

## 1. Introduction

Wafer, thin film, and organic photovoltaic technologies have all been investigated to fulfill reliability, cost-effectiveness and high efficiency. For example, in the first generation based on crystalline silicon (Mono-Si and Poly-Si) makes up to 90 % of the global PV market [1]. It is unfortunate that, its cost is still high [2,3]. For the third-generation solar cells including Dye-sensitized solar cells (DSSCs) were developed in 1991 by O'REGAN and GRÄTZEL, since that time DSSCs have received an increasing interest due to many advantageous over other solar cell types [4–9]. In addition, Perovskite and Quantum dots, the efficiency necessitates further improvement [10]. The second-generation solar cells is made up of thin solar cells produced from the deposition of semiconductor layers on solid and low-cost glass, plastic or metal substrates. The three main materials adopted in second generation technology are:

\* Corresponding author.

E-mail address: [abbas.belfar@univ-usto.dz](mailto:abbas.belfar@univ-usto.dz) (A. Belfar).

<https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2021.166749>

Received 11 November 2020; Received in revised form 8 March 2021; Accepted 10 March 2021

Available online 17 March 2021

0030-4026/© 2021 Elsevier GmbH. All rights reserved.

(CIGS) copper indium gallium selenide, (CdTe) cadmium telluride and (a-Si:H) hydrogenated amorphous silicon [11]. Hydrogenated amorphous silicon (a-Si:H) films have proved to be promising material for the fabrication of solar cells and highly suitable for building integrated photovoltaic (BIPV) devices due to the possibility to control its semitransparent properties, the no toxicity and the large area fabrication [12,13].

Unfortunately, hydrogenated amorphous silicon has a high density of defects, which stand in the way of enhancing the performance of solar cells made of this material. Optimizing the window layer transparency has been one of the attempts for improving p-i-n hydrogenated amorphous silicon devices performance. The material used to fabricate a window layer for solar cells must be both conductive and transparent [14]. The reflection appearing in the window layer can be reduced with an adjustable refractive index, while the parasitic absorption can be suppressed by the wide band gap and lower absorption coefficient [15]. Amorphous silicon alloys have been extensively studied for enhancing these qualities. Since, hydrogenated amorphous silicon oxide (a-SiO:H) films deposited by plasma CVD using a gas mixture of  $\text{SiH}_4\text{-CO}_2\text{-H}_2$  showed a better film quality than conventional (a-SiC:H) films, they were employed as window layer to achieve higher photovoltaic performance [16].

Recently, Kang et al. [17] have elaborated a p-type hydrogenated amorphous silicon oxy-carbide (p-a-SiOxCy:H) by introducing additional Trimethylboron (TMB,  $\text{B}(\text{CH}_3)_3$ ) as a carbon source into the hydrogenated amorphous silicon oxide (p-a-SiOx:H) processing. p-a-SiOxCy:H films can benefit the solar cells as a window layer due to their superior optoelectronic properties.

As for approaches to improve amorphous silicon single junction solar cells performance, we have emphasized on developing a p-type window layer with optimal quality. Our approach is to find materials with higher characteristics including wide band gap and lower absorption coefficient. The question to be examined in this paper is whether the p-type hydrogenated amorphous silicon oxy-carbide is beneficial to the solar cell's power production, given that no simulation work has been done on this material and to improve our understanding of this material.

## 2. Methods

### 2.1. Simulation of experiments and device structure

To extract typical parameters that characterize p-i-n solar cells based on a-Si:H, simulation of experimental results has been undertaken. These parameters are then used to estimate the sensitivity of the p-i-n single junction solar cell performance to using of two different p-type double window layers, like p-a-SiOx:H and p-a-SiOxCy:H.

In this work, we have simulated and compared two experimental devices made by Kang et al. [17], where the first structure device is:  $\text{p}^+\text{-a-SiOx:H/p-a-SiOx:H/i-a-Si:H/n-nc-SiOx:H/n-nc-SiOx:H}$  and the second structure device is:  $\text{p}^+\text{-a-SiOxCy:H/p-a-SiOxCy:H/i-a-Si:H/n-nc-SiOx:H/n-nc-SiOx:H}$ . The schematics of the structures used for these simulations are presented in Fig. 1.

We used n-nc-SiOx:H films as alternatives to the conventional n-a-Si:H/ZnO films for enhanced rear reflection [18]. The n-buffer layer was added to obtain a smooth transition of the energy of the band gap edge from the active layer to n-doped layer. For p-a-SiOx:H films Tsai [19] obtained optical band gaps varying between 1.6 and 1.85 eV while for p-a-SiOxCy:H films Kang [17] obtained an optical band gap of 2.2 eV.

### 2.2. Simulation model and simulation parameters

The rapid development of solar energy technology has as well leads to an increase in a number of simulation models and tools.

To examine the effect of replacing p-type hydrogenated amorphous silicon oxide window layer with p-type hydrogenated amorphous silicon oxycarbide window layer on amorphous silicon solar cells, Analysis of Microelectronic and Photonic Structures (AMPS-1D) program, which was developed by the University of Pennsylvania is used [20]. This code resolves the three principal semiconductor equations, the Poisson's equation coupled to electrons and holes continuity equations, by using Newton-Raphson and finite differences numerical methods.

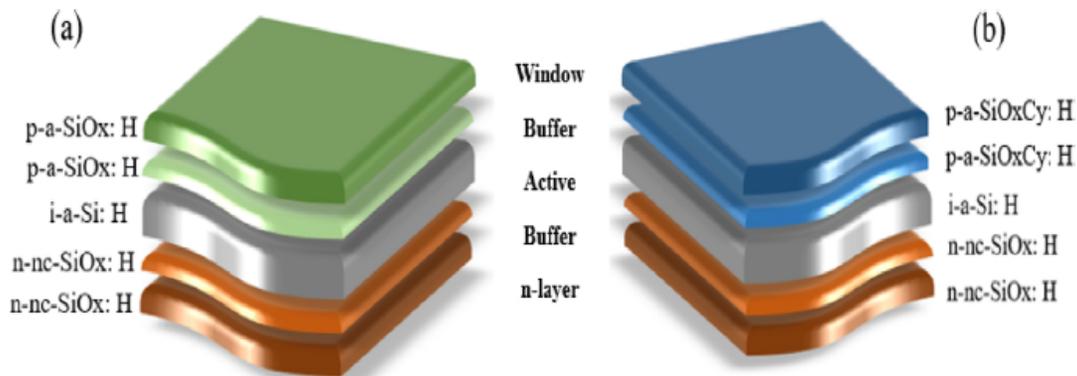


Fig. 1. Structure of p-side illuminated a-Si:H solar cells with two different window layers: (a) p-a-SiOx:H, (b) p-a-SiOxCy:H.

Table 1 and Table 2 resume the physical properties of each layer constituted the simulated solar cells. These physical properties are chosen based on data from our previous works [21–23] and the experimental study of Kang [17]. Where  $\epsilon_r$ ,  $L$ ,  $\chi$ ,  $E_g$ ,  $E_{opt}$ ,  $N_c$ ,  $N_v$ ,  $\mu_e$ ,  $\mu_h$ ,  $N_A$ ,  $N_D$ ,  $G_{DO}/G_{AO}$  and  $E_D/E_A$  represent, relative permittivity, width of layer, electron affinity, electrical band gap, optical band gap, effective density of states in conduction band, effective density of states in valence band, electron mobility, hole mobility, discrete acceptor state density, discrete donor state density, pre-factor in equation of the band tail donor-like defects density/pre-factor in equation of the band tail acceptor-like defects density and characteristic energy for donor-like tails/characteristic energy for acceptor-like tails, respectively.

### 3. Results and discussion

To examine in depth the effect of incorporating an amorphous oxycarbide p-a-SiOxCy:H as window and buffer layer in p-i-n single junction solar cell, we have calculated and compared the energy band diagrams, the dark and light current-voltage  $J(V)$  characteristics, the electric field, the trapped holes densities, the recombination rates and the spectral response for the two simulated devices.

Fig. 2 represents a comparison between the band diagrams of the two simulated structures at thermodynamic equilibrium. It is known that the recombination of photo-carriers at the p/i interface region in solar cells based on a-Si:H limits the open circuit voltage. To avoid that, a p-a-SiOx:H and p-a-SiOxCy:H buffer layers have been integrated in this interface for the two simulated structures. In addition, the rear reflection at the i/n interface can be enhanced by using the n-nc-SiOx:H film with a low refractive index “n” value and by introducing a buffer layer in this interface [13]. To summarize, the buffer layers were added to mitigate the transportation barrier caused by the misalignment.

In Fig. 3 we have represented the band diagrams of the two simulated structures in the proximity of the p/i interface. Since photogenerated holes are collected at the front contact, the band bending ( $\phi_h$ ) represents a barrier for the holes, trying to exit the device. An incorporation of the p-a-SiOxCy:H layer instead of the p-a-SiOx:H layer, as window layer reduces the value of holes front contact barrier heights ( $\phi_h$ ) and as buffer leads to smaller values of conduction band ( $\Delta E_C$ ) and valence band ( $\Delta E_V$ ) offsets. In one hand, the  $\Delta E_V$  low value minimizes the recombination of the photogenerated holes at i/p interface. From Fig. 4, we can see that the recombination rate at the p-window layer/p-buffer layer/i-active layer interface is important in the case of the structure with a p-a-SiOx:H layers type and reaches a value of  $1.6 \times 10^{22} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$ . For the second structure with oxycarbide p-a-SiOxCy:H layers a smaller value of recombination rate, about  $2.7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$  was obtained.

So, the recombination rate decreases greatly in the event of a p-a-SiOxCy:H window layer compared to p-a-SiOx:H window layer. The decrease in carrier recombination is related to the decrease in the reverse saturation current density, which may cause an increase in the photocurrent density [24].

Fig. 5 gives a comparison of the trapped holes densities at the i/p interface for the two simulated devices. We can observe that this interface traps a large quantity of photogenerated holes in the case of structure with p-a-SiOx:H layers and a value of  $10^{22} \text{ cm}^{-3}$  was reached, because the discontinuity in the valence band ( $\Delta E_V$ ) is important (Fig. 2) and acts as holes trap, this leads to a high field at the i/p interface (Figs. 6 and 7). The transport of electrons and holes toward different contacts, in order to generate an electrical current in a solar cell is caused by the electric field [25,26]. Fig. 6 depicts the electric field at the i/p interface. Whereas, Fig. 7 is a focus on the y-axis to determine the electric field negative peak of the solar cell with p-a-SiOxCy:H layers, which equal to  $-5.4 \times 10^5 \text{ V} \cdot \text{cm}^{-1}$ . As can be seen from Figs. 6 and 7, the negative peak of the electric field for the device with p-a-SiOxCy:H layers is far lower than that of the device with p-a-SiOx:H window layer, which equal to  $-2.1 \times 10^7 \text{ V} \cdot \text{cm}^{-1}$ . The distribution of the electric field within the solar cell is influenced by the generated carriers non collected efficiently [24]. In addition, the recombination loss of the photo-generated carriers affect significantly the slope of the current density-voltage characteristic near the short circuit condition [27]. For the other device with oxycarbide p-a-SiOxCy:H layers the trapped holes density decreases to a value of  $1.8 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ .

In the other hand, the low value for holes front contact barrier heights ( $\phi_h$ ) obtained with using oxycarbide p-a-SiOxCy:H layer, facilitates to a large amount of photogenerated holes to reach the interface of the front contact. As consequently, an improvement in the conversion efficiency of the p-i-n solar cell was obtained which makes the oxycarbide p-a-SiOxCy:H films more suitable as high bandgap materials for using as window and buffer layer in a-Si:H based solar cells.

**Table 1**  
The standard layers key parameters.

Parameter	i-a-Si:H	n-nc-SiOx:H (buffer)	n-nc-SiOx:H
$\epsilon_r$	11.9	11.9	11.9
L (nm)	350	5	40
$\chi$ (eV)	4	4	4
$E_g$ (eV)	1.74	2.1	2.31
$E_{opt}$ (eV)	1.7	1.8	1.8
$N_c$ ( $\text{cm}^{-3}$ )	$3.05 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{20}$
$N_v$ ( $\text{cm}^{-3}$ )	$3.05 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{20}$
$\mu_e$ ( $\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$ )	20	40	40
$\mu_h$ ( $\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$ )	4	20	20
$N_A$ ( $\text{cm}^{-3}$ )	0	0	0
$N_D$ ( $\text{cm}^{-3}$ )	0	$10^{17}$	$10^{17}$
$G_{DO}/G_{AO}$ ( $\text{cm}^{-3} \text{eV}^{-1}$ )	$9 \times 10^{22}/9 \times 10^{22}$	$10^{22}/10^{22}$	$10^{20}/10^{20}$
$E_D/E_A$ (eV)	0.04/0.04	0.05/0.03	0.05/0.03

**Table 2**  
The double window layers (window + buffer) simulation parameters.

Parameter	p-a-SiOx:H (window)	p-a-SiOx:H (buffer)	p-a-SiOxCy:H (window)	p-a-SiOxCy:H (buffer)
$\epsilon_r$	12	12	12	11.9
L (nm)	10	3	10	3
$\chi$ (eV)	4	4	3.76	3.76
$E_g$ (eV)	2.14	1.90	2.20	1.90
$E_{opt}$ (eV)	2	1.8	2.20	1.90
$N_C$ (cm <sup>-3</sup> )	$1 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{23}$	$1 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{20}$
$N_V$ (cm <sup>-3</sup> )	$1.2 \times 10^{19}$	$1 \times 10^{19}$	$1 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{20}$
$\mu_e$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	5	5	10	5
$\mu_h$ (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> S <sup>-1</sup> )	0.5	0.5	0.5	0.5
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	$10^{22}$	$10^{22}$	$2.15 \times 10^{19}$	$10^{17}$
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	0	0
$G_{DO}/G_{AO}$ (cm <sup>-3</sup> eV <sup>-1</sup> )	$3 \times 10^{17}/3 \times 10^{17}$	$1.7 \times 10^{22}/1.7 \times 10^{22}$	$3 \times 10^{22}/3 \times 10^{22}$	$1.7 \times 10^{21}/1.7 \times 10^{21}$
$E_D/E_A$ (eV)	0.07/0.04	0.07/0.04	0.07/0.04	0.07/0.03

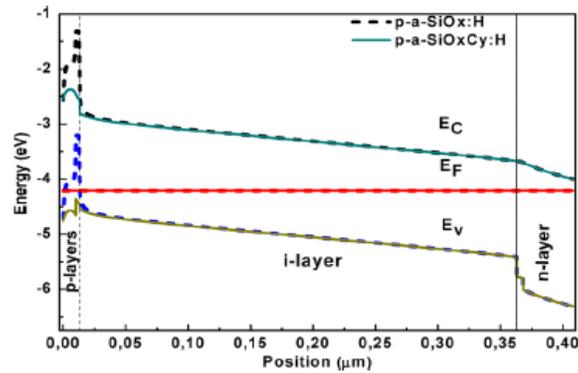


Fig. 2. Comparison between the band diagrams of the two simulated structures at thermodynamic equilibrium.

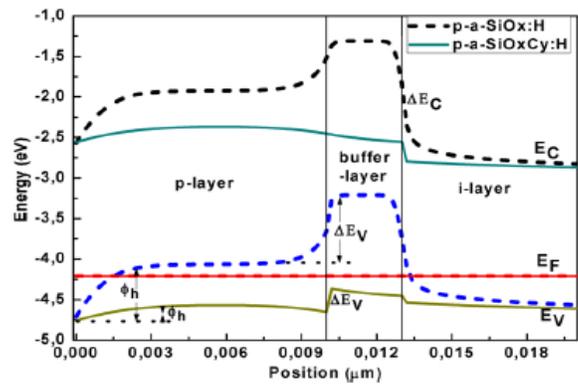


Fig. 3. Comparison between the band diagrams of the two simulated structures at the i/p interface.

The dark current measurements were also performed using AMPS-1D (see Fig. 8). The dark current characteristics provides the most accessible way to estimate the junction quality, recombination mechanisms and contact resistances [28]. Our simulation results showed no significant difference between the characteristics of the two devices. The linear dark  $J(V)$  curves do not give a significant explanation about the recombination mechanisms, while the logarithmic curves do. The dark current-voltage characteristics, of the a-Si:H solar cells, under direct polarization in the voltage range 0.8 V – 1 V, were calculated and represented (inset of Fig. 8).

It is clearly observed in the figure that the dark current density of the solar cell increased slightly when we replaced the conventional p-a-SiOx:H by p-a-SiOxCy:H, this result confirms that p-a-SiOxCy:H layer has good conductive properties.

Fig. 9 shows a comparison between the light  $J(V)$  characteristics under illumination conditions of the simulated amorphous silicon solar cells with different p window layer types. We can see there is an enhancement in the a-Si:H device short circuit current density ( $J_{SC}$ ) and the  $J_{SC}$  value increases from 16.1 mA/cm<sup>2</sup> to 17 mA/cm<sup>2</sup>. The improvement in the  $J_{SC}$  value is caused essentially by an enhancement in the spectral response in the short wavelengths region. It is known, when the optical band gap increases the photo-sensitivity decreases and the transparency increases [17]. As a result, the parasitic absorption in the p-doped layers decreased leading

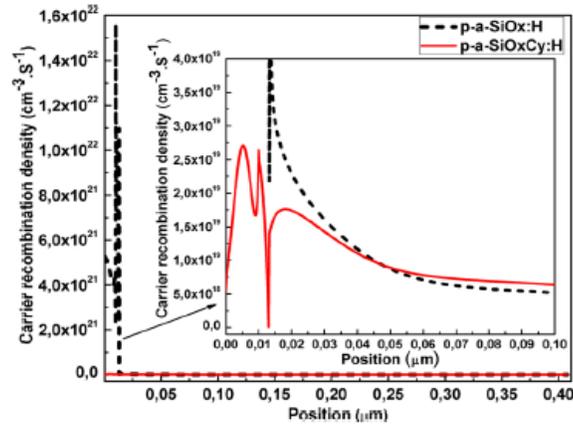


Fig. 4. Comparison between the total recombination rates for the two simulated structures.

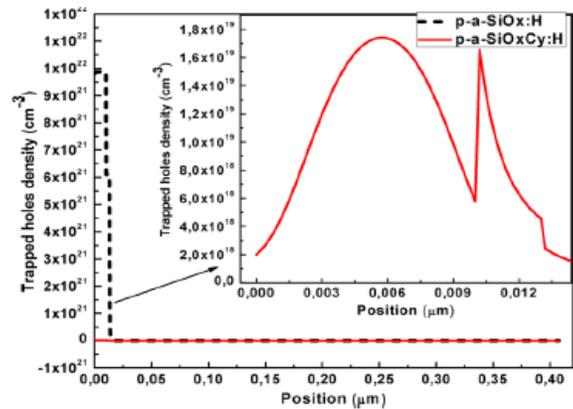


Fig. 5. Comparison between the trapped holes densities for the two simulated structures.

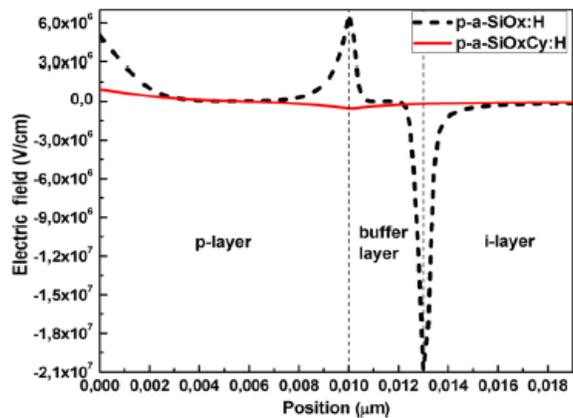


Fig. 6. Electric field of the single junction solar cells for various window layers near the i/p interface.

to an enhancement in the spectral response for short wavelengths. The spectral response of the simulated p-i-n solar cells are given in Fig. 10. It is clear that the spectral response in the short wavelength region (350–450 nm) showed an improvement in the case of structure with double oxycarbide p-a-SiOxCy:H window layers. It is reported in the experiment that when introducing TMB doping gas into the process of a-SiOx:H, electrical conductivity is slightly increased due to boron doping. Furthermore, the increase in band gap was also simultaneously presented, due to incorporation of carbon into a-SiOx:H films which makes a-SiOxCy:H alloy. This new a-SiOxCy:H film is clearly advantageous compared with conventional a-SiOx:H in terms of simultaneous improvement of the band gap and conductivity [17]. So, the spectral response improvement for short wavelengths is due to the higher amount of transmitted light which reaches the active layer, and this is a result of the p-a-SiOxCy:H layers high transparency. Whilst, the p-a-SiOx:H window layer absorbs some amount of sunlight through the pass of light and causes worse spectral response in the same region of wavelengths.

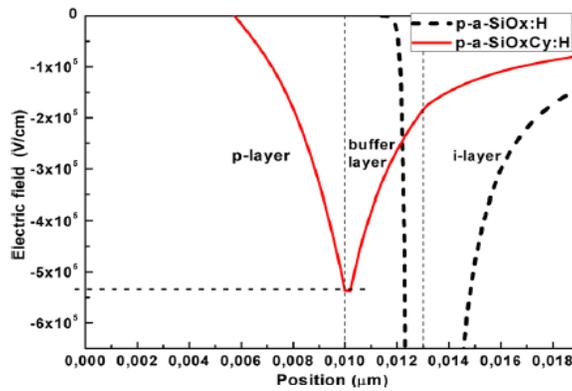


Fig. 7. Focus on the electric field of the single junction solar cells for p-a-SiOxCy:H window layer at the I/p interface.

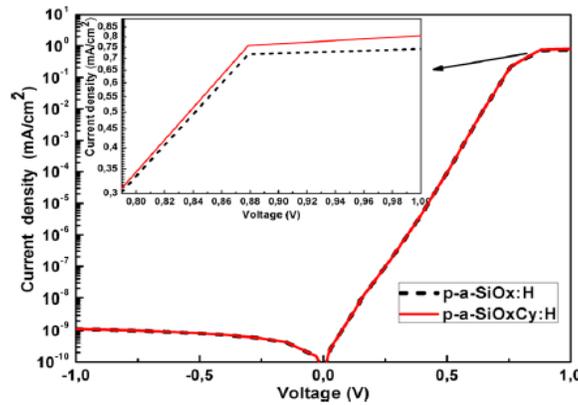


Fig. 8. Dark J(V) characteristics of single p-i-n solar cell with two types of amorphous silicon alloy window layers.

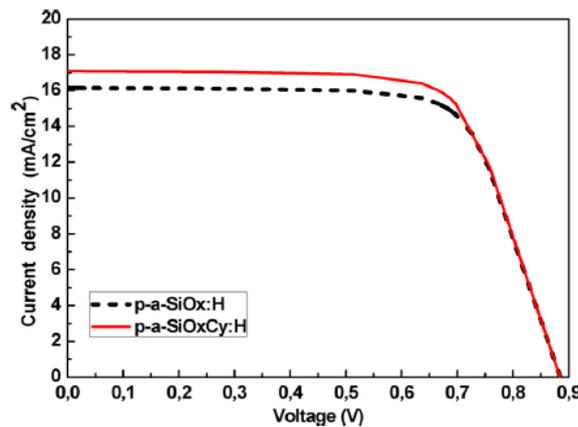


Fig. 9. Comparison between the light J(V) characteristics of the simulated amorphous silicon solar cells with different window layers.

Finally, a comparison between the light J(V) characteristics for the fabricated [17] and our simulation p-i-n single junction solar cell, under AM1.5 illumination, with conventional p-a-SiOx:H window layer and with oxycarbide p-a-SiOxCy:H window layer are presented in Figs. 11 and 12. As can be seen from these two curves, experiments and simulations match perfectly. A comparison between the output performances of the simulated and the fabricated cells with different window layers, including conversion efficiency, fill factor (FF), open circuit voltage ( $V_{OC}$ ) and short circuit current density ( $J_{SC}$ ), are summarized in Table 3. It can be seen clearly, there is a perfect agreement between our simulations obtained values and the experimental data. This agreement, proving that the simulation model is accurate and confirm the validity of our choice to the most typical parameters that characterize all layers in p-i-n solar cells based on a-Si:H used to realize this simulation and summarized above in Tables 1 and 2. However, the power conversion efficiency increased from 10.2 % to 10.7 % because of the dominant increase in the short circuit current density ( $J_{SC}$ ). This result is caused by the suppression of the parasitic absorption through the p-a-SiOxCy:H window layer. This latter, has wider band gap,

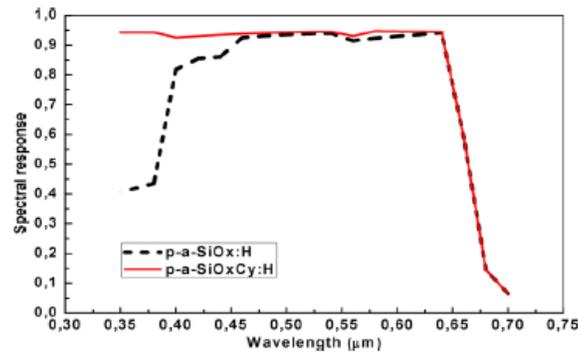


Fig. 10. Comparison between the two simulated solar cells spectral responses.

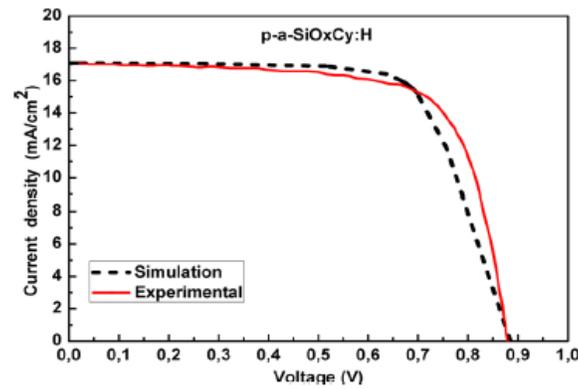


Fig. 12. Comparison between the light J(V) characteristics for the fabricated and simulated solar cells with p-a-SiOxCy:H double layers.

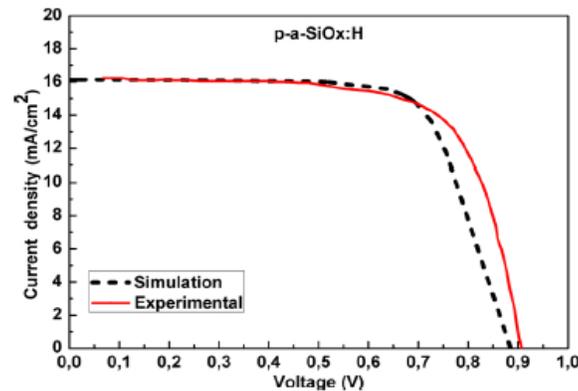


Fig. 11. Comparison between the light J(V) characteristics for the fabricated and simulated solar cells with p-a-SiOx:H double layers.

Table 3

Comparison between the experimental and simulated solar cell's output performances.

	$J_{oc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	Efficiency (%)	Fill factor	$V_{oc}$ (V)
p-a-SiOx:H [17]	16.1	10.4	0.705	0.913
p-a-SiOx:H This work	16.1	10.2	0.716	0.886
p-a-SiOxCy:H [17]	17.0	10.7	0.705	0.885
p-a-SiOxCy:H This work	17.0	10.7	0.708	0.885

lower absorption coefficient and good conductive properties. We can mention here, that the values of x and y in the p-a-SiOxCy:H layer are variable and depend on the experimental conditions (the RF power applied of the plasma discharge and the working pressure) and the properties targeted for the deposited layers [17,29,30].

#### 4. Conclusion

In the present work, we have simulated and optimized by using AMPS-1D program the performances of two fabricated devices. Where the first structure device is:  $p^+a\text{-SiOx:H}/p\text{-}a\text{-SiOx:H}/i\text{-}a\text{-Si:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}$  and the second structure device is:  $p^+a\text{-SiOxCy:H}/p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}/i\text{-}a\text{-Si:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}/n\text{-}nc\text{-SiOx:H}$ . In the first solar cell, we have used a  $p\text{-}a\text{-SiOx:H}$  type as window and buffer layer, while in the second cell, we have calculated and optimized a solar cell with a  $p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}$  as window and buffer layer.

The obtained simulations results revealed that with integrating a hydrogenated amorphous silicon oxycarbide films as window and buffer layer in  $p\text{-}i\text{-}n$  single junction solar cell based on  $a\text{-Si:H}$  is beneficial. However, the solar cell's spectral response (SR) presents a high value in the short wavelength range which is caused by the presence of oxycarbide  $p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}$  window layer that makes it more transparent and leads to a  $J_{sc}$  high value. In the other hand, the presence of  $p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}$  and  $n\text{-}nc\text{-SiOx:H}$  buffer layers at the  $i/p$ -window and  $i/n$  interfaces, respectively, reduces the value of photocarriers recombination rate at these interfaces from  $1.6 \times 10^{22} \text{ cm}^{-3}\cdot\text{s}^{-1}$  to  $2.7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}\cdot\text{s}^{-1}$ . Moreover, the power conversion efficiency of the device could be enhanced from 10.2 % to 10.7 % by replacing the  $p\text{-}a\text{-SiOx:H}$  window and buffer layers with oxycarbide  $p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}$  layer, which has wider band gap, lower absorption coefficient and good conductive properties. Finally, the  $J(V)$  characteristics under AM1.5 are compared, and experiments and simulations match perfectly, proving that the simulation model is accurate.

#### Declaration of Competing Interest

None.

#### Acknowledgment

The authors are grateful to Professor S. Fonash and his group from the Pennsylvania State university for providing the AMPS-1D program used in this work.

#### References

- [1] T.D. Lee, A.U. Ebong, A review of thin film solar cell technologies and challenges, *Renewable Sustainable Energy Rev.* 70 (2017) 1286–1297.
- [2] S.A. Taya, T.M. El-Agez, M.S. Abdel-Latif, H.S. El-Ghamri, A.Y. Batmiji, I.R. El-Sheikh, Fabrication of dye-sensitized solar cells using dried plant leaves, *Int. J. Renew. Energy Res.* 4 (2014) 384–388.
- [3] A. Batmiji, M.S. Abdel-Latif, T.M. El-Agez, S.A. Taya, H. Ghamri, Dyes extracted from *Trigonella* seeds as photosensitizers for dye-sensitized solar cells, *J. Theor. Appl. Phys.* 10 (2016) 265–270.
- [4] T.M. El-Agez, S.A. Taya, K.S. Elrefi, M.S. Abdel-Latif, Dye-sensitized solar cells using some organic dyes as photosensitizers, *Opt. Appl.* 44 (2014) 345–351.
- [5] S.A. Taya, T.M. El-Agez, M.S. Abdel-Latif, H. Ghamri, A. Batmiji, W.A. Tabaza, Dyes extracted from safflower, *medicago sativa*, and *ros marinus officinalis* as photosensitizers for dye-sensitized solar cells, *J. Nano-Electron. Phys.* 8 (2016) 1–5.
- [6] A.Y. Batmiji, R. Morjan, M.S. Abdel-Latif, T.M. El-Agez, S.A. Taya, H.S. El-Ghamri, Aldimine derivatives as photosensitizers for dye-sensitized solar cells, *Turk. J. Phys.* 38 (1) (2014) 86–90.
- [7] H.S. El-Ghamri, T.M. El-Agez, S.A. Taya, M.S. Abdel-Latif, A.Y. Batmiji, Dye-sensitized solar cells with natural dyes extracted from plant seeds, *Mater. Sci.-Pol.* 32 (4) (2015) 547–554.
- [8] M.S. Abdel-Latif, M.B. Abuirban, T.M. El-Agez, S.A. Taya, Dye-sensitized solar cells using dyes extracted from flowers, leaves, parks, and roots of three trees, *Int. J. Renew. Energy Res.* 5 (1) (2015) 294–298.
- [9] M.S. Abdel-Latif, T.M. El-Agez, S.A. Taya, H.S. Ghamri, A.Y. Batmiji, Dyes extracted from *Biota orientalis*, *Piper nigrum*, and *Glycyrrhiza glabra* as photosensitizers for dye-sensitized solar cells, *Int. J. Renew. Energy Res.* 5 (4) (2015) 1034–1040.
- [10] I.M. Radwan, S.A. Taya, T.M. El-Agez, M.S. Abdel-Latif, H.S. Ghamri, Improvement of the performance of purple carrot sensitized solar cells by acidic treatment of FTO glass substrate and TiO<sub>2</sub> Film, *Acta Phys. Pol. A* 130 (2016) 795–799.
- [11] J. Ramanujam, D.M. Bishop, T.K. Todorov, O. Gunawan, J. Rath, R. Nekovei, E. Artagiani, A. Romeo, Flexible CIGS, CdTe and  $a\text{-Si:H}$  based thin film solar cells: a review, *Prog. Mater. Sci.* 110 (2020), 100619.
- [12] S. Ray, P. Chaudhuri, A.K. Batabyal, A.K. Barua, Electronic and optical properties of boron doped hydrogenated amorphous silicon thin films, *Sol. Energy Mater.* 10 (1984) 335–347.
- [13] D.-W. Kang, J. Ryu, M. Konagai, High-performance amorphous silicon thin film solar cells prepared at 100 °C: toward flexible building-integrated photovoltaics, *Electron. Mater. Lett.* 15 (2019) 623–629.
- [14] Y.-H. Chen, J.-C. Liu, Y.-R. Chen, J.-W. Lin, C.-H. Chen, W.-H. Lu, C.-N. Li, Enhancing performance of amorphous SiGe single junction solar cells by post-deposition thermal annealing, *Thin Solid Films* 529 (2013) 7–9.
- [15] F.T. Si, O. Isabella, M. Zeman, Thin-film amorphous silicon germanium solar cells with  $p$ - and  $n$ -type hydrogenated silicon oxide layers, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* 163 (2017) 9–14.
- [16] P. Sichenugrist, T. Yoshida, Y. Ichikawa, H. Sakai, Amorphous silicon oxide with microcrystalline Si phase, *J. Non. Cryst. Solids* 164–166 (1993) 1081–1084.
- [17] D.W. Kang, P. Sichenugrist, B. Janthong, M.A. Khan, C. Niikura, M. Konagai, Development of wide band gap  $p\text{-}a\text{-SiOxCy:H}$  using additional trimethylboron as carbon source gas, *Electron. Mater. Lett.* 12 (2016) 462–467.
- [18] W. Hadj Kouider, A. Belfar, M. Belmekki, H. Ait-Kaci,  $N$  type microcrystalline silicon oxide layer effect in  $P\text{-}I\text{-}N$  ultra-thin film solar cell, in: S.A.B. Ahmed Belasri (Ed.), *ICREEC 2019*. Springer Proc. Energy, Springer Singapore, Oran, 2020, pp. 343–348.
- [19] C.C. Tsai, Characterization of amorphous semiconducting silicon-boron alloys prepared by plasma decomposition, *Phys. Rev. B* 19 (1979) 2041–2055.
- [20] A. Lin, J. Ding, N. Yuan, S. Wang, G. Cheng, C. Lu, Analysis of the  $p^+/p$  window layer of thin film solar cells by simulation, *J. Semicond.* 33 (2012) 2–7.
- [21] W. Hadj Kouider, A. Belfar, Comparison of using  $p\text{-}nc\text{-SiOx:H}$  and  $p\text{-}nc\text{-Si:H}$  as window layer in amorphous silicon based solar cells, *Optik (Stuttg.)* 222 (2020), 165444.
- [22] W. Hadj Kouider, A. Belfar, H. Ait-kaci, Simulation study of an all  $p\text{-}i\text{-}n$  amorphous silicon oxide solar cell, *Mater. Sci.* 03 (2020) 15–18.
- [23] W. Hadj Kouider, A. Belfar, M. Belmekki, H. Ait-Kaci, Window layer thickness effect on amorphous silicon oxide solar cell performances, *Alger. J. Renew. Energy Sustain. Dev.* 2 (2020) 67–74.
- [24] S. Kim, J. Park, P.D. Phong, C. Shin, S.M. Iftiqar, J. Yi, Improving the efficiency of rear emitter silicon solar cell using an optimized  $n$ -type silicon oxide front surface field layer, *Sci. Rep.* 8 (2018) 1–10.
- [25] U. Wurfel, A. Cuevas, P. Wurfel, Charge carrier separation in solar cells, *IEEE J. Photovoltaics.* 5 (2015) 461–469.

- [26] H. Fujioka, M. Oshima, C. Hu, G. Collins, M. Sumiya, M. Maruyama, M. Kawasaki, H. Koinuma, Field effect solar cell, in: AIP Conf. Proc., AIP, 1997, pp. 259–266.
- [27] S.M. Iftiqar, J. Yi, Low reverse saturation current density of amorphous silicon solar cell due to reduced thickness of active layer, J. Electr. Eng. Technol. 11 (2016) 939–942.
- [28] G. Ahmad, G. Das, J.N. Roy, Performance and stability improvement of single junction a-Si:H solar cell by interface engineering, J. Mater. Sci. Mater. Electron. 30 (2019) 12406–12415.
- [29] R.J. Martín-Palma, R. Gago, V. Torres-Costa, P. Fernández-Hidalgo, U. Kreissig, J.M. Martínez Duart, Optical and compositional analysis of functional SiO<sub>x</sub>Cy:H coatings on polymers, Thin Solid Films 515 (2006) 2493–2496.
- [30] V. Rouessac, Contribution à l'étude microstructurale des couches minces supportées a-SiO<sub>x</sub>Cy:H et autres membranes poreuses, Matériaux, Université Montpellier II - Sciences et Techniques du Languedoc, 2007, p. 30.