

N° d'ordre :

Année : 2017/2018

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBES

Faculté de Génie Electrique

Département d'électronique



THESE

Pour obtenir le grade de

DOCTORAT EN SCIENCE

Ecole Doctorale

" Nanotechnologie pour les matériaux et composants électroniques "

OPTION

"Microélectronique "

Présentée par

M^{me} BENSMAIN Asmaa

Thème

Investigation de l'ingénierie de bandes des cellules solaires à hétérojonction a_Si :H/cSi : Modélisation et simulation numérique

Thèse soutenue le

Devant le jury composé de :

M ^{me} . Tizi Schahrazade	Professeur à l'université de Sidi Bel-abbès	Président
M ^{lle} . Zebentout Baya	Professeur à l'université de Sidi Bel-abbès	Encadreur
M ^{me} . Ould Abbas Amaria	Professeur à l'université de Tlemcen	Examineur
M ^f . Arbouche Omar	Professeur à l'université de Saida	Examineur
M ^{me} Benamara Zineb	Professeur à l'université de Sidi Bel-abbès	Invité

REMERCIEMENTS

Ce travail de thèse a été réalisé au Laboratoire de Microélectronique Appliquée (AMEL) de l'Université Djilali Liabès de Sidi-Bel-Abbès dans le cadre de l'école doctorale « Nanotechnologie pour les matériaux et composants électroniques ».

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude et mes sincères remerciements à M^{lle} B. ZEBENTOUT Professeur à l'Université Djilali Liabès, qui a acceptée de diriger cette étude et qui m'a fait bénéficier de son expérience et sa rigueur scientifique. Elle m'a apporté une aide, des plus précieuses tout au long de ce travail, ses conseils judicieux et ses encouragements m'ont été bénéfiques dans la rédaction de cette thèse.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude et mes sincères remerciements au Professeur S.TIZI qui a accepté de présider le jury de cette thèse.

Mes vifs remerciements vont à M^{me} A.Ould Abbas Professeur à l'Université Abou Bekr Belkaid, à M^r O.Arbouche, Professeur à l'Université Moulay Tahar et au Professeur Z. BENAMARA directrice du laboratoire AMEL de l'Université Djilali Liabès, d'avoir accepté de juger ce travail.

Je voudrais ainsi remercier tous les enseignants qui m'ont aidé durant ma formation universitaire.

Dédicaces

Je remercie Allah le tout puissant de m'avoir donné le courage, la volonté et la patience de mener à terme ce présent travail.

Je voudrais remercier mes parents de m'avoir toujours soutenu et encouragé tout au long de mes études. Merci encore.

A la fin de ce modeste travail, il me reste qu'à le dédier à tous ceux et celles dont je garde les bons souvenirs ; au plus profond de mon âme à :

À ma sœur Wafaa.

À mon frère Mounir.

À ma petite Hanine.

À tous les membres de ma grande famille

À tous mes amis.

À tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

A .BENSMAIN

Introduction Générale	1
<i>Chapitre I : Survol sur le Photovoltaïque et les filières</i>	
I.1 Introduction	7
I.2 Historique.....	7
I.3 L'énergie solaire	8
I.3.1 Le soleil	8
I.3.2 Rayonnement solaire	8
I.3.3 Absorption	10
I.4 Différentes filières technologiques des cellules photovoltaïques	12
I.4.1. Filières de Silicium en couches massives.....	14
I.4.1. a Silicium monocristallin.....	14
I.4.1. b Silicium multi-cristallin.....	15
I.4.1. c. Silicium en ruban autosupporté.....	16
I.4.2 Filière de silicium en couches minces.....	17
I.4.2.1. Silicium amorphe, polycristallin et microcristallin.....	17
I.4.2.1.a. Silicium Amorphe.....	17
I.4.2.1.b. Silicium poly-cristallin.....	18
I.4.2.1.c. Silicium microcristallin ou nanocristallin	20
I.4.2.2. Cellule micro-morphe (cellule tandem)	21
I.4.3. Filière du $CdTe$, CGIS	23
I.4.3.a. Tellure de Cadmium $CdTe$	23
I.4.3.b. CGIS.....	23
I.5. Nouvelles technologies photovoltaïques.....	24
I.6. Les cellules multi-jonctions à haut rendement	26
I.7. Conclusion	28
I.8. Références bibliographiques.....	29
<i>Chapitre II : Théorie de la cellule photovoltaïque conventionnelle</i>	
II.1.Introduction.....	32
II.2.Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque.....	32
II.3. Principe de base de fonctionnement	33
II.3.1. Jonction P-N à l'obscurité	33

II.3.1.a. Mécanismes de conduction électrique dans une jonction PN.....	34
II.3.1.b. Jonction PN sous polarisation directe.....	35
II.3.1.c. Jonction PN sous polarisation inverse.....	37
II.3.2 Jonction PN sous éclairage solaire.....	39
II.3.3. Différents paramètres de sortie de la cellule photovoltaïque.....	40
II.3.4. Modélisation électrique de la cellule photovoltaïque.....	43
II.3.5. Réponse spectrale de la cellule photovoltaïque.....	45
II.4. Pertes dans les cellules solaires.....	46
II.4.1 Facteurs influant sur le courant de court-circuit	46
II.4.1.1 Absorption incomplète de photon	46
II.4.1.2 Réflexivité à la surface	46
II.4.1.3 Taux d'ombre	47
II.4.1.4 Qualité des contacts	47
II.4.1.5 Recombinaison en surface et en volume	47
II.4.2 Facteurs influant sur la tension de circuit ouvert	47
II.4.3 Limitation du facteur de forme	48
II.4.3.a. Effet de la résistance série et parallèle	48
II.5 Architecture de la cellule photovoltaïque	48
II.6. Conclusion	49
II.7. Références bibliographiques.....	51
<i>Chapitre III :Etat de l'art de l'hétérojonction Silicium: amorphe/cristallin</i>	
III.1 Introduction.....	53
III.2 Principe de l'hétérojonction	54
III.2.1 Généralités	54
III.2.2. Modèle de base d'Anderson	55
III.2.3. Influence de l'affinité électronique et de la discontinuité des bandes..	56
III.2.4 Différentes hétérojonctions pour le photovoltaïque.....	56
III.3 Description de l'hétérojonction silicium amorphe/cristallin.....	58
III.3.1. Développement de l'hétérojonction a-Si:H(n)/c-Si(p).....	58
III.3.2 Etat de l'art de la structure HIT.....	59
III.3.3. Propriétés du silicium amorphe hydrogéné et de ses alliages carbonés.....	63
III.3.3.1. Structure amorphe et transition de l'état cristallin à l'état amorphe.....	63

III.3.3.2. Propriétés optiques.....	66
III.3.3.3. Propriétés de transport.....	68
III.3.3.4. Dynamique des photo-porteurs.....	69
III.3.3.4.a la thermalisation.....	70
III.3.3.4.b la recombinaison non radiative.....	71
III.3.3.4.c la recombinaison radiative.....	72
III.3.3.5. Particularités du a-Si:H.....	73
III.3.3.6.Méthodes de dépôt du a-Si:H.....	73
III.4 Conclusion.....	76
III.5 Références bibliographiques.....	77
<i>Chapitre IV : Etude de l'hétérojonction Si-amorphe/Si-cristallin: Simulations & Discussions</i>	
IV.1.Introduction.....	81
IV.2.Présentation du logiciel AMPS-1D.....	82
IV.2.1. Equation de Poisson.....	82
IV.2.2 Equations de continuité	84
IV.2.3. Introduction au modèle "DOS" de la simulation.....	84
IV.2.3.1.Nature des défauts dans le silicium amorphe.....	85
IV.2.3.1.a. Défauts dans les queues de bandes.....	85
IV.2.3.1.b. Nature des défauts dans les liaisons pendantes.....	85
IV.2.4.Capacités du programme AMPS-1D.....	87
IV.2.4.1. Structures traitées par le programme AMPS-1D.....	87
IV.2.4.2 Modèles physiques traités par le programme AMPS-1D.....	87
IV.2.5.Fonctionnement du logiciel AMPS-1D.....	88
IV.2.5.1.Fenêtre d'accès du logiciel AMPS-1D à la simulation de la cellule d'étude.....	88
IV.2.5.2. Paramètres d'application pour une région particulière.....	89
IV.2.5.3. Paramètres des états de queues de bande dans AMPS-1D....	90
IV.2.5.4. Paramètres des états des liaisons pendantes dans AMPS-1D	91
IV.2.5.5 Paramètres définissant le spectre d'illumination.....	92
IV.2.5.6. Courbes de Sortie de la cellule simulée par l'AMPS-1D.....	93
IV.3.Paramétrage du silicium dans AMPS 1D.....	94
IV.3.1. Paramètres fixes.....	94
IV.3.2. Paramètres de simulation (variables et par défauts).....	95

IV.4. Optimisation de l'hétérojonction amorphe/cristalline	95
IV.4.1. Etude du contact de l'ITO avec le silicium amorphe a-Si:H(n) et a-Si:H(p)	96
IV.4.2. Simulations de l'hétérojonction silicium amorphe/cristallin.....	98
IV.4.3. Influence de la largeur de bande interdite.....	99
IV.4.4 Optimisation des propriétés d'interface dans l'hétérojonction a-Si :H/c-Si.....	100
IV.4.4.a Recombinaison à l'interface a-Si: H / c-Si.....	101
IV.4.4.b. Simulations de l'effet de la couche d'interface dans l'hétérojonction silicium amorphe /cristallin.....	102
IV.4.4.c Influence de la couche d'interface (D_{it}) sur les paramètres photovoltaïques.....	103
IV.4.4.d Influence de l'écart-type (W_{DG}, W_{AG}).....	104
IV.4.4.e Influence de la couche d'interface (D_{it}) sur $J(V)$	105
IV.4.5 Optimisation de l'hétérojonction amorphe carboné/cristalline	106
IV.4.5.a Simulations de l'hétérojonction silicium amorphe carboné/cristallin.....	107
IV.4.5.b Influence de la largeur de bande interdite	109
IV.4.5.c Influence des différentes concentrations du carbone sur les paramètres photovoltaïques	110
IV.5 Double hétérojonction.....	112
IV.5.1 Hétérojonction a-Si:(n)/c-Si(p)/a-Si(p ⁺).....	112
IV.5.2 Hétérojonction a-Si:H(p)/c-Si(n)/a-Si:H(n ⁺).....	113
IV.6. Conclusions.....	114
IV.7 Références bibliographiques.....	116
Conclusion Générale	119

Figure I.1	<i>Normes de mesures du spectre d'énergie lumineuse émis par le soleil, notion de la convention AM</i>	9
Figure I.2	<i>Répartition spectrale du rayonnement solaire</i>	9
Figure I.3	<i>Système d'absorption dans un matériau.....</i>	10
Figure I.4	<i>Courbes d'absorption typiques a) des matériaux semi-conducteurs. b) de silicium amorphe (a-Si:H), microcristallin (μc-Si:H) et cristallin (c-Si)....</i>	11
Figure I.5	<i>Part de marché des différentes technologies photovoltaïques en 2007.....</i>	12
Figure I.6	<i>Rendement de conversion photovoltaïque de différents semiconducteurs en fonction de la largeur de leur bande interdite</i>	13
Figure I.7	<i>Tirage d'un lingot par La méthode CZ</i>	14
Figure I.8	<i>Cristallisation du lingot et purification par la méthode de la fusion de zone</i>	14
Figure I.9	<i>Structure de la cellule de laboratoire la plus performante. Source: Photovoltaics Special Research Center UNSW.....</i>	15
Figure I.10	<i>Progression des rendements de conversion dans les industries des cellules à base de silicium multicristallin. Source NREL USA</i>	16
Figure I.11	<i>Procédés de croissance de silicium en ruban</i>	16
Figure I.12	<i>Schéma de principe d'une cellule à base de silicium amorphe et comparaison à une cellule en silicium cristallin</i>	18
Figure I.13	<i>Structure atomique du Silicium polycristallin</i>	18
Figure I.14	<i>Différent voies d'obtention de film silicium sur substrat étranger</i>	19
Figure I.15	<i>Rendements de conversion des cellules à base de silicium poly-cristallin En couche mince en fonction de la taille des grains. Source CNRS-PHASE</i>	20
Figure. I.16	<i>structure du silicium microcristallin</i>	21
Figure I.17	<i>Circuit équivalent d'une cellule tandem, spectre d'absorption et déposition des couches.....</i>	22
Figure I.18	<i>Schéma de principe d'une cellule à base de CIGS.....</i>	24
Figure I.19	<i>Schéma de principe d'une cellule organique.....</i>	25
Figure I.20	<i>Cellule solaire tout organique sur substrat souple.....</i>	25
Figure I.21	<i>Principe de la cellule à hétérojonction.....</i>	27
Figure II.1	<i>Schéma explicatif du fonctionnement d'une cellule photovoltaïque.....</i>	32

Figure II.2	<i>Jonction pn : (a) avant contact ; (b) après contact.....</i>	33
Figure II.3	<i>Diagramme de bandes d'énergie de la jonction PN à l'équilibre thermodynamique</i>	34
Figure II.4	<i>Diagramme de bandes d'énergie de la jonction PN sous polarisation directe.....</i>	35
Figure II.5	<i>Diagramme de bandes d'énergie de la jonction PN sous polarisation inverse.....</i>	37
Figure II.6	<i>structure et diagramme de bande d'une cellule solaire sous éclairement.....</i>	40
Figure II.7	<i>Caractéristiques I(V) d'une cellule photovoltaïque soumise à différents éclairements</i>	41
Figure II.8	<i>Modélisation électrique d'une cellule photovoltaïque.....</i>	43
Figure II.9	<i>Caractéristique I(V) d'une cellule photovoltaïque sous obscurité Les coefficients I_{s1} et I_{s2}, n_1 et n_2 représentent les courants inverses et les facteurs d'idéalités des diode d_1 et d_2.....</i>	44
Figure II.10	<i>Coefficient d'absorption du silicium en fonction de la longueur d'onde.....</i>	45
Figure II.11	<i>Exemple de réponse spectrale d'une cellule photovoltaïque.....</i>	45
Figure II.12	<i>Effet des résistances série R_S sur la caractéristique I(V) d'une cellule solaire au c-Si tracée à partir du logiciel PCID.....</i>	48
Figure II.13	<i>Composition d'une cellule photovoltaïque.....</i>	49
Figure III.1	<i>exemple d'hétérojonction entre deux matériaux l'éclairement vient de la gauche. a) a-Si : H(p)/c-Si(n) b) a-Si : H(n)/c-Si(p).....</i>	54
Figure III.2	<i>Structure HIT produite par Sanyo consistant en un dépôt de fines couches de silicium amorphe hydrogénée intrinsèque et dopé de part et d'autre d'un substrat de silicium monocristallin de type N.....</i>	60
Figure III.3	<i>Comparaison du budget thermique et du temps de procédé pour les technologies associées aux cellules classiques et aux hétérojonctions amorphe/ cristalline.....</i>	62
Figure III.4	<i>Représentation atomique du a-Si:H.....</i>	64
Figure III-5	<i>Distribution de densité d'états dans la structure cristalline (a) et la structure amorphe (b).....</i>	64
Figure III-6	<i>Représentation schématique des fonctions d'onde dans la structure amorphe.....</i>	66
Figure III-7	<i>Coefficient d'absorption en cm^{-1} en fonction de l'énergie.....</i>	67
Figure III-8	<i>Variation de sous une forme permettant, par extrapolation, d'extraire la valeur du gap.....</i>	67
Figure III-9	<i>Variation de la conductivité en fonction de la concentration en dopants dans a-Si:H à 300 K.....</i>	69
Figure III-10	<i>Schéma des mécanismes de thermalisation et de recombinaison des électrons et des trous dans un matériau amorphe.....</i>	70
Figure III-11	<i>Schéma des mécanismes de recombinaison radiative ou non radiative sur les défauts dans un matériau amorphe, via le processus tunnel (trait plein) ou par excitation thermique (pointillés).....</i>	71

Figure III.12	<i>Méthodes générales de dépôt de silicium en couches minces.....</i>	74
Figure III.13	<i>Système de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma</i>	75
Figure IV.1	<i>Densité d'états standards du Silicium amorphe sur une échelle semi-logarithmique ...</i>	85
Figure IV.2	<i>Présentation du programme AMPS 1D.....</i>	86
Figure IV.3	<i>Fenêtre de base de l'AMPS-1D de traitement et de simulation électrique et optique d'un système électronique</i>	89
Figure IV.4	<i>Fenêtre de l'AMPS-1D donnant tous les paramètres spécifiques aux matériaux choisis pour chaque région de la cellule.....</i>	90
Figure IV.5.a	<i>Présentation de la fenêtre des paramètres des queues de bande</i>	91
Figure IV.5.b	<i>Distribution des états de queues de bandes (distribution exponentielle).....</i>	91
Figure IV.6.a	<i>Présentation de la fenêtre des paramètres des états dans le gap</i>	92
Figure IV.6.b	<i>Distribution des états de liaisons pendantes (distribution gaussienne)</i>	92
Figure IV.7	<i>Fenêtre des paramètres d'illumination et d'absorption dans le matériau d'étude</i>	93
Figure IV.8	<i>Interface de l'AMPS-1D visualisant les différentes sorties.....</i>	94
Figure IV.9	<i>La structure transversale schématique de la Cellule solaire à hétérojonction a-Si: H (p⁺) / c-Si (n).....</i>	96
Figure IV.10	<i>contact entre l'ITO et le silicium amorphe dopé n et p à l'équilibre thermodynamique pour un travail de sortie de l'ITO fixé à $\Phi_m = 4.4eV$ et $\Phi_m = 5.2eV$</i>	97
Figure IV.11	<i>le diagramme d'énergie de l'hétérojonction a-Si : H/c-Si et influence de la largeur de bande de la couche amorphe sur les discontinuités de bandes ($\Delta E_C, \Delta E_V$). a-type N b-type P.....</i>	100
Figure IV.12	<i>Structure de bande à 'hétérojonction a-Si: H/ c-Si. Les états de défaut (D_{ii}) à l'interface a-Si: H/ c-Si et dans le volume a-Si: H sont indiqués par des tirets. Les voies d'interface et de recombinaison en masse pour les photogénérés les transporteurs sont indiqués par des flèches</i>	102
Figure.IV.13	<i>Paramètres photovoltaïques (J_{SC}, η, FF et V_{OC}) en fonction de l'interface DOS de la liaison pendante N_{DBi} dans les deux types (NP et PN) : (a) a-Si: H/ c-Si HJ avec 3 nm de couche d'interface c-Si artificielle, (b) additionné de 3 nm de couche d'interface a-Si: H artificielle.....</i>	104
Figure.IV.14	<i>Paramètres photovoltaïques (J_{CC}, η, FF et V_{CO}) en fonction de l'écart-type de l'interface DOS de la liaison pendante $W_{DG,AG}$ dans les deux a-Si: H/ c-Si HJ avec 3nm de couche d'interface c-Si artificielle (a), ajouté avec 3 nm de couche d'interface a-Si: H artificielle (b).....</i>	105
Figure.IV.15	<i>Caractéristiques courant-tension sous AM1.5 illumination pour les trois échantillons.....</i>	106
Figure IV.16	<i>La structure en coupe transversale schématique des cellules solaires à hétérojonction a-SiC: H (p⁺, n⁺) / c-Si (n, p).....</i>	107
Figure IV.17	<i>Coefficient d'absorption pour les films a-Si_{1-x}C_x: H déposés avec différents mélanges gazeux. Les différentes compositions x sont reportées sur chaque</i>	108

parcelle. Les lignes continues et les symboles se réfèrent aux données PDS.

Figure IV.18	<i>Structurer la bande interdite de l'hétérojonction</i>	109
	a. a-Si: H (p ⁺) / c-Si (n);	
	b. a-Si: H (n ⁺) / c-Si (p).....	
Figure IV.19	<i>Courbes J-V obtenues sous 100 mWcm⁻² de lumière AM1.5 de deux structures PN et NP, respectivement.....</i>	110
Figure.IV.20	<i>Courbes d'efficacité quantique pour cinq échantillons de deux structures PN et NP, respectivement.....</i>	112
Figure IV.21	<i>Influence de BSF sur les caractéristiques J(V) pour une hétérojonction en face arrière sur substrat P.....</i>	113
Figure IV.22	<i>Influence de BSF sur les caractéristiques J(V) pour une hétérojonction en face arrière sur substrat N.....</i>	114

Tableau III.1	<i>Performances de différentes hétérojonctions.....</i>	52
Tableau III.2	<i>performances des hétérojonctions silicium amorphe/cristallin sur substrat n et p</i>	54
Tableau III.3	<i>Évolution des performances de cellules HIT' fabriquées par Sanyo sur substrat n. Les quatre premiers résultats ont été obtenus sur des cellules de 1 cm².....</i>	56
Tableau IV.1	<i>Liste des paramètres physiques, électrique et technologique du a-Si :H introduits dans l'AMPS-1D.....</i>	95
Tableau IV. 2	<i>Ensemble de paramètres pour la simulation de cellules solaires à hétérojonction avec AMPS-1D.....</i>	103
Tableau IV.3	<i>Les meilleurs paramètres photovoltaïques de PN.....</i>	111
Tableau IV.4	<i>Les meilleurs paramètres photovoltaïques de NP.....</i>	111

Introduction Générale

Introduction Générale

L'électricité est d'abord un vecteur de développement. Avec plus de 22GWh produits en 2011, l'électricité représente environ 18% de la consommation finale d'énergie dans le monde, comme en témoignent les données représentées Figure 1.1 fournies par l'Agence Internationale de l'Energie (AIE) [1]. D'autre part, on peut constater sur la Figure 1.2 que sa production a plus que triplé entre 1973 et 2011 du fait de la croissance démographique mais surtout du fait du développement des pays émergents. La Terre compte aujourd'hui plus de 7.2 milliards d'êtres humains, elle en comptera plus de 9.6 milliards en 2050 selon le scénario médian des Nations Unies [2]. Or, en 2011 l'AIE [3] estimait que plus de 1.3 milliard de personnes n'avaient pas accès à l'électricité et qu'il en restera encore plus d'un milliard en 2030 ; on prévoit donc une augmentation continue des besoins en électricité dans les prochaines décennies ; des problématiques de disponibilité des ressources énergétiques et d'empreinte écologique s'imposent alors [4][5].

Consommation mondiale d'énergie en 2011: 8 918 Mtep

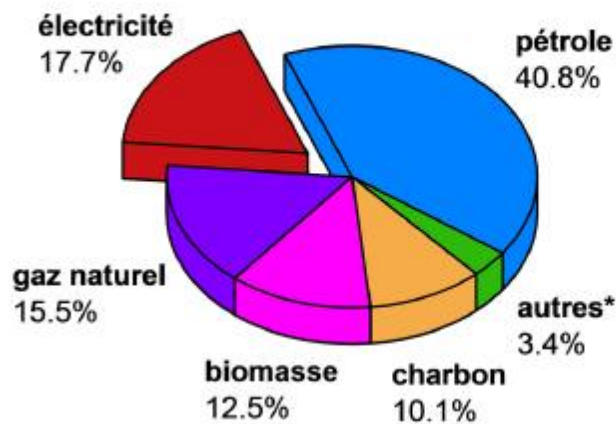


Figure 1.1 : Part de l'électricité dans la consommation finale d'énergie. Source : International Energy Agency - KeyWorld Energy Statistics 2013 [1]. *autres : dont géothermie, éolien, solaire, chaleur. 1tep = 1tonne équivalent pétrole. 1Mtep = $4.1868 * 10^{16} J = 11.63TWh$.

L'électricité est ensuite un vecteur d'énergie. Elle peut être produite à partir de toutes les énergies primaires. Cependant, 68% de l'électricité produite en 2011 l'est essentiellement à partir de la combustion de ressources fossiles comme le charbon ou le gaz naturel (voir Figure 1.2), ce qui représente une source importante d'émission de gaz à effet de serre.

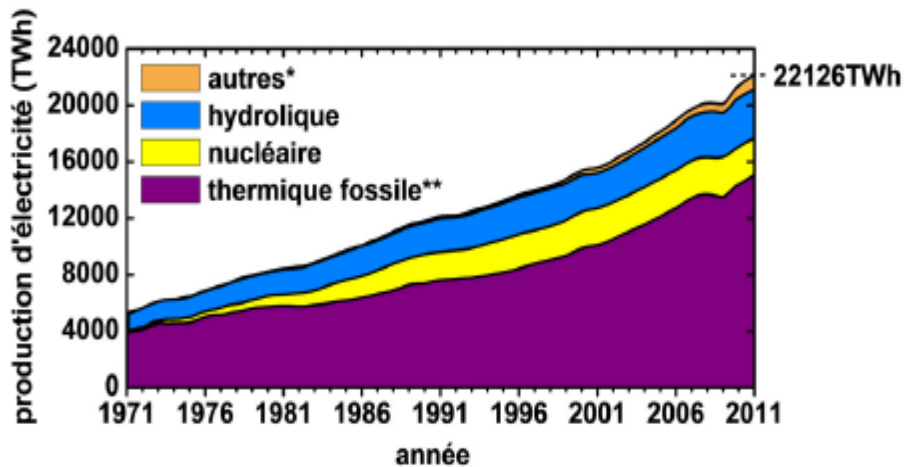


Figure 1.2 : Évolution des différentes filières de production d'électricité dans le Monde de 1971 à 2011. Source : International Energy Agency - Key World Energy Statistics 2013 [1]. *autres (4.5%) : dont géothermie, éolien, solaire, biomasse, chaleur. **thermique fossile : dont charbon (41.3%), gaz naturel (21.9%), pétrole (4.8%).

Depuis les années 1970, le développement du nucléaire a, certes, permis d'apporter une solution pour décarboner la production d'électricité mais l'uranium, tout comme les ressources fossiles, n'est pas en quantité illimitée sur terre. Seules les énergies dites renouvelables sont des solutions pérennes. Ces dernières sont aussi très diversifiées ; on peut citer l'hydraulique, l'éolien, l'énergie des houles et des marées, la biomasse, la géothermie, ou encore le solaire thermodynamique à concentration et le solaire photovoltaïque [5]. Comme l'indique la figure 1.2, l'énergie hydraulique est la plus développée de toutes ; les autres énergies renouvelables ne représentent qu'environ 5% de la production mondiale. Devant ces enjeux énergétiques et environnementaux.

La Commission Européenne a fixé des objectifs ambitieux : réduire les émissions de gaz à effet de serre de 20% par rapport aux niveaux d'émission de 1990 en portant la part des renouvelables à 20% en 2020 dans le bouquet énergétique européen et en diminuant la consommation d'énergie de 20% [6]. La Recherche a donc un rôle à jouer pour permettre aux états européens de remplir leurs objectifs en levant les verrous technologiques qui limitent aujourd'hui la progression des énergies renouvelables. La limitation du développement des énergies renouvelables est principalement due à leurs coûts de production importants ainsi qu'à la difficulté de les intégrer aux réseaux électriques existants.

L'énergie solaire à conversion photovoltaïque, inépuisable et propre, occupe une place prépondérante dans l'éventail des énergies renouvelables.

Cette forme d'énergie, assurée fondamentalement, par des cellules solaires au silicium dont la fabrication est de plus en plus maîtrisée reste relativement élevée. Il s'agit donc d'agir sur le compromis rendement économique / rendement physique, par l'introduction de moyens technologiques permettant d'améliorer le rendement de conversion d'une part et par l'utilisation de nouveaux matériaux et structures qui peuvent à la fois augmenter les performances des dispositifs photovoltaïques et d'être fabriquées par des techniques de mise en œuvre fiables et peu coûteuses, d'autre part.[7]

Les cellules solaires en couche mince à base du silicium amorphe hydrogéné et ses alliages (a-Si:H, a-SiGe:H, etc....) qui sont prometteuses au premier égard, puisque le matériau mère (silice) est largement disponible dans la nature. En outre un autre avantage principal du a-Si:H est son coefficient d'absorption élevé, ce qui lui donne la capacité d'absorber suffisamment le rayonnement incident dans une épaisseur de 0,5 microns seulement. Une couche mince absorbante tient compte également au coût du matériau sensiblement réduit par rapport au monocristallin (le silicium monocristallin et le silicium polycristallin sont exigés pour être quelques cent fois plus épais qu'a-Si:H afin d'absorber la même quantité de rayonnement solaire). Ces avantages du silicium amorphe a-Si:H, et avec des procédés de dépôt et des techniques de fabrication beaucoup plus faciles rendent la cellule solaire en couche mince à base du silicium amorphe a-Si:H un candidat principal pour devenir par la suite un concurrent sérieux aux sources conventionnelles d'électricité [8].

La réussite du dopage du silicium amorphe en 1975 [Spear et al, 1975] a déclenché un intérêt énorme pour ce matériau, et des activités de recherches dans ce domaine autour du monde se sont développées explosivement. Dans les dernières années un progrès significatif a été accompli pour améliorer le rendement des cellules solaires à base du silicium amorphes et ses alliages hydrogénés tel que a-Si:H, a-SiC:H, a-SiGe:H. Des recherches prévues et un travail de développement expérimental et modélisation, dans le domaine, ont mené à une augmentation régulière de la production de ces cellules solaires, modules et panneaux basés sur a-Si:H, même des usines capables de produire jusqu' à 10 MW/an ont été installées. La technologie de silicium amorphe a déjà prouvé sa valeur, et aujourd'hui les panneaux d'un pied (foot) carré, composés de tels matériaux, peuvent avoir un rendement " stabilisé " de ~ 10 % [Yang et al, 1994] [9].

Le terme rendement "stabilisée" surgit en raison du phénomène désavantageux de la dégradation du matériau a-Si induit par lumière (également connue sous le nom de l'effet de Staebler-Wronski [Staebler et al, 1977]). Cette cause est l'une des limitations les plus graves des cellules solaires de a-Si:H.

Le gap et le coefficient d'absorption optique α , des matériaux à base d'a-Si:H peuvent être changé par l'incorporation de l'hydrogène, germanium et le carbone pour former les alliages d'a-Si:H, d'a-SiGe:H et d'a-SiC:H. L'incorporation de l'hydrogène dans le réseau d'a-Si:H diminue non seulement des défauts et leurs états dans le gap, mais élargit également le gap [10]. Employer la dilution par l'hydrogène du silane, il est possible d'obtenir des gaps d'environ 2 eV sans détériorer la microstructure et les propriétés électroniques. Cependant, les propriétés électroniques des alliages d'a-SiGe:H et d'a-SiC:H ne sont pas aussi bonnes qu'a-Si:H, et leur détérioration avec l'augmentation du germanium ou avec le carbone limite la gamme des gaps, cela peut être employé en cellules efficaces [11]. Les atomes de carbone, petits et légers, s'ils sont introduits sous forme de méthane (CH₄) mélangé au silane (SiH₄), en proportion x , vont créer des liaisons fortes, d'où une tendance à élargir le gap [12].

Dans ce manuscrit on s'intéresse aux couches minces à base de silicium amorphe hydrogéné pour simuler des cellules solaires à hétérojonction à partir d'un substrat de silicium monocristallin. Ce type de cellules photovoltaïques est une issue pour réduire le prix d'électricité solaire à grande échelle. Elles présentent un coût de fabrication faible par rapport aux cellules solaires conventionnelles à homojonction PN vu le coût relativement bas et la facilité de mise en œuvre des techniques utilisées à leur fabrication. Elles présentent aussi l'avantage d'avoir un rendement photovoltaïque appréciable. Ce manuscrit se présente en 4 chapitres :

Le premier chapitre fait l'objet d'un rappel sur la conversion photovoltaïque, les mécanismes d'absorption de la lumière ainsi que la distribution du spectre solaire. Nous présentons les différents matériaux du marché photovoltaïque.

Le deuxième chapitre est consacré à l'étude théorique de la jonction PN, les phénomènes de transport de charges et son principe de fonctionnement à l'obscurité et sous éclairage solaire. Nous évoquons aussi l'architecture et les paramètres de sortie caractérisant les cellules solaires et les facteurs provoquant des pertes dans la conversion photovoltaïque.

Dans le troisième chapitre, nous évoquons l'intérêt du concept de l'hétérojonction pour application aux cellules photovoltaïques à base de silicium amorphe/silicium cristallin à partir d'une étude théorique. Ensuite, nous présentons des particularités du silicium amorphe suivi des différentes méthodes de dépôt utilisées.

Enfin, le dernier chapitre se focalise sur la simulation par le biais du logiciel AMPS-1D de l'influence des propriétés de l'interface a-Si:H /c-si sur les performances des cellules photovoltaïques des jonctions de type PN et NP à hétérojonction qui nous permettra d'extraire les paramètres de sortie tels que : le courant de court-circuit, le rendement de conversion électrique, la tension de circuit ouvert et le facteur de forme. Une analyse systématique de ces paramètres en fonction particulièrement des discontinuités présentes à l'interface liés à la structure des bandes (affinité électronique et largeur de la bande interdite). ensuite, On a étudié une cellule solaire à hétérojonction de structure a-SiC: H (p, n) / c-Si (n, p) et a-Si: H (p, n) / c-Si (n, p) sur l'efficacité quantique externe (QE) et les caractéristiques de la lumière IV.

Ce manuscrit se terminera par une synthèse des principaux résultats trouvés en mettant un suivi d'autres investigations en perspectives.

Bibliographie

- [1] International Energy Agency (IEA): key world energy statistics 2013. URL,[http://ar.newsmth.net/att/633efe465236a/Key_World_Energy_Statistics\(2007\).pdf](http://ar.newsmth.net/att/633efe465236a/Key_World_Energy_Statistics(2007).pdf) . (Cité pages 1, 2 et 215.)
- [2] United Nations : World population prospects : The 2012 revision. key findings and advance tables. 2013. URL <http://esa.un.org/wpp/Documentation/publications.htm>. (Cité page 1.)
- [3] International Energy Agency et Organisation for Economic Co-operation and development : World energy outlook 2011. IEA, International Energy Agency : OECD, Paris, 2011. ISBN 9789264124134 9264124136. (Cité page 1.)
- [4] Estelle Iacona, Jean Taine et Bernard Tamain : Les enjeux de l'énergie - 2e éd. - Après Fukushima. Dunod, janvier 2012. ISBN 9782100574933. (Cité page 1.)
- [5] Rémy Mosseri et Catherine Jeandel : L'énergie à découvert. CNRS, mars 2013. ISBN 9782271076786. (Cité pages 1 et 2.)
- [6] Communication de la commission - efficacité énergétique : atteindre l'objectif des 20 % - COM/2008/0772 final, novembre 2008. URL <http://eur-lex.europa.eu/LexUriServ/LexUriServ.do?uri=CELEX:52008DC0772:FR:NOT>. (Cité page 2.)
- [7] Belkhalifa Hakim« Etude de l'effet du recuit à haute température sur les propriétés des couches minces de ZnO déposées par spray pyrolyse pour application photovoltaïque » Mémoire de Magister, Université M'Hamed Bougara- Boumerdes,2010.
- [8] Nandita Palit “Amorphous Silicon based Solar Cells: Experimental Characterisation and Computer Modelling” Thèse de doctorat- Jadavpur University-India.
- [9] Yves Poissant « Etude et Optimisation de cellules solaires photovoltaïques en couche minces de silicium polymorphe » Thèse de doctorat –UMR 7647 du CNRS, Ecole Polytechnique de France.décembre 2001.
- [10] Amorphous Silicon–based Solar Cells Xunming Deng Schiff .University of Toledo, Toledo, OH, USA, Eric A. Syracuse University, Syracuse, NY, USA.
- [11] Solar Cells: Materials, Manufacture and Operation Tom Markvart University of Southampton, UK.Luis Castafier Universidad Politecnica de Catalunya, Barcelona, Spain.
- [12] Alain Ricaud.Photopiles solaires:De la physique de la conversion photovoltaïque aux filières, matériaux et procédés.

Chapitre I

*Survol sur le Photovoltaïque
et les filières*

I.1 Introduction

Depuis le début du xx^e siècle, la consommation énergétique mondiale est en très forte croissance dans toutes les régions du monde. Il semble que tendanciellement, les consommations d'énergie vont continuer à augmenter, sous l'effet de la croissance économique d'une part, et de l'augmentation de la consommation d'électricité par habitant d'autre part [1]. Actuellement, la production de l'énergie provient essentiellement des ressources fossiles (charbon, gaz et pétrole). Depuis le début des années 1970, les efforts ont été décuplés pour développer de nouvelles sources d'approvisionnement. La fission nucléaire a d'abord été identifiée puis fortement sponsorisée comme une source d'énergie alternative. Après la catastrophe nucléaire de Tchernobyl, un grand intérêt s'est porté sur le développement des autres sources d'énergies renouvelables non polluantes et sans risques majeurs tel que le soleil, le vent, la chaleur de la terre et les chutes d'eau [2].

Les énergies renouvelables regroupent un certain nombre de filières technologiques selon la source d'énergie valorisée et l'énergie utile obtenue. La filière étudiée dans cette thèse est l'énergie solaire photovoltaïque [3].

L'énergie photovoltaïque est la plus jeune des énergies renouvelables, elle a l'avantage d'être non polluante, souple et fiable [4].

I.2 Historique

Le mot « **photovoltaïque** » vient du grec « **photo** » qui signifie lumière et de « **Volta** » du nom du physicien italien *Alessandro Volta* qui en 1800 découvrit la pile électrique.

L'énergie solaire photovoltaïque convertit directement le rayonnement lumineux (solaire ou autre) en électricité. Elle utilise, pour ce faire, des modules photovoltaïques composés de cellules solaires ou de photopiles qui réalisent cette transformation d'énergie. La conversion photovoltaïque a été réalisée pour la première fois dans le laboratoire Bell en 1954 sur une simple jonction P-N au Silicium [5].

En 1960 M.Rodot et H.Voldman réalisèrent la première cellule photovoltaïque au centre national de la recherche scientifique (CNRS) [4]. Les crises économiques des années 1970 (flambée des prix du pétrole, 1973) puis les accidents de centrales nucléaires tels ceux de Three Mile Island (USA, 1979) ou de Tchernobyl (URSS, 1986) jetèrent un discrédit sur les énergies fossiles et atomiques et renforcèrent l'intérêt du grand public envers les énergies

renouvelables. Longtemps considérée comme utopique et farfelue, l'énergie photovoltaïque s'impose comme une des sources d'énergies renouvelables les plus prometteuses [6].

I.3 L'énergie solaire

I.3.1 Le soleil :

Le développement, l'optimisation et la caractérisation de cellules photovoltaïques impliquent une certaine connaissance de la source d'énergie utilisée : **le soleil** [6].

Le soleil est l'étoile la plus proche de la terre ; 150 million km, le soleil est principalement composé de 70% d'hydrogène et de 28% d'hélium, la fusion thermonucléaire dans son centre libère une énergie énorme sous forme de rayonnements. Le plasma qui en constitue est en majeure partie opaque à la lumière sauf les zones superficielles qui sont transparentes [7].

I.3.2 Rayonnement solaire

Le rayonnement solaire est constitué de photons dont la longueur d'onde s'étend de l'ultraviolet (0.2 μm) à l'infrarouge lointain (2.5 μm). On utilise la notion AM pour Air Mass afin de caractériser le spectre solaire en termes d'énergie émise. L'énergie totale transportée par le rayonnement solaire sur une distance soleil-terre est de l'ordre de 1 350 W/m² (AM0) dans l'espace hors atmosphère terrestre (Figure I.1). Lorsque le rayonnement solaire traverse l'atmosphère, il subit une atténuation et une modification de son spectre, à la suite de phénomènes d'absorption et de diffusion dans les gaz, l'eau et les poussières. Ainsi, la couche d'ozone absorbe une partie du spectre lumineux provenant du soleil, et en particulier une partie des ultraviolets dangereux pour la santé. Le rayonnement solaire direct reçu au niveau du sol (à 90° d'inclinaison) atteint 1 000 W/m² du fait de l'absorption dans l'atmosphère (AM1). Cette valeur change en fonction de l'inclinaison des rayons lumineux par rapport au sol. Plus l'angle de pénétration θ est faible, plus l'épaisseur atmosphérique que les rayons auront à traverser sera grande, d'où une perte d'énergie conséquente. Par exemple, l'énergie directe transportée par le rayonnement solaire atteignant le sol avec un angle de 48° avoisine les 833 W/m² (AM1.5). Pour connaître le rayonnement global reçu au sol, il faut ajouter à ce dernier le rayonnement diffus. Le rayonnement diffus concerne tout le rayonnement dont la trajectoire entre le soleil et le point d'observation n'est pas géométriquement rectiligne et qui est dispersé ou réfléchi par l'atmosphère ou bien le sol. En considérant ceci, on obtient une référence du spectre

global notée AM1.5 avec une puissance de $1\ 000\text{W/m}^2$, la Figure I.2 correspondant à nos latitudes [8].

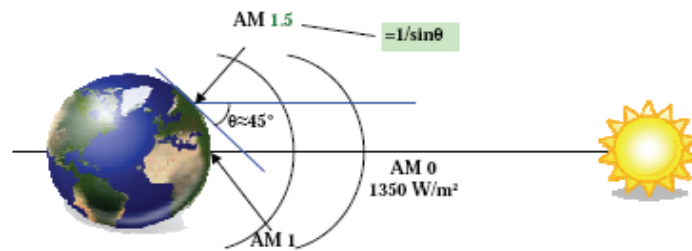


Figure I.1. Normes de mesures du spectre d'énergie lumineuse émis par le soleil, notion de la convention AM [8].

Le scientifique français, *Edmond Becquerel*, fut le premier à découvrir en 1839 l'effet photoélectrique. Il a trouvé que certains matériaux pouvaient produire une petite quantité de courant sous l'effet de la lumière. Par la suite, *Albert Einstein* a découvert, en travaillant sur l'effet photoélectrique, que la lumière n'avait pas qu'un caractère ondulatoire, mais que son énergie était portée par des particules, **les photons**. L'énergie d'un photon est donnée par la relation :

$$E = h \cdot \frac{c}{\lambda} \quad [I. 1]$$

Où h est la constante de Planck, c la vitesse de la lumière et λ sa longueur d'onde. Ainsi, plus la longueur d'onde est courte, plus l'énergie du photon est grande. Cette découverte valut à *Albert Einstein* le prix Nobel en 1905 [8].

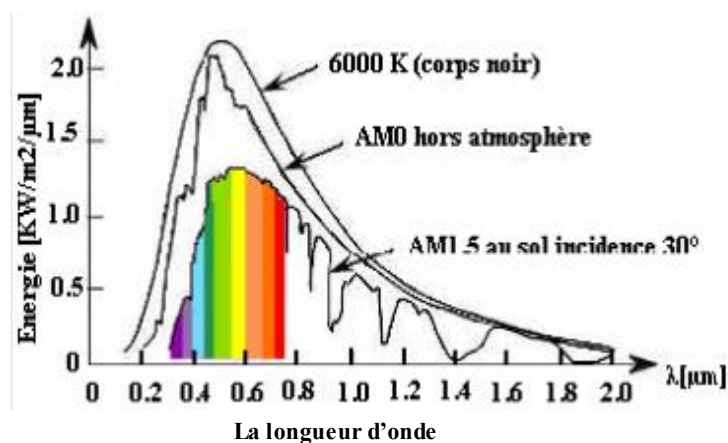


Figure I.2 : Répartition spectrale du rayonnement solaire [9].

I.3.3 Absorption

La théorie ondulatoire (équation de Maxwell) ou corpusculaire de la lumière nous permet d'aborder les échanges entre la matière et le rayonnement lumineux. Conformément à la théorie corpusculaire, les quanta d'énergies associées au rayonnement lumineux s'appellent photons. Dans le cadre de la mécanique quantique, l'énergie du photon correspondant à une radiation donnée est reliée à sa longueur d'onde par la relation :

$$E_p = h\nu = hc/\lambda = 1,24/\lambda \quad [I. 2]$$

λ : Longueur d'onde de la radiation en μm ;

ν : Fréquence de la radiation ;

E_p : Energie du photon ;

h : Constante de Planck ;

c : Vitesse de la lumière [10].

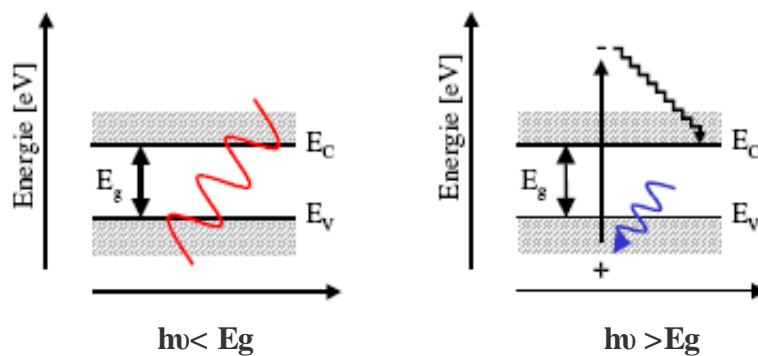


Figure I.3: Système d'absorption dans un matériau.

L'absorption de la lumière dans un matériau suit une loi exponentielle décroissante en fonction de la profondeur de pénétration:

$$I(x) = I_0 e^{-\alpha x} \quad [I.3]$$

Avec I_0 : intensité incidente, α [cm^{-1}]: coefficient d'absorption et x [cm]: profondeur de pénétration. Le coefficient d'absorption α dépend de la longueur d'onde du photon incident.

L'absorption est une propriété physique du matériau. Dans le cas des cellules solaires à applications terrestres, le matériau semi-conducteur idéal doit absorber fortement les longueurs d'ondes disponibles du spectre AM1.5. La Figure I.4 représente respectivement

les courbes caractéristiques d'absorption pour des matériaux semi-conducteurs (Figure I.4.a) et les différents types de silicium (amorphe (a-Si:H), microcristallin ($\mu\text{c-Si:H}$) et cristallin (c-Si) (Figure I.4.b)).

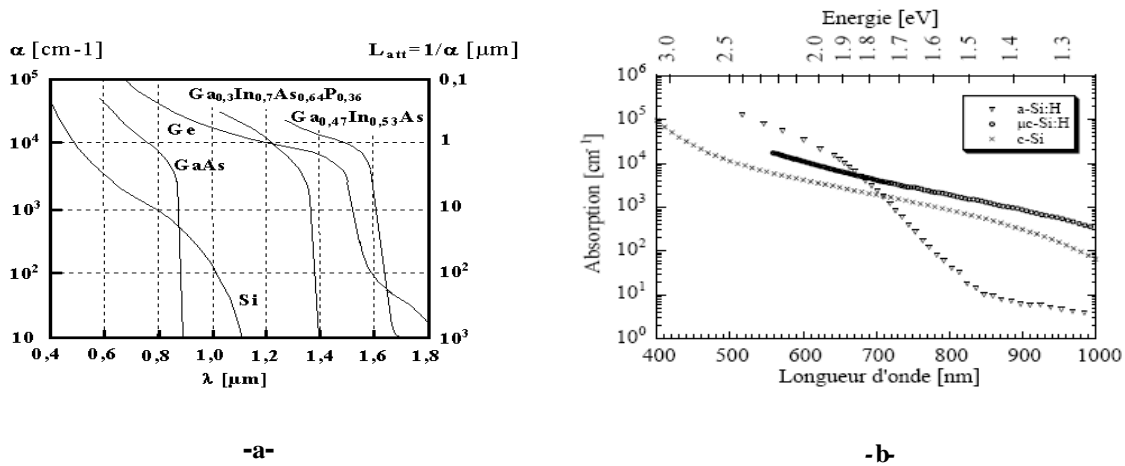


Figure I.4: Courbes d'absorption typiques

a) des matériaux semi-conducteurs. [11]

b) de silicium amorphe (a-Si:H), microcristallin ($\mu\text{c-Si:H}$) et cristallin (c-Si) [12].

Le silicium cristallin se singularise par une absorption étendue sur l'ensemble du spectre solaire. Toutefois, les coefficients d'absorption correspondant à ces longueurs d'ondes sont relativement peu élevés. Il en résulte que les cellules solaires en c-Si doivent avoir une épaisseur de plusieurs dizaines de microns pour absorber la lumière. Pour des raisons technologiques, les cellules c-Si disponibles sur le marché ont une épaisseur de 200 à 300 μm . L'absorption du silicium amorphe est très élevée pour les longueurs d'ondes inférieures à 750 nm et une épaisseur de silicium amorphe inférieure à 1 μm permet d'absorber la majeure partie de cette région du spectre. Au delà de cette limite, l'absorption décroît si rapidement que seule une augmentation considérable de l'épaisseur de la couche intrinsèque permettrait d'accroître la quantité de photons absorbés. L'épaisseur des cellules a-Si:H est généralement inférieure à 0.5 μm pour une raison essentielle: le phénomène de dégradation des cellules amorphes s'accroît avec l'épaisseur (effet *Staebler-Wronski*, [13]).

I.4 Différentes filières technologiques des cellules photovoltaïques

La conversion photovoltaïque a lieu dans divers matériaux de semi-conducteurs. Tous n'ont pas les mêmes propriétés d'absorption du spectre solaire et leurs coûts sont très différents. Ils donnent lieu à de nombreuses filières de développement qui trouvent des applications dans le spatial, l'habitat ou sur des objets divers tel que montres et calculatrices. Actuellement, on distingue quatre filières pour la fabrication de cellules photovoltaïques en:

- silicium massif,
- silicium couches minces,
- couches minces de type C_dTe , CIS,
- matériaux organiques.

La Figure (I.5) donne la répartition des différents matériaux sur le marché photovoltaïque et sa production mondiale en 2007.

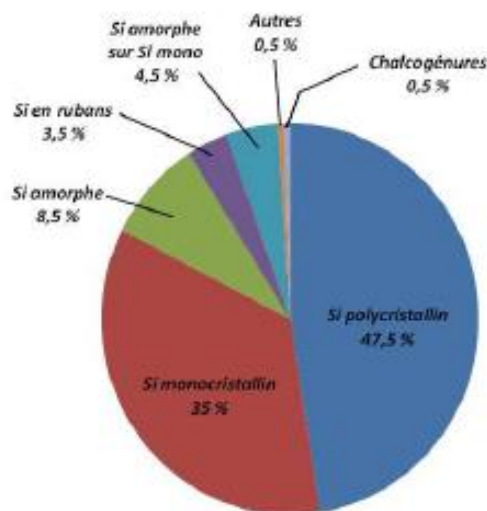


Figure I.5 : Part de marché des différentes technologies photovoltaïques en 2007 [14].

La technologie photovoltaïque la plus utilisée depuis la création des premières cellules correspond à la filière silicium de type cristallin qui représente actuellement 90% de la production mondiale pour les applications terrestres. Ceci peut s'expliquer par le fait que l'industrie photovoltaïque profite régulièrement du développement de l'industrie des semi-conducteurs qui est capable de fournir une matière première d'excellente qualité pour les panneaux solaires ainsi que des processus de fabrication totalement maîtrisés [8].

D'un point de vue photovoltaïque, le seul inconvénient du silicium réside dans sa structure électronique qui présente un gap indirect, gap à 1,12 eV ne correspondant donc pas exactement au maximum d'intensité du spectre solaire. Par conséquent, l'absorption du rayonnement solaire par le silicium sera plus faible que celle d'un semi-conducteur à gap direct comme l'arséniure de gallium GaAs (voir la Figure I.6) [15].

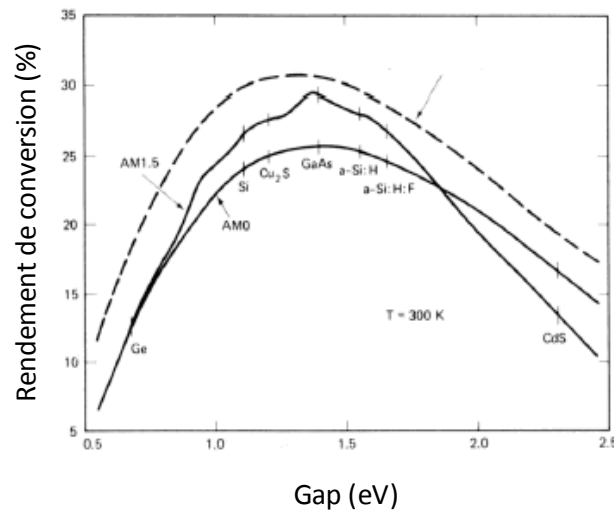


Figure I.6 : Rendement de conversion photovoltaïque de différents semiconducteurs en fonction de la largeur de leur bande interdite [15].

Nous présentons ensuite le large domaine des cellules PV dites couche mince (Thin-Film) qui constitue ce que certains appellent les cellules de seconde génération car elles font historiquement suite aux cellules en silicium cristallin. Leur principal atout vient de la faible quantité de matériaux nécessaire à la fabrication d'une cellule comparativement aux cellules classiques (première génération). Les cellules couche mince les plus développées utilisent comme matériau de base le silicium amorphe, poly et microcristallin, le Séléniure de Cuivre Indium Gallium (CIGS), le Tellure de Cadmium C_dT_e).

Nous parlons ensuite d'une des nouvelles générations de cellules solaires, qui utilise de nouveaux matériaux de type organique. Ces nouveaux composés, en particulier les polymères, pourraient révolutionner le marché du PV grâce à leur faible coût de fabrication et leur facilité d'utilisation (flexibilité, légèreté). La recherche dans ce domaine est extrêmement active depuis plusieurs années et les avancées sont rapides. Nous abordons enfin le principe de fabrication des cellules multi-jonctions à haut rendement dont le développement a été motivé en priorité par les applications spatiales où les performances de la cellule priment sur les coûts de fabrication.

I.4.1. Filières de Silicium en couches massives

I.4.1. a Silicium monocristallin

La technologie monocristalline, plus chère, utilise des barres pures de silicium également employées dans la fabrication des puces électroniques. Le silicium monocristallin est une matière première d'une très grande pureté. Il est généralement obtenu par tirage selon le procédé de « CZOCHRALSKI » ou par fusion de zone. Une plaquette de silicium monocristallin est composée d'un seul grain. On obtient des lingots cylindriques monocristallins par tirage en creuset [15].

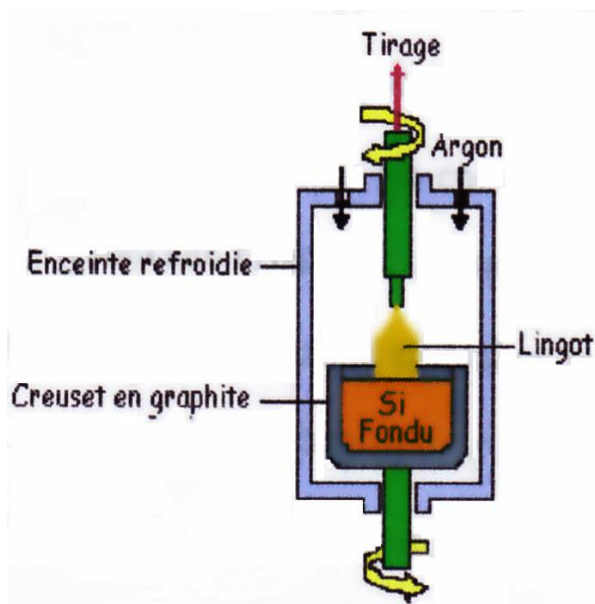


Figure I.7 : Tirage d'un lingot par La méthode CZ [16].

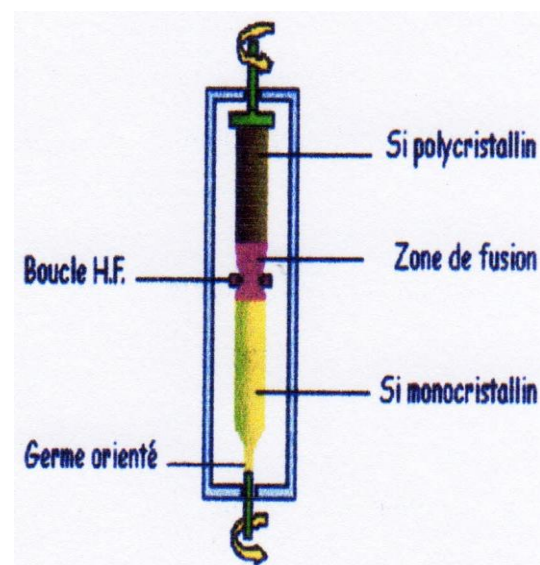


Figure I.8 : Cristallisation du lingot et purification par la méthode de la fusion de zone [16].

Le silicium poly-cristallin cassé en morceau est comme le creuset, décapé, lavé, séché pour enlever toutes traces d'oxydation superficielle. On met les morceaux de silicium dans le creuset, on ferme la machine. Le four est porté jusqu'à 1500°C. Le creuset tourne en sens inverse de la tige pour une meilleure homogénéisation de la température. Le silicium fond, on introduit les produits dopants. On descend régulièrement la température jusqu'à obtenir un début de cristallisation à la surface du bain. On fixe un germe de silicium à l'extrémité de la tige qui va permettre de tirer un lingot mono cristallin.

La structure monocristalline est la forme du silicium qui autorise le meilleur rendement de conversion photovoltaïque, à savoir 15 à 20 %. Cependant, son prix très élevé limite son utilisation.

Ce sont les équipes de Martin Green de l'Université de New South Wales (Australie), qui ont obtenu le record mondial de rendement sur silicium monocristallin obtenu par la technique FZ, soit 24,7 % pour la structure PERL (Passivated Emitter, Rear Locally diffused), et FhG-ISE, (Allemagne) ont obtenu le record mondial de rendement sur silicium monocristallin obtenu par la technique CZ, soit de plus 22 %, (voir Figure I.9).

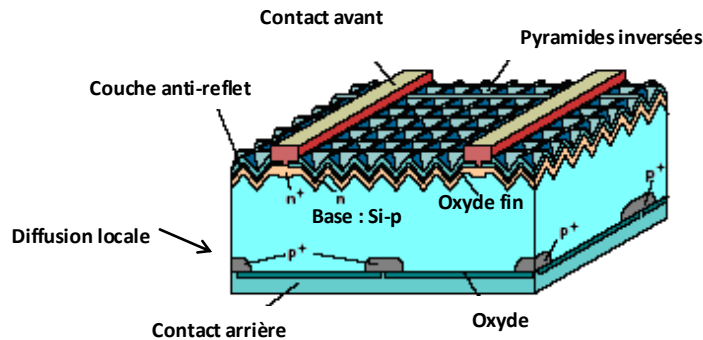


Figure I.9 : Structure de la cellule de laboratoire la plus performante
Source: Photovoltaics Special Research Center UNSW [17].

I.4.1. b Silicium multi-cristallin

A fin de réduire les coûts de production, le silicium multi-cristallin, moins onéreux que le silicium monocristallin, a été introduit dans l'industrie photovoltaïque à partir des années 1970. Il se présente une nouvelle fois sous forme de lingots de silicium, ce dernier étant constitué de grains d'une taille variant entre le millimètre et quelques centimètres. Les premiers matériaux *mc-Si* ont été le Silso de Wacker en Allemagne dès 1975, suivi en France par le Polix de Photowatt. Aux États-unis, les matériaux les plus connus sont le *Semix* de Solarex (devenu BP-Solar) et le *HEM* de Crystal Systems.

Toutefois, le sciage des lingots reste une opération onéreuse et conduisant à une perte non négligeable de matière, d'où son évolution vers des plaquettes ultraminces (actuellement aux alentours de 200 μm en production chez Photowatt avec une limitation mécanique de manipulation des plaques se situant à environ 100- 120 μm). L'alternative consiste à recourir à du silicium pouvant être mis en œuvre sans recourir à des opérations de découpe [15][10]. Les rendements de conversion industriels, qui étaient de l'ordre de 8 à 10% avant 1980, sont actuellement de 16 à 17 % pour de grandes plaquettes de 10 x 10 ou 15 x 15 cm^2 . Ces progrès s'expliquent par l'amélioration constante de la qualité des matériaux et par l'accroissement des connaissances des défauts et des impuretés résiduels. Leur progression est représentée par la figure I.10.

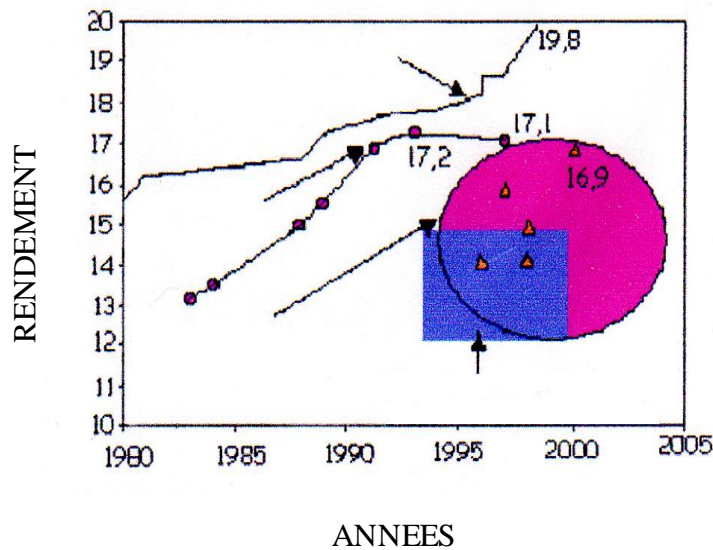


Figure I.10 : Progression des rendements de conversion dans les industries des cellules à base de silicium multicristallin. Source NREL USA [18].

I.4.1. c. Silicium en ruban autosupporté

Le silicium en rubans autosupportés est obtenu par capillarité entre deux lèvres de carbone ou par croissance sur un film ou une maille de carbone (voir Figure I.11). Son intérêt principal est d'éviter les pertes de découpe des lingots. Ces rubans ont connu un très grand développement dans les années 90 au niveau de la recherche et certains sont arrivés jusqu'à la conception de chaînes de production préindustrielles. Mais ces techniques sont lentes (vitesse de quelques dizaines de cm/min) et demandent beaucoup d'argent ce qui a réduit leur utilisation et leur production à 3,2% de la production mondiale.

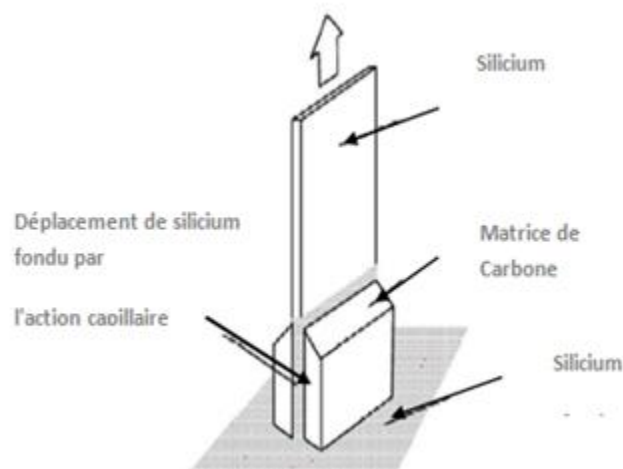


Figure I.11 : Procédés de croissance de silicium en ruban [19] [20].

I.4.2 Filière de silicium en couches minces

Les cellules solaires en couches minces de silicium sont une des technologies de l'avenir pour le domaine photovoltaïque. Leurs avantages sont entre autres un coût de fabrication moindre et des possibilités de dépôt sur différents types de substrats (rigide, flexible, extrêmement léger, ...).

I.4.2.1. Silicium amorphe, polycristallin et microcristallin

I.4.2.1.a. Silicium Amorphe

Par l'analyse de données de diffraction électronique, il a été montré que même si on définit le silicium amorphe comme un empilement aléatoire des atomes, il conserve quelques caractéristiques du silicium cristallin.

Depuis 1975, des recherches intensives ont été entreprises pour utiliser du silicium non cristallisé, à l'état amorphe, dont les liaisons pendantes sont saturées par hydrogénation. Ce matériau présente trois avantages majeurs :

- ✓ **Un fort coefficient d'absorption** ce qui autorise de très faibles épaisseurs de l'ordre du micron diminuant ainsi le risque de pénurie de silicium,
- ✓ **Une faible consommation énergétique** durant le cycle de production avec un temps de retour énergétique inférieur à un an,
- ✓ **Une aptitude** à être déposé en grandes surfaces unitaires de l'ordre du m² d'un seul tenant.

Par contre ses deux points faibles sont : **le rendement** de conversion et **la dégradation** sous lumière (instabilité dite de *Staebler-Wronski*) qui sont de mieux en mieux surmontés par des artifices technologiques tel qu'en particulier par une superposition de deux structures p-i-n en "tandems" ou de trois couches actives très minces. On a réduit ainsi la dégradation sous **lumière** de 30 % à 10 %.

La structure la plus simple d'une cellule en silicium amorphe se compose d'une zone dopée bore, intrinsèque et dopée phosphore (p-i-n) comme représenter sur la Figure I.12. Chaque élément peut être directement connecté en série sans besoin de liaisons externes.

Bien que les rendements en laboratoire aient atteint les 20% en double ou triple p-i-n, les rendements industriels stagnent depuis des années sous la barre des 10%, de sorte que des études très prometteuses ont été reprises dans le domaine des matériaux nano ou

microcristallins et même presque amorphes (micro-morphe) avec des rendements de conversion déjà supérieurs à la barre des 10%.

Le silicium amorphe est souvent appliqué à des appareils de petite puissance (calculatrices, lampes ou horodateurs), mais des firmes comme Solarex, Phototronic, Canon ou Fortum proposent des modules de taille équivalente à celle des modules cristallins.

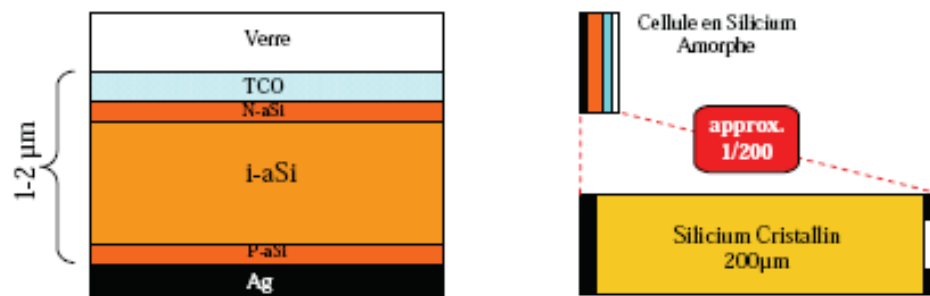


Figure I.12 : Schéma de principe d'une cellule à base de silicium amorphe et comparaison à une cellule en silicium cristallin [8].

I.4.2.1.b. Silicium poly-cristallin

Le silicium poly-cristallin est une structure intermédiaire entre deux états extrêmes que sont l'état cristallin et l'état amorphe. Le silicium poly-cristallin peut être obtenu directement à partir d'un dépôt chimique en phase vapeur (CVD) ou par cristallisation d'une couche déposée amorphe. Il est constitué de grains monocristallins séparés entre eux par des interfaces, appelées joints de grains (Figure I.13).

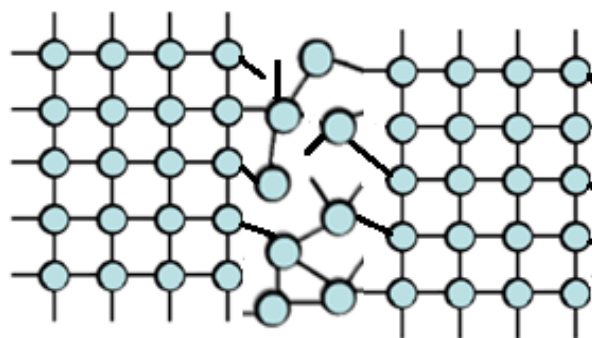


Figure I.13 : Structure atomique du Silicium poly-cristallin [21].

La technologie en couches minces de silicium cristallin déposé sur un support, dont le développement sera largement déterminé par le coût du silicium chargé, consiste à déposer une couche mince de silicium poly-cristallin de 10-40 µm d'épaisseur sur divers substrats

de silicium métallurgique peu purifié, quartz, céramique ou métal. Ces couches minces devraient permettre d'obtenir des rendements de conversion du même ordre qu'une cellule sur matériau massif, moyennant un confinement optique et un champ arrière répulsif pour les porteurs minoritaires et du fait que la distance qu'ils ont à parcourir est plus faible, on peut se contenter d'une pureté moindre pour le matériau de base.

Depuis quelques années, les films minces de silicium cristallin suscitent un intérêt majeur en Europe et aux USA où Astropower aurait abouti (en 1998, après 10 ans d'annonce) à une fabrication pilote de cellules en couches minces sur une céramique de composition confidentielle avec une procédure de dépôt utilisant un alliage de silicium en phase liquide. Ce succès, a entraîné de nombreux laboratoires sur des projets de fabrication de films de Si en phase vapeur sur supports de silicium, de céramique ou même de verre [15].

On voit dans la figure I.14 suivante que la température de dépôt est l'un des facteurs prépondérants pour la taille de grains.



Figure I.14 : Différentes voies d'obtention de film silicium sur substrat étranger [22].

Après avoir des rendements de conversion faible environ 10% lors de l'utilisation de silicium microcristallin (mc-Si) avec de taille de grain $g < 1\text{mm}$, les études sont dirigées vers l'utilisation de silicium poly-cristallin (poly-Si) à larges grains déposé sur substrats résistants à haute température, les rendements sont alors de l'ordre de 15% (16,6% par exemple pour le procédé Silicon Film développé par la société Astropower) [15]. En effet, la structure granulaire limite le rendement comme le montre la Figure I.15.

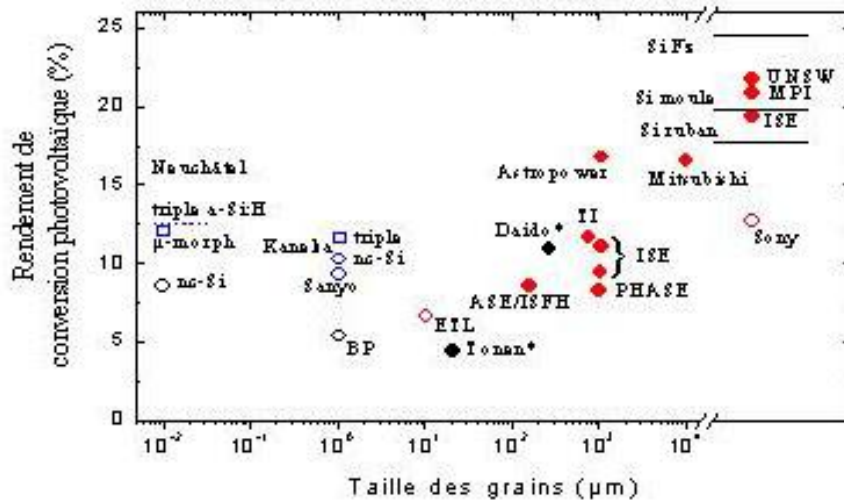


Figure I.15: Rendements de conversion des cellules à base de silicium poly-cristallin en couche mince en fonction de la taille des grains. Source CNRS-PHASE [22].

I.4.2.1.c. Silicium microcristallin ou nanocristallin

Le premier rapport sur le silicium microcristallin, obtenu par transport chimique, a été fait par *Veprek*, il y a presque quarante ans [23]. Cependant le matériau reste jusqu'à présent problématique, à tel point qu'il n'existe pas encore de silicium microcristallin standard. C'est un matériau hétérogène, constitué de cristallites de différentes tailles et orientations [24] parfois incluses dans les colonnes [25], avec souvent une phase amorphe, du vide et de l'hydrogène faiblement lié dans les joints de grains [26]. De plus ce matériau est en général anisotrope et inhomogène en volume [27].

On voit que l'appellation silicium microcristallin est un abus de langage, puisqu'en fait les cristallites sont de taille nanométrique. Aussi certains auteurs l'appellent silicium nanocristallin. Nous utilisons le terme silicium microcristallin ($\mu\text{-Si}$) pour des matériaux dont la taille des domaines ordonnés peut approcher le micron et le terme silicium nanocristallin (nc-Si) pour des matériaux dont la taille des grains est proche de nanomètre. Le terme silicium polycristallin est réservé aux matériaux obtenus par recuit à partir du silicium amorphe.

Du point de vue de ses propriétés macroscopiques, et selon le rapport relatif des phases amorphe et cristalline, le silicium microcristallin se situe entre deux matériaux les plus étudiés par la communauté scientifique du domaine :

- ✓ le silicium amorphe hydrogéné (a-Si-H), avec lequel il a en commun les techniques de dépôt [28], et dont il se rapproche en termes de propriétés de transport, lorsque les cristallites ne percolent pas ou qu'elles sont de mauvaise qualité [29],
- ✓ le silicium poly-cristallin, avec lequel il partage les propriétés optiques [30], ainsi qu'une rugosité de surface importante due à la présence de cristallites, et dont il se rapproche en termes de stabilité vis à vis de la création de défauts métastables [31][32].

Silicium microcristallin est utilisé, dans les dispositifs photovoltaïques comme couche intrinsèque dans les cellules simples [33] ou dans la jonction arrière d'une cellule tandem [34], ou comme couche dopée P [35] ou N [36]. Il est également utilisé comme matériau actif [37] ou comme contact ohmique [38].

La structure du μ -Si est représentée sur la Figure I.16 ; nous pouvons y constater des arrangements cristallins (matrices cristallines) de courte distance dans des zones amorphes.

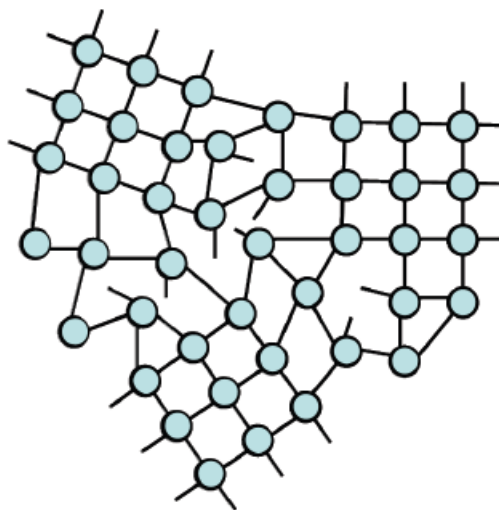


Figure I.16 : structure du silicium microcristallin [39].

1.4.2.2. Cellule micro-morphe (cellule tandem)

L'enjeu de la recherche photovoltaïque est d'obtenir des modules de bonne efficacité avec un prix de revient acceptable. Les cellules solaires en silicium amorphe sont très bon marché à produire et consomment peu d'énergie lors de la production. Leur rendement par contre doit être amélioré. C'est surtout en cela que les cellules tandem constituent une solution

prometteuse qui permet, par rapport aux cellules simples, non seulement d'améliorer le rendement initial, mais surtout de limiter le taux de dégradation. Par conséquent, le rendement stable absolu est augmenté.

Une cellule tandem est constituée de plusieurs cellules simples amorphes ou microcristallines mises optiquement (souvent aussi électriquement) en série par déposition consécutive. Après les étapes standard de déposition d'une diode p-i-n amorphe sur un substrat revêtu de TCO (Oxyde Transparent Conducteur), on recommence par juxtaposer une deuxième diode du p-i-n. L'idée de cette configuration est de collecter un spectre plus large de rayons lumineux. La cellule « top » est mince (amorphe) et n'absorbe que les photons à haute énergie (bleue) tandis que la cellule « bottom » (en microcristallin) collectionne le reste des photons et les transforme en électricité. En jouant sur les épaisseurs de différentes couches on essaye de collecter un maximum de porteurs photo-générés. Déjà la combinaison et le dopage de matériaux pour créer les différentes diodes ouvrent un choix vaste. Elle combine les avantages des cellules amorphes et des cellules micro-morphe, en laissant à côté les effets négatifs. Les cellules tandem se dégradent deux fois moins qu'une cellule amorphe toute seule, la cellule « top » est comme un filtre, la cellule « bottom » est ainsi beaucoup moins exposée à la lumière. La cellule amorphe en tandem étant très mince, elle se dégrade très peu. L'absorption du spectre lumineux est plus élevée, car l'épaisseur totale de la cellule est plus grande et la combinaison de différents gaps couvre une large bande d'énergies (Figure I.17).

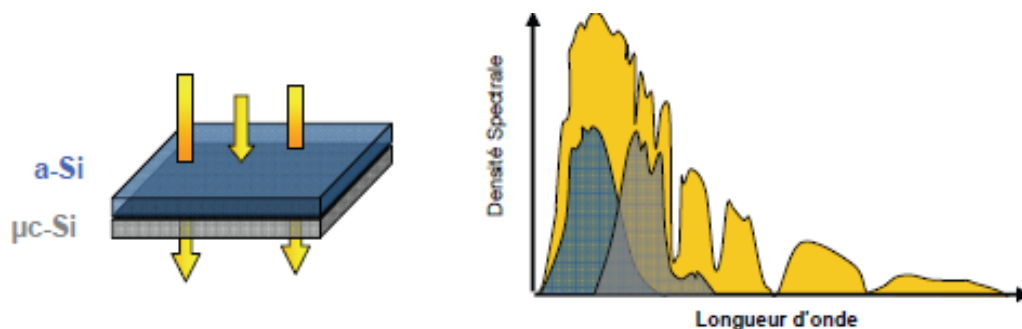


Figure I.17: Circuit équivalent d'une cellule tandem, spectre d'absorption et déposition des couches [8].

I.4.3. Filière du C_dT_e , CGIS

I.4.3.a. Tellurure de Cadmium C_dT_e

La simplicité chimique du matériau à base de tellurure de cadmium - (C_dT_e) et sa stabilité en font un matériau attractif. Ses propriétés thermo-physiques et ses caractéristiques chimiques permettent de fabriquer des cellules simplement et à faible coût. Le rendement des cellules en C_dT_e dépend fortement de la manière dont les couches actives sont déposées (température de dépôt, vitesse et nature du substrat). Comparé aux autres technologies à couche mince, le C_dT_e est plus facile à déposer et donc plus approprié à la production de module PV de surface importante. L'inconvénient majeur actuel repose sur la toxicité reconnue du Cadmium bien qu'il a été démontré que les risques environnementaux liés aux cellules PV en C_dT_e sont minimales [8].

I.4.3.b. CGIS

Les cellules CGIS sont constituées par empilement. Tout d'abord, une couche métallique de molybdène de $0,5 \mu\text{m}$ d'épaisseur est déposée sur du verre de vitre pour réaliser le contact arrière. Puis on vient déposer une couche CIGS de type P, d'environ $1,5 \mu\text{m}$. Suit une couche de CdS ou de ZnS (pour Sulfure de Cadmium et Zinc Sulfuré) d'environ 50 nm , et enfin une couche de ZnO (Oxyde de Zinc) de type N, de $1 \mu\text{m}$, servant de contact avant conducteur et transparent. Finalement, la cellule est encapsulée par couverture par une vitre (voir Figure I.18).

Dans le cas du C_dT_e , une couche de CdS de type N est déposée sur du verre, puis une couche de C_dT_e de type P, d'environ $2 \mu\text{m}$, et une couche conductrice de carbone servant de deuxième contact.

La technologie CIGS exhibe actuellement le meilleur rendement de production pour une cellule et pour des modules par rapport à toutes les technologies couches minces inorganiques avec des cellules pouvant atteindre 19,9% en laboratoire et des modules commerciaux de 12%. Cependant, il reste un grand nombre de points à améliorer afin de réduire le prix de ces cellules. Le principal challenge de la technologie CIGS couche mince est la réduction du prix des matériaux. Diverses pistes existent pour essayer de remplacer les matériaux chers comme l'InGa par de l'Al. De plus, il est nécessaire également de trouver des solutions pour moins gaspiller la matière première active pendant la fabrication. Une dernière piste consiste à réduire tout simplement l'épaisseur de la couche active [8].

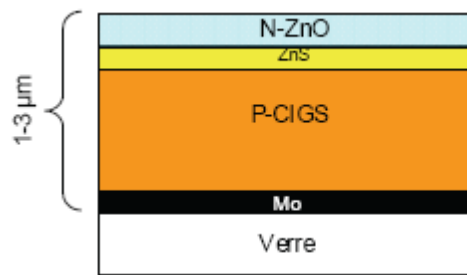


Figure I.18 : Schéma de principe d'une cellule à base de CIGS [8].

I.5. Nouvelles technologies photovoltaïques

Les matériaux organiques sont de plus en plus utilisés dans le domaine de l'optoélectronique, avec des perspectives d'électronique organique voire moléculaire, pour l'éclairage à l'aide de diodes électroluminescentes organiques (OLED : Organic Light-Emitting Diode). Bien que les optimisations des matériaux à mettre en œuvre ne soient pas les mêmes, le domaine du photovoltaïque bénéficie depuis quelques années des avancées technologiques de l'optoélectronique. Ainsi, bien que cette filière soit vraiment récente, les progrès annuels sont spectaculaires. Les matériaux organiques, moléculaires ou polymériques, à base de carbone, d'hydrogène et d'azote, sont particulièrement intéressantes en termes d'abondance, de coût, de poids et de mise en œuvre [8].

Comme les semi-conducteurs, ils possèdent des niveaux d'énergies susceptibles d'absorber les photons en créant des paires électron-trou utilisables grâce à des transitions entre les niveaux dits **HOMO** (Highest Occupied Molecular Orbital) et des niveaux dits **LUMO** (Lowest Unoccupied Molecular Orbital). En l'absence de séparation, les paires électron-trou peuvent se recombiner en émettant des photons de la longueur d'onde correspondante (fluorescence, luminescence) plutôt que se convertir en chaleur comme vu précédemment pour les filières inorganiques.

La séparation des charges reste encore aujourd'hui un des points bloquants pour être effectuée efficacement. Si elles peuvent être séparées et transportées vers un circuit extérieur grâce à deux phases adjacentes, on obtient alors des cellules photovoltaïques d'un nouveau type tel que celle présentée en Figure I.19

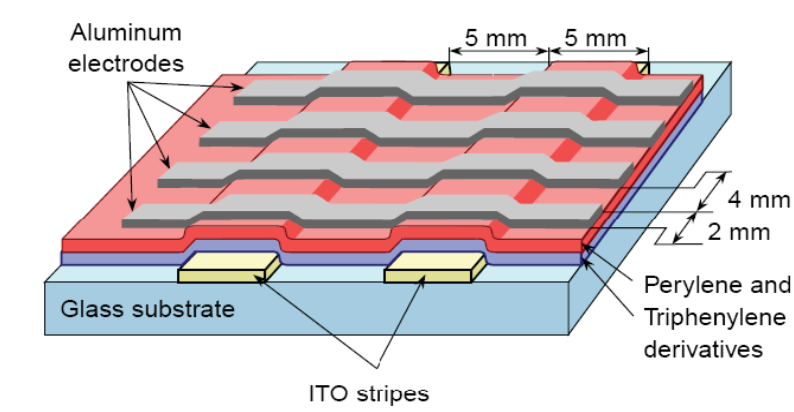


Figure I.19 : Schéma de principe d'une cellule organique [8].

Pour en faire des cellules organiques **PV** à part entière dans le futur, il faut améliorer les propriétés de création de paires électron-trou dans des molécules organiques ou des polymères mais également développer des méthodes de séparation des paires en associant un matériau accepteur et un matériau donneur, grâce à des positions différentes des bandes énergétiques. On parle dans ce contexte de matériaux **LUMO** et **HOMO**. Un des points les plus difficiles est la séparation de ces deux phases qui ont tendance à se mélanger car les matériaux sont solubles l'un avec l'autre. Cependant une avancée importante a permis de séparer spontanément les donneurs et les accepteurs en rendant les matériaux non solubles. Dans le cas des polymères, tout se passe comme si on avait deux catégories de fibres intimement mélangées, l'une conduisant les électrons et l'autre les trous.



Figure I.20 : Cellule solaire tout organique sur substrat souple [8].

D'autres recherches se sont orientées vers un modèle de cellule photovoltaïque à la fois organique et inorganique (cellules hybrides) qui offre de nombreux avantages par rapport aux cellules traditionnelles. Ainsi, il a été élaboré une cellule nanocristalline qui imite

la photosynthèse des plantes. Utilisées depuis longtemps dans les lasers à colorants ou les matériaux pour l'optique. L'utilisation efficace des molécules de colorants organiques dans le domaine du photovoltaïque, fut découverte en 1991 par *Michael Graetzel*. Des molécules organiques pigmentées (colorant), absorbent la lumière et libèrent ainsi des électrons. Les électrons sont véhiculés vers l'anode par une couche poreuse de dioxyde de titane (TiO₂), un matériau semi-conducteur inorganique. A l'anode, les électrons sont dirigés vers un circuit externe où leur passage produit de l'énergie électrique.

Le rendement de ces cellules solaires organiques est encore inférieur à 3% à cause, justement, de la nature du mélange et des problèmes de recombinaisons électroniques. L'oxydation de la cellule est encore un autre problème auquel il faut se pencher en recherche pour trouver des solutions viables à long terme. Malgré tous ces inconvénients, le développement de ces cellules risque de persister à l'avenir car elles présentent une grande facilité de fabrication. En effet, les matériaux actifs peuvent s'étaler sur de grandes surfaces. Comme ces cellules peuvent facilement se développer sur matériaux souples, leur flexibilité quasi naturelle comme le montre la Figure I.20 est également un atout. Le coût de ces cellules organiques est inférieur à celui des cellules à colorants et elles peuvent même être biodégradables. Les cellules solaires organiques avec leurs faibles coûts de matière première, leurs faibles besoins énergétiques de production et leurs capacités à être fabriquées à grande échelle sont des candidates sérieuses à fort potentiel de développement photovoltaïque à long terme [8].

I.6. Les cellules multi-jonctions à haut rendement

Aujourd'hui, la plupart des cellules photovoltaïques inorganiques sont constituées d'une simple jonction PN. Dans cette jonction, seuls les photons dont l'énergie est égale ou supérieure à la bande interdite du matériau (notée E_g en eV) sont capables de créer des paires électron-trou. En d'autres termes, la réponse photovoltaïque d'une cellule simple jonction est limitée. Seule la proportion du spectre solaire dont l'énergie des photons est supérieure au gap d'absorption du matériau est utile, l'énergie des photons plus faible n'est donc pas utilisable. D'autre part, même si l'énergie des photons est suffisante, la probabilité de rencontrer un électron est faible. Ainsi, la plupart des photons traversent le matériau sans avoir transféré leur énergie. Une première réponse pour limiter les pertes est connue de longue date du point de vue technologique, il suffit d'utiliser des systèmes à plusieurs niveaux, en empilant des jonctions possédant des gaps décroissants, (Figure I.21). Ainsi il est possible d'exploiter le spectre solaire dans sa quasi-totalité avec des rendements de conversion très importants

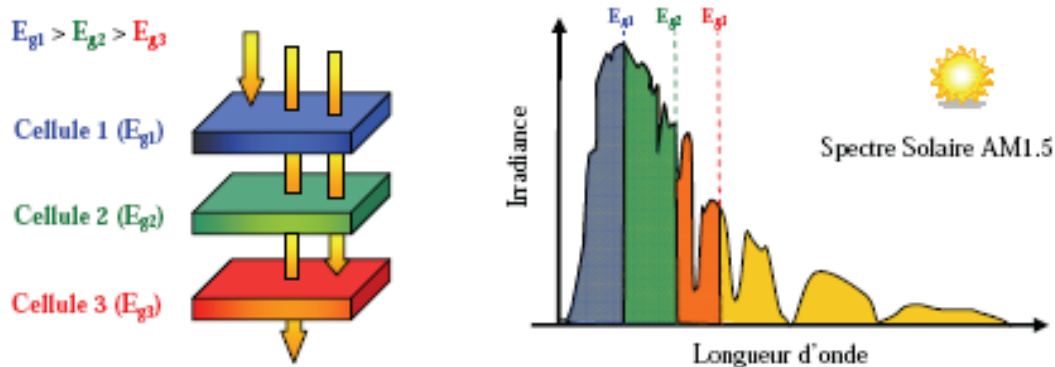


Figure I.21 : Principe de la cellule à hétérojonction [8].

Des cellules PV multi-jonctions à base d'associations de matériaux semi-conducteurs III-V (GaAs, AlGaAs, InGaAs, etc) ont ainsi été mises au point depuis les années 60 présentant des rendements très élevés supérieurs parfois à 40%. Elles ne sont pas connues du grand public à cause de leur coût de fabrication, de loin, les plus élevés actuellement (fabrication sous ultra vide, croissance très lente, problème de casses et de défauts aux interfaces). Le développement des cellules à haut rendement a été motivé en priorité par les applications spatiales. En effet, dans ce domaine, le critère principal n'est pas le prix par watt crête ($\text{€}/\text{W}_c$) mais plutôt le nombre de watts par kilogramme (W_c/kg). Il faut savoir que l'envoi d'un satellite dans l'espace coûte entre 3 000 € et 30 000 € par kilogramme (le prix dépend de l'altitude de mise en orbite). Dès lors, il est compréhensible qu'on utilise les technologies photovoltaïques les plus performantes afin d'optimiser le poids de l'ensemble et faire en sorte qu'il soit le plus longtemps possible autonome.

Un dernier avantage à signaler pour ces cellules est leur robustesse vis-à-vis des radiations et des impacts. Au cours du temps, ces cellules ont démontré qu'il était possible d'avoir des générateurs d'énergie qui peuvent produire de l'énergie même en ayant subi quelques détériorations. Le rendement des modules commercialisés contenant des cellules multi-jonction actuellement avoisine les 30% pour un spectre AM0.

Certaines recherches se concentrent sur l'amélioration des technologies de fabrication pour en baisser le coût et les adapter aux besoins terrestres. Ils se frottent principalement aux problèmes d'interfaces et de passage de petits volumes de fabrication à des grandes quantités.

Aujourd'hui, les véhicules de courses terrestres ou bateaux en utilisent pour assurer leur autonomie. Mais cela reste des cellules beaucoup trop chères pour des applications domestiques [8].

I.7. Conclusion

Dans ce chapitre nous avons évoqué les dates de l'évolution des cellules photovoltaïques de l'étude de l'effet photoélectrique en 1839 puis la découverte de la formule de l'énergie du photon par Albert Einstein à la conversion photovoltaïque en utilisant le silicium en 1954 par les laboratoires Bell en fin la fabrication de la première cellule photovoltaïque en 1960.

Nous avons parlé aussi des différentes filières utilisées dans la fabrication des cellules photovoltaïques. Nous avons cité leurs avantages et inconvénients ainsi que la technologie de fabrication.

Le chapitre suivant rappelle en détail la théorie de la conversion photovoltaïque grâce à la jonction PN.

I.8. Références bibliographiques

- [1] k.Djeriouat « Optimisation du rendement des cellules photovoltaïques à hétérojonctions :GaInp/GaAs » mémoire de magister, Univ-Tlemcen,2010-2011.
- [2] F. Nemmar Belhocine « Etude et Réalisation des Cellules solaires photovoltaïques à base de matériaux organiques » thèse de doctorat, Univ-Tizi-ouzou,2013.
- [3] M. Belhadj « Modélisation D'un Système De Captage Photovoltaïque Autonome » Mémoire de Magister, Univ- Bechar 2007-2008.
- [4] H. Chenoufi « Optimisation du procédé technologique de réalisation d'une cellule solaire par la technique de diffusion », Mémoire de magister, univ-batna, 2005.
- [5] B. Mouna « Etude des matériaux semi-conducteurs III-V Application à la conversion photovoltaïque », Mémoire de magister, univ-batna, 2007.
- [6] A.Shah, « Matériaux électroniques amorphes » Vol.I&II, Polycopié EPFL/Uni-NE, Neuchâtel,1993.
- [7] m.a. Green, « Solar Cells »,s Ed. Prentice Hall (1982).
- [8] M. Petibon Stéphane « nouvelles architectures distribuées de gestion et de conversion de l'énergie pour les applications photovoltaïques » Thèse de Doctorat, Université de Toulouse, 2009.
- [9] S. Mohamed Ait-cheikh « Etude, Investigation et conception d'algorithmes de commande appliqués aux systèmes photovoltaïques » Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Polytechnique, 2007.
- [10] B. Zebentout « Silicium Polycristallin : Conversion Photovoltaïque de l'Energie Solaire et Dispositifs Electroniques » thèse de doctorat, 2007.
- [11] E. Cassan « une introduction aux télécommunications optiques pour la simulation des systèmes simples ». Le cite: J3eA-BibSciences.org, 2(2003) 1-29.
- [12] A.Shah « Matériaux électroniques amorphes » Vol. I&II, Polycopié EPFL/Uni-NE, Neuchâtel, 1993.
- [13] R.Platz « Amorphous silicon for optimized multi-junction solar cells: Material study and cell design, ».PhD. thesis, Neuchâtel, 1999.
- [14] L. Bailly « Cellules photovoltaïques organiques Souples a grande surface ». Thèse de doctorat, Bordeaux I, 2010.
- [15] M. Madani « Réalisation des couches antireflets dans les cellules solaires a couches minces » Thèse de Magister, Université Abou-Bakr Belkaid de Tlemcen, 2006.

- [16] A.GoetzBerger; Hebling C.; Schock H. C. Photovoltaic material, history, status and outlook. Material Science and Engineering R 40, 2003, pp. 1-46.
- [17] M. Green, In Proc. 2nd World Conf. Photovolt. Energy Conv. Vienna (1998), pp. 1187-1192.
- [18] B. Sopori, 9th Workshop on Crystalline Silicon Solar Cells Material & Processes, August 2000, CO.
- [19] A. Ricaud, «Photopiles solaires», Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (1997).
- [20] ASE-Americas, Inc, 01821-3980 Billerica, MA, USA.
- [21] C.Miazza. «Polycrystalline silicon films by aluminum induced crystallization and epitaxy: synthesis, characterizations and solar cells», Thèse de l'Université de Strasbourg (2009).
- [22] R.B. Bergmann, «Crystalline Si thin-film solar cells: a review», Applied Physics a Materials, 69, pp.169-177, Springer-Verlag (1999).
- [23] S. Veprek and V. Marecek. « Solid-State Electronics», Vol. 11, P. 683 (1968).
- [24] S. Kumar, R. Brenot, B. Kalache, V.Tripathi, R. Vanderhaghen, B. Drévillon and P. Roca i Cabarrocas « Solid state phenomena, Vol. 80-81, P. 237 ». (2001)
- [25] E. Vallat-Sauvain, U. Kroll, J. meier, A. Shah, and J. pohl «J. Appl. Phys. Vol. 87, P. 3137» (2000).
- [26] S. Vignoli, A. Fontcuberta i Morral, R. Butté, R. meudre and M. Meudre «J. Non-Cryst. Solids. Vol. 299-302, P. 220» (2002).
- [27] B. Kalache, A. I. Kosarev, R. Vanderhaghen, and P.Roca i Cabarrocas «J. Appl. Phys. Vol. 93, P. 1262 » (2003).
- [28] R. A. Street, Hydrogenated amorphous silicon «Cambridge University Press » (1991).
- [29] R. Brenot ,Thèse de doctorat, Ecole polytechnique (2000).
- [30] H. Tourir and P.Roca i Cabarrocas « Phys . Rev. B65, 155330» (2002).
- [31] D. L. Staebler and C.R. Wronski «J. Appl. Phys. Vol. 51, P. 3262» (1980).
- [32] R. B. Wehrspohn, M.J. Powell, S.C. Deane, I.D. French, and P. Roca i Cabarrocas «Appl. Phys. Lett. Vol. 77, P. 750» (2000).
- [33] B.Kalache « Rôle des ions dans les mécanismes de croissance du silicium microcristallin obtenu par voie plasma : Application aux dispositifs photovoltaïques »Thèse de doctorat, Ecole polytechnique (2003).
- [34] J. Meier, S. Dubail, S. Golay, U. Kroll, S. Fay, E. Vallat-Sauvain, L. Feitknecht, J. Dubail and A. Shah «Solar Energy Materials and Solar Cells » (2002).

- [35] R.J. Koval, Chi Chen, G. M. Ferreira, A.S. Ferlauto, J. M. Pearce, P.I. Rovira, C.R. Wronski, and R.W Collins «Appl. Phys. Lett. Vol. 81, P. 1258» (2002).
- [36] S. Hamma and P. Roca i Cabarrocas «Solar Energy Materials and Solar Cells, 69, 217» (2001).
- [37] S. Wagner, M. Wu, B.G.R. Min, and I-C. Cheng «Solid state phenomena, Vol. 80-81, P. 325 » (2001).
- [38] H.H. Busta, J.E. Pogemillier, R.W. Standley and K.D. Mackenzie «IEEE Trans. on Elec. Dev.36,2883» (1989).
- [39] S. Tripathi, N. Venkataramani, R.O. Dusane, B. Schroeder, «One-dimensional simulation study of microcrystalline silicon thin films for solar cell and thin film transistor applications using AMPS-1D». Thin Solid Films 501 (2006) 295 – 298.

Chapitre II

*Théorie de la cellule photovoltaïque
conventionnelle*

II.1 Introduction

Une jonction est constituée par la juxtaposition de deux régions de semi-conducteurs dopés P et N (jonction P-N). Les connexions avec le milieu extérieur sont réalisées par des contacts métalliques (ohmiques) pour assurer la circulation du courant [1].

II.2 Principe de fonctionnement de la cellule photovoltaïque

Les cellules photovoltaïques exploitent l'effet photoélectrique pour produire du courant continu par absorption du rayonnement solaire. Cet effet permet aux cellules de convertir directement l'énergie lumineuse des photons en électricité par le biais d'un matériau semi-conducteur transportant les charges électriques.

Le matériau semi-conducteur comporte deux parties, l'une présentant un excès d'électrons et l'autre un déficit en électrons, dites dopées respectivement de type n et de type p. Le dopage des cristaux de silicium consiste à leur ajouter d'autres atomes pour améliorer la conductivité du matériau. Un atome de silicium compte 4 électrons périphériques. L'une des couches de la cellule est dopée avec des atomes de phosphore qui, eux, comptent 5 électrons (soit 1 de plus que le silicium). On parle de dopage de type n comme négatif, car les électrons (de charge négative) sont excédentaires. L'autre couche est dopée avec des atomes de bore qui ont 3 électrons (1 de moins que le silicium). On parle de dopage de type p comme positif en raison du déficit d'électrons ainsi créé. Lorsque la première est mise en contact avec la seconde, les électrons en excès dans le matériau *n* diffusent dans le matériau p. [2]

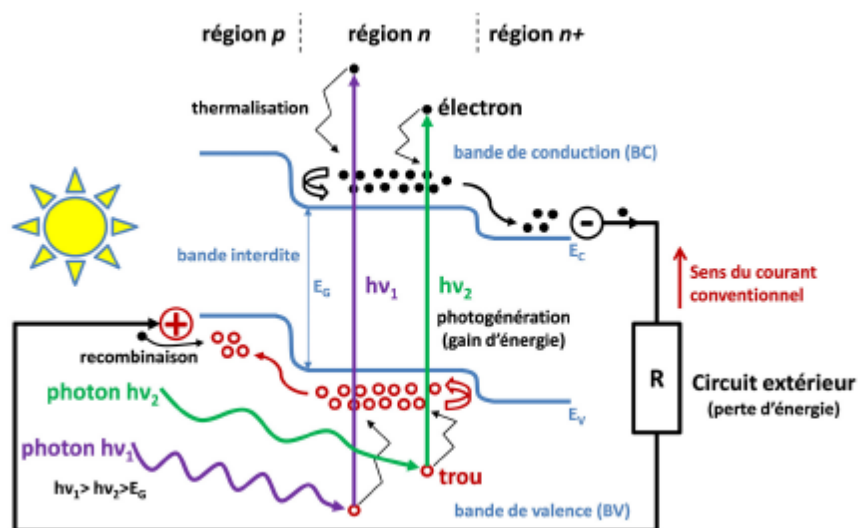


Figure II.1 : Schéma explicatif du fonctionnement d'une cellule photovoltaïque. [3]

En traversant la cellule photovoltaïque, les photons arrachent des électrons aux atomes de silicium des deux couches n et p . Les électrons libérés se déplacent alors dans toutes les directions. Après avoir quitté la couche p , les électrons empruntent ensuite un circuit pour retourner à la couche n . Ce déplacement d'électrons n'est autre que de l'électricité.

II. 3. Principe de base de fonctionnement

II.3.1. Jonction P-N à l'obscurité

La structure la plus simple de la cellule solaire pour produire de l'électricité à partir de la lumière du soleil est la jonction P-N ou N-P. Cette cellule est un dispositif semi-conducteur constitué d'un cristal dont une partie a été dopée N et l'autre dopée P, les deux parties étant séparées par un plan dit de jonction métallurgique (Figure II.2). On parle d'**homojonction** si les deux parties sont du même matériau semi-conducteur et d'**hétérojonction** lorsqu'il est différent.

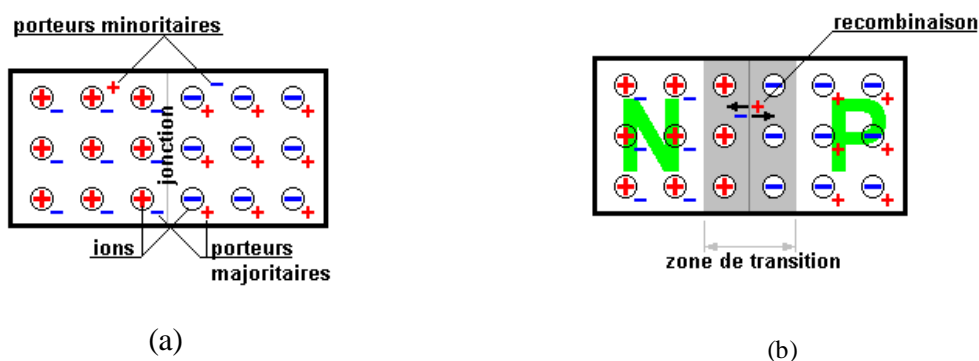


Figure II.2: Jonction pn : (a) avant contact ; (b) après contact.

De part et d'autre de la jonction les porteurs majoritaires (électrons et trous) s'attirent et se recombinent; leurs charges s'annulent, il y a raréfaction des porteurs donc une forte diminution de la conductivité dans une zone dite "**zone de charge d'espace ZCE**" ou "**zone de transition**" de très faible épaisseur (de l'ordre du micron). Entre les deux zones habitées par des ions de polarités contraires s'établit un champ électrique qui s'oppose à la diffusion des porteurs majoritaires entraînant les minoritaires qui franchissent la jonction. L'équilibre thermodynamique est atteint quand les composantes du courant de conduction liées au champ électrique compensent exactement les composantes de diffusion. Cependant, les niveaux de Fermi s'alignent malgré la différence en dopage. Les bandes d'énergie du diagramme représenté sur la Figure (II.3) s'incurvent à la jonction créant une barrière

de potentiel. La hauteur de cette barrière, appelée tension de diffusion V_d est égale à la différence des travaux de sortie des deux régions N et P.

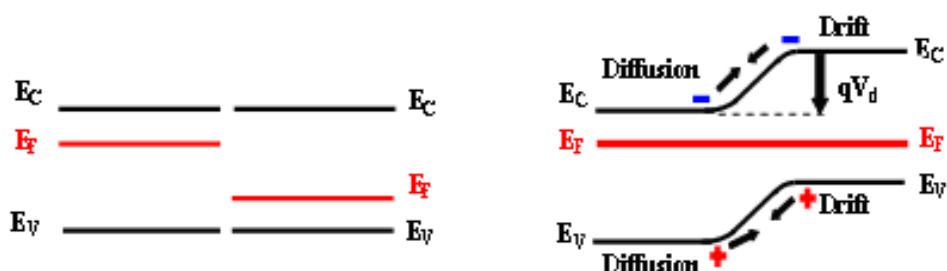


Figure II.3 : Diagramme de bandes d'énergie de la jonction PN à l'équilibre thermodynamique [4].

Selon le procédé de fabrication, et en particulier les conditions de diffusion de dopants dans les régions **N** et **P** en relation avec les traitements thermiques ultérieurs, on peut obtenir au voisinage de la jonction des profils de dopage différents. Par simplicité, on ramène ces profils à deux catégories, l'une correspondant à la jonction abrupte, l'autre à la jonction graduelle.

II.3.1.a. Mécanismes de conduction électrique dans la jonction PN

Plusieurs processus de conduction peuvent intervenir dans les dispositifs à jonction à base de matériaux semiconducteurs, ils peuvent se manifester simultanément ou séparément suivant certains paramètres ou facteurs d'influence. Parmi ces facteurs, on cite :

- la température de fonctionnement ;
- la tension de polarisation ;
- le dopage des régions semi-conductrices ;
- La hauteur de barrière de potentiel ;
- la densité des états d'interface ainsi que la densité volumique des pièges.

On distingue deux comportements électriques différents selon le sens de polarisation. Lorsque la jonction est polarisée en direct, le courant est important et varie fortement en fonction de tension appliquée ; quand elle est polarisée en inverse, le courant électrique reste faible. Nous rappelons dans ce qui suit les phénomènes fondamentaux de la conduction électrique dans une jonction PN classique.

II.3.1.b. Jonction PN sous polarisation directe

Une polarisation directe est obtenue en appliquant aux bornes de la jonction une tension V qui réduit la barrière de potentiel et par conséquent le champ électrique interne (Figure II.4).

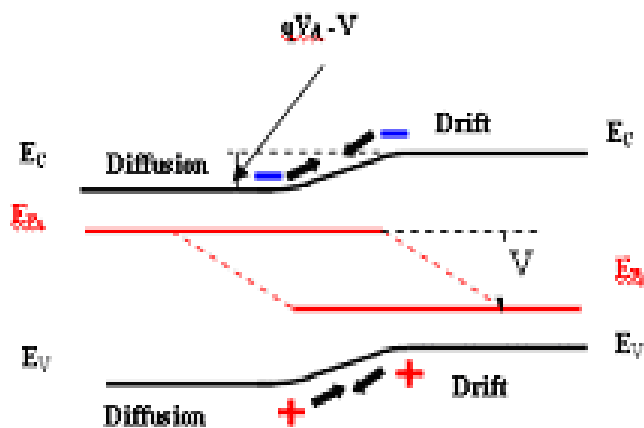


Figure II.4 : Diagramme de bandes d'énergie de la jonction PN sous polarisation directe [5].

Ainsi, un déséquilibre de charge apparaît entre les deux régions de la jonction provoquant la naissance d'un courant direct J_F . Ce dernier peut avoir deux principales origines :

- la diffusion des porteurs dans les régions neutres ;
- la recombinaison des porteurs dans la zone de charge d'espace ZCE.

a. Courant de diffusion

Le courant de diffusion s'établit dans les zones neutres de la jonction au voisinage de la zone de charge d'espace. Dans un modèle simplifié, le courant de diffusion total, dû au transport des électrons et des trous, est donné par [6] :

$$I_{diff} = qn_i^2 \left[\frac{D_{nP}}{L_{nP} N_A} + \frac{D_{pN}}{L_{pN} N_D} \right] \left(\exp\left(\frac{qV}{KT}\right) - 1 \right) \quad [\text{II. 1}]$$

Avec :

D_{nP} , L_{nP} : constante et longueur de diffusion des électrons dans la région P ;

D_{pN} , L_{pN} : constante et longueur de diffusion des trous dans la région N ;

n_i : concentration intrinsèque des porteurs libres.

b. Courant de recombinaison

Dans la zone de charge d'espace de la jonction, la recombinaison des porteurs via les états pièges dont les niveaux énergétiques sont situés dans la région médiane de la bande interdite, est prédominante. Le courant qui en résulte est donné par [6] :

$$I_{Rec} = q \int_W U dx \quad [II.2]$$

où U est le taux net de génération-recombinaison des porteurs dans la ZCE. Ce taux, décrit par le modèle de *Shockley-Hall-Read*, est basé sur la capture et l'émission des porteurs par les états pièges localisés à un niveau d'énergie profond. Il est donné par l'expression suivante :

$$U = \frac{np - n_1(E_t)p_1(E_t)}{\tau_p(n + n_1(E_t)) + \tau_n(p + p_1(E_t))} \quad [II.3]$$

n_1 et p_1 sont les concentrations, exprimées dans le cadre de la statistique de *Maxwell-Boltzmann*, des électrons et des trous, lorsque le niveau de Fermi se trouve confondu ou bloqué par le niveau piège E_t .

$$n_1 = N_c \exp\left(\frac{E_c - E_t}{kT}\right) \quad [II.4]$$

$$p_1 = N_v \exp\left(\frac{E_t - E_v}{kT}\right) \quad [II.5]$$

τ_n et τ_p sont respectivement les durées de vie des électrons et des trous. Elles sont reliées à la densité des états pièges par les relations suivantes :

$$\tau_n = \frac{1}{c_n N_t V_{th}} \quad [II.6]$$

$$\tau_p = \frac{1}{c_p N_t V_{th}} \quad [II.7]$$

c_n et c_p sont les sections de capture respectivement des électrons et des trous et V_{th} est la vitesse thermique des porteurs. Pour avoir l'expression du courant de recombinaison,

il suffit de calculer l'intégrale de l'équation [II.2] qui se simplifie lorsqu'il est possible de faire quelques approximations usuelles [6] :

$$I_{Rec} = \frac{qn_i}{2\tau} W \exp\left(\frac{qV}{2kT}\right) \quad [II.8]$$

II.3.1 .c. Jonction PN sous polarisation inverse

Sous polarisation inverse, la barrière de potentiel augmente (Figure II.5) et par conséquent l'intensité du champ électrique limite le passage des porteurs libres de part d'autre de la jonction.

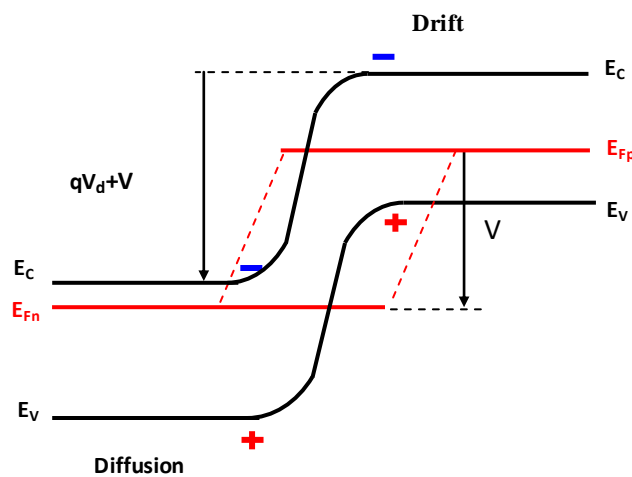


Figure II.5 : Diagramme de bandes d'énergie de la jonction PN sous polarisation inverse [4]

a. Courant de génération

La ZCE se trouvant appauvrie en porteurs de charge libres, les paires électron-trou, produites par le processus de génération thermique ou par ionisation des pièges initialement chargés, sont aussitôt balayées par le champ électrique intense de la ZCE vers les zones neutres de la jonction. Ce déplacement de charge produit un courant de génération qui s'exprime comme suit :

$$I_{Gen} = q \cdot U \cdot W \quad [II.9]$$

L'expression du terme de génération-recombinaison U [II.3] se simplifie dans la mesure où les concentrations de porteurs libres n et p deviennent très faibles dans la ZCE, soit :

$$U = \frac{n_i}{2\tau} \quad [II.10]$$

En explicitant le terme U dans l'expression [II.9], le courant de génération devient

$$I_{Gen} = \frac{qn_i W}{2\tau} \quad [II.11]$$

Ce courant est proportionnel à la largeur W de la ZCE, par conséquent, il dépend de profil de dopage au voisinage de la jonction.

b. Courant de diffusion

Dans les zones neutres de la diode, le courant est dû à la diffusion des porteurs minoritaires, il est donné par:

$$I_{Diff} = qn_i^2 \left[\frac{D_{nP}}{L_{nP}N_A} + \frac{D_{pN}}{L_{pN}N_D} \right] \quad [II.12]$$

En d'autres termes, le courant d'obscurité dans une jonction PN est exprimé de façon générale sous la forme suivante :

$$I_{obs} = I_s \left(\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right) \quad [II.13]$$

Le facteur I_s , appelé courant inverse de la jonction P-N, a deux composantes :

- le courant de diffusion des porteurs minoritaires, constitué par les électrons de la région P et les trous de la région N qui parviennent à atteindre la zone de charge d'espace par diffusion.
- le courant de génération thermique dû aux paires électrons-trous créés thermiquement dans la zone de charge d'espace.

Le facteur n , compris entre 1 et 2, représentant le coefficient d'idéalité de la jonction P-N, permet de tenir compte des différentes composantes du courant direct circulant dans la jonction P-N :

- les composantes dues aux recombinaisons dans les régions N et P constituent les courants de la diffusion des électrons et des trous ($n=1$).
- la composante due aux recombinaisons dans la zone de charge d'espace constitue le courant de recombinaison de la jonction ($n=2$).

II.3.2 Jonction PN sous éclairage solaire

Sous éclairage les paires électrons-trous photogénérées dans la zone de charge d'espace (ZCE) sont instantanément séparées par le champ électrique y régnant (Figure II.6).

Les trous, charges positives se voient accélérés vers la zone P, les électrons charges négatives, vers la zone N. Trous et électrons deviennent alors majoritaires : c'est le **photocourant de génération**.

Parallèlement, les porteurs minoritaires, trous générés de côté N et électrons générés cotés P, créent un gradient de concentration et diffusent dans le matériau. S'ils atteignent la ZCE sans se recombiner, le champ électrique leur fait traverser la zone de déplétion afin d'atteindre la région où ils deviennent majoritaires : c'est le **photocourant de diffusion**.

La présence de contact ohmique assure la collecte des porteurs d'où la création d'un courant photogénéré I_{ph} , somme des deux contributions précédentes, et qui participe au courant total selon la relation [7]:

$$I = I_{obs} - I_{ph} = I_s \left(\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right) - I_{ph} \quad [II.14]$$

La figure suivante donne la représentation schématique de la cellule photovoltaïque sous éclairage et le diagramme de bandes d'énergie correspondant.

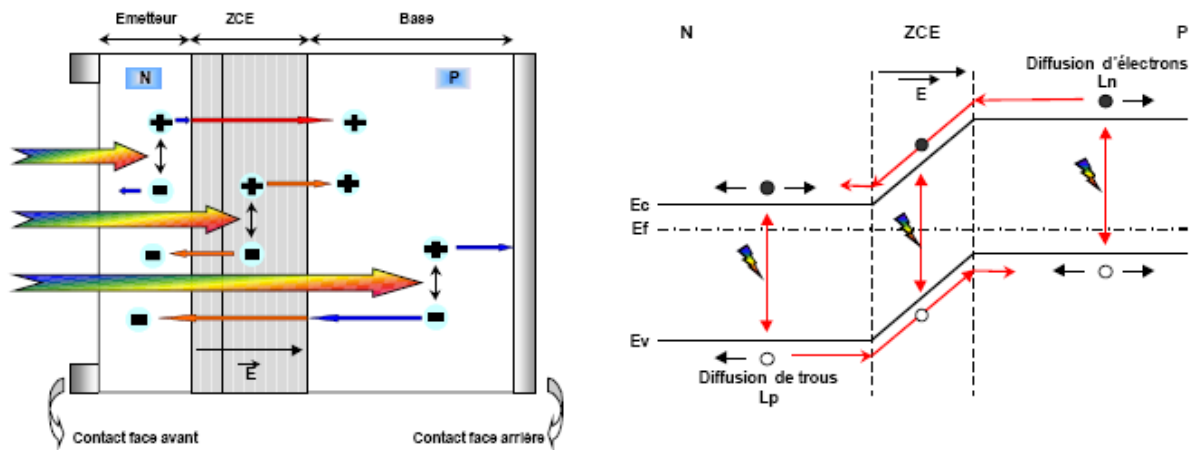


Figure II.6: structure et diagramme de bande d'une cellule solaire sous éclairage [8].

Comme la longueur de diffusion photogénérée (L_n) d'électron est supérieure à celle des trous (L_p), on dope préférentiellement la base de type P. De plus elle est faiblement dopée (10^{15} à 10^{16} at/cm³) afin de limiter la recombinaison.

Le fort dopage de la zone N, appelée émetteur, assure l'existence d'un champ électrique suffisant dans la ZCE et minimise la résistance série au niveau du contact métallique.

II.3.3. Différents paramètres de sortie de la cellule photovoltaïque

La principale technique utilisée pour caractériser une cellule solaire photovoltaïque est sa caractéristique courant-tension sous éclairage. Sachant que la caractéristique Courant-Tension I (V) d'une jonction PN à l'obscurité passe par l'origine des coordonnées (Figure II.7), de sorte qu'avec les conventions de signe I et V sont de même signe, en d'autres termes le produit $V \times I$ est toujours positif. Cependant, quand la jonction est éclairée, la caractéristique $I(V)$ se décale vers les courants négatifs d'une quantité égale au photocourant I_{ph} et il y a une région pour laquelle le produit $V \times I$ est négatif : dans ce cas la photodiode fournit de l'énergie électrique.

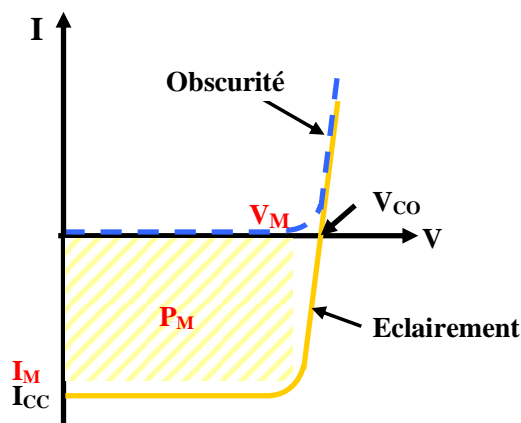


Figure II.7 : Caractéristiques $I(V)$ d'une cellule photovoltaïque soumise à différents éclairagements [4].

Cette dernière permet de calculer les quatre grandeurs photovoltaïques caractérisant la cellule solaire qui sont :

a. Tension de circuit ouvert V_{CO} (pour $I_{CO} = 0$)

Elle est fonction des caractéristiques de la jonction électronique et des matériaux. Pour une cellule donnée, elle ne varie presque pas avec l'intensité lumineuse, au moins pour des éclairagements supérieurs à 100 W/m^2 (ce qui correspond au rayonnement solaire sur terre d'une journée très couverte). On l'obtient en branchant directement un voltmètre aux bornes de la cellule.

Elle est liée au courant de court circuit I_{CC} et le courant de saturation I_S par une relation logarithmique :

$$V_{CO} = \frac{nkT}{q} L_n \left(\frac{I_{CC}}{I_S} + 1 \right) \quad [II.15]$$

b. Courant de court-circuit I_{CC} (pour $V_{CO} = 0$)

Il est directement proportionnel à l'énergie rayonnante reçue, c'est-à-dire à l'éclairément $G \text{ (W/m}^2\text{)}$, à la température ambiante, à la vitesse de circulation de l'air ambiant. Il est également directement fonction de la surface de la cellule. On obtient sa valeur en branchant un ampèremètre aux bornes de la cellule.

Dans les cellules PV au silicium, la tension V_{CO} est de l'ordre de 0,4 à 0,6 V et la densité du courant I_{CC} est de l'ordre de 12 mA/cm^2 pour des conditions de test standard (STC) en laboratoire, c'est-à-dire une répartition du rayonnement de type solaire $AM = 1,5$ un

rayonnement incident normal sur la cellule PV de $1\,000\text{ W/m}^2$, et une température de cellule à $+25\text{ °C}$ plus ou moins 2 °C , la vitesse de l'air circulant autour de la cellule – environ à 2 m/s n'est pas précisée car elle est prise en compte dans la température de la cellule.

Lorsque la cellule solaire est non polarisée ($V=0$), le courant qui circule dans la charge est le photocourant d'éclairement, soit :

$$I_{cc} = I_{ph} \quad [II.16]$$

V_M et I_M sont respectivement la tension et le courant correspondant au point de puissance maximale de la caractéristique $I(V)$.

On définit les deux autres paramètres suivants :

c. Facteur de forme

On appelle facteur de forme FF le rapport entre la puissance maximum fournie par la cellule P_M , dans des conditions d'éclairement, de température et de vitesse de circulation de l'air ambiant donnés, et le produit du courant de court-circuit I_{CC} par la tension de circuit ouvert V_{CO} (c'est à dire la puissance maximale d'une cellule idéale) :

$$FF = \frac{P_M}{V_{co} I_{cc}} = \frac{V_M I_M}{V_{co} I_{cc}} \quad [II.17]$$

Le facteur de forme FF est de l'ordre de 70 % pour une cellule de fabrication industrielle. Dans le cas d'une cellule idéale le facteur de forme FF ne peut pas être supérieur à 0,89 du fait de la relation exponentielle liant courant et tension [4] [9].

d. Rendement de conversion η

Le rendement de conversion est aussi une caractéristique électrique importante de la pile solaire et qui exprime le rapport entre la puissance électrique maximale fournit par la pile solaire et la puissance lumineuse qu'elle reçoit

$$\eta = \frac{P_M}{P_{inc}} = \frac{V_M I_M}{P_{inc}} = \frac{FF V_{co} I_{cc}}{P_{inc}} \quad [II.18]$$

Cette expression montre que les performances d'une photopile résultent directement des valeurs des trois paramètres I_{CC} , V_{CO} , FF qui sont fonctions d'une part des propriétés spécifiques du matériau comme par exemple le gap, et d'autre des paramètres technologiques du matériau tels que la profondeur de la jonction, l'épaisseur de la zone de charge d'espace, ou la présence de résistances parasites.

II.3.4. Modélisation électrique de la cellule photovoltaïque

L'analogie entre le fonctionnement de la cellule photovoltaïque sous éclairage et celui d'un générateur de courant, produisant un courant I_{ph} auquel se soustrait le courant de la diode en polarisation directe, n'est qu'une représentation simplifiée du fonctionnement réel de la cellule.

Pour tenir compte des différentes limitations de la cellule photovoltaïque, on introduit le modèle à deux diodes représenté sur la Figure II.8 suivante :

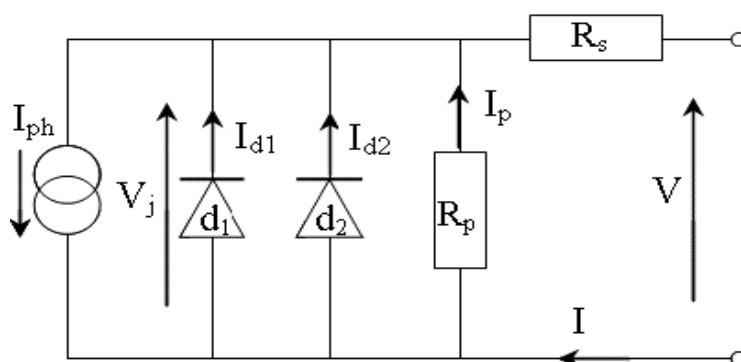


Figure II.8 : Modélisation électrique d'une cellule photovoltaïque [7].

Les différents paramètres de ce modèle sont :

- **Le générateur de courant** : il délivre le courant I_{ph} correspondant au courant photogénéré.
- **La résistance série R_s** : elle prend en considération les contacts ohmiques entre le métal et le semi-conducteur ainsi que la résistance intrinsèque de silicium.
- **La résistance série R_p** : elle représente la résistance shunt qui modélise les fuites par l'effet de bord autour de la cellule solaire; connue aussi sous le nom de résistance de court-circuit. [9]

- **La diode d_1** : modélise la diffusion des porteurs dans la base et l'émetteur. Son influence sera d'autant plus grande que le matériau présentera une bonne longueur de diffusion.
- **La diode d_2** : modélise la génération/recombinaison des porteurs dans la zone de charge d'espace.

Le courant au sein de la cellule photovoltaïque est donné par la relation :

$$I = I_{s1} \left(\exp \left(\frac{q(V - IR_s)}{n_1 kT} \right) - 1 \right) + I_{s2} \left(\exp \left(\frac{q(V - IR_s)}{n_2 kT} \right) - 1 \right) + \frac{V - IR_s}{R_p} - I_{ph} \quad [II.19]$$

La caractéristique $I(V)$ de la cellule réelle sous obscurité, représentée en échelle semilogarithmique (Figure II.9); permet d'accéder aux différents paramètres du modèle.

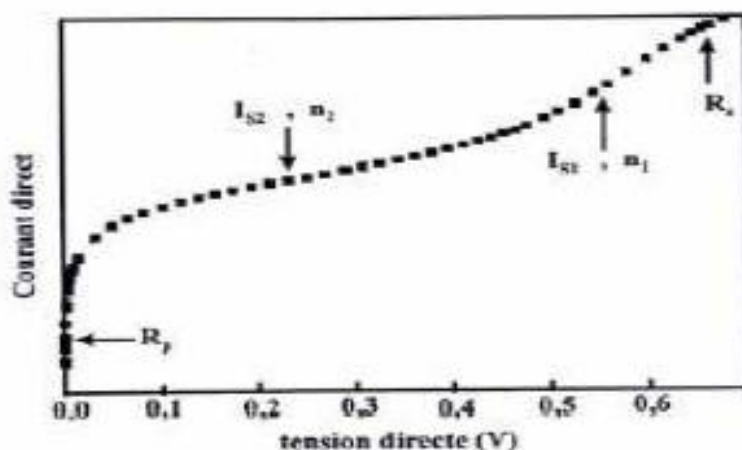


Figure II.9 : Caractéristique $I(V)$ d'une cellule photovoltaïque sous obscurité Les coefficients I_{s1} et

I_{s2} , n_1 et n_2 représentent les courants inverses et les facteurs d'idéalités des diode d_1 et d_2 [10].

n_1 : relatif à la diffusion des porteurs dans la base et l'émetteur, doit être proche de 1.

n_2 : relatif à la génération/recombinaison des porteurs dans la ZCE, doit être proche de 2.

II.3.5. Réponse spectrale de la cellule photovoltaïque

La réponse spectrale d'une cellule photovoltaïque est le rapport entre le courant généré par la cellule et la puissance lumineuse incidente, en fonction des différentes longueurs d'onde formant le rayonnement incident. La réponse spectrale RS est donnée par la relation :

$$RS = \frac{q\lambda}{hc} EQE \quad [II.20]$$

EQE représente le rendement quantique externe de la cellule, c'est-à-dire le rapport du nombre de porteurs générés sur le nombre de photons incidents. Pour une longueur d'onde donnée, le rendement quantique externe est égal à 1 si chaque photon génère un électron.

Si l'on prend en compte la réflectivité de la surface de la cellule photovoltaïque, on détermine son rendement quantique interne IQE.

On peut alors accéder au comportement et à l'efficacité de chaque région constitutive de la cellule. Ainsi, en raison de la variation du coefficient d'absorption du silicium en fonction de la longueur d'onde (Figure II.10), l'émetteur (en surface de la cellule) collecte les photons de faible longueur d'onde alors que la base ne prend en compte que les photons de grande longueur d'onde (Figure II.11).

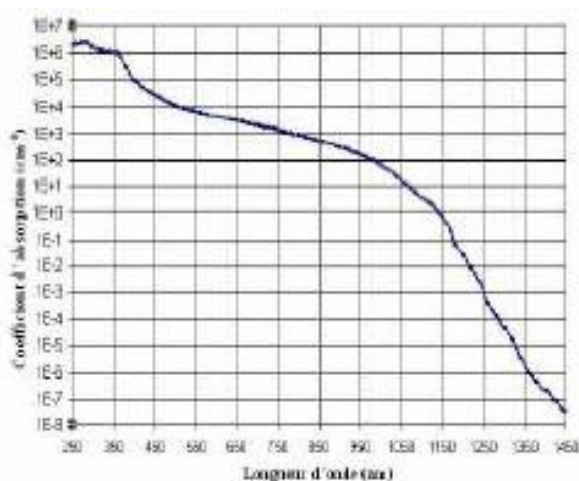


Figure II.10 : Coefficient d'absorption du silicium en fonction de la longueur d'onde [11].

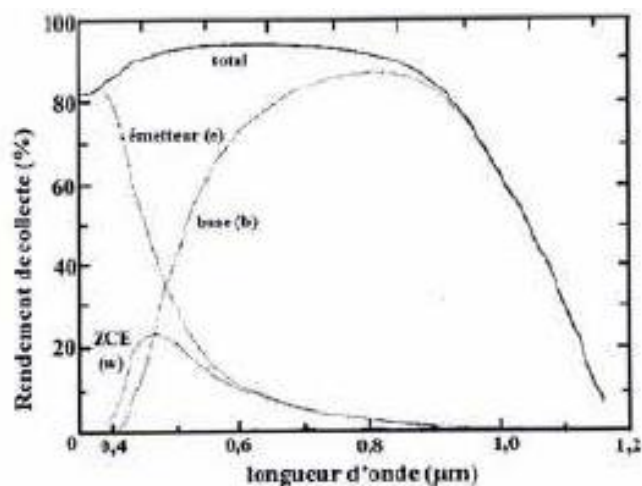


Figure II.11: Exemple de réponse spectrale d'une cellule photovoltaïque [12].

La limite supérieure en longueur d'onde correspond au gap du silicium soit 1,12eV, limite qui peut être amenée à 1,052eV si l'on prend en compte l'absorption assistée par phonons [13].

II.4. Pertes dans les cellules solaires

On peut classer les pertes en deux grands facteurs :

- Celles qui ont des limites fondamentales sur lesquelles on ne peut pas intervenir tels les photons de grande longueur d'ondes qui ne peuvent pas contribuer à la création de paire électron-trou, l'énergie excédentaire après création de paire électron-trou qui est dissipée en chaleur et le facteur de tension qui n'est autre que le rapport

de la tension maximale développée par la cellule (V_{CO}) à la tension correspondante au gap (E_g/q).

- Les facteurs d'ordre technologiques et qui peuvent être optimiser comme le facteur de forme, le rendement de collecte qui diminue avec le processus de recombinaison des porteurs photo-générés dans le matériau et en surface, la réflectivité de la surface avant et l'absorption incomplète de photon due à l'épaisseur limitée de la cellule.

II.4.1 Facteurs influant sur le courant de court-circuit

II.4.1.1 Absorption incomplète de photon

Tous les photons de longueur d'onde supérieure à celle associée au gap du semiconducteur ne pourront pas générer de paire électron-trou. De plus, l'énergie excédentaire est perdue par thermalisation. Enfin, une certaine quantité de photons traverse la cellule sans y être absorbée, quantité d'autant plus importante que la cellule est fine [7][14].

II.4.1.2 Réflectivité à la surface

La quantité de photon pénétrant dans le semiconducteur est limitée par le coefficient de réflexion R de ce dernier. Pour un flux de photon incident Φ_0 , le flux pénétrant dans le semiconducteur est $(1-R) \Phi_0$, la quantité $R\Phi_0$ est réfléchi. Des techniques sont utilisées pour réduire ces pertes, en déposant une couche anti-reflet et la texturisation de la face avant.

II.4.1.3 Taux d'ombre

Il s'agit d'une limite technologique engendrée par le taux de couverture. Ceci correspond à la face du semi conducteur masquée par les contacts métalliques opaques, qui est induit par le schéma de la grille. Environ 5 à 6 % de la surface totale [15].

II.4.1.4 Qualité des contacts

Le caractère plus ou moins ohmique des contacts métal-semiconducteur détermine le taux des porteurs collectés (modélisation de la résistance série R_S). Pour un fonctionnement optimum le contact métal semiconducteur doit présenter un caractère ohmique, c'est-à-dire que l'interface n'offre aucune barrière de potentiel aux porteurs minoritaires et n'en modifie pas non plus la concentration.

II.4.1.5 Recombinaison en surface et en volume

En dehors de la ZCE le taux de recombinaison dépend de la durée de vie des porteurs minoritaires et de la longueur de diffusion ($L\sqrt{D\tau}$), détermine le nombre de porteurs collectés par rapport au nombre de porteurs photogénérés, dépend de la qualité cristalline du matériau. Les niveaux états d'énergies spécifiques (états de surfaces) provenant des phénomènes intrinsèques (disparition de la périodicité du réseau cristallin, adsorption d'atomes étrangers) peuvent se situer dans la bande interdite.

II.4.2 Facteurs influant sur la tension de circuit ouvert

- **Recombinaison:** des porteurs photogénérés en dehors de la zone de charge d'espace.
- **Diminution du gap :** Lorsque l'émetteur est fortement dopé, le gap du semiconducteur se voit réduit d'où une absorption moindre des photons incidents [7] [14][15].
- **Courants de fuites :** Un trou au niveau de l'émetteur (émetteur court-circuité), ou un court-circuit sur les bords de la jonction se traduit par l'existence d'un courant de fuite (modélisation de la résistance parallèle R_p).

II.4.3 Limitation du facteur de forme

II.4.3.a. Effet de la résistance série et parallèle

Les allures de la caractéristique $I(V)$ pour plusieurs valeurs de R_S sont représentées sur la Figure II.12. Ces caractéristiques montrent les effets dramatiques de la résistance série sur le facteur de forme. Il est élevé pour une résistance série nulle et faible si R_S supérieur à 1Ω . Il augmente avec la tension de circuit ouvert c'est-à-dire avec le gap du semiconducteur. La résistance parallèle, également connue sous le nom de résistance de court circuit, traduit l'existence d'un shunt à travers l'émetteur. Contrairement à la résistance série, le facteur de forme est meilleur pour des résistances parallèles élevées (jusqu'à $10\text{ k}\Omega$). En plus de R_S et R_p s'ajoute l'effet de recombinaison dans la zone de charge d'espace.

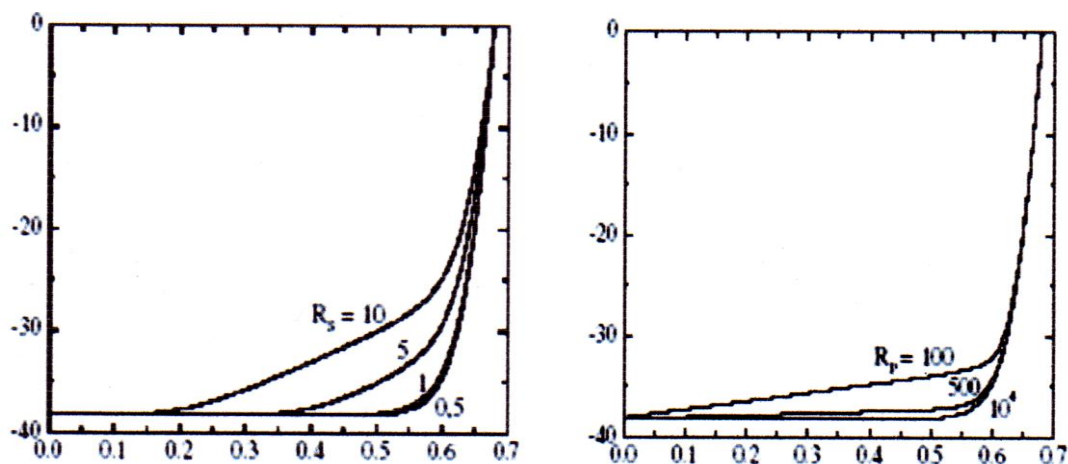


Figure II.12 : Effet des résistances série R_s sur la caractéristique $I(V)$ d'une cellule solaire au c-Si tracée à partir du logiciel PCID [16].

II.5 Architecture de la cellule photovoltaïque

La réalisation d'une cellule solaire de haut rendement nécessite non seulement l'optimisation des paramètres technologiques, géométriques et optiques. Il est donc nécessaire de faire le bon choix du substrat (type du matériau, résistivité, épaisseur,...). Mais aussi consiste à déterminer les paramètres technologiques optimaux, tels que : la profondeur de la jonction, la température et la durée d'oxydation, et ensuite optimiser la surface des contacts métalliques et le dépôt d'une couche antireflet pour minimiser la réflexion.

L'architecture des dispositifs PV se révèlent très complexes, cependant comme nous l'avons déjà vu, la jonction P-N constitue le coeur de la cellule solaire. La quantité de photons pénétrant dans la cellule PV dépend de la réflectivité de sa surface qui caractérise la quantité de photon réfléchi par la surface. En recouvrant cette surface d'une couche antireflet, on minimise considérablement la réflexion de la lumière. Son rôle est d'adapter l'indice optique entre le milieu extérieur et la cellule.

Elle peut être réalisée en dioxyde de titane (TiO_2) ou en nitrure de silicium hydrogéné (SiN_xH). La texturation peut être aussi utilisée pour réduire la réflectivité de la surface. Elle consiste à modifier la planéité de la surface en introduisant un relief (voire Figure II.13). Ce dernier tout en augmentant la surface, induit des réflexions multiples sur les facettes le constituant, piégeant ainsi un maximum de lumière. Le BSF (**B**ack **S**urface **F**ield) est une région très fortement dopée, situé sous le contact de la face arrière, du même type de dopage que la base. Il est obtenu par la réalisation d'une jonction P-P⁺ à l'extrémité de la base des cellules dont la structure devient N⁺-P-P⁺. Cette jonction P-P⁺ maintient les porteurs

minoritaires à l'écart de la surface arrière très recombinaison et augmente ainsi la statistique de collection des électrons par le contact de face avant.

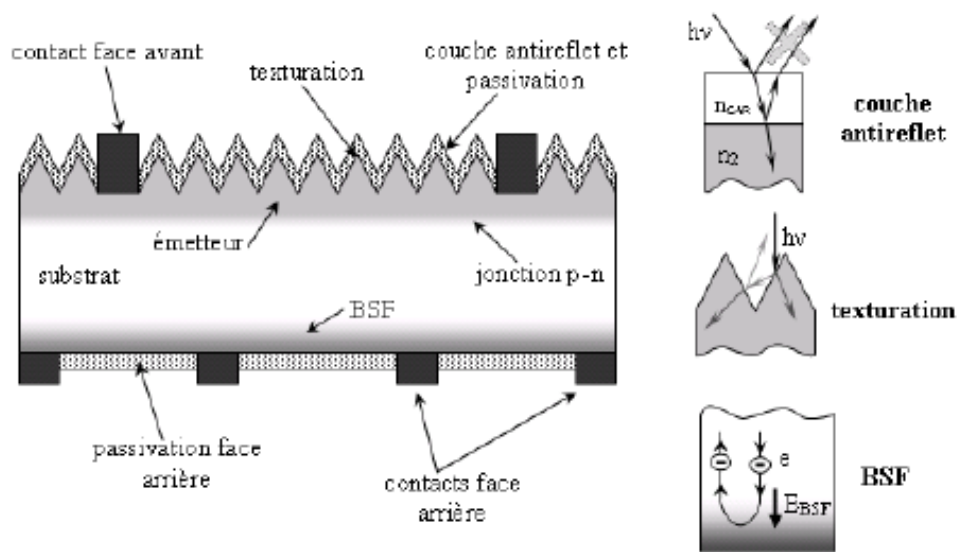


Figure II.13 : Composition d'une cellule photovoltaïque [17].

II.6. Conclusion

Dans ce chapitre nous avons abordé les phénomènes de conduction au sein de la cellule solaire, sans trop détailler ces paramètres de conversion. On verra plus tard les dispositions à prendre pour leurs optimisations. Nous avons présenté les pertes et l'architecture de la cellule solaire.

Nous allons étudier dans le chapitre suivant un rappel sur l'hétérojonction, silicium amorphe hydrogéné et les techniques de dépôt de silicium.

II.7. Références bibliographiques

- [1] H.Belkhalfa « Etude de l'effet du recuit à haute température sur les propriétés des couches minces de ZnO déposées par spray pyrolyse pour application photovoltaïque » mémoire de Magister, Université M'Hamed Bougara- Boumerdes,2010.
- [2] CEA.
- [3] R. Lachaume « Contribution à la caractérisation électrique et à la simulation numérique des cellules photovoltaïques silicium à hétérojonction » thèse de doctorat, Université De Grenoble,2014.
- [4] B.Zebentout « Silicium Polycristallin :Conversion Photovoltaïque de l'Energie Solaire et Dispositifs Electroniques »thèse de doctorat,2007.
- [5] Marine Laroche « Rôle des ondes de surface dans la modification des propriétés radiatives de matériaux microstructures. Application a la conception de sources infrarouges et à l'effet thermophotovoltaïque ».
- [6] S.M. Sze, "Physics of semiconductors devices", 2nd Edition. Wiley and Sons Ed. New-York, 1981.
- [7] S. Quoizola, thèse de doctorat, 2003, Laboratoire de Physique de la Matière de L'INSA de Lyon.
- [8] M.Madani « Réalisation des couches antireflets dans les cellules solaires a couches minces »Thèse de Magister, Universite Abou-Bakr Belkaid de Tlemcen,2006.
- [9] A.Birane «Caractérisation et tri de cellules solaires par leur temps de recouvrement inverse » Mémoire de magister, Ecole Nationale Polytechnique, 2005.
- [10] A.Kaminski « Etudes des étapes technologique critique dans la production des cellules solaires en silicium multicristallin ». Thèse de doctorat .lyon : INSA de lyon, 1997, p 163
- [11] C.Honsberg, Bowden «Ptovoltaics Devices, Systems and Applications [CDROM]».Sydney : University of New Soth Wales, 1998.
- [12] S.Kallel Ellaboration et caractérisation de couches minces de silicium polycristallin déposés par RT-CVD et dopées in situ au phosphore : Application à la réalisation de cellules solaires par procédés thermique rapides. Thèse de doctorat. Lyon : INSA de lyon, 1999, p.134
- [13] M. A. Green Silicon solar cells: Advanced principles & practice. Sydney: Center for photovoltaïque devices systems. UNSW, 1995, p.336.

- [14] A. Laugier, et J. A. Roger, «Les photopiles solaires : du matériau au dispositifs ; du dispositif aux applications», Technique et documentation, Lavoisier, Paris, (1981).
- [15] A.Ricaud, "Photopiles solaires", Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (1997).
- [16] D. A. Clugston und P. A. Basore, «PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers», Proceedings of the 26th IEEE Photovoltaic Specialists, Conference, (Anaheim, California, USA, 207, (1997).
- [17] Nichiporuk Oleksiy «Simulation, fabrication et analyse de cellules photovoltaïques à contacts arrières interdigités »thèse de doctorat, 2005.

Chapitre III

Etat de l'art de l'hétérojonction

Silicium: amorphe/cristallin

III.1 Introduction

Une hétérojonction est une jonction formée entre deux matériaux semi-conducteurs différents cristallin ou non cristallin (Silicium et ses congénères, C_dS/C_dT_e , chalcopyrites, GaAs, InP, etc...). L'intérêt des composants à hétérojonction a été reconnu depuis longtemps (1951), mais de faibles progrès ont été réalisés à l'égard de la technologie pratique jusqu'à 1970 [1].

En 1951, SHOKLEY a proposé le concept original de l'hétéro-transistor [2], dans lequel l'idée est d'utiliser un émetteur à large bande interdite en conjonction avec une base à largeur de bande interdite plus faible. Le grand avantage de l'hétérojonction est l'augmentation du gain en courant du l'hétéro-transistor [3].

L'hétérojonction à base de silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H)/silicium cristallin (c-Si) pour l'application photovoltaïque suscite actuellement un grand intérêt au niveau de la recherche et du développement industriel. En effet, l'entreprise japonaise SANYO a produit aujourd'hui des modules dérivés de cellules HIT (Heterojunction with Intrinsic Thin layer) qui correspondent à 5% environ de la vente mondiale.

Les avantages sont multiples : un fort potentiel d'augmentation de rendement, une fabrication à faible budget thermique ($T < 250^\circ\text{C}$), une meilleure tenue en température et une application adaptée au substrat mince.

Cependant, la physique des hétérojonctions à base de silicium amorphe/cristallin pour cette application manque actuellement de clarté sur l'intérêt de l'utilisation d'un substrat de type P ou de type N. Il apparaît nécessaire de comprendre pourquoi l'hétérojonction sur substrat de type N développée par Sanyo mène actuellement à de plus hauts rendements de conversion que l'hétérojonction sur substrat de type P étudiée » en Europe [4].

L'introduction de ce chapitre commence par une étude théorique consacrée aux hétérojonctions d'une façon en général puis une présentation des différentes hétérojonctions utilisées dans la conversion photovoltaïque. Un état de l'art concernant particulièrement l'hétérojonction silicium amorphe/cristallin sera ensuite présenté en évoquant les propriétés électroniques du silicium amorphe ainsi que les techniques de dépôt.

III.2 Principe de l'hétérojonction

III.2.1 Généralités

Lorsque deux matériaux métal/semi-conducteur, semi-conducteur/semi-conducteur, isolant/semi-conducteur entrent en contact, il s'établit un échange de charges de façon à faire tendre le système vers un équilibre thermodynamique. Pour une hétérojonction, la zone fortement dopée constituant l'émetteur dans une homojonction est remplacée par un matériau de grande largeur de bande interdite. La structure de bandes finale dépend essentiellement de la valeur des largeurs des bandes interdites E_{g1} et E_{g2} , des affinités électroniques χ_1 et χ_2 , et des niveaux de dopage δ_n et δ_p . La Figure III.1 (a et b) donne le diagramme de bandes d'énergie respectivement de l'hétérojonction a-Si : H(p)/c-Si(n) et a-Si : H(n)/c-Si(p).

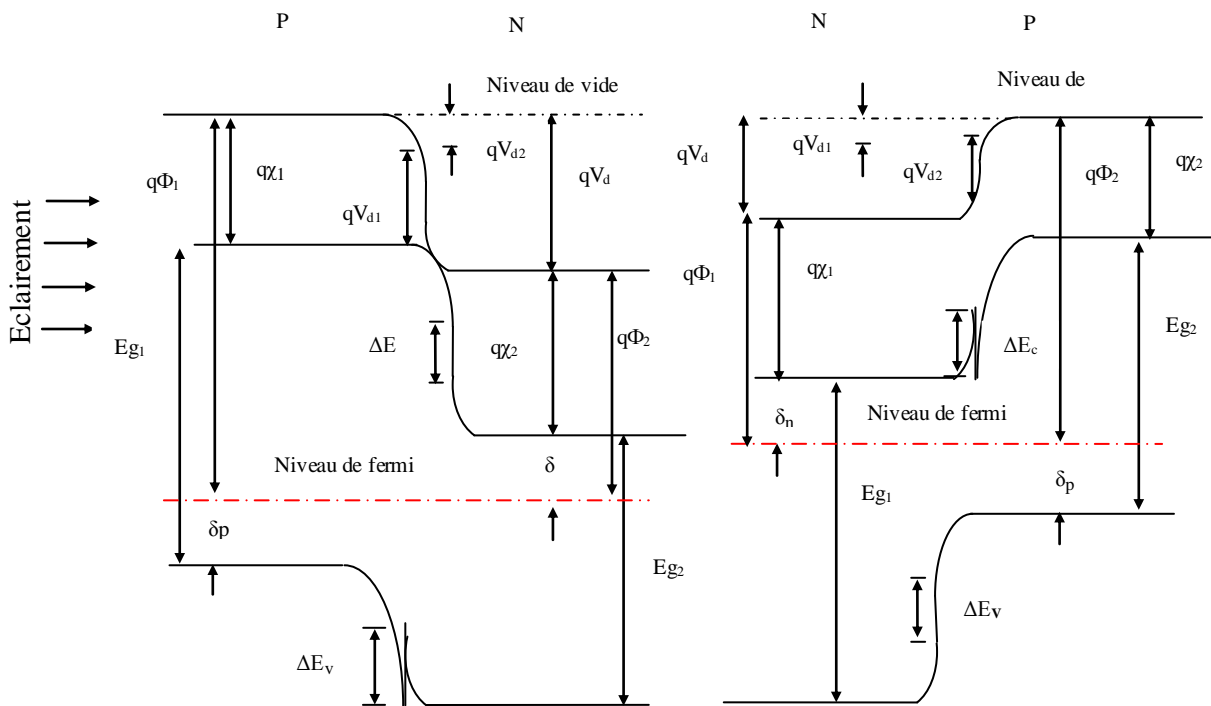


Figure III.1 : exemple d'hétérojonction entre deux matériaux
l'éclairage vient de la gauche.

a) a-Si : H(p)/c-Si(n)

b) a-Si : H(n)/c-Si(p).

Contrairement aux homo-jonctions, les propriétés de transport des porteurs sont généralement dominées par des phénomènes de piégeage au niveau de l'interface entre la région n et la région p. Le transport dans la zone de déplétion est liée aux niveaux d'énergie présents à l'interface (combinaison des recombinaisons et du courant tunnel).

III.2.2. Modèle de base d'Anderson

Le principe du modèle d'Anderson (1960) [5] repose sur la prise en compte des propriétés électroniques des matériaux utilisés : permittivité électrique ϵ , affinité électronique χ et largeur de la bande interdite E_g . Les différences entre les valeurs de E_{g1} , E_{g2} et les affinités électroniques χ_1 , χ_2 engendrent une discontinuité au niveau du raccordement des bandes de conduction et de valence ΔE_c et ΔE_v (Spikes).

Le modèle d'Anderson ne prend pas en considération les états d'interface et s'appuie sur l'hypothèse que le transport du courant se fait par injection dans les régions quasi-neutres ou bien par recombinaison/génération dans la zone de charge d'espace (ZCE) (modèle Drift-Diffusion).

En faisant l'hypothèse que les quasi-niveaux de Fermi ne varient pas à travers la zone de déplétion comme pour une homo-jonction, on obtient les relations suivantes :

$$\Delta E_c = (\chi_1 - \chi_2)q \quad [III. 1]$$

$$\Delta E_v = (\chi_2 - \chi_1)q + E_{g2} - E_{g1} \quad [III. 2]$$

$$qV_d = qV_{d1} + qV_{d2} = E_{g1} - \delta_n - \delta_p + \Delta E_c \quad [III. 3]$$

Avec :

- V_{d1}, V_{d2} : Tensions de diffusion de chaque région
- δ_n, δ_p : différence d'énergie entre le niveau de Fermi et la bande de conduction
- $(\delta_n = E_c - E_F)$ et la bande de valence $(\delta_p = E_F - E_v)$.

Sachant que dans les cellules photovoltaïques, la tension en circuit ouvert est étroitement liée à la tension de diffusion et le courant de court-circuit qui dépend essentiellement du taux

de recombinaison des différentes régions et de l'absorption lumineuse (largeur et type de transition).

II.2.3. Influence de l'affinité électronique et de la discontinuité des bandes

Le modèle d'Anderson considère que la discontinuité des bandes dépend de l'affinité électronique et du gap des deux matériaux (équation. III.1, III.2).

Par définition, l'affinité électronique représente la quantité d'énergie nécessaire pour qu'un électron passe de la bande de conduction au niveau du vide. La valeur de χ est souvent déduite des mesures du travail de sortie Φ tel que $\Phi = \chi + \delta$.

Toutes les techniques destinées à mesurer le travail de sortie (sonde de Kelvin, photoémission, caractéristiques capacité-tension) dépendent de l'interface (vide/semi-conducteur, métal/semi-conducteur). Les interactions entre les différents matériaux sont uniques et les états de surface, d'interface, ainsi que la variation de E_g à la surface vont considérablement influencer sur la valeur de l'affinité électronique. Les valeurs d'affinités électroniques publiées servent donc seulement de références pour évaluer l'ordre de grandeur de ΔE_C et ΔE_V .

D'autres modèles sont utilisés pour le traitement de l'hétérojonction tels que : les modèles introduisant des états d'interface chargés et des dipôles influant sur le profil des bandes en engendrant des recombinaisons; des modèles prenant en compte l'influence des états d'interface ainsi que le transport par effet thermoionique et tunnel.

III.2.4 Différentes hétérojonctions pour le photovoltaïque

Différentes combinaisons de matériaux sont possibles pour former des hétérojonctions adaptées à l'application photovoltaïque. Le tableau III.1 donne un aperçu des hétérojonctions les plus connues et les plus étudiées [6], [7]. Les paramètres les plus importants basés sur le modèle d'Anderson y sont donnés et permettent d'évaluer le rendement maximal. Pour déduire sa valeur, on considère une valeur de $V_{CO} = 0.65$ V d'un rendement quantique de 100% dans le domaine d'absorption et un facteur de forme $FF = 75\%$.

Hétérojonctions Mat1/Mat2	E_{g1} (eV)	E_{g2} (eV)	χ_1 (eV)	χ_2 (eV)	ΔE_C (eV)	V_d (V)	η_{\max} (%)
n-ITO/p-InP	3.35	1.35	4.50	4.38	-0.12	1.43	24.0
n-ITO/p-CdTe	3.35	1.50	4.50	4.28	-0.22	1.48	21.3
n-ITO/p-Si	3.35	1.12	4.50	4.05	-0.45	0.87	17.6
n-ZnSe/p-Ge	2.67	0.66	4.09	4.13	+0.04	0.51	14.8
n-ZnSe/p-Si	2.67	1.12	4.09	4.05	-0.03	0.93	17.5
n-CdS/p-InP	2.42	1.35	4.50	4.38	-0.12	1.08	15.0
n-CdS/p-CdTe	2.42	1.50	4.50	4.28	-0.22	1.13	12.8
n-ZnO/p-CdTe	3.30	1.50	4.35	4.28	-0.07	1.33	18.9
n-ZnSe/p-GaAs	2.67	1.43	4.09	4.07	-0.02	1.26	17.5
n-CdS/p-CuInSe2	2.42	1.04	4.50	4.00	-0.50	1.88	19.0
AlxGai-xAs/GaAs	2.1-2.4	1.43	4.00	4.07	0.07	1.35	26.0

Tableau III.1. Performances de différentes hétérojonctions (* «Mat » signifie matériau) [6][7].

Les critères importants dans le choix des matériaux pour former une hétérojonction sont :

- L'absence de «Spikes » aux raccordements des bandes de conduction ou de valence, pouvant influencer le transport des porteurs de charge. Pour un absorbeur de type P, cette condition est vérifiée si $\Delta E_C = \chi_1 - \chi_2 < 0$ et $E_V = \chi_2 - \chi_1 + E_{g2} - E_{g1} > 0$.
- Des valeurs de ΔE_C (ou ΔE_V si l'absorbeur est de type N) le plus proche possible de zéro pour obtenir une valeur de la tension de diffusion V_d la plus grande possible.
- Une valeur de largeur de bande interdite de l'absorbeur ou de la base proche de 1.4eV à 1.6eV pour absorber le plus large domaine spectral possible.
- Une valeur de largeur de bande interdite de la fenêtre E_{g2} la plus grande possible pour étendre la bande passante vers les courtes longueurs d'onde, en considérant un matériau de faible résistivité pour ne pas limiter la résistance série totale.

L'objectif étant de rendre ce matériau le plus passif possible.

- Un paramètre de maille le plus proche possible entre les deux matériaux (lattice mismatch) pour réduire les effets de tensions et stress à l'interface.

▪

III.3 Description de l'hétérojonction silicium amorphe/cristallin

III.3.1. Développement de l'hétérojonction a-Si:H(n)/c-Si(p)

Plusieurs laboratoires européens ont entrepris des recherches en se basant sur le même type de structure mais avec un substrat de type P, plus largement utilisé dans l'industrie photovoltaïque. Les activités des principaux laboratoires travaillant sur l'hétérojonction a-Si:H/c-Si sont résumées dans [8]. Le tableau III.2 dresse un bilan des meilleurs rendements obtenus pour des cellules de différentes surfaces sur différents types de substrats. Le terme « full HIT » signifie la présence d'une hétérojonction de chaque côté du substrat (double hétérojonction) tandis que « front HIT » signifie que l'hétérojonction est seulement formée sur la face avant et que la face arrière, moins performante, est composée d'un champ arrière standard (aluminium) ou d'un simple contact évaporé.

Structure	Texture	Orientation	ρ (Ω .cm)	A (cm^2)	V (mV)	Jsc (mA/cm^2)	FF (%)	η (%)	Réf
Full HIT	oui	(100)/CZ	1	100	717	38.6	77	21.4	[9]
Full HIT	oui	(100)/CZ(n)	1	100.5	719	36.7	78.6	20.7	[10]
Full HIT	oui	(100) CZ(n)	1	101	702	36.7	77.9	20.1	[11]
Full HIT	oui	(100) CZ(n)	1	1	644	39.4	79	20	[12]
Front HIT	non	(100) CZ(n)	1-2	1	600	31	80.5	14.8	[12]
Front HIT	alcaline	mc-Si(n)	1-10	100	611	32.1	0.694	13.6	[13]
Front HIT	non	(100) FZ(p)	0.5	0.5	655	26.7	81	14.1	[14]
Front HIT	non	(111) FZ(p)	0.5-2	1	636	31.58	80.9	16.2	[15]
Front HIT	non	(100) CZ(p)	1	2	600	37.1	76.3	17	[16]
Front HIT	non	(111) FZ(p)	2	12-20	635	33	81.1	17.0	[17]

Front HIT	oui	(100)CZ(p)	1	1	612.1	31.78	81.73	15.9	[18]
Full HIT	non	FZ(P)	xxxx	1	610	38	74.2	17.2	[19]
Front HIT	non	(100)CZ(p)	14-22	25	636.6	32.3	73.3	15.1	[20]
Full HIT	xxxx	FZ(p)	xxxx	1	xxxx	xxxx	xxxx	17.1	[21]
Full HIT	xxxx	FZ(n)	xxxx	1	xxxx	xxxx	xxxx	18.2	[21]
Front HIT	non	CZ(p)	xxxx	100	xxxx	xxxx	xxxx	15	[21]
Front HIT	xxxx	mc-Si (p)	xxxx	100	xxxx	xxxx	xxxx	12.9	[21]
Front HIT	xxxx	EFG	xxxx	64	xxxx	xxxx	xxxx	12.7	[21]

Tableau III.2 : performances des hétérojonctions silicium amorphe/cristallin sur substrat n et p.

III.3.2 Etat de l'art de la structure HIT

La possibilité d'utiliser le silicium amorphe avec un substrat cristallin pour former une hétérojonction fut pour la première fois envisagée par W.Fuhs en 1972 [5].

L'entreprise japonaise SANYO a mis en œuvre en octobre 1997 une production de masse de modules photovoltaïques à partir de structures HIT (Heterojunctions with Intrinsic Thin layers). Après plusieurs années de recherche, les divers verrous technologiques ont été levés pour optimiser cette structure innovante représentée Figure III.3.

Les premières études ont porté sur l'optimisation de l'hétérojonction amorphe/cristallin en utilisant un substrat monocristallin de type Czochralski (CZ) dopé n sur lequel une fine couche (quelques nm) de silicium amorphe hydrogéné dopé [a-Si : H(p)] est déposée par PECVD [22]. Une couche d'oxyde conducteur transparent (TCO) déposée par pulvérisation cathodique est nécessaire pour assurer un contact entre la couche amorphe et le métal. Elle sert aussi de couche antireflet. Les contacts sont ensuite déposés par sérigraphie à l'aide d'une pâte basse température adaptée.

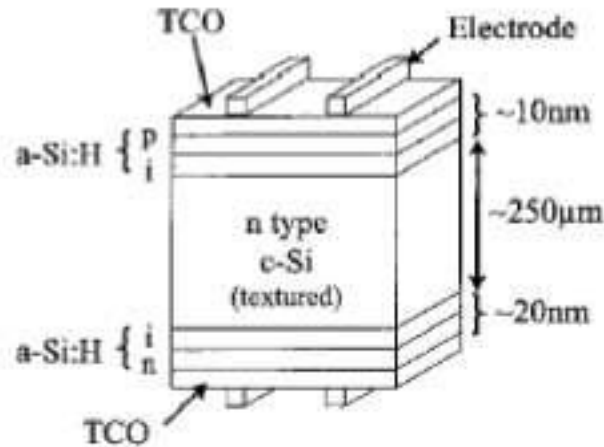


Figure III.2 : Structure HIT produite par Sanyo consistant en un dépôt de fines couches de silicium amorphe hydrogénée intrinsèque et dopé de part et d'autre d'un substrat de silicium monocristallin de type N [10].

Les performances des dispositifs furent au début limitées par une mauvaise qualité de l'interface amorphe/cristalline donnant des valeurs de tensions en circuit ouvert et de facteur de forme largement inférieures aux cellules conventionnelles.

Ce phénomène fut diminué par l'insertion d'une couche intermédiaire de silicium amorphe hydrogénée intrinsèque (a-Si:H) moins défectueuse et permettant de réduire les recombinaisons à l'interface amorphe/cristallin. Cette technique apparaît comme le point décisif qui a permis le développement de la structure HIT car le courant de saturation est réduit de deux ordres de grandeur [22]. Sanyo explique que la détérioration des propriétés de la jonction semble provenir des défauts d'interface liés aux dopants qui adhèrent à la surface du substrat de silicium lors du dépôt de la couche dopée [23]. Le dépôt préalable d'une fine couche de silicium amorphe intrinsèque permet donc d'éviter ce phénomène. Le tableau III.3 ci-dessous présente les évolutions des performances des cellules fabriquées par Sanyo en fonction des technologies introduites dans le procédé de fabrication.

Substrat de type c-Si(n) (CZ)	V _{co} (mV)	I _{cc} (mA/cm ²)	FF (%)	η (%)	Ref
ITO/a-Si:H(p)/c-Si(n)/métal	570	30.0	72.0	12.3	[12]
ITO/a-Si:H(p)/a-Si:H(i)/c-Si(n)/métal	600	33.5	74.0	14.8	[12]
ITO/a-Si:H(p)/a-Si:H(i)/ c-Si(n)/BSF/métal +	638	37.9	77.5	18.7	[13]
ITO/a-Si:H(p)/a-Si:H(i)/c-Si(n)/a-Si: H(i)/a-Si:H(n+)/métal + texturation	644	39.4	79.0	20.0	[12]
Record laboratoire n°1 (100cm ²)	719	36.8	78.6	20.7	[11]
Record laboratoire n°2 (100cm ²)	714	37.6	78.1	21.0	[24]
Record laboratoire n°3 (100cm ²)	717	38.6	77.0	21.3	[25]
Production industrielle	701.7	37.0	77.9	20.1	[10]

Tableau III.3 : Évolution des performances de cellules HIT' fabriquées par Sanyo sur substrat n. Les quatre premiers résultats ont été obtenus sur des cellules de 1 cm².

A partir de ces données, on remarque également que l'insertion d'un champ BSF et d'une texturation de surface conduisent à un fort courant de court-circuit. Une modification de la texturation de surface entraîne une augmentation de la tension en circuit ouvert (V_{co} de 644mV à 719mV) au détriment du courant de court-circuit (J_{cc} de 39.4mA/cm² à 37mA/cm²). Plusieurs types de silicium ont aussi été testés dans le cadre de la cellule HIT comme le silicium multi-cristallin [13].

La production industrielle a débuté en octobre 1997 pour des cellules de 100 cm², donnant un rendement moyen de 17.3% [10]. Les substrats de silicium utilisés de type N ont des épaisseurs de 250 μm. HIT Power 21TM, nom du premier module à hétérojonction, est le meilleur module au monde réalisé industriellement avec une puissance électrique de 180 Watts pour une surface égale à 1.18 m², permettant de réduire la surface d'installation de 20% par rapport aux panneaux conventionnels. Plus tard, l'entreprise Sanyo a développé de nouveaux types de modules, comme le « HIT Power roof » conçu pour être posé sur les toits et remplacer ainsi les tuiles.

Les avantages de la structure HIT sont multiples :

- L'émetteur amorphe déposé joue un rôle quasi-passif (faible absorption car les couches sont fines 5-10 nm). La grande largeur de bande interdite du silicium amorphe (1.8 eV) conduit à une structure de bandes adaptée. Le potentiel d'augmentation

du rendement de conversion est donc important.

- L'ensemble du procédé de fabrication est réalisé à une température inférieure à 200 °C. Cela mène à un budget thermique considérablement réduit par rapport au procédé de fabrication actuel (Figure III.4). De plus, la durée de vie des porteurs minoritaires dans des matériaux très sensibles aux variations de température n'est pas dégradée et la fabrication des cellules HIT a moins d'impact sur l'environnement.
- Le procédé de fabrication est relativement simple. Il ne nécessite pas un nombre important d'étapes et exige moins de temps que le procédé standard, qui comporte une étape de diffusion à partir de POCl_3 .
- L'effet Staebler-Wronski [26] portant sur l'instabilité du silicium amorphe dopé n'est pas observé pour les cellules HIT.
- Les cellules HIT présentent une meilleure tenue en température [11]. Ce point constitue un avantage considérable car la puissance annuelle délivrée est plus importante.
- Enfin, la structure HIT répond aux problèmes de manque de matière première. Le fait que la structure soit symétrique et que le procédé s'effectue entièrement à basse température diminue les phénomènes de stress mécanique et thermique. Une utilisation de substrats minces est donc possible.

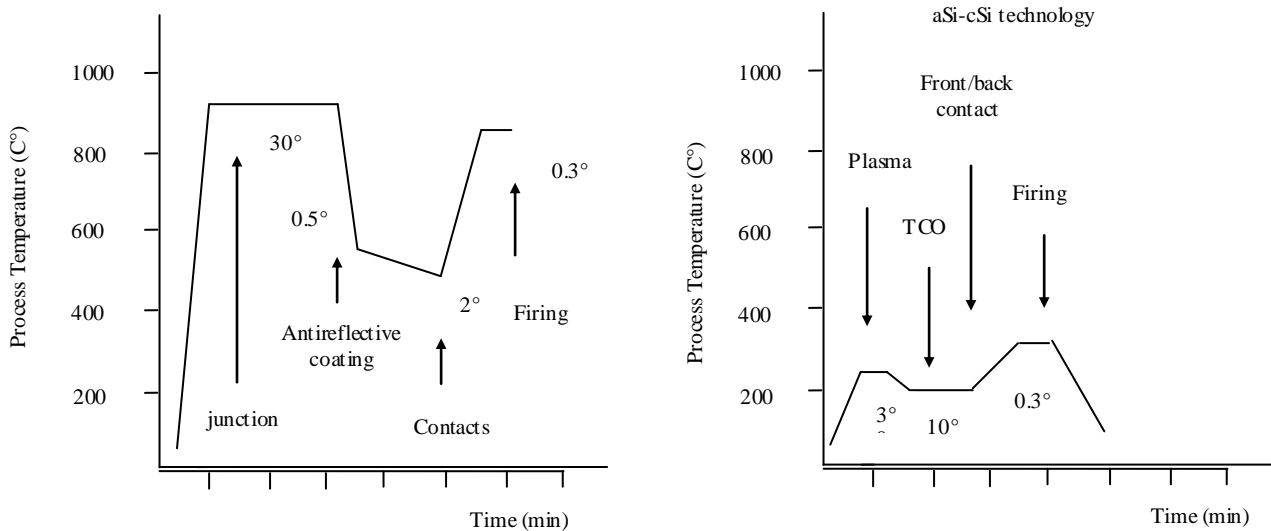


Figure III.3 : Comparaison du budget thermique et du temps de procédé pour les technologies associées aux cellules classiques et aux hétérojonctions amorphe/ cristalline.

▪ Rôle de la couche de TCO

Dans une cellule à hétérojonction, l'émetteur amorphe possède une résistance carrée très importante et un matériau plus conducteur est nécessaire pour améliorer la collecte des porteurs. Comme les photons entrent par la face avant, ce matériau doit être aussi le plus transparent possible. On utilise à cet effet des oxydes transparents conducteurs (TCO : Transparent Conductive Oxide) [16].

On pense généralement qu'une excellente transparence optique est incompatible avec une bonne conductivité électrique. En effet, un tel matériau nécessite un gap d'au moins 3,3 eV ce qui rend le dopage difficile. En ce sens, les TCOs sont des matériaux singuliers. Il existe une grande variété d'oxydes transparents conducteurs : oxydes de zinc, oxydes d'étain, oxydes d'indium qui peuvent être dopés avec un grand nombre d'éléments atomiques (selon les cas : Al, In, Ga, F, Sn). Le plus utilisé et le premier découvert [27] est l'oxyde d'indium dopé à l'étain soit In_2O_3 :En plus connu sous son sigle anglais d'ITO (pour Indium Tin Oxide). Ajoutons que tous ces TCOs sont de type N (les porteurs sont donc des électrons) et que la découverte récente de TCOs de type P pourrait ouvrir la voie à une nouvelle électronique même si leur conductivité est encore très mauvaise [28][29].

III.3.3. Propriétés du silicium amorphe hydrogéné et de ses alliages carbonés

III.3.3.1. Structure amorphe et transition de l'état cristallin à l'état amorphe

Dans un cristal parfait, les atomes sont ordonnés, le réseau est périodique et l'existence de bandes est prédictible grâce au théorème de Bloch. Les différents types de défauts que nous pouvons rencontrer dans cette structure peuvent créer des états discrets dans les bandes interdites. Pour ce qui est de la structure amorphe, les atomes sont disposés de façon non périodique. L'ordre atomique à grande distance a disparu mais l'existence d'un ordre local préserve l'existence d'une bande de valence et d'une bande de conduction. Comme le schématise la figure III-5, la structure peut être assez désordonnée avec des liaisons de longueur et d'angle variables. La présence de liaisons pendantes dans une telle structure crée des états de défauts profonds dans la bande interdite. Quant au désordre et aux distorsions des angles entre les liaisons, ils sont à l'origine de l'apparition d'une queue de bande de conduction et d'une queue de bande de valence dans la bande interdite du matériau (figure III-6(b)). La figure III-6 montre le passage de l'état cristallin, caractérisé par des bandes de conduction et de valence bien marquées, séparées par une bande interdite pouvant

contenir des états discrets (en faible nombre, associés aux défauts ponctuels ou impuretés du matériau) à l'état amorphe, caractérisé par une densité d'états qui chute quasi-exponentiellement avec l'énergie aux extrémités des bandes de valence et de conduction. Il est à noter que dans les matériaux amorphes, le désordre de structure rend le dopage difficile. Avec les matériaux amorphes hydrogénés, l'hydrogène vient saturer les liaisons pendantes et abaisse la densité des états profonds d'une manière considérable. Il entraîne alors une meilleure efficacité du dopage. [30]

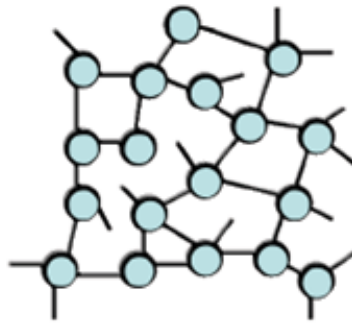


Figure III.4 : Représentation atomique du a-Si:H[31].

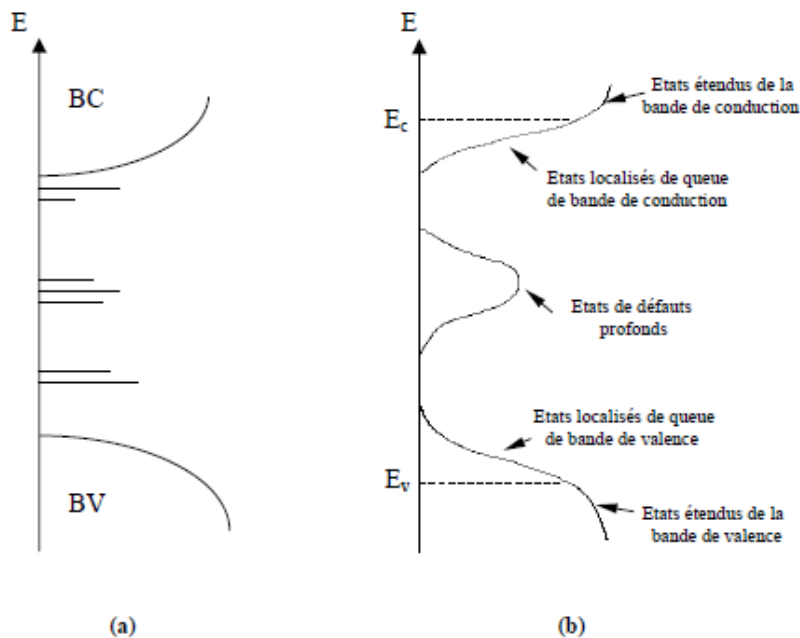


Figure III.5 : Distribution de densité d'états dans la structure cristalline (a) et la structure amorphe (b).

Dans le cristal, un électron est en interaction aussi bien avec tous les autres électrons qu'avec les noyaux. Nous supposons que toutes les interactions sont représentées correctement par une énergie potentielle périodique avec la périodicité du cristal. Les fonctions d'onde associées aux états de valence et de conduction ne sont plus localisées au voisinage immédiat des atomes du cristal : les électrons sont dans des états étendus et ont une probabilité de présence non nulle sur tout le cristal. Autrement dit, un électron périphérique de ce cristal est décrit par une onde de Bloch. Nous ne pouvons pas l'affecter à un atome particulier et seul son vecteur d'onde associé importe : nous parlons d'électron délocalisé. Les fonctions d'onde correspondantes sont bien connues :

$$\omega_{nk}(\sigma)e^{ikr} \quad [III.4]$$

où n est un indice de bande et $unk(r)$ la partie périodique de la fonction de Bloch.

Au voisinage d'un extremum d'énergie, l'énergie correspondante s'écrit :

$$E_n(k) = \frac{H^2 K^2}{2m_n} + E_n(0) \quad [III.5]$$

où m_n est la masse effective.

Voyons maintenant la nature des états énergétiques dans la structure amorphe. Pour cela, nous nous basons sur la théorie d'Anderson [32]. Du fait du désordre, le potentiel vu par les électrons est aléatoire. La fonction de Bloch est remplacée par l'expression :

$$\varphi(r) = \sum_j A_j \varnothing(r - R_j) \quad [III.6]$$

où A_j est une fonction d'amplitude et de phase aléatoire et \varnothing une fonction d'onde centrée sur chaque atome.

Quand l'amplitude du potentiel devient importante, un électron d'énergie voisine du bord de bande se trouve piégé par les variations du potentiel. Les états propres deviennent localisés et sont décrits par la fonction enveloppe $\exp(-\beta r)$ (figure III-7) où β^{-1} représente le rayon de localisation. Ainsi, dans les matériaux amorphes, et comme nous l'indiquons sur la figure III-6(b), il existe des états localisés et des états étendus. Ils sont séparés en énergie par ce qui

est appelé le seuil de mobilité $E_m = E_v$ (ou E_c) pour la bande de valence (ou la bande de conduction).

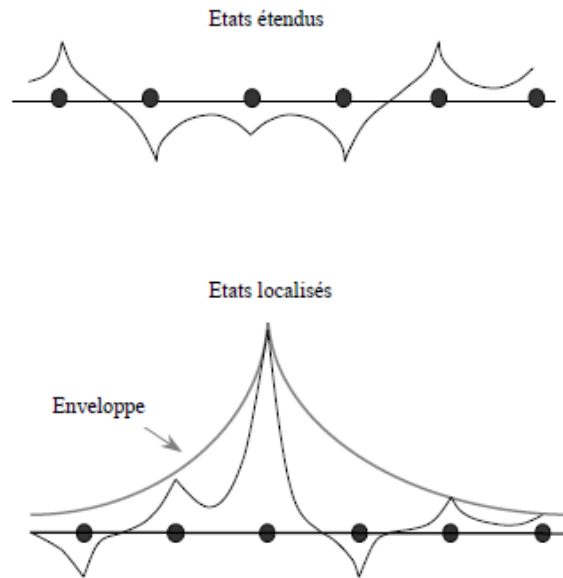


Figure III.6 : Représentation schématique des fonctions d'onde dans la structure amorphe.

III.3.3.2. Propriétés optiques

Le coefficient d'absorption du silicium amorphe hydrogéné a-Si:H, représenté sur la figure III-8 en fonction de l'énergie de photon, montre trois régions bien distinctes :

- une région A de forte absorption ($\alpha > 10^4 \text{ cm}^{-1}$) ;
- une région intermédiaire B où l'absorption varie exponentiellement avec l'énergie;
- une région C de faible absorption ($\alpha < 10^2 \text{ cm}^{-1}$) ;

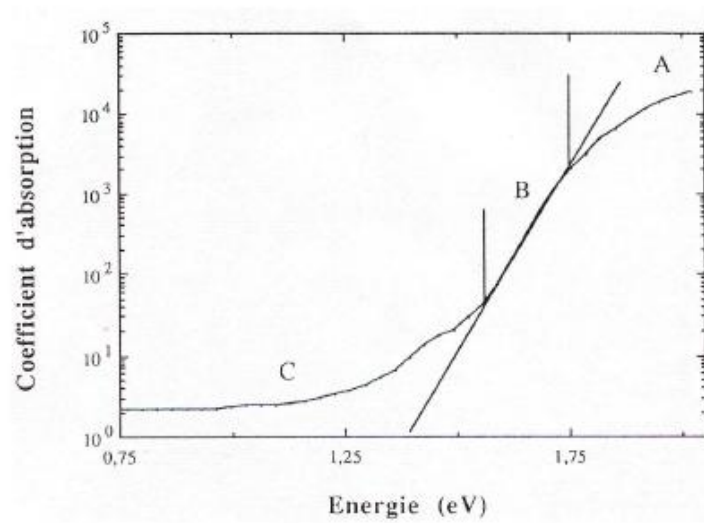


Figure III.7 : Coefficient d'absorption en cm-1 en fonction de l'énergie [33].

Pour décrire les variations de α de a-Si:H dans la région A (figure III-9), Tauc [34] propose l'équation suivante :

$$\alpha = \frac{(E - E_g)^m}{E} \tag{III. 7}$$

E étant l'énergie du photon, E_g le gap de Tauc et $m = 2$. L'extrapolation donne 1,7 eV comme valeur de E_g . Ceci correspond à la frontière entre les états étendus et les états localisés.

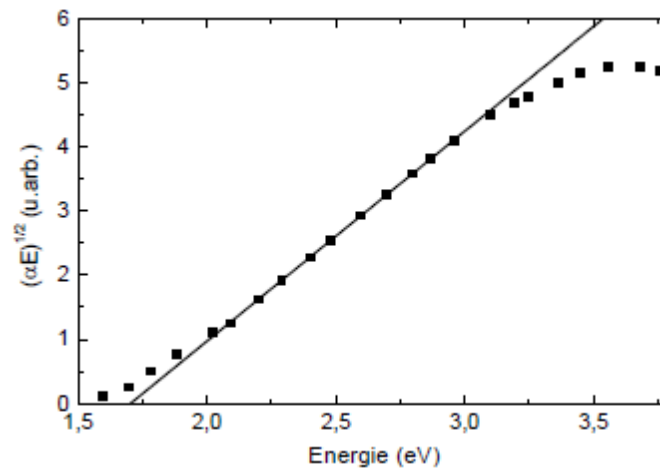


Figure III.8 : Variation de sous une forme permettant, par extrapolation, d'extraire la valeur du gap [33]

Le gap défini par $E_{04} = E(\alpha=10^4 \text{ cm}^{-1})$ est appelé gap optique.

Dans la région B, la variation du coefficient d'absorption de a-Si:H suit une loi exponentielle :

$$\alpha = \alpha_0 e^{\left(\frac{E}{E_U}\right)} \quad [III. 8]$$

E_U est appelée énergie d'Urbach. La mesure des variations de α dans cette région permet d'extraire le paramètre E_U lié aux largeurs W_v et W_c de la queue des bandes de valence et de conduction, respectivement. Cependant, la queue de bande de valence étant plus large que la queue de bande de conduction, la mesure de E_U permet d'estimer plutôt W_v . Nous allons voir dans la deuxième partie de cette thèse que notre méthode de mesure d'absorption infrarouge photo-modulée est plus puissante que les autres méthodes optiques traditionnelles, dans le sens où elle permet d'extraire *séparément* les valeurs des largeurs de queue de bande de valence W_v et de queue de bande de conduction W_c .

L'absorption dans la région C dépend de la pureté et des conditions de préparation du matériau amorphe. Elle implique des transitions entre les états localisés mais les valeurs de α dans ce domaine d'énergie sont très faibles, ce qui rend les mesures optiques directes difficiles, notamment en raison des pertes de lumière par diffusion.

III.3.3.3. Propriétés de transport

En 1975, Spear et LeComber [35] montrent que a-Si:H peut être dopé. Ils publient les premiers résultats de mesure de la conductivité σ de a-Si:H, que nous représentons sur la figure III-10.

En 1977, en faisant une étude de σ en fonction de la température, ils montrent que quel que soit le type et le niveau de dopage, le niveau de Fermi reste dans les états localisés sans jamais atteindre le seuil de mobilité. La conduction métallique n'est donc pas possible. De plus, l'importance de la diffusion inélastique dans a-Si:H rend ce matériau plus résistif que le silicium cristallin. La queue de bande de valence étant plus large que celle de conduction, le niveau de Fermi peut être plus proche du seuil de mobilité des états de conduction que de celui des états de valence. Quand le matériau est de type p, la conductivité est plus faible comme il est montré sur la figure III-10. Dans a-Si:H :

- A température ambiante, la conduction se fait par activation thermique des photoporteurs dans les états étendus et ceci à partir du niveau de Fermi.
- La conduction est nulle à T=0 K dans la queue de bande de conduction. A température intermédiaire, elle est possible par saut d'un site à l'autre (hopping).

- Quand la densité d'états au niveau de Fermi est assez grande, la conduction est faible mais non négligeable et se fait par processus tunnel. Dans ce cas, au niveau de Fermi, la conductivité dépend peu de la température.

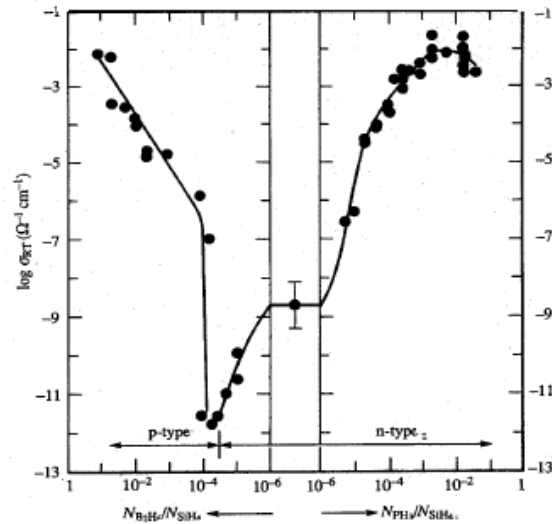


Figure III.9 : Variation de la conductivité en fonction de la concentration en dopants dans a-Si:H à 300 K [35].

III.3.3.4. Dynamique des photo-porteurs

L'excitation lumineuse du matériau amorphe avec une énergie supérieure au gap se traduit par le passage d'un électron d'un état étendu de la bande de valence vers un état étendu de la bande de conduction. La recombinaison, consécutive à l'absorption, est la transition de cet électron à partir de l'état excité vers l'état fondamental. Comme l'illustre la figure III-11, ce retour à l'équilibre débute par une thermalisation et aboutit à une recombinaison radiative ou non radiative. Nous allons expliquer ces trois processus et nous insisterons plus particulièrement sur le cas des transitions qui mettent en jeu des états électroniques localisés, puisque ce sont des transitions de ce type qui interviennent dans les matériaux qui nous intéressent, à savoir a-Si:H et a-Si_{1-x}C_x:H.

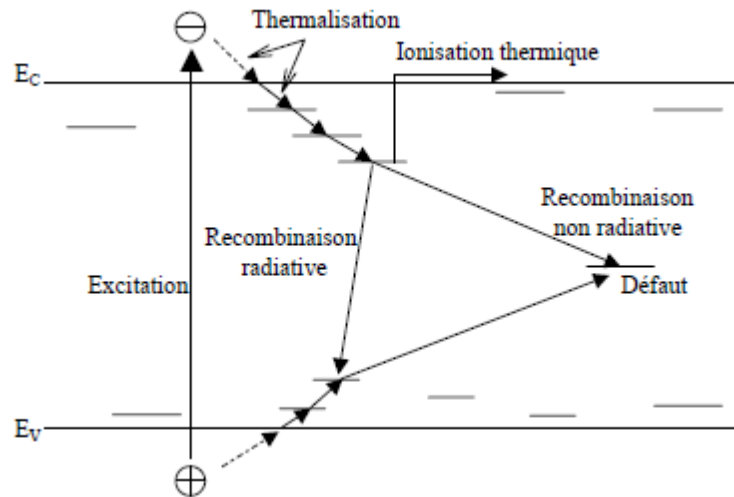


Figure III.10 : Schéma des mécanismes de thermalisation et de recombinaison des électrons et des trous dans un matériau amorphe [33].

III.3.3.4.a La thermalisation

C'est la perte de l'énergie excédentaire des photoporteurs au sein des bandes puis dans les queues de bandes. Dans les états étendus, elle se fait par émission de phonons, en un temps extrêmement court, de l'ordre de 10^{-13} s. Dans les états localisés, le processus est plus long. L'énergie reste transférée au réseau, mais les transitions se font soit par effet tunnel soit par piègeages multiples. A haute température, l'excitation thermique devient importante et les porteurs peuvent être ré-excités dans des états étendus au-delà du seuil de mobilité avant d'être recaptures par un état localisé. A basse température, la thermalisation ne se fait plus que par effet tunnel, et d'autant plus lentement que l'on se rapproche du milieu du gap, puisque les états sont de plus en plus localisés et de moins en moins nombreux. La vitesse de thermalisation dépend de la température comme suit :

$$\frac{dE}{dt} = \omega_0 kT \exp\left(-\frac{E}{kT}\right) \quad [III. 9]$$

où l'énergie est comptée positivement en allant vers le milieu du gap et où $\omega_0 \approx 10^{12} \text{ s}^{-1}$ est une fréquence d'essai (fréquence caractéristique de phonons).

Après avoir relaxé leur énergie par thermalisation, les porteurs photo-excités se recombinent soit radiativement soit non radiativement.

III.3.3.4.b la recombinaison non radiative

A basse température, Street [36] montre que pour une densité de défauts dans a-Si:H supérieure à 10^{17} cm^{-3} , l'intensité de luminescence décroît rapidement et devient indétectable pour des densités de défauts supérieures à 10^{18} cm^{-3} . Ceci est dû à la recombinaison non radiative des électrons sur les défauts, qui se produit par processus tunnel.

La vitesse de recombinaison non radiative est donnée par :

$$P_w = \omega_0 \exp\left(-\frac{2R}{R_0}\right) \quad [III.10]$$

où R est la distance de l'électron au défaut et R_0 est le rayon de Bohr de l'électron localisé dans un état de queue de bande. Ainsi le processus non radiatif est d'autant plus probable que l'électron est proche du défaut. Nous pouvons introduire une sphère de rayon R_c centrée sur le défaut et telle que si $R < R_c$ l'électron se recombine de façon non radiative [37,38]. R_c est donné par :

$$R_c = (R_0/2) \ln(\omega_0 \tau_r) \quad [III.11]$$

où τ_r est le temps de recombinaison radiative.

Pour $R_0=10\text{\AA}$, $\tau_r=10^{-3}\text{s}$ et $\omega_0=10^{12}\text{Hz}$, $R_c \approx 100\text{\AA}$ [33].

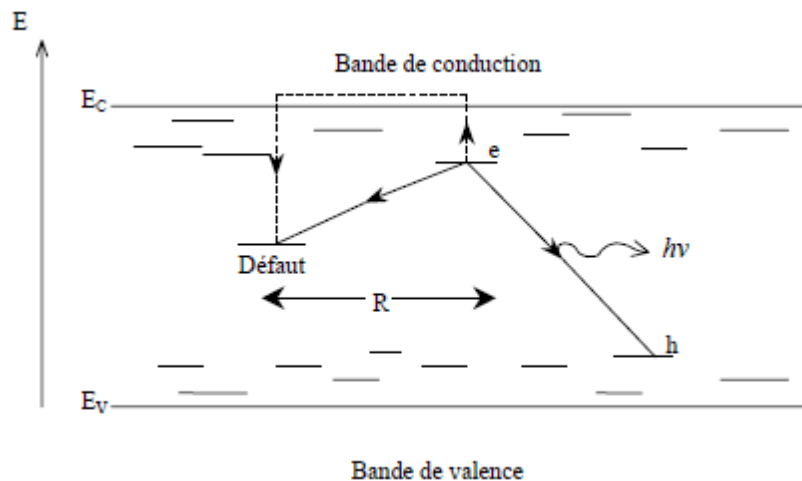


Figure III.11 : Schéma des mécanismes de recombinaison radiative ou non radiative sur les défauts dans un matériau amorphe, via le processus tunnel (trait plein) ou par excitation thermique (pointillés) [33].

En considérant une distribution spatiale aléatoire des défauts, l'efficacité quantique de la luminescence décroît avec l'accroissement de la densité de défauts N_d comme :

$$\eta_L = \exp\left[-\left(\frac{4\pi}{3}\right)N_d R_c^3\right] \quad [III. 12]$$

A haute température, l'excitation thermique devient importante et les porteurs photo-excités peuvent être ré-excités dans les états étendus au-delà du seuil de mobilité et par la suite subir des mécanismes de recombinaison différents. La recombinaison non radiative se produit sur des centres profonds que les photo-porteurs finissent par atteindre après diffusion via les états délocalisés (figure III-12, en pointillés). La vitesse de capture dépend de la section efficace de capture σ_c donnée par :

$$\sigma_c = \frac{1}{\tau_F v_c N_d} \quad [III. 13]$$

τ_F étant le temps de vie des porteurs libres et v_c leur vitesse.

III.3.3.4.c La recombinaison radiative

A basse température, elle se fait par effet tunnel entre les états localisés. Si un électron et un trou sont localisés sur des sites différents, séparés par une distance r , le temps de recombinaison radiative est donné par :

$$\tau_r = \tau_0 \exp\left(\frac{2r}{r_0}\right) \quad [III. 14]$$

où r_0 est le rayon de localisation et $\tau_0 \approx 10^{-8}$ s [37].

La vitesse de recombinaison dépend du fait que la paire électron-trou est corrélée ou distribuée aléatoirement.

- A basse température, l'énergie thermique étant insuffisante pour dissocier la paire électron-trou, la recombinaison des paires corrélées est dominante. A température élevée, la diffusion supprime préférentiellement les paires lentes, la distribution des temps de vie est moins large et l'intensité de luminescence plus faible.

III.3.3.5. Particularités du a-Si:H

Contrairement au silicium cristallin, dont le gap est indirect et qui peut varier de 1.2 à 1.17 eV, le silicium amorphe hydrogéné présente un gap direct variable entre 1.83 et 1.90 eV.

Le silicium amorphe possède un coefficient d'absorption plus élevé dans le visible que le silicium cristallin, ce qui lui permet d'absorber la majeure partie de la lumière avec une épaisseur de quelque centaine de nanomètre, alors que le silicium cristallin nécessite une épaisseur 100 fois plus grande. De plus les faibles températures de dépôt du a-Si:H (-200°C) présentent un avantage primordial permettant l'utilisation d'une large variété de substrats.

Cependant, sa faible mobilité électronique ($\sim 1 \text{ cm}^2 \cdot \text{v}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ pour le a-Si:H contre $1500 \text{ cm}^2 \cdot \text{v}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ pour le c-Si) limite ses applications dans les composants microélectroniques. De plus son caractère métastable implique que ses propriétés électroniques se dégradent après exposition prolongée à la lumière (effet Staebler-Wronski) [39]. Le sujet de métastabilité reste non résolu, malgré une recherche intense menée sur ce matériau [40][41]. Outre l'effet Staebler-Wronski qui est particulièrement dommageable pour les applications photovoltaïques,

les couches de a-Si:H sont très absorbantes dans la gamme des hautes énergies (>2eV) et leur conductivité peu satisfaisante. Ceci a conduit les chercheurs à mener des travaux permettant d'élaborer un matériau baptisé « silicium cristallin » ($\mu\text{c-Si:H}$) de meilleures qualités électroniques que le silicium amorphe standard et moins sensible à l'effet Staebler-Wronski [39].

III.3.3.6. Méthodes de dépôt du a-Si:H

Plusieurs procédés de fabrication de silicium en couches minces ont été développés durant les trente dernières années. Ses méthodes font appel à des principes physiques différents, mettant en jeu des processus qui déterminent les caractéristiques structurales des matériaux déposés. Ainsi suivant la qualité du matériau obtenu et l'adaptation à un environnement industriel, certaines méthodes se sont plus développées que d'autres. L'organigramme de la Figure III.13 les illustre.

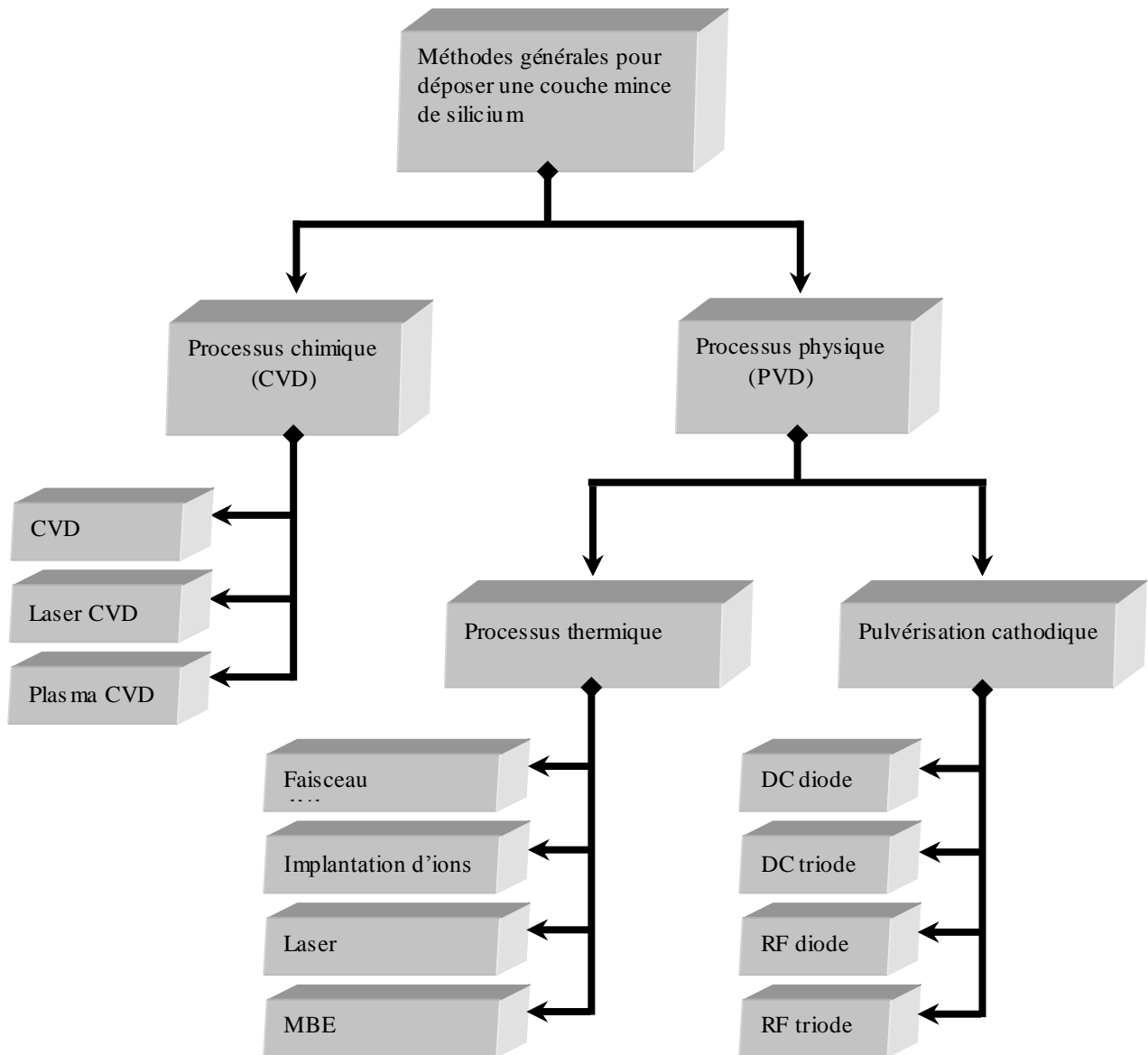


Figure III.12 : Méthodes générales de dépôt de silicium en couches minces.

Parmi ces méthodes sont fréquemment utilisées. Une des plus anciennes est l'évaporation thermique qui donne un matériau de mauvaise qualité, à haute densité de défauts et non utilisable. En réalité cette technique ne permet pas de faire du a-Si:H, mais uniquement du a-Si.

Il existe également des équipements de dépôt par pulvérisation (sputtering), où une cible de c-Si est bombardée. Pour obtenir du a-Si:H une atmosphère d'H₂ est nécessaire. Mais c'est une technique avec laquelle il est difficile d'obtenir un matériau avec de bonnes caractéristiques optoélectroniques.

Une autre technique, appelée « Hot Wire CVD » (dépôt chimique en phase vapeur par filament chaud) donne de meilleurs résultats mais son application à un niveau industriel n'as pas encore été démontrée.

La technique actuellement la plus répandue est le dépôt chimique en phase vapeur assistée par plasma (Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition : PECVD). L'échantillon sur lequel la couche va être déposée est introduit dans une chambre sous vide et chauffé entre 150°C et 350°C suivant les applications; après avoir effectué et atteint un vide poussé ($< 10^{-6}$ mbar), un gaz ou un mélange de gaz contenant du silane (SiH_4) est introduit dans la chambre. Le flux du gaz et la pression dans l'enceinte peuvent être ajustés et contrôlés. Suite à l'application d'un champ électrique suffisant qui permet l'ionisation du gaz, un plasma est amorcé. Ce plasma permet la dissociation des molécules de gaz précurseur en radicaux qui vont réagir à la surface du substrat et ainsi former une couche (Figure III.14). Le champ électrique peut être de type continu ou alternatif.

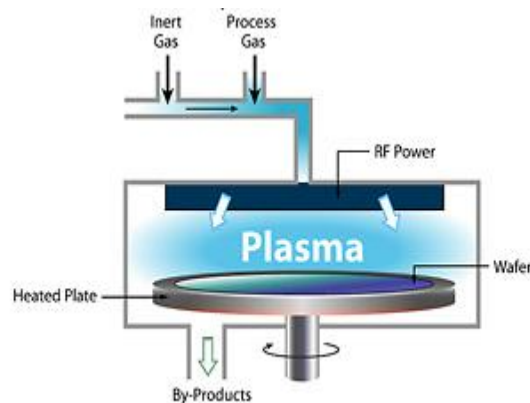


Figure III.13 : Système de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma [42].

La fréquence standard utilisée dans l'industrie et dans d'autres instituts est en général de 13.56 MHz. Parmi les différentes techniques de dépôt par plasma, dans le but d'augmenter la vitesse de dépôt ou de diminuer la densité des défauts: **RF** (Radio fréquence) et **VHF-PECVD** (VHF pour Very High Frequency) ; cette dernière est utilisée pour caractériser les techniques utilisant des fréquences plus élevées que celle standard. Les couches intrinsèques utilisent principalement du silane dilué avec de l'hydrogène. Pour les couches dopées des gaz dits **dopants** sont ajoutés (du diborane comme accepteur par exemple, et de la phosphine comme donneur). Un point intéressant du dépôt PECVD est sa température relativement basse. En effet cela permet l'utilisation d'une multitude de substrats différents, quartz, wafer (c-Si, InP, GaAs), verre nu ou avec des couches conductrices

métalliques et/ou des oxydes transparents conducteurs, des substrats métalliques tel que l'aluminium ou l'acier, mais aussi des plastiques, comme le PET (flexible) [43] ou le polyimide. Les températures de dépôt sont également compatibles avec les circuits intégrés et le procédé n'endommage donc pas l'électronique.

Il y a aussi d'autres techniques de dépôt CVD à haute température, parmi elles la méthode LPCVD (Low Pressure Chemical Vapour Deposition) permet la réalisation de cellules photovoltaïques en silicium cristallin à basse pression [44] et la RTCVD (Rapid Thermal CVD) permet en revanche de faire croître des couches de silicium à pression atmosphérique.

III.4 Conclusion

Ce chapitre décrit l'intérêt du concept de l'hétérojonction pour l'application aux cellules photovoltaïques. Dans un premier temps, le principe de l'hétérojonction a été évoqué. La suite du chapitre a été entièrement consacrée à l'étude de l'hétérojonction à base de silicium amorphe/cristallin, initialement développée sur substrat de type N par l'entreprise japonaise Sanyo. Nous avons vu que ce concept possède de multiples intérêts pour l'application PV sur substrat mince grâce au procédé basse température et à la symétrie de la cellule permettant d'éviter toute courbure. Les possibilités d'atteindre de hauts rendements de conversion sont élevées grâce à la structure de bandes adaptée. En dernier, une présentation des propriétés du silicium amorphe ont été données suivie des différentes méthodes de dépôt utilisées.

Le chapitre suivant sera consacré à l'étude, l'analyse voire l'optimisation des paramètres photovoltaïques de la cellule solaire à base d'hétérojonction silicium : amorphe/cristallin.

III.5 Références bibliographiques

- [1] A. Solhi. «Modélisation numérique de la conduction électrique dans l'hétérojonction émetteur-base d'un transistor bipolaire a émetteur en silicium amorphe hydrogéné» Thèse de Doctorat, Universté de Renne I, 1993.
- [2] W.Shokley .US Patent 2, 569, 347, 1 951.
- [3] H.Kroemer. «Theory of a wide-gap emitter for transistors» Proc.IRE, vol.45, pp.1535-1537,1975.
- [4] Y.Veschitti. «Modélisation, caractérisation et réalisation de nouvelles structures photovoltaïques sur substrat de silicium mince». Thèse de Doctorat, Université Louis Pasteur Strasbourg I, 2005.
- [5] R.L. Anderson, IBMJ.Res.Dev.4, 283, 1960.
- [6] D.L. Feucht. «Heterojunctions in photovoltaic devices», J.Vac.Sci.technol, 14(1), 1977, p57.
- [7] A.L. Fahrenbruch, R.H. Bube : «Fundamentals of solar cells», Académie Press, 1983.
- [8] F. Roca, ENEA, Portici, Italy : «Silicon heterojunction (HIT) Cells R&D in Europe",3B.P.1.1, Proceedings of the 19thEuropean PV Solar Energy Conférence, Paris, June 2004.
- [9] M. Tanaka, S. Okamoto, S. Tsuge, S. Kiyama : «Development of HIT solar cells with more than 21% conversion efficiency and commercialisation of highest performance HIT modules". Proceedings of the 3rd World PV Specialist Conférence on Photovoltaic Energy Conversion, Osaka, Japan May 2003.
- [10] M. Tagushi, K. Kawamoto, S. Tsuge, T. Baba, H. Sakata, M. Morizane, K. Uchihashi, O.Oota : «HIT Cells-high-efficiency Crystalline Si cells with novel structure». Progress in photovoltaics, Res.Appl.2000; 8: 503-513.
- [11] H. Sakata, T. Nakai, T. Baba, M. Tagushi, S. Tsuge, K.Uchihashi, S.Kiyama, «20.7% highest efficiency large area (100.5%) HITTM cell», Proceedings of the 28th IEEE PV Specialist Conférence, p.7, Anchorage, Alaska, 2000.
- [12] T. Sawada, N. Terada, S. Tsuge, T. Baba, T. Takahama, K. Wakisaka, S. Tsuda, S. Nakano: «High-efficiency a-Si :H/c-Si heterojunction solar cell». Proceedings of the 1st WCPEC,Hawaii, Dec 1994.
- [13] Takahama, Tagushi, Matsuyama, Tanaka, Tsuda, Nakano, Kuwano: «High Efficiency Single- and Poly-crystalline Silicon Solar Cells using ACJ-HIT Structure».

- 11th E.C. photovoltaic solar energy conférence, Montreux, October 1992.
- [14] N. Jensen, R.M. Hausner, R.B. Bergmann, J.H. Werner, U. Rau : «Optimization and Characterization of Amorphous/Crystalline Silicon Heterojunction Solar Cells», *Progress in Photovoltaics: Research and Application*, Res.Appl.2002; 10: 1-13.
- [15] M.L.D. Scherff, A. Froitzheim, A. Ulyashin, M. Schmidt, W.R. Fahrner, W. Fuhs: «16.2% efficiency for amorphous/crystalline silicon heterojunction solar cells on flat p-type wafer». *Proceedings of the 17 European conférence Rome 2002*.
- [16] M. Tucci, G. De Cesare: «17% efficiency heterostructure solar cell based on p-type crystalline silicon», *Journal of Non-crystalline Solids*. Vol.338-340, p.663-667, June 2004.
- [17] M. Schmidt, L. Korte, K. Kliefoth, A. Schoepke, R. Stangl, A. Laades, E. Conrad, K. Brendel, W. Fuhs, M.L.D. Scherff, W. Fahrner : «Basic electronic properties of a-Si:H/c-Si heterostructure solar cells». *Proceedings of the 19th European PV Solar Energy Conférence*, p.592, Paris, June 2004.
- [18] M.L.D. Scherff, A.M. Froitzheim, W.R. Farher: «16% efficiency of a simple process amorphous/crystalline heterojunction solar cell on a textured p-type CZ wafer». *Proceedings of the 19 European PV Solar Energy Conference*, p1248, Paris, June 2004.
- [19] K.V. Maydell, M. Schmidt, L. Korte, A. Laades, E. Conrad, R. Stangl, M.L.D. Scherff, W. Fuhs: «Basic Electronic properties and optimisation of TCO/a-Si:H(n)/c-Si(p) heterosolar cells». *Proceedings of the 31 IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, Lake Buena Vista, Florida, Jan2005.
- [20] P.J. Ribeyron, Y. Veschetti, J-C. Millier, J. Damon-Lacoste, P. Roca i Cabarrocas, A. S. Gudovskikh, J.-P. Kleider: «Polymorphous/crystalline heterojunction solar cells with low cost industrial process on p-type monocrystalline substrate», *Proceedings of the 20 PV Solar Energy Conference*, Barcelona, June 2005.
- [21] K.V. Maydell, H. Windgassen, W.A. Nositschka, U. Rau, P.J. Rostan, J. Henze, J. Schmidt, M.L.D. Scherff, W. Fahrner, D. Borchert, S. Tardon, R. Brüggegan, H. Stiebig, M. Schmidt : «Basic electronic properties and technology of TCO/a-Si:H(n)/c-Si(p) hetero structure solar cells: a German network project», *Proceedings of the 20 PV Solar Energy Conférence*, Barcelona, June 2005.
- [22] K. Wakisaka, M. Tugushi, T. Sawada, M. Tanaka, T. Matsuyama, T. Matsuoka, S. Tsuda, S. Nakano, Y. Kishi and Y. Kuwano : « More than 16% solar cells with a new "HIT" (doped A-Si :H/Non doped a-Si :H/ crystalline Si) structure», *Proceedings of the 22nd IEEE PV Specialist Conférence*, Las Vegas, p.887, Nevada, 1991.

- [23] M. Tagushi, A. Terakawa, E. Maruyama, M. Tanaka: «Obtaining a higher Voc in HIT Cells», Progress in photovoltaic, Res.Appl.2005; 13: 481-488.
- [24] MA. Green, K. Emery, D.L. King, S. Igari, W. Warta: «Solar Cells efficiency tables (version 20) », Prog.Phot: ResAppl, 2002,10: 355-360.
- [25] M. Tanaka, S. Okamoto, S. Tsuge, S. Kiyama: «Development of HIT solar cells with more than 21% conversion efficiency and commercialisation of highest performance HIT modules». Proceedings of the 3rd World PV Specialist Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Osaka, Japan May 2003.
- [26] D.L. Staebler, C.R. Wronski, Applied Physics Letters, 31 (1977), 92.
- [27] George Rupprecht. «Untersuchungen der elektrischen und lichtelektrischen Leitfähigkeit dünner Indiumoxydschichten ». Z. Phys. A, 139(5) :504–517, 1954.
- [28] H. Kawazoe, M. Yasukawa, H. Hyodo, M. Kurita, H. Yanagi, and H. Hosono. « P-type electrical conduction in transparent thin films of CuAlO₂ ». Nature, 389(1-2) :939, 1997.
- [29] K. Nomura, H. Ohta, K. Ueda, T. Kamiya, M. Hirano, and H. Hosono. « Thin-film transistor fabricated in single-crystalline transparent oxide semiconductor ». Science, 300(5623) :1269–1272, 2003.
- [30] K. Rerbal « Etats électroniques localises dans a-Si_{1-x}C_x:H massif et poreux: Spectroscopie IR et photoluminescence ».these de doctorat, Ecole polytechnique ,2004.
- [31] H. Flietner. «U shaped distribution at semiconductors interfaces and the nature of the related defect centers», Phys. Stat. Sol. (a). vol. 91, 153, 1985.
- [32] P.W. Anderson, Phys. Rev. B109, 1492 (1958).
- [33] R.A. Street, in *Hydrogenated amorphous silicon*, (Cambridge Solid State Science Series,Cambridge, UK, 89, 1991).
- [34] J. Tauc, R. Grigorovici, A. Vancu, Phys. Stat. Sol. 15, 627 (1966).
- [35] W. E. Spear, P. G. LeComber, Solid State Commun. 17, 1193 (1975).
- [36] R.A. Street, Philos. Mag. B37, 35 (1978).
- [37] C. Tsang, R.A. Street, Phys. Rev B19, 3027 (1979).
- [38] M. Schubert, R. Stachowitz, W. Fuhs, Phys. Rev. B 52, 10906 (1995).
- [39] W.E Spear and P.G. Lecomber,J.Non-Cryst.Solids 8-10,727(1972).
- [40] W.E Spear and P.G. Lecomber,Solide State Commun.17, 1193 (1975).
- [41] M.Stutzman, Phil.Mag. B56,63(1987).
- [42] www.microelectronique.univ-rennes1.fr.

- [43] J.Guillet, H.Meier, R.Tscharner, a.shah, M.Goetz, Proc. Int. Conf. on Solar Energie in Building(CSIBAT 2001)EPFL,2001.
- [44] M.Benmansour « Développement, contrôle et modélisation d'un procédé de projection de poudres de silicium par plasma rf – application aux couches minces photovoltaïques » thèse de Doctorat, Université Pierre et Marie CURIE, 2003.

Chapitre IV

*Etude de l'hétérojonction silicium
amorphe/cristallin: Simulations &
Discussions*

IV.1.Introduction

Quelque soit la structure d'une cellule solaire, une optimisation de ses paramètres est nécessaire pour avoir un bon rendement. Habituellement, les paramètres à optimiser sont l'épaisseur de la cellule, les niveaux et les profils de dopage, la configuration des contacts et le confinement optique. Les valeurs des paramètres optimaux dépendent, bien sûr, de la structure de la cellule solaire, de la qualité du matériau du substrat (duré de vie, mobilité), de la qualité des contacts ohmiques, de la vitesse de recombinaison en surface (faces avant et arrière), etc... L'optimisation de la cellule solaire comprend donc l'étude de l'influence de ces paramètres sur le rendement afin d'obtenir une structure conduisant au meilleur rendement.

La simulation numérique est couramment utilisée pour l'optimisation des dispositifs à semiconducteurs entre autre les cellules solaires.

En effet, elle présente les avantages suivants :

- elle permet d'éviter la fabrication de plusieurs prototypes de cellules avec des paramètres différents.
- elle est indépendante de la technologie utilisée (on peut donc faire varier largement les paramètres).
- on peut séparer l'influence de chaque zone de la cellule dans le cas de paramètres interdépendants (par exemple: mobilité, longueur de diffusion et durée de vie) [1].

Les logiciels couramment utilisés dans le domaine photovoltaïque pour la simulation du silicium cristallin comme le PC1D [2] ne conviennent pas au silicium amorphe (impossibilité de simuler les queues de bande et les liaisons pendantes). Ainsi, plusieurs laboratoires ont développé leur propre logiciel de simulation. Les plus connus sont AMPS-ID développé à l'Université de Pennsylvanie par l'équipe du Professeur Fonash [3]. Le D-AMPS est une version plus détaillée que AMPS-ID car elle prend en compte la réflectivité et texturation de surface des faces avant et arrière et simule la densité de défauts du silicium amorphe en implantant le « defect pool model » contrairement aux autres logiciels qui représentent la distribution de défauts liés aux liaisons pendantes par deux gaussiennes.

D'autres logiciels sont apparus par la suite comme le logiciel ASPIN de l'université de Ljubljana (Smoke et Furlan 1992), ASA de l'Université Technologique de Delft

(Zeman et al, 1997) et dernièrement le logiciel AFORS-HET conçu spécialement pour simuler les hétérojonctions silicium amorphe/cristallin [4].

Ce chapitre représente la partie la plus importante de notre travail, il est consacré à la simulation numérique de la réponse photovoltaïque dans des cellules solaires à hétérojonction en silicium amorphe hydrogéné sur substrat monocristallin (a-Si:H/c-Si) en termes de structures de bandes d'énergie et paramètres photovoltaïques (le courant de court-circuit J_{CC} , le rendement η , la tension du circuit ouvert V_{CO} et le facteur de forme FF).

IV.2.Présentation du logiciel AMPS-1D

L'équipe du laboratoire «The Center for Nanotechnology Education and Utilization » de l'université de Pennsylvanie aux USA sous la direction du professeur *Stephen J. FONASH*, a développée un programme à une dimension pour la simulation des dispositifs électroniques [5], Ce programme appelé AMPS (ANalysis of Microelectronic and Photonic Structures).

L'AMPS-1D utilise une résolution numérique des équations de transport régissant le fonctionnement électrique des dispositifs à semiconducteurs qui sont :

- Equation de Poisson.
- Equation de continuité des trous.
- Equation de continuité des électrons.

IV.2.1. Equation de Poisson

L'équation de Poisson est la troisième équation de Maxwell [6], reliant les populations de porteurs libres, de charges emprisonnées et celles de dopants ionisées au champ électrostatique dans un espace unidimensionnel. Elle est décrite par :

$$\text{div } \vec{D} = \rho \quad \text{[IV.1]}$$

Où ρ est la densité volumique de charges et \vec{D} le vecteur de déplacement électrique. Le terme " ρ " s'explique par la somme algébrique des différentes concentrations volumiques de charges électriques présentes dans le matériau. Ces charges se répartissent en deux catégories :

A. Porteurs libres participant à la conduction électrique. Elles sont données par les concentrations n et p des populations d'électrons et de trous. Elles s'expriment comme suit :

1. En statistique de Fermi-Dirac par

$$n = N_C F_{1/2} \left(\frac{E_{Fn} - E_C}{kT} \right) \quad [IV.2]$$

Et

$$p = N_V F_{1/2} \left(\frac{E_V - E_{Fp}}{kT} \right) \quad [IV.3]$$

Avec :

$F_{1/2}$: intégrale de Fermi-Dirac d'ordre 1/2.

N_C, N_V : densités effectives d'états respectivement des électrons dans la bande de conduction et des trous dans la bande valence.

E_C, E_V : bas de la bande de conduction et le haut de la bande de valence respectivement.

E_{Fn}, E_{Fp} : niveaux de Fermi respectifs des deux populations des électrons et des trous.

k : constante de Boltzmann.

T : Température

2. En statistique de Boltzmann par

$$n = N_C \exp \left(\frac{E_{Fn} - E_C}{kT} \right) \quad [IV.4]$$

$$p = N_V \exp \left(\frac{E_V - E_{Fp}}{kT} \right) \quad [IV.5]$$

Dans le cas où $E_C - E_{Fn} > 2kT$ (ou $E_{Fp} - E_V > 2kT$), il est possible d'utiliser l'approximation que représente la statistique de Boltzmann.

B. Charges immobiles dues aux centres ionisés, dont nous ferons la distinction formelle entre : les dopants donneurs N_D et accepteurs N_A , et les centres pièges profonds N_T . D'où l'écriture de la densité de charge volumique est :

$$\rho = q(p - n + dop + \sum N_T) \quad [IV.6]$$

Avec

$$dop = \sum_i N_{Di}^+ - \sum_j N_{Aj}^- \quad [IV.7]$$

Où :

i, j sont les différents niveaux de donneur N_D et accepteur N_A des dopants présents dans le matériau.

ΣN_T : somme des différents centres pièges profonds dans le matériau.

IV.2.2 Equations de continuité

Les équations de continuité sont exprimées à partir des lois de la conservation de porteurs libres. En régime stationnaire et dans l'hypothèse d'une génération externe de paires électrons-trous nulles, ces équations peuvent s'écrire comme suit :

$$\frac{1}{q} \text{div}(\vec{J}_n) = U - G_{opt} \quad [IV.8]$$

$$-\frac{1}{q} \text{div}(\vec{J}_p) = U - G_{opt} \quad [IV.9]$$

Où U représente le taux net de génération-recombinaison exprimé dans le modèle de Shockley- Read-Hall et G_{opt} le terme de génération optique..

Dans les semi-conducteurs, les courants résultent du déplacement des porteurs de charges (électrons et trous) sous l'action d'une force. L'origine de cette force peut être un champ électrique où un gradient de concentration. Dans le premier cas, le courant est dit "*d'entraînement*", dans le second, il est dit de "*diffusion*", d'où :

$$\vec{J}_n = qn\mu_n\vec{E} + qD_n\overrightarrow{\text{grad}}n \quad [IV.10]$$

$$\vec{J}_p = qn\mu_p\vec{E} + qD_p\overrightarrow{\text{grad}}p \quad [IV.11]$$

μ_n et μ_p représentent respectivement les mobilités des électrons et des trous reliées à leurs constantes de diffusion D_n et D_p par la relation d'Einstein :

$$D_{n,p} = \frac{k_B T}{q} \mu_{n,p} \quad [IV.12]$$

IV.2.3. Introduction au modèle "DOS" de la simulation

Afin de simuler des dispositifs photovoltaïques à base de matériaux non cristallin tel que silicium amorphe ou microcristallin, il a été nécessaire de trouver un modèle permettant de représenter *la densité d'états à l'intérieur de la bande interdite*, appelée plus communément « Density Of State (DOS) » [7].

Le modèle le plus couramment utilisé et reposant sur les travaux de *Cohen-Fritsche-Ovshinsky* (*Cohen et al*, 1969) [8] et les modifications incluant les liaisons pendantes proviennent des travaux de *Mott et Davis* [9]. Ce modèle standard consiste à représenter la densité d'états par deux exponentielles décroissantes à partir des extrémités de la bande interdite (bande de conduction et de valence) et deux gaussiennes en milieu de gap représentant les défauts profonds (voir Figure (IV.1) ci-dessous) [7].

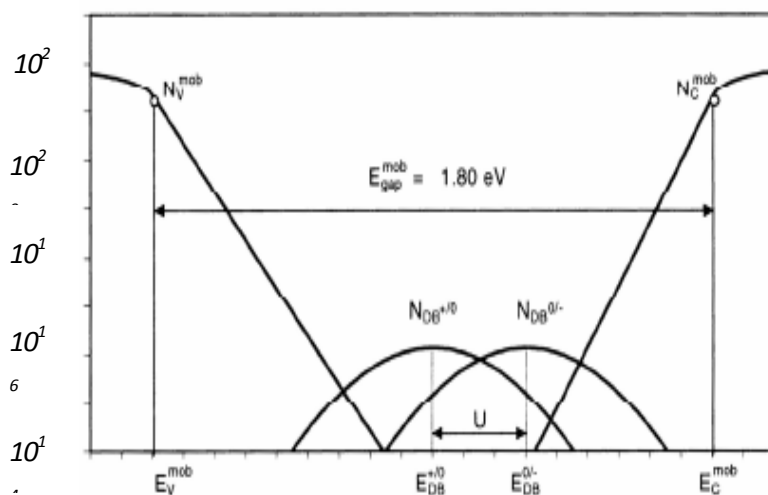


Figure IV.1 : Densité d'états standards du Silicium amorphe sur une échelle semi-logarithmique [7].

IV.2.3.1. Nature des défauts dans le silicium amorphe

IV.2.3.1.a. Défauts dans les queues de bandes

Les fortes fluctuations du potentiel provoquées par les distorsions spatiales, donnent naissance à des états étendus en bord des bandes de conduction et de valence. Ces bandes sont déformées et font apparaître des queues de bandes (tail states) de valence et de conduction de forme exponentielle et dissymétrique, on attribue cette forme à la différence de masse effective des électrons et des trous. Les états de queues de bandes se comportent comme des pièges à électrons ou à trous. Les défauts des queues de bande peuvent être présentés sous la forme V (voir figure (IV.5.b)).

IV.2.3.1.b. Nature des défauts dans les liaisons pendantes

Les défauts qui sont liés à la structure cristalline amorphe correspondent tout simplement aux liaisons non satisfaites qui introduisent des *états pièges profonds dans la bande interdite*.

Du faite des perturbations dues au désordre spatial dans le matériau amorphe, chacun des niveaux d'ionisation des pièges accepteurs et donneurs ne peut être identiques d'une liaison à une autre, ce qui conduit à des états pièges des liaisons pendantes (voir Figure (IV.6.b)).

Ces défauts profonds sont de type amphotère, c'est à dire qu'ils peuvent être à la fois de type donneur N_D ou accepteur N_A . Cela correspond au principe de la liaison pendante qui peut soit libérer un électron (état donneur) ou en accepter un (état accepteur).

Ces deux distributions du centre de la bande interdite, séparées par une énergie appelée énergie de corrélation U (Figure (IV.1)) modélisent correctement l'influence des liaisons pendantes. L'énergie de corrélation correspond à l'énergie nécessaire pour ajouter un électron à un état occupé uniquement par un seul électron (état neutre).

Afin d'élaborer les équations de poisson et de continuité et définir les défauts, nous avons utilisé le simulateur AMPS-1D. La Figure IV.2 donne une interface du ce logiciel.

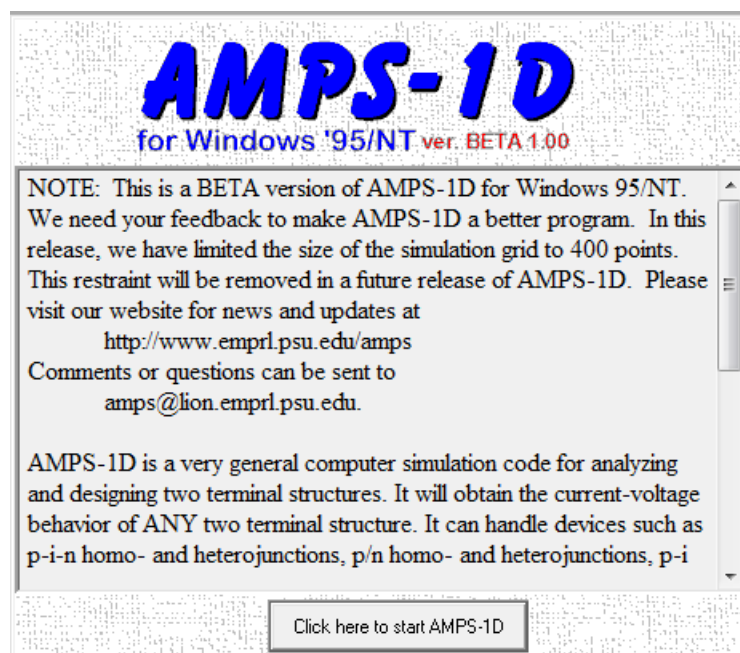


Figure IV.2 : Présentation du programme AMPS 1D [5].

AMPS-1D est un programme général pour l'analyse et la conception des transports dans les structures microélectroniques. Il diffère des autres programmes d'analyse des transports telque le *PICS* (par exemple) de plusieurs manières, parmi elles :

- Sa capacité de manipuler le gap énergétique, des défauts et des dopants, ainsi que la distribution spatiale,

- Son incorporation de la recombinaison bande à bande, les statistiques de *Boltzmann* et de *Fermi Dirac*,
- Sa capacité de manipuler les propriétés de divers matériaux,
- Son traitement général des contacts,
- Sa capacité à traiter le transport dans les composants électroniques sous tension, sous éclairage ou bien les deux.

IV.2.4. Capacités du programme AMPS-1D

Pour simuler les phénomènes de transport électroniques dans l'état solide, on utilise les premiers principes de continuité et l'approche de l'équation de Poisson afin d'analyser le comportement du transport dans les structures des composants électroniques et optoélectroniques. Ces structures peuvent être composées de matériaux cristallins, polycristallins, amorphes ou bien de leurs combinaisons.

IV.2.4.1. Structures traitées par le programme AMPS-1D

Avec ce traitement numérique général, *AMPS-1D* peut être utilisé pour examiner des structures des composants qui incluent :

- homojonction et hétérojonction PN, PIN, NIN et PIP.
- Structure solaire multijonction.
- Détecteur à composition graduée et structure des cellules solaires.
- Structures microélectroniques à composition graduée.
- Nouveaux composants microélectroniques et photovoltaïques et structures micro électroniques.
- Composants à barrière Schottky avec des couches arrière.

Suite à la simulation de la cellule d'étude, *AMPS-1D* permet de générer la caractéristique de sortie $I(V)$ à l'obscurité et sous éclairage pour une température donnée. En plus, d'importantes informations sont délivrées telles que le tracé des distributions du champ et du potentiel électrique, de la population des porteurs libres et piégés, des profils de recombinaisons et des densités du courant des porteurs en fonction de la position...etc.

IV.2.4.2 Modèles physiques traités par le programme AMPS-1D

A comparer avec d'autres logiciels connus, *AMPS-1D* semble être le seul logiciel existant qui prend en charge les cas physiques suivants :

- Traitement de contacts qui permet de simuler l'émission thermoïonique et la recombinaison à l'interface.
- Modèle du gap qui peut être représenté par les distributions connues de la densité des états dans le volume ou à l'interface.
- La recombinaison à la fois bande à bande et *Schottky Read Hall (S-R-H)*.
- Modèle de recombinaison qui calcule la recombinaison SRH par l'introduction de la distribution du gap comme donnée d'entrée au lieu de l'approche de la simple recombinaison souvent utilisée.
- Les statistiques de Fermi Dirac et non pas seulement celles de *Boltzmann*.
- Les populations du gap calculées avec les statistiques réelles de la température au lieu de celles utilisées à $T= 0^{\circ}K$.
- Modèle de charge piégée qui rend compte de la charge pour n'importe quelle distribution de gap.
- La capacité de calculer les caractéristiques du composant en fonction de la température en polarisation directe et indirecte avec ou sans éclairage.
- La capacité d'analyser les structures des composants fabriqués en utilisant des matériaux cristallins, polycristallins, amorphes ou les trois à la fois.

IV.2.5.Fonctionnement du logiciel AMPS-1D

Pour déterminer ces variables d'états, *la méthode des différences finies* et *la technique de Newton-Raphson* ont été utilisées par le programme. Par *itération*, la méthode *Newton-Raphson* permet de trouver la racine de la fonction où les racines d'un ensemble de fonctions si une donnée initiale adéquate est introduite. Dans le logiciel *AMPS-1D*, le composant unidimensionnel à analyser est divisé en segment selon le nombre décidé par l'utilisateur. Les trois ensembles d'inconnus sont alors résolus pour chaque intervalle, une fois les trois variables d'états sont obtenues en fonction de "x", les queues de bande, le champ électrique, les charges piégées, les porteurs, les densités de courant, les profils de recombinaisons ou toute autre information concernant le transport peuvent être obtenues.

IV.2.5.1.Fenêtre d'accès du logiciel AMPS-1D à la simulation de la cellule d'étude

Lors de la simulation d'un dispositif, le logiciel *AMPS-1D* présente différentes fenêtres qui traitent séparément les paramètres des matériaux composant le dispositif. La création d'un nouveau fichier de simulation suffit par l'ouverture d'une première fenêtre de la Figure (IV.3).

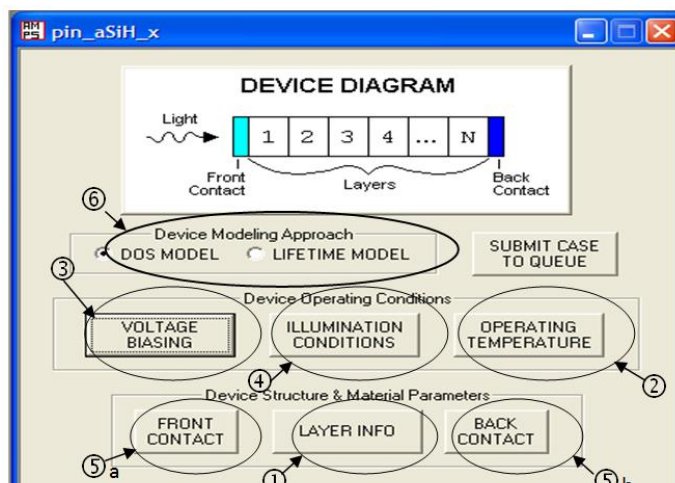


Figure IV.3 : Fenêtre de base de l'AMPS-1D de traitement et de simulation électrique et optique d'un système électronique [5].

Lors de la simulation, l'utilisateur de l'AMPS-1D fixe les conditions de mesure intérieures et extérieures au dispositif.

1. Les informations sur les paramètres **fixes** du dispositif sont traitées par "LAYER INFO" de l'icône ① pour une température donnée, soit l'icône ②.
2. Les **conditions d'excitations extérieures** (polarisation et éclairement) du dispositif sont assemblées dans les icônes ③ et ④.
3. L'icône ⑤ permet de fixer les paramètres concernant la face avant et arrière tels que la barrière de contact, le coefficient de réflexion et la vitesse de recombinaison.
4. L'icône ⑥ traite l'**approche du modèle** choisi. Si la ou l'une des couches à étudier est de structure :

☞ **Cristalline** : l'utilisateur choisira le mode "**LIFE TIME MODEL**" ou le modèle de durée de vie.

☞ **Non cristalline** : l'utilisateur doit choisir le mode "**DOS**", car il répond aux spécifications de la présence des défauts intrinsèques dans les structures amorphes et microcristallines.

IV.2.5.2. Paramètres d'application pour une région particulière

Certains paramètres prennent différentes valeurs pour différentes régions, selon la nature de la région, parmi elles : la morphologie du matériau qu'il soit cristallin, amorphe, microcristallin ou polycristallin; chaque matériau se présentera avec ses propres caractéristiques.

La Figure (IV.4) rassemble tous les paramètres physiques de la couche dont on a besoin pour les calculs. Elle survient en déclenchant l'icône ① " **LAYER INFO**" de la fenêtre de base.

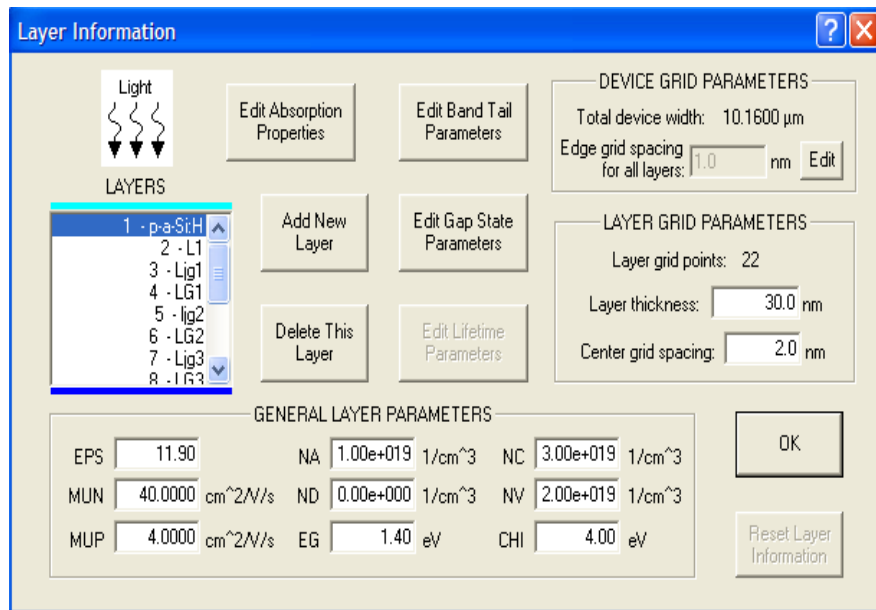


Figure IV.4 : Fenêtre de l'AMPS-1D donnant tous les paramètres spécifiques aux matériaux choisis pour chaque région de la cellule [5].

Lors de la simulation d'un dispositif, l'utilisateur lui suffit d'appuyer sur la touche « **Add new Layer** » et une couche s'incrémente et apparaît sur le petit écran de la fenêtre « **LAYERS** » ; en sélectionnant la région à étudier d'un simple clic, tout les paramètres et spécifications apparaissent de cette région.

IV.2.5.3. Paramètres des états de queues de bande dans AMPS-1D

Lorsque l'utilisateur veut traiter les paramètres des queues de bande, il lui suffit d'actionner la touche « **Edit Band Tail Parameters** » de la fenêtre de la Figure (IV.4) et on obtient la fenêtre suivante (Figure (IV.5.a)). La Figure (IV.5.b) représente l'exemple d'une distribution en V constituée des états de queues de bandes :

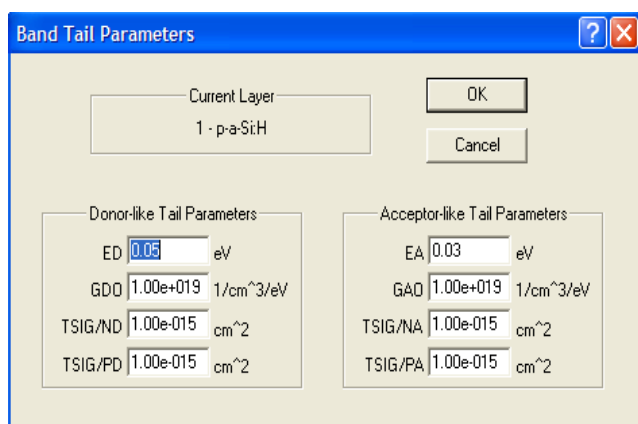


Figure IV.5.a : Présentation de la fenêtre des paramètres des queues de bande [5].

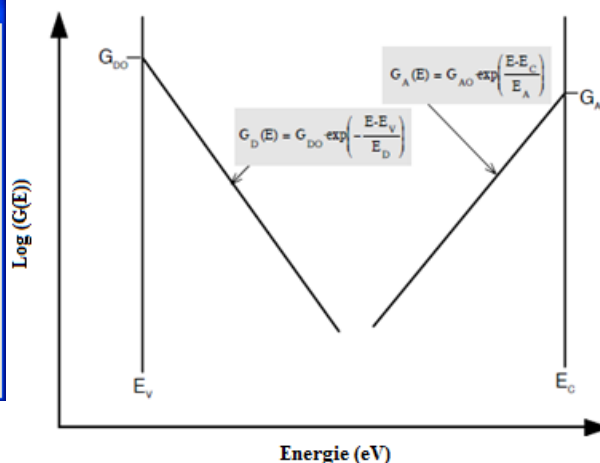


Figure IV.5.b : Distribution des états de queues de bandes (distribution exponentielle) [5].

IV.2.5.4. Paramètres des états des liaisons pendantes dans AMPS-1D

Les paramètres des liaisons pendantes sont exprimés plus clairement dans la Figure (IV.6.a) qui apparaît une fois la touche « Edit Gap Paramètres » est actionnée de la Figure (IV.4) précédente. Celle des gaussiennes Figure (IV.6.b) où sont notées toutes les grandeurs nécessaires pour la spécification de l'état gaussien qui n'est autre que la description des liaisons pendantes dans un système cristallographique.

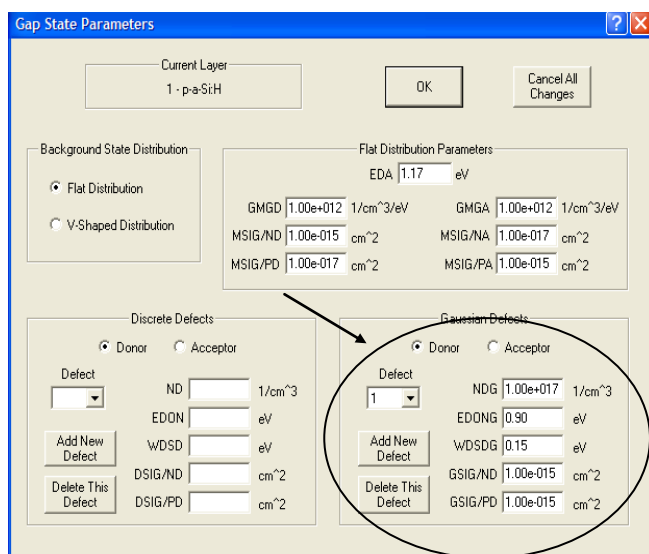


Figure IV.6.a : Présentation de la fenêtre des paramètres des états dans le gap [5].

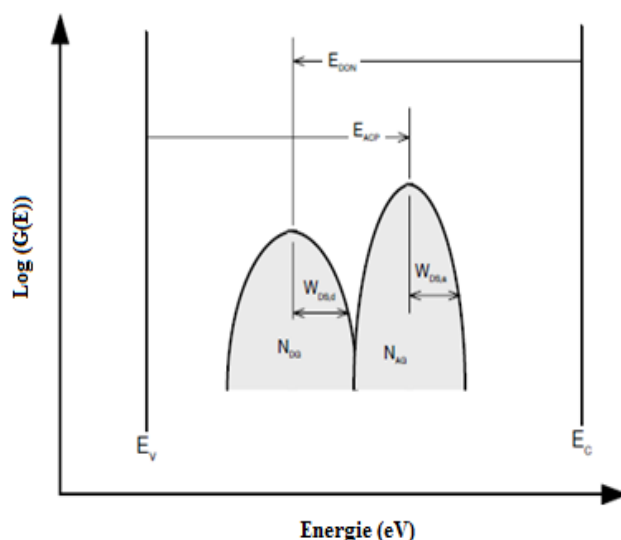


Figure IV.6.b : Distribution des états de liaisons pendantes (distribution gaussienne) [5].

IV.2.5.5 Paramètres définissant le spectre d'illumination

Cette partie définira le spectre d'illumination ainsi le coefficient d'absorption du matériau, voir la Figure (IV.7) ci-dessous. Ces paramètres sont absolument nécessaires si le système est absorbant et en illumination. Le premier de ces paramètres est la lumière appelée 'LIGHT' et est indispensable dans la suite des calculs pour le cas en illumination; si $LIGHT = 0$, alors le spectre d'illumination ne sera pas utilisé par le programme qui se contentera des caractérisations du système en obscurité seulement. Cette figure apparaît par le biais de la touche « **Edit Absorption Propriétés** » de la Figure (IV.4) précédente.

Les paramètres qui définissent le spectre sont :

- La longueur d'onde $LAMBDA$ (μm)
- le flux incident à cette longueur d'onde ($1/cm^2/sec$)
- le coefficient d'absorption $ALPHA$ ($1/cm$) pour chaque longueur d'onde du spectre d'éclairement.

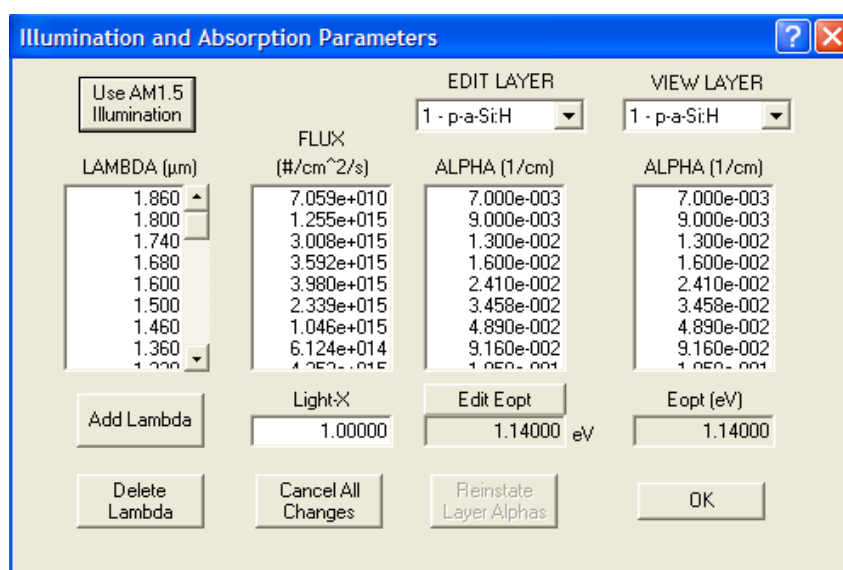


Figure IV.7 : Fenêtre des paramètres d'illumination et d'absorption dans le matériau d'étude [5].

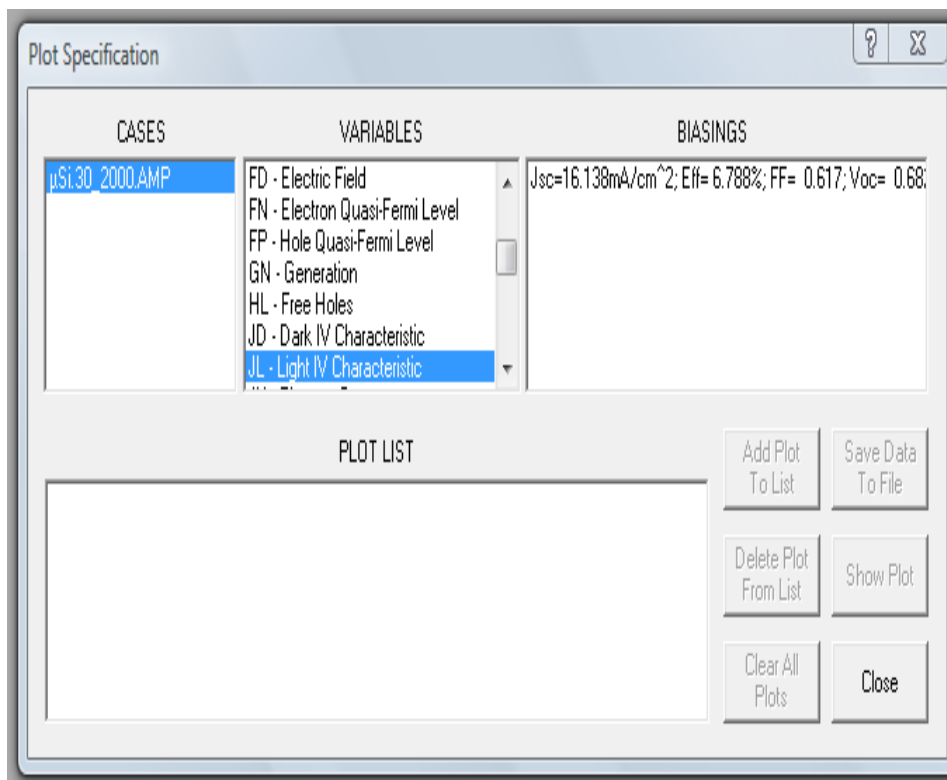
Une fois les paramètres d'illumination fixés, il est nécessaire de faire la différence entre la mobilité du gap E_{Gu} et le gap optique E_{Gop} lors de la modélisation des matériaux semiconducteurs amorphes [10]. Dans les matériaux semiconducteurs monocristallins : $E_{Gu} = E_{Gop} = E_G$, alors que dans le cas de l'amorphe, les états qui contiennent le transport dans la bande délocalisée peuvent exister à différents seuils des états se rapportent aux

transitions optiques bande à bande. Dans *AMPS-1D*, le gap de mobilité $E_{Gu} = E_c - E_v$ et le gap optique E_{Gop} peut être séparément introduit par l'utilisateur.

IV.2.5.6. Courbes de Sortie de la cellule simulée par l'AMPS-1D

La Figure IV.8 montre que le AMPS-1D permet également de générer plusieurs sorties accompagnées de leurs courbes : caractéristiques I-V à l'obscurité et sous éclairage solaire, paramètres PV (courant de court circuit, rendement de conversion électrique, tension de circuit ouvert, facteur de forme FF), réponse spectrale, diagramme énergétique, etc....

Les spectres d'absorption des couches en a-Si:H et μ c-Si:H sont pris de la littérature [11].



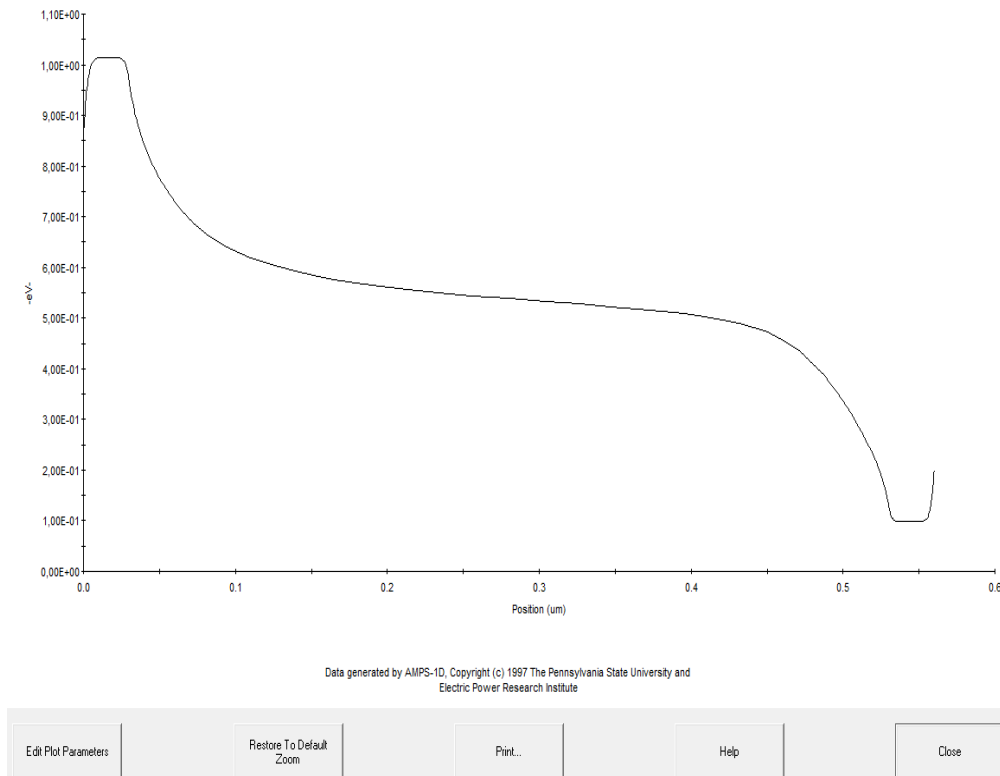


Figure IV.8 : Interface de l'AMPS-1D visualisant les différentes sorties.

IV.3. Paramétrage du silicium dans AMPS 1D

Ces paramètres sont des grandeurs physiques, technologiques, structurales et électriques spécifiques au matériau choisi, ils peuvent être fixes ou variables.

IV.3.1. Paramètres fixes

Les différentes recherches et études sur le Silicium ont élaborées que les paramètres liés à la nature physique du matériau polycristallin, se situent entre celles de la structure monocristalline et celles de la structure amorphe du Silicium.

Ces paramètres sont : le gap E_G , l'affinité électronique χ , la densité des états effectifs de la bande de conduction N_c et de valence N_v , la constante diélectrique ϵ , la mobilité des électrons et des trous μ_n et la densité des défauts.

IV.3.2. Paramètres de simulation (variables et par défauts)

Les recherches et les études sur le silicium amorphe [12] [13][14] ont pu spécifier l'ordre de grandeur que présente les défauts présents dans la structure. Cet ordre reste un ordre empirique car la complexité de la structure diffère d'un matériau à un autre

et d'une technique d'élaboration de ce type de structure à une autre aussi. Le Tableau IV.1 représente les différents paramètres fixes et variables.

Paramètres Physiques, Electriques et Technologiques	Unités	a-Si:H(n ou p)
Epaisseur	nm	5
Constante diélectrique ϵ	***	11,9
Gap de mobilité $E_{g\mu}$	eV	1,65-2
Affinité électronique	eV	4.0
Mobilité des électrons	cm ² /V.s	10
Mobilité des trous	cm ² /V.s	1
Densité d'états effective électrons N_c	cm ⁻³	2,5E+20
Densité d'états effective trous N_v	cm ⁻³	2,5E+20
Queues de Bandes (Tail Bands)		
G_{A0} maximum de la QB de conduction	cm ⁻³ /eV	1.00E+21
G_{D0} maximum de la QB de valence	cm ⁻³ /eV	1.00E+21
E_A inverse de la pente de la QB de conduction	eV	0.03
E_D inverse de la pente de la QB de valence	eV	0.05
Section de capture d'électrons dans de la QB de conduction	cm ²	1.00E-17
Section de capture d'électrons dans de la QB de valence	cm ²	1.00E-15
Section de capture des trous dans de la QB de conduction	cm ²	1.00E-15
Section de capture des trous dans de la QB de valence	cm ²	1.00E-17
Liaisons pendantes (Dangling Bonds)		
Gaussienne DB_D donneur		
N_{GD} Maximum de concentration de la gaussienne	cm ⁻³	1.00E+16
Position relatif au maximum de la gaussienne N_{GD}	eV	1.12
Largeur de la gaussienne W_{GD}	eV	0.15
Section efficace de capture d'électrons	cm ²	1.00E-14
Section efficace de capture des trous	cm ²	1.00E-15
Gaussienne DB_A accepteur		
N_{GA} Concentration liaisons pendantes	cm ⁻³	1.00E+16
Position relatif au maximum de la gaussienne N_{GA}	eV	1.02
Largeur de la gaussienne W_{GA}	eV	0.15
Section efficace de capture d'électrons	cm ²	1.00E-15
Section efficace de capture des trous	cm ²	1.00E-14
Energie de corrélation séparant les gaussiennes	eV	0.1

Tableau IV.1 : Liste des paramètres physiques, électrique et technologique du a-Si :H introduits dans l'AMPS-1D [3].

IV.4. Optimisation de l'hétérojonction amorphe/cristalline :

Cette partie est destinée à comprendre en détail le fonctionnement de l'hétérojonction silicium : amorphe/cristallin (a-Si:H/c-Si) via le logiciel AMPS-ID.

La figure IV.9 représente une coupe de la cellule photovoltaïque à étudier : la région du front est à base de silicium amorphe a-Si : H (n ou p) sur un substrat monocristalline de type

opposé. Les contacts arrière et avant sont modélisés par l'introduction d'une barrière de potentiel relative à un contact ohmique.

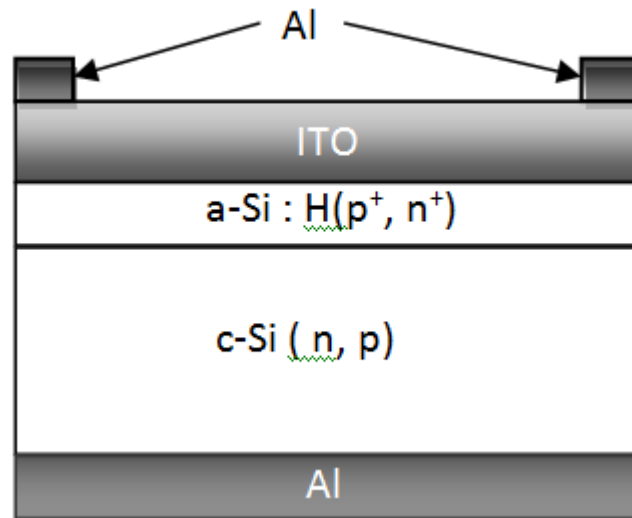


Figure IV.9 : La structure transversale schématique de la cellule solaire à hétérojonction a-Si:H/c-Si.

IV.4.1. Etude du contact de l'ITO avec le silicium amorphe a-Si:H(n) et a-Si:H(p)

Les phénomènes de transport des porteurs majoritaires au niveau de l'interface ITO/silicium amorphe sont étudiés à partir du principe de la jonction de type Schottky. Ce modèle donne la hauteur de barrière Φ_B tel que : $\Phi_B = \Phi_M - \chi$ ou Φ_M représente le travail d'extraction du métal (on considère ici l'ITO comme un métal) et χ l'affinité électronique du semi-conducteur.

La valeur de la barrière varie directement en fonction du travail d'extraction du métal (considéré entre $\Phi_M = 4.3 - 5.2\text{eV}$ pour l'ITO) [15]. Le contact est susceptible de se retrouver dans trois régimes possibles : un régime d'accumulation, de bandes plates ou bien de déplétion (le plus courant). Dans ce cas, le transport du courant dominé par les porteurs majoritaires est gouverné par le mécanisme d'émission thermo-ionique.

La Figure IV.10 illustre le diagramme qui est susceptible de se former lors du contact de l'ITO avec le silicium amorphe a-Si:H(n) ou a-Si:H(p).

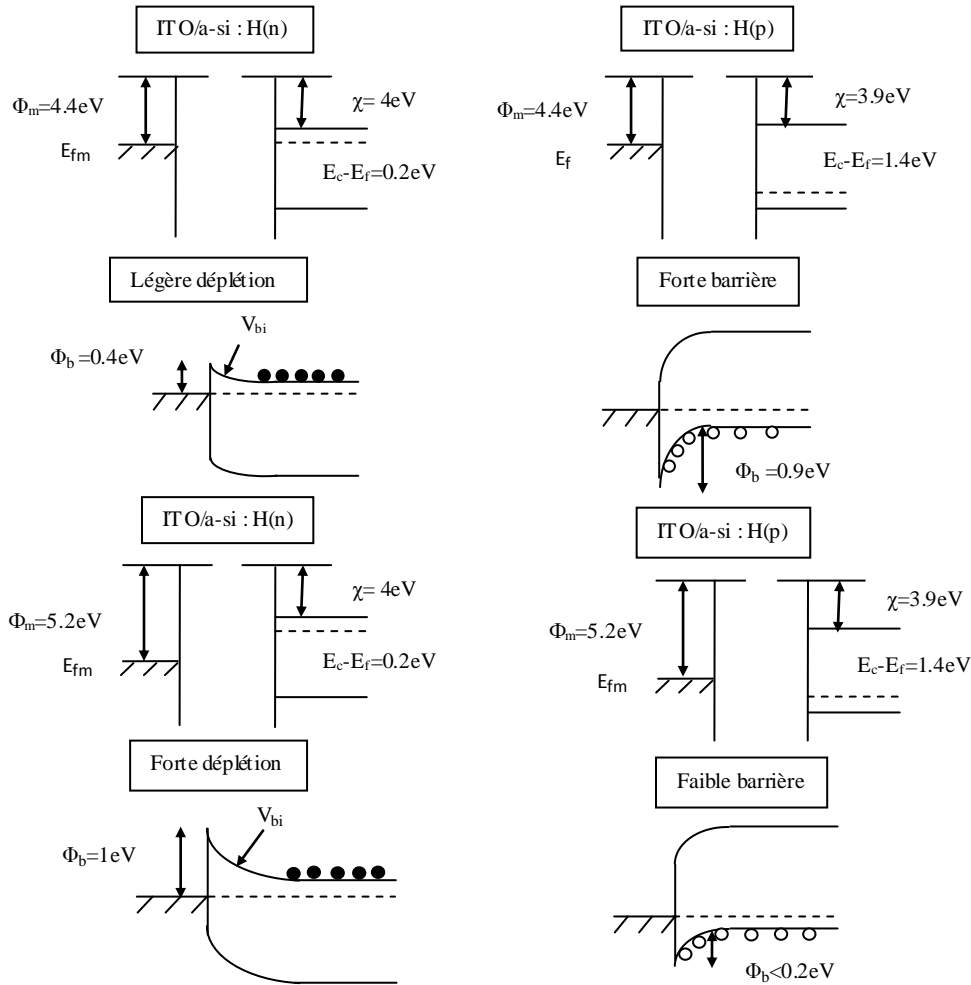


Figure IV.10 : contact entre l'ITO et le silicium amorphe dopé n et p à l'équilibre thermodynamique pour un travail de sortie de l'ITO fixé à $\Phi_m = 4.4\text{eV}$ et $\Phi_m = 5.2\text{eV}$.

Le silicium amorphe a-Si:H(n) possède une valeur d'affinité électronique comprise entre 3.8 et 4.0eV. Cela signifie que le contact avec l'ITO se trouve en régime de déplétion. On considère la barrière de potentiel pour un tel contact (ITO/a-Si:H) comprise entre 0.2eV et 0.4eV. La formation de ce contact est cependant susceptible de conduire l'émetteur a-Si:H(n) en déplétion, engendrant une chute de la tension en circuit ouvert V_{co} de la cellule. Afin d'écranter le champ électrique induit par le potentiel électrique du contact avant, la zone de déplétion à l'intérieur de l'émetteur a-Si:H est de 10 nm environ. Si l'épaisseur de l'émetteur est inférieure à 10 nm, des porteurs additionnels provenant de l'absorbeur (substrat) ainsi que des défauts chargés dans l'émetteur seront utilisés pour écranter le champ [16]. Ceci affecte considérablement la courbure de bande et mène à une diminution du facteur de forme et de la tension en circuit ouvert V_{co} . Il existe une épaisseur optimale de l'émetteur amorphe, dépendante des propriétés électroniques de ce dernier et de la hauteur de barrière formée.

Pour une barrière de potentiel inférieure à 0.2eV, l'influence de l'ITO sur les performances de la cellule est négligeable. Il faut alors que l'émetteur soit le plus mince possible. Pour une barrière comprise entre 0.3 et 0.4eV, l'épaisseur optimale se situe entre 5 et 7nm (sans couche tampon) et 10 et 15nm avec couche tampon.

Le cas du contact ITO/a-Si:H(p) paraît beaucoup plus problématique. Le contact entre l'ITO et le silicium amorphe permet de se situer dans un régime d'accumulation et donc de contact ohmique. Néanmoins, les porteurs majoritaires étant dans ce cas de figure les trous, une très forte barrière de potentiel ($> 1\text{eV}$).

Ce phénomène représente donc un problème pour l'hétérojonction sur substrat c-Si(n) mais également pour le traitement arrière de l'hétérojonction sur substrat c-Si(p).

Plusieurs solutions sont alors envisageables pour permettre le contact sur chaque type de silicium amorphe comme le dépôt d'un ITO adapté à chaque type de couche amorphe (travail de sortie ajusté) ou l'introduction d'une fine couche métallique (type chrome) entre l'ITO et la couche a-Si:H(p) servant de couche d'inversion.

IV.4.2. Simulations de l'hétérojonction silicium : amorphe/cristallin

La simulation permet de quantifier les tendances et d'analyser l'influence des différents paramètres tels que la largeur de bande interdite, l'affinité électronique, le dopage, l'épaisseur de la cellule. Pour les trois premiers paramètres, deux types de structures sont simulées avec le logiciel AMPS-1D.

- Structure A : a-Si:H(n) [10nm]/c-Si(p) [300 μm]
- Structure B : a-Si:H(p) [10nm]/c-Si(n) [300 μm]

La description de la structure est la suivante :

- Un substrat c-Si avec la mobilité des électrons et des trous relatives au niveau de dopage de 10^{16} cm^3 .
- La vitesse de recombinaison en surface arrière est fixée à 10^7 cm/s .

IV.4.3. Influence de la largeur de bande interdite

Les différents diagrammes énergétiques représentés sur la Figure IV.11 montrent qu'il existe, pour les bandes de conduction et de valence, deux types de discontinuité. Le premier correspond au cas où la tension de diffusion s'ajoute à la différence d'énergie de bande considérée. Nous appellerons cette discontinuité une pseudo-continuité. C'est le cas par exemple de la bande de valence de la Figure (IV.11.a). Le deuxième type de discontinuité

correspond au cas où la tension de diffusion et la discontinuité des gaps jouent des rôles opposés, c'est le cas de la bande de conduction de la Figure (IV.11.a). Nous qualifierons de forte discontinuité dans la Figure IV.11.b

La simulation de niveau d'énergie en fonction de la distance avec différentes valeurs de la largeur de la bande interdite pour deux valeurs d'affinité électronique ($\chi=4\text{ eV}$ et 3.93 eV) est illustrée dans la Figure IV.11 pour une épaisseur fixe ($x_F=10\text{ nm}$) et un dopage ($D=10^{19}\text{ cm}^{-3}$ pour la structure A et $D=3.10^{19}\text{ cm}^{-3}$ pour la structure B).

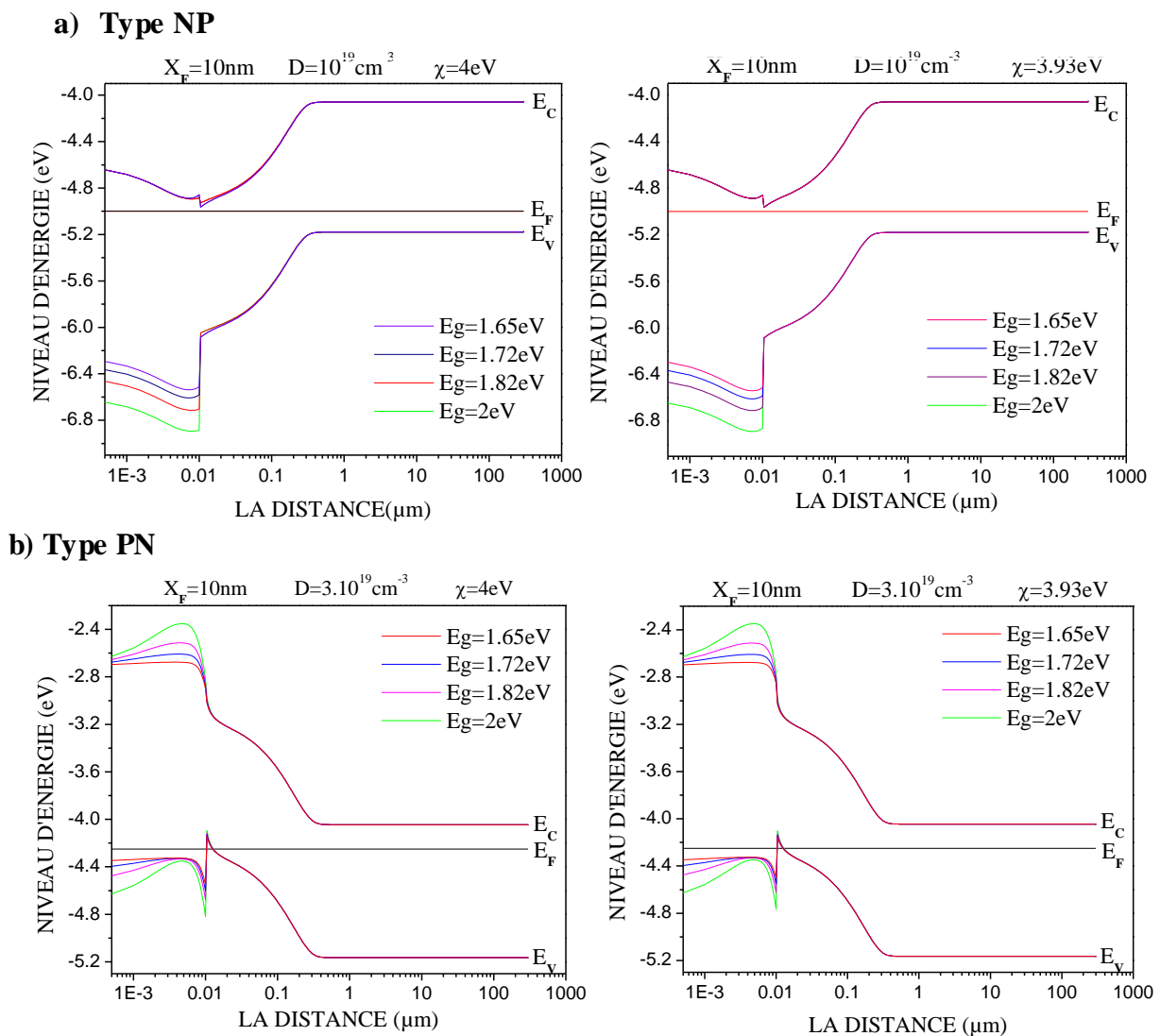


Figure IV.11 : le diagramme d'énergie de l'hétérojonction a-Si : H/c-Si et influence de la largeur de bande de la couche amorphe sur les discontinuités de bandes (ΔE_C , ΔE_V).

a- Type NP
b- Type PN

La Figure IV.11 montre l'influence de la largeur de bande interdite de l'émetteur sur les discontinuités de bandes. On remarque qu'augmentant le gap, la discontinuité de la bande

de valence ΔE_V augmente tandis que ΔE_C reste sans aucun changement pour la jonction NP et pour une jonction PN les deux discontinuités ΔE_C et ΔE_V évoluent proportionnellement avec la bande interdite.

On observe dans l'hétérojonction sur substrat c-Si(p), le développement de la discontinuité de la bande de valence ΔE_V qui permet le passage des trous vers l'émetteur, et de conduction ΔE_C qui est faible et n'est pas affectée par la bande interdite et l'affinité électronique.

En effet, pour de grande valeur de la discontinuité de valence ΔE_V de la Figure IV.11.b, le transport de charges devient plus difficile à cause de la barrière de potentiel qui tend à bloquer le passage des trous du substrat vers l'émetteur. L'accumulation de trous à l'interface modifie le profil du champ électrique et la distribution de charge dans la région de déplétion du c-Si. Du fait de la réduction du champ électrique dans la région cristalline, cette région devient moins pauvre en électrons, par conséquent les recombinaisons augmentent. La discontinuité de la bande de conduction est grande lorsque le gap est grand ($E_g=2eV$) qui permet d'affranchir les électrons vers le substrat.

IV.4.4 Optimisation des propriétés d'interface dans l'hétérojonction a-Si:H/c-Si

Les hétérojonctions de silicium : amorphe / cristallin sont des structures très prometteuses pour des cellules solaires à haut rendement fabriquées à basse température. Cependant, les défauts d'interface peuvent favoriser la recombinaison des porteurs photogénérés en limitant l'efficacité de conversion électrique des cellules solaires.

Dans cette section, nous avons étudié la densité de défauts d'interface des hétérojonctions hydrogénées (a-Si:H) de silicium amorphe (HJs) basées sur le substrat c-Si à la fois de type n et de type p.

Nous avons analysé l'influence de la densité des défauts d'interface sur la réponse photovoltaïque de chaque cellule solaire HJ en exploitant les ressources du simulateur AMPS-1D reconnu par des moyens de l'insertion d'une couche extrêmement mince artificielle avec une forte densité apparente d'états représentant l'interface entre le silicium amorphe et le silicium cristallin.

Des études récentes sur les hétérojonctions de silicium amorphe / cristallin ont mis en évidence le potentiel de ces matériaux pour réaliser des cellules solaires à faible coût et à haut rendement [17]. Malgré cela, le fonctionnement exact de ces cellules n'est pas entièrement compris. En particulier, le transport sous illumination et l'influence des discontinuités de

bande à l'interface n'ont pas été complètement clarifiés, bien que cela soit essentiel pour une optimisation ultérieure de ces cellules solaires [18]. En particulier, lorsque l'on utilise une couche de fenêtre à large bande interdite, les discontinuités de bande à l'interface a-Si/c-Si pourraient jouer un rôle primordial dans la collecte de porteurs photogénérés. Jusqu'à présent, de nombreux chercheurs se sont concentrés sur l'optimisation de la fabrication des cellules solaires à hétérojonction de Si pour augmenter leur efficacité.

Selon plusieurs rapports, le contrôle de l'interface de a-Si / c-Si pour obtenir une interface abrupte avec une faible densité de défauts a été un problème critique, car il est directement lié à la tension en circuit ouvert (V_{co}) [18- 19].

Dans ce travail, le programme de simulation AMPS-1D [5] (Analyse de la Structure Microélectronique et Photonique) est utilisé pour étudier systématiquement l'effet de couche d'interface a-Si: H (p^+ , n^+) / c-Si (n , p) sur les caractéristiques J-V illuminées et donc les paramètres photovoltaïques (J_{cc} , η , V_{co} et FF).

IV.4.4.a Recombinaison à l'interface a-Si: H / c-Si

Pour les cellules hétérojonctions a-Si: H / c-Si, la clé de l'efficacité cellulaire élevée est la recombinaison aux interfaces a-Si: H / c-Si: Les couches a-Si: H induisent non seulement une flexion de bande mais aussi passiver à la fois les faces avant et arrière du c-Si par saturation des liaisons pendantes [20].

Des densités élevées de défauts D_{it} (cm^{-2}) ou N_{dbi} (cm^{-3}) aux interfaces a-Si: H / c-Si, supérieures à $10^{18} cm^{-3}$, conduisent à une diminution du V_{oc} et à une diminution concomitante du rendement η . Deux voies de recombinaison peuvent contribuer à la recombinaison à l'interface, cf. Figure.IV.12: (a) Les porteurs de charges générés dans l'absorbeur c-Si peuvent se recombiner via des états de liaison pendantes à la surface c-Si, si la passivation par le réseau a-Si: H est insuffisante. (b) si les porteurs de charge peuvent surmonter la barrière a-Si: H / c-Si par émission thermoïnique ou par effet tunnel dans les états de queue a-Si: H, ils voient une voie de recombinaison très efficace via des défauts de liaison dans l'a-Si: H. Au lieu de discuter des états d'interface, il serait donc plus précis de discuter des défauts à une interface efficace constituée des liaisons pendantes Si-Si insaturées ainsi que des défauts a-Si: H proches du a-Si: H / c-Si Interface, dans la longueur du tunnel des charges provenant du c-Si.

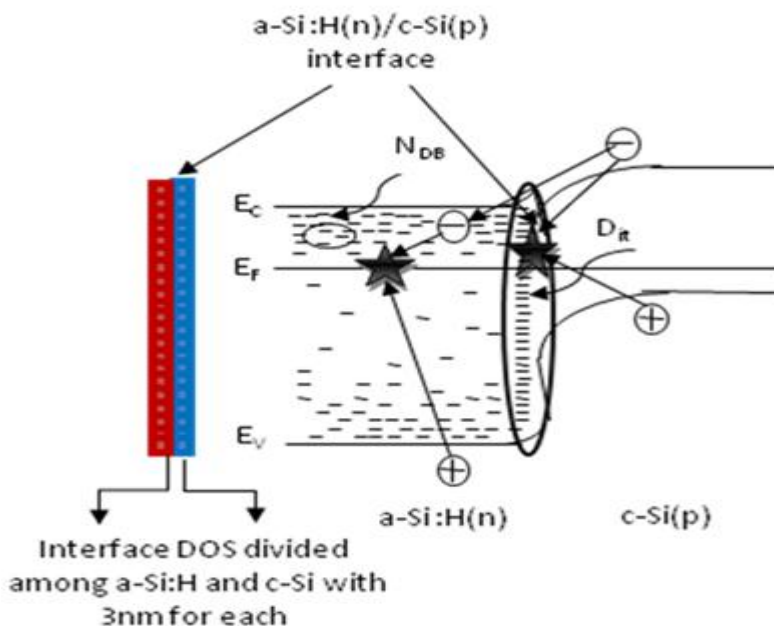


Figure IV.12 : Structure de bande à l'hétérojonction $a\text{-Si:H} / c\text{-Si}$.
 Les états de défaut (D_{it}) à l'interface $a\text{-Si:H} / c\text{-Si}$ et dans le volume $a\text{-Si:H}$ sont indiqués par des tirets. Les voies d'interface et de recombinaison en masse pour les photogénérés les transporteurs sont indiqués par des flèches.

IV.4.4.b. Simulations de l'effet de la couche d'interface dans l'hétérojonction silicium amorphe /cristallin :

Pour la simulation AMPS-1D, nous avons besoin d'un ensemble initial de paramètres pour toutes les propriétés des matériaux amorphes et cristallins du silicium (bande interdite, affinité électronique, concentration de dopage, mobilités, répartition des états de fente dans les couches d'interface, etc.). Dans le tableau IV. 2, nous résumons les valeurs utilisées dans nos simulations et le $a\text{-Si:H}(n^+) / c\text{-Si}(p)$ a les mêmes valeurs. Pour $a\text{-Si:H}$, nous avons obtenu des données du recueil de paramètres AMPS-1D et de la littérature disponible. Pour la simulation sous illumination nous avons utilisé le spectre AM 1,5 normalisé à $100 \text{ mW} / \text{cm}^2$.

Parameters and units	a-Si:H(p ⁺)	a-Si:H(p ⁺) interface	c-Si(n) interface	c-Si(n)
Thickness (nm)	5	3	3	300000
Electron affinity (eV)	3.8	3.8	4.05	4.05
Band gap (eV)	1.72	1.72	1.12	1.12
Effective conduction band density (cm ⁻³)	2.5×10 ²⁰	2.5×10 ²⁰	2.8×10 ¹⁹	2.8×10 ¹⁹
Effective valence band density (cm ⁻³)	2.5×10 ²⁰	2.5×10 ²⁰	1.04×10 ¹⁹	1.04×10 ¹⁹
Electron mobility(cm ² V ⁻¹ s ⁻¹)	10	10	1076	1076
Hole mobility(cm ² V ⁻¹ s ⁻¹)	1	1	460.9	460.9
Acceptor concentration(cm ⁻³)	10 ¹⁹	10 ¹⁹	0	0
Donor concentration(cm ⁻³)	0	0	10 ¹⁶	10 ¹⁶
Band tail density of states (cm ⁻³ eV ⁻¹)	10 ²¹	10 ²¹	10 ¹⁹ - 10 ²¹	1
Characteristic energy (eV) for donors, acceptors	0.05- 0.03	0.05- 0.03	0.05- 0.03	0.05- 0.03
Capture cross-section for donor states, e, h (cm ²)	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁷
Capture cross-section for acceptor states, e, h (cm ²)	10 ⁻¹⁷ - 10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁷ - 10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁷ - 10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁷ - 10 ⁻¹⁵
Gaussian density of states N _{DB} (cm ⁻³)	5×10 ¹⁸	10 ¹⁷ - 10 ²⁰	10 ¹⁷ - 10 ²⁰	
Gaussian peak energy (eV) donors, acceptors	1.12-1.02	1.12-1.02	0.6 - 0.5	
Standard deviation (eV)	0.15	0.05 - 0.5	0.05 - 0.5	
Capture cross section for donor states, e, h (cm ²)	10 ⁻¹⁴ -10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁴ - 10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁴ - 10 ⁻¹⁵	
Capture cross-section for acceptor states, e, h (cm ²)	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁴	
Switch-over energy (eV)		0.86	0.56	0.56
Capture cross-section for donor states, e, h (cm ²)		10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁵ - 10 ⁻¹⁷
Capture cross-section for acceptor states, e, h (cm ²)		10 ⁻¹⁷ -10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁷ - 10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁷ - 10 ⁻¹⁵

Tableau IV. 2 : Ensemble de paramètres pour la simulation de cellules solaires à hétérojonction avec AMPS-1D.

La figure IV.13 montre l'effet de la modification des états de densité d'interface (N_{dbi}) sur les paramètres photovoltaïques (J_{CC}, η, FF, V_{OC}) sur une couche interfaciale divisée entre le c-Si (3nm) et a-Si: H (3nm) lorsque l'interface volumique équivalente des états de densité N_{dbi} prend les valeurs de 10¹⁹cm⁻³ et plus.

IV.4.4.c Influence de la couche d'interface (D_{it}) sur les paramètres photovoltaïques:

Il est évident que la présence de la couche d'interface (D_{it}) dans la figure IV.13 affecte de manière drastique les performances photovoltaïques (J_{CC},η, V_{OC} et FF) notamment dans le cas (a)(la couche artificiel c-Si).Nous ne notons aucun effet de cette densité d'interface sur le courant de court-circuit J_{SC}. De plus, les résultats de la simulation montrent une légère dispersion des paramètres PV dans les deux cellules HJ(PN et NP).

Cependant, dans le cas (b) où on a ajouté la couche d'interface a-Si: H, on retrouve une dégradation des paramètres PV uniquement dans une cellule solaire (HJ) a-Si: H (p⁺) / c-Si (n). En revanche, la cellule solaire (HJ) a-Si: H (n⁺) / c-Si (p) présente une très faible réponse photovoltaïque.

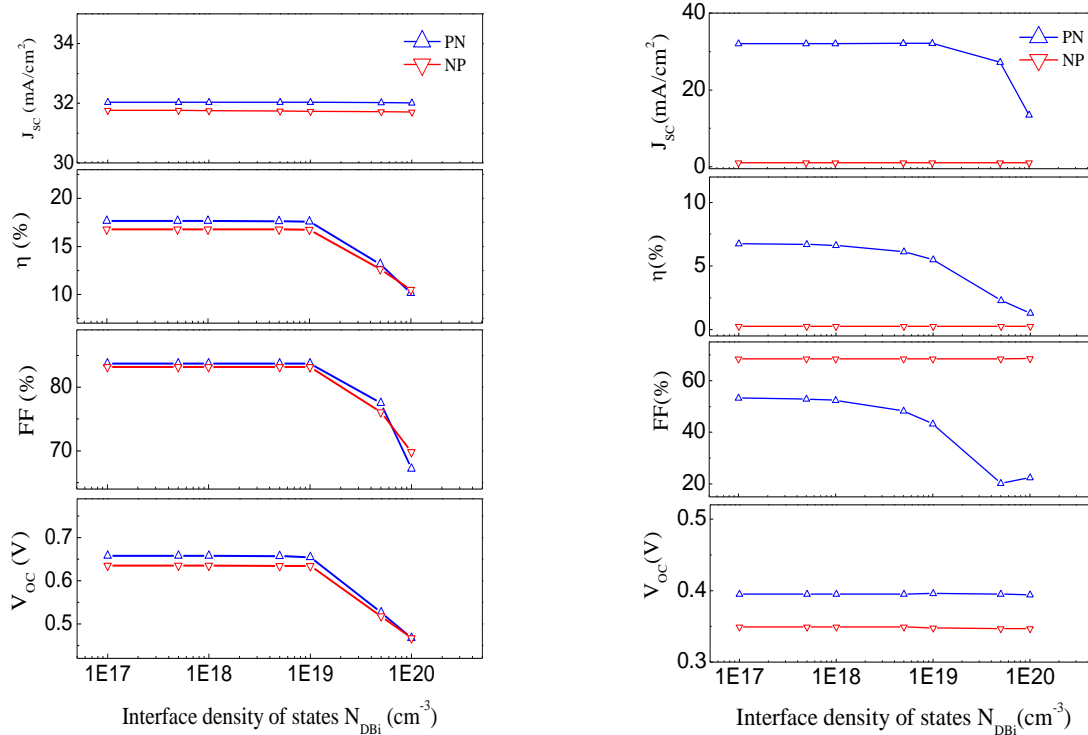


Figure IV.13 : Paramètres photovoltaïques (J_{sc} , η , FF et V_{oc}) en fonction de l'interface DOS de la liaison pendante N_{DBi} dans les deux types (NP et PN) :
 (a) a-Si: H / c-Si HJ avec 3 nm de couche d'interface c-Si artificielle,
 (b) additionné de 3 nm de couche d'interface a-Si: H artificielle.

IV.4.4.d Influence de l'écart-type (W_{DG}, W_{AG}) :

Sur la figure IV.14, nous présentons l'effet de changement de l'écart-type (W_{DG}, W_{AG}) des liens pendants donneurs et accepteurs DOS sur les paramètres photovoltaïques (J_{CC}, η, FF, V_{CO}) sur le c-Si et l'a-Si: H couches d'interface respectivement. Nous pouvons voir que lorsque $W_{DG, AG}$ augmente, tous les paramètres PV augmentent également. Ceci est expliqué par le chevauchement de la distribution de liaison pendante donneur et accepteur qui atténue l'efficacité du piégeage et par conséquent une amélioration de l'efficacité de conversion et du facteur de remplissage, légèrement de tension en circuit ouvert et pas de variation de J_{CC} . Le même comportement a été observé pour la cellule solaire (HJ) a-Si: H (n⁺) / c-Si (p), c'est-à-dire les paramètres de sortie faibles.

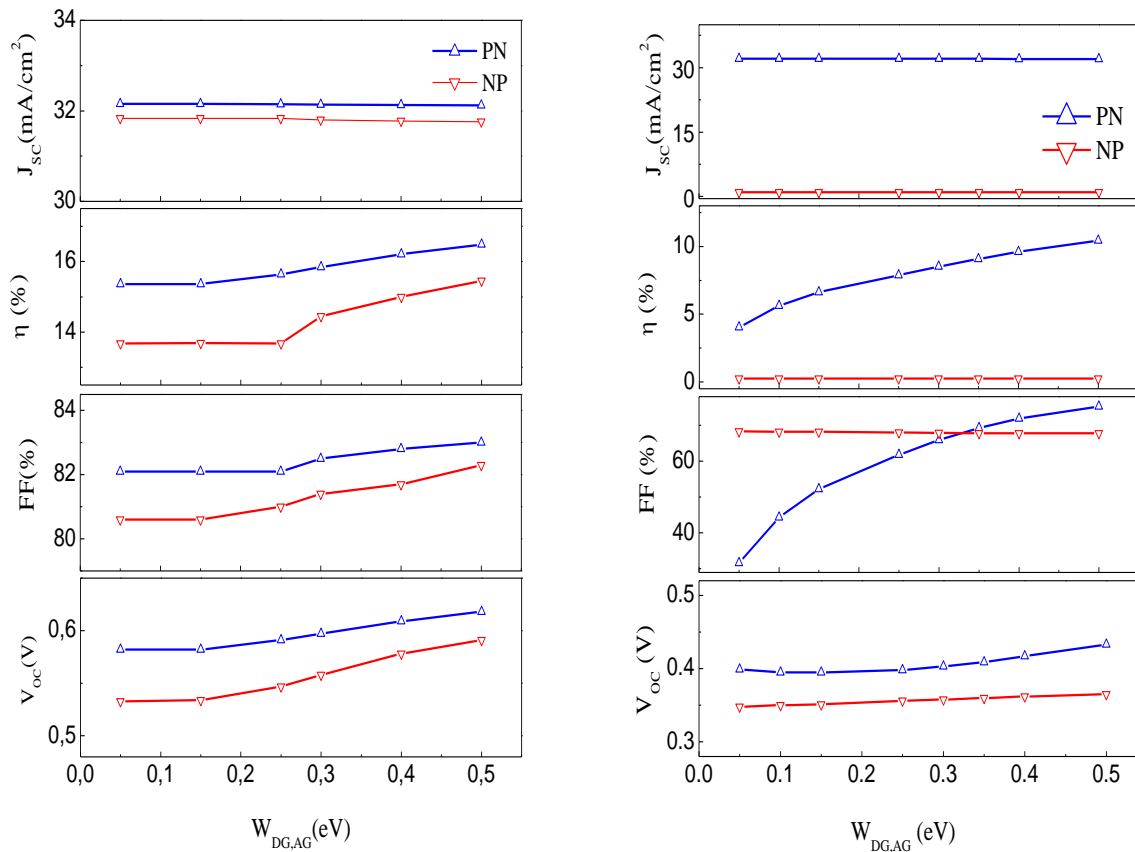


Figure IV.14. Paramètres photovoltaïques (J_{sc} , η , FF et V_{oc}) en fonction de l'écart-type de l'interface DOS de la liaison pendante $W_{DG,AG}$ dans les deux a-Si: H / c-Si HJ avec 3nm de couche d'interface c-Si artificielle (a), ajouté avec 3 nm de couche d'interface a-Si: H artificielle (b).

IV.4.4.e : Influence de la couche d'interface (D_{it}) sur J(V):

La figure IV.15 représente les caractéristiques de tension de courant pour les trois échantillons a-Si: H (P^+) / c-Si (N), avec une couche d'interface artificielle c-Si et une couche d'interface artificielle a-Si: H ajoutée. Nous observons que la tension diminue lorsque nous avons ajouté une interface de 0,658 V à 0,395 V mais le courant de court-circuit reste autour de 32 mA / cm².

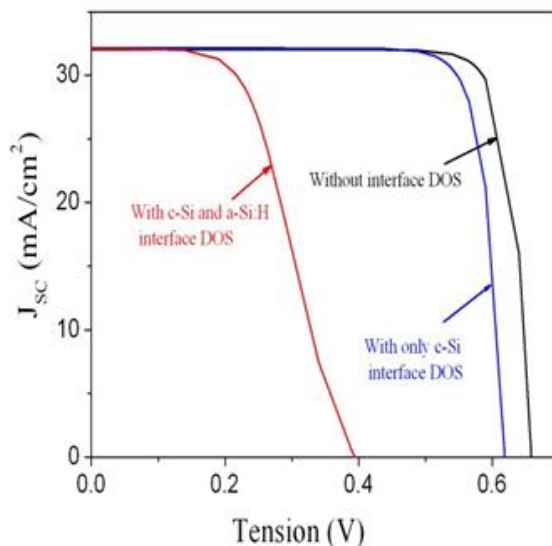


Figure IV.15 : Caractéristiques courant-tension sous AM1.5 illumination pour les trois échantillons.

IV.4.5 Optimisation de l'hétérojonction amorphe carboné/cristalline :

Le silicium amorphe hydrogéné (a-Si: H) et ses alliages (a-SiC: H, a-SiGe: H) sont devenus des matériaux semi-conducteurs importants pour les cellules solaires en raison du coût réduit et de la facilité de fabrication [22]. photosensibilité dans la gamme spectrale large de l'ultraviolet (UV) à l'infrarouge. Les cellules solaires à hétérojonction, où deux matériaux différents avec des bandes interdites différentes forment une jonction, se sont également avérées plus efficaces.

Des études récentes sur les hétérojonctions de silicium amorphe-cristallin (a-c) ont mis en évidence le potentiel de ces matériaux à réaliser des cellules solaires à faible coût et à haut rendement [17]. Le transport sous illumination et l'influence des discontinuités de bande à l'interface a-c n'ont pas été complètement clarifiés, bien que cela soit essentiel pour une optimisation ultérieure de ces cellules solaires [23]. En particulier lorsque l'on utilise une couche de fenêtre à large bande interdite, comme le silicium amorphe hydrogéné (a-SiC: H), les discontinuités de bande à l'interface a-c pourraient jouer un rôle important dans la collecte de porteurs photogénérés.

Un film mince a-SiC: H de haute qualité avec bande interdite $\geq 2,0$ eV a été fabriqué par technique de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) en utilisant un mélange de gaz SiH₄, H₂ et CH₄. L'incorporation de carbone dans le film de a-Si: H non seulement augmente la bande interdite, mais conduit également à une résistance à la corrosion

améliorée à un électrolyte aqueux. L'ajout de H₂ lors de la fabrication du matériau a-SiC:H pourrait entraîner une diminution de la densité d'états (DOS) dans le film [24].

Dans ce travail, le programme de simulation AMPS-1D [5] (Analyse de Structure Microélectronique et Photonique) est utilisé pour étudier une cellule solaire à hétérojonction de structure a-SiC:H (p, n) / c-Si (n, p) et a-Si:H (p, n) / c-Si (n, p) sur l'efficacité quantique externe (QE) et les caractéristiques de la lumière IV. L'objectif de ce travail est d'étudier la corrélation entre les propriétés d'émetteur des deux hétérojonctions a-Si:H / c-Si et a-SiC:H / c-Si (absorption, profils de défauts et décalages de bande d'énergie) et le support collection.

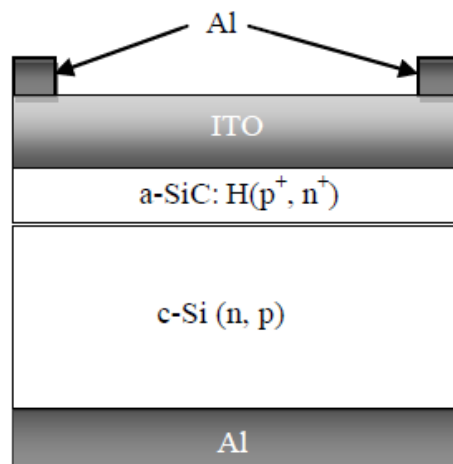


Figure IV.16 : La structure en coupe transversale schématique des cellules solaires à hétérojonction a-SiC:H (p⁺, n⁺) / c-Si (n, p).

IV.4.5.a Simulations de l'hétérojonction silicium amorphe carboné/cristallin

Une simulation de cellules solaires à base de matériaux cristallins et non cristallins via le simulateur AMPS-1D est nécessaire pour étudier l'optimisation de la cellule solaire et l'influence de ces paramètres sur la performance afin d'obtenir une efficacité maximale. On a deux types de structures sont simulées avec le logiciel AMPS-1D avec différente concentration du carbone.

- Structure A : a-SiC:H(n) [5nm]/c-Si(p) [300μm]
- Structure B : a-SiC:H(p) [5nm]/c-Si(n) [300μm]

La description de la structure est la suivante :

- Dans a-Si_{1-x}C_x: H, on tient compte de la distribution des états de la queue et de la bande pendante ou de l'entrefer médian, alors que dans le cas de c-Si,

seuls les états intermédiaires (10^{12} cm^{-3}) sont considérés. Le niveau de dopage dans le c-Si a été pris à $4 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$. Les expressions pour les charges libres et piégées, le terme de recombinaison, les densités de trous et de courants d'électrons, les conditions aux limites et la technique de solution sont décrites dans les références [25].

- La vitesse de recombinaison en surface arrière est fixée à 10^7 cm/s

L'a-Si:H et les trois films de a-SiC à concentration de carbone différente ont été utilisés comme couches émettrices dans des cellules à hétérojonction, où l'autre couche est maintenue identique.

La figure IV.17 représente le coefficient d'absorption pour des films a-Si_{1-x}C_x:H déposés avec différents mélanges gazeux.

Les différentes compositions x sont reportées sur chaque parcelle. Les lignes continues et les symboles se réfèrent aux données PDS proviennent de [26].

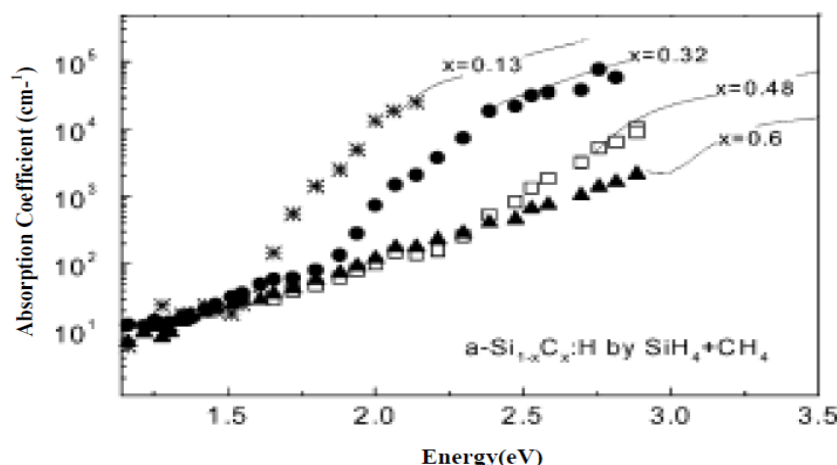


Figure IV.17 : Coefficient d'absorption pour les films a-Si_{1-x}C_x:H déposés avec différents mélanges gazeux. Les différentes compositions x sont reportées sur chaque parcelle. Les lignes continues et les symboles se réfèrent aux données PDS. [26]

Le décalage de la bande de conduction / valence est un paramètre très important dans tout dispositif à hétérojonction. En particulier, pour les cellules solaires à hétérojonction amorphe silicium hydrogéné / silicium cristallin (a-Si: H / c-Si), ce paramètre détermine l'efficacité de passivation sur les contacts avant et arrière. Diverses techniques ont été développées pour obtenir un aperçu des compensations de bande. [27]

IV.4.5.b Influence de la largeur de bande interdite

La Figure IV.18 ci-dessous montre les résultats de la simulation de bandes d'énergie, respectivement, pour la structure PN et NP pour une épaisseur de 5 nm, un niveau de dopage ($D = 3.10^{19} \text{ cm}^{-3}$) et deux gap de mobilité ($E_{ga}\text{-Si: H} = 1,72 \text{ eV}$ et $E_{ga}\text{-SiC: H} (0,32) = 2,2 \text{ eV}$).

Les diagrammes d'énergie observés sur la Figure IV.18 (a, b) montrent que, pour les bandes de conduction et de valence, deux types de discontinuité. Le premier correspond au cas où la distribution de tension s'ajoute à la différence d'énergie de la bande. Nous appelons cela une discontinuité pseudo-continue. C'est le cas, par exemple, de la conduction en bande de la structure NP.

Le second type de discontinuité correspond au cas où les écarts de distribution de tension et la discontinuité jouent des rôles opposés dans le cas de la bande de valence de la structure NP où elle présente une forte discontinuité.

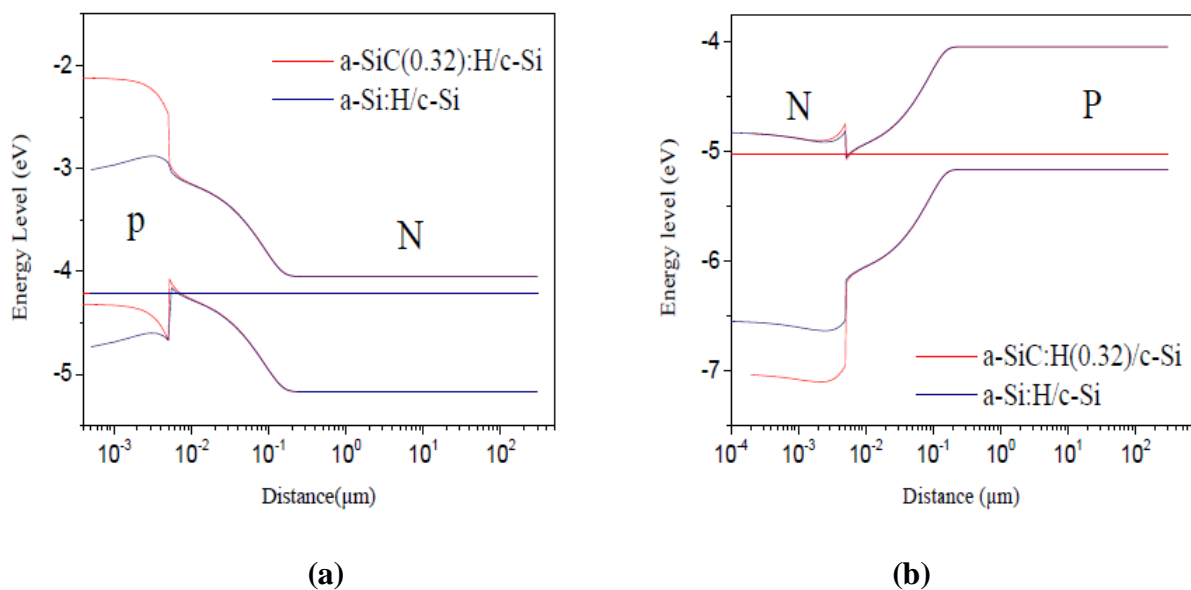


Figure IV.18 : Structurer la bande interdite de l'hétérojonction

- a. a-Si: H (p^+) / c-Si (n);
- b. a-Si: H (n^+) / c-Si (p).

IV.4.5.c Influence des différentes concentrations du carbone sur les paramètres photovoltaïques :

La Figure IV.19 montre les courbes J-V de a-Si: H / c-Si et ses alliages à teneur en carbone différente (E_{ga}-Si: H = 1,72 eV, E_{ga}-SiC: H (<0,32) = 1,96 eV, E_{ga}-SiC: H (0,32) = 2eV, E_{ga}-SiC: H (0,48) = 2,2 eV, E_{ga}-SiC: H (0,6) = 3eV).

Lorsque la teneur en carbone augmente, η, FF et J_{sc} augmentent, tandis que le V_{oc} reste proche de 0,698 volt pour la structure PN. Alors que le rendement et le courant de court-circuit de la structure NP augmentent, la tension en circuit ouvert et le facteur de remplissage restent constants. Cette augmentation est la raison pour laquelle les performances du dispositif s'améliorent à mesure que la teneur en carbone augmente. Nous résumons ci-dessous les meilleurs paramètres PV de différents échantillons des deux structures PN et NP sont atteintes pour l'épaisseur de la couche avant de 5 nm qui sont représentés dans les tableaux 4 et 5, respectivement.

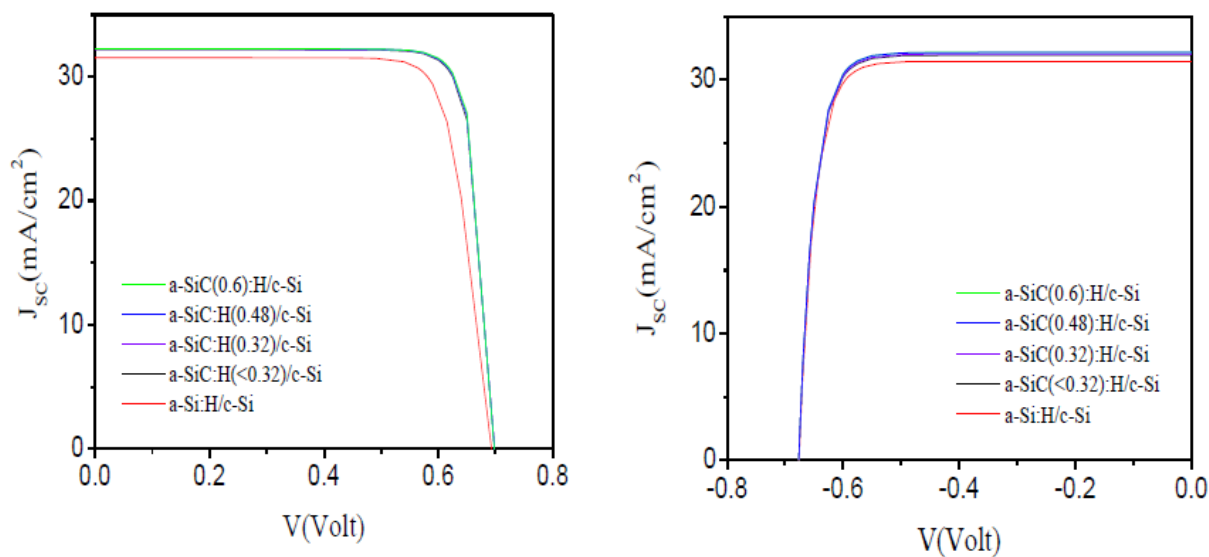


Figure IV.19 : Courbes J-V obtenues sous 100 mWcm⁻² de lumière AM1.5 de deux structures PN et NP, respectivement.

PV output	a-Si:H	a-SiC:H (<0.32)	a-SiC:H (0.32)	a-SiC:H (0.48)	a-SiC:H (0.6)
J_{SC} (mA/cm ²)	31.535	32.184	32.204	32.243	32.250
V_{OC} (V)	0.693	0.698	0.698	0.698	0.698
η (%)	17.433	18.880	18.961	18.965	19.019
FF(%)	79.8	84.1	84.4	84.3	84.5

Tableau IV.3 : Les meilleurs paramètres photovoltaïques de PN

PV output	a-Si:H	a-SiC:H (<0.32)	a-SiC:H (0.32)	a-SiC:H (0.48)	a-SiC:H (0.6)
J_{SC} (mA/cm ²)	31.469	31.951	32.037	32.166	32.180
V_{OC} (V)	0.676	0.676	0.676	0.676	0.676
η (%)	17.881	18.166	18.218	18.294	18.302
FF(%)	84.1	84.1	84.1	84.1	84.1

Tableau IV. 4 : Les meilleurs paramètres photovoltaïques de NP

La Figure IV.20 montre les courbes d'efficacité quatum (QE) pour cinq échantillons. À mesure que la teneur en carbone augmente, le pic QE se déplace légèrement vers des longueurs d'onde plus courtes parce que la bande interdite est augmentée par

l'incorporation de carbone. Cependant, le QE diminue en raison des défauts résultant de l'incorporation de carbone.

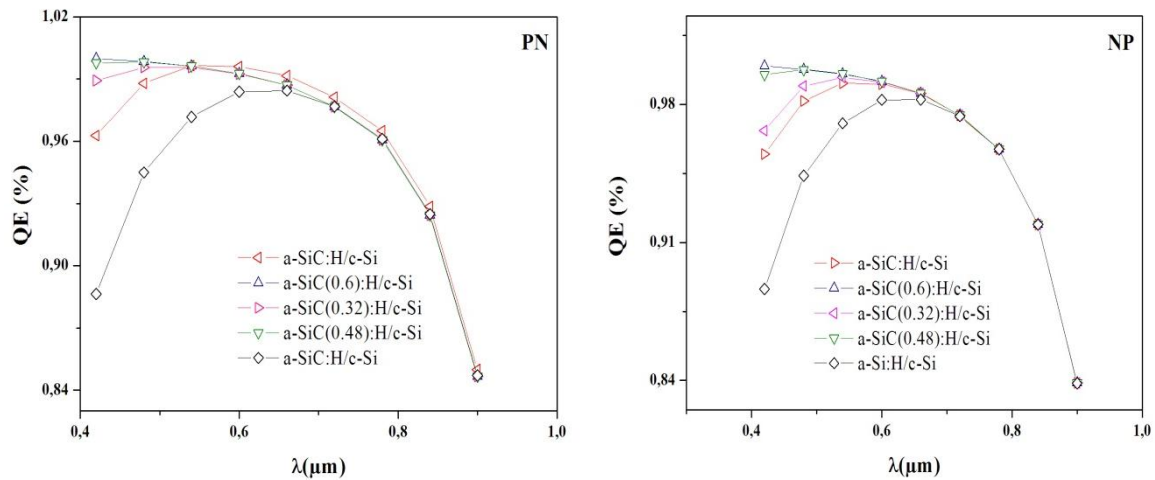


Figure IV.20 : Courbes d'efficacité quantique pour cinq échantillons de deux structures PN et NP, respectivement.

IV.5 Double hétérojonction

Dans cette section le but est d'utiliser l'outil de simulation pour analyser les caractéristiques J(V) et les limites de la couche de a-Si:H dopée à l'arrière de la cellule de telle façon à créer un champ à la face arrière (BSF : Back Surface Field) pour refouler les paires électron-trou créés dans le volume du substrat loin de la zone de charge d'espace.

On rappelle que la structure utilisé est composée d'une couche d'ITO, d'un émetteur amorphe (a-Si:H(n ou p)), d'un substrat c-Si de type opposé. A l'arrière, une couche de silicium amorphe hydrogéné très dopée et du même type que le substrat

IV.5.1 Hétérojonction a-Si:(n)/c-Si(p)/a-Si(p⁺)

On a fait une comparaison entre la cellule de la structure A sans BSF et avec BSF pour montrer son effet sur la caractéristique J(V) sous éclaircment AM1.5 (figure IV.21). Les paramètres de structure de bandes sont : une bande interdite $E_g = 1.82\text{eV}$ et affinité électronique $\chi = 3.93\text{eV}$.

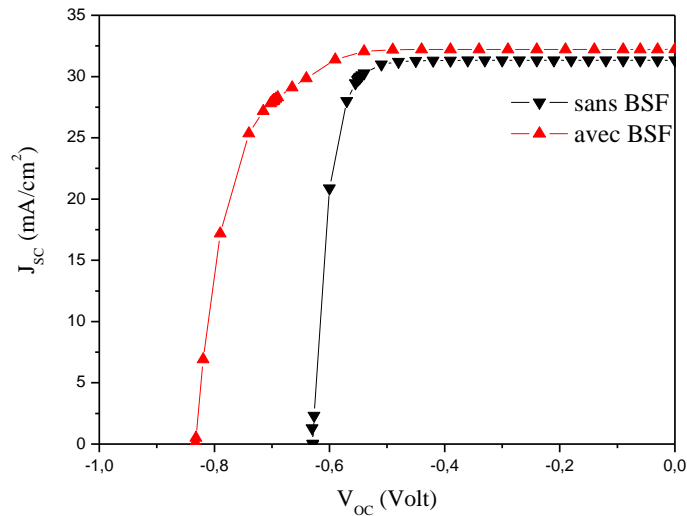


Figure IV.21 : Influence de BSF sur les caractéristiques $J(V)$ pour une hétérojonction en face arrière sur substrat P.

La figure IV.21 montre que la présence d'une couche amorphe dopée p^+ à l'arrière de la cellule est très efficace pour améliorer la tension en circuit ouvert et le courant de court-circuit. La valeur de tension en circuit ouvert passe de 629 à 833mV et la valeur du courant de court-circuit passe de 31.332 à 32.221 mA/cm^2 . Donc, un meilleur rendement atteint de 19.546%.

IV.5.2 Hétérojonction a-Si:H(p)/c-Si(n)/a-Si:H(n⁺)

On a procédé de la même manière pour la structure B afin de vérifier l'influence du BSF à base de silicium amorphe dopé a-Si:H(n⁺). La structure avec un émetteur amorphe optimisé est simulée ($E_g = 1.82\text{eV}$, $\chi = 3.93\text{eV}$). Cette influence est représentée dans la figure IV.22.

Il est clair que dans ce cas, on a toujours une amélioration des paramètres PV. La valeur maximale de la tension en circuit ouvert est 840 mV, la valeur du courant de court-circuit maximale est 32.809 mA/cm^2 , un meilleur rendement est 22.437%.

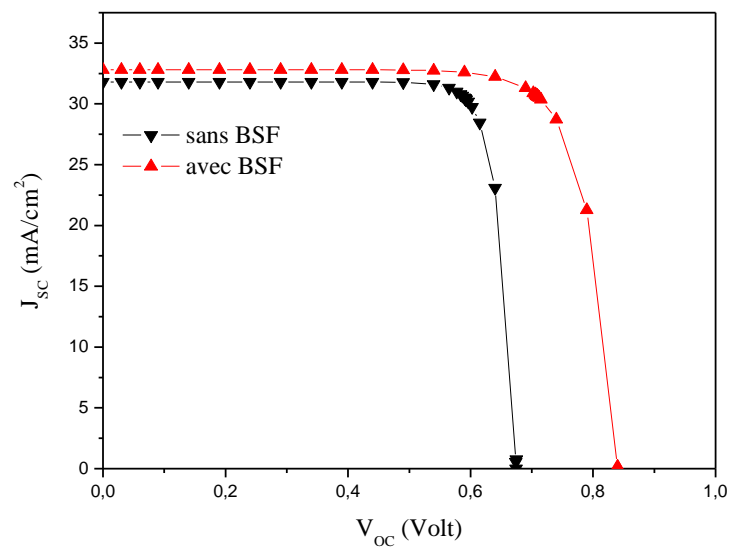


Figure IV.22 : Influence de BSF sur les caractéristiques $J(V)$ pour une hétérojonction en face arrière sur substrat N.

D'après l'analyse de la structure de bandes au niveau de la face arrière, nous savons que dans le cas du substrat n, les discontinuités sont favorables à un effet BSF sans bloquer le passage des porteurs majoritaires [28]. C'est pourquoi, le dépôt d'un silicium dopé à grande largeur de bande interdite serait préférable pour accroître d'avantage l'effet BSF.

IV.6. Conclusions

Nous avons utilisé une simulation de cellules solaires à base de matériaux cristallins et non cristallins. L'AMPS-1D est basée sur les équations numériques de transport unidimensionnel qui régissent le comportement électrique des dispositifs semi-conducteurs: l'équation de Poisson et les équations de continuité des électrons et des trous. L'intérêt de l'AMPS-1D est l'inclusion d'états de queue de bande et de liens pendants encore présents dans les techniques de dépôt CVD.

On peut obtenir des films de silicium amorphe hydrogéné-carbone (a-SiC:H), obtenus par dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD), avec un intervalle d'énergie optique variant de 1,9 à 3,6 eV changeant la teneur en carbone par le contrôle des conditions de dépôt. De plus, l'alliage augmente; les paramètres photovoltaïques augmentent également.

Nous avons étudié la corrélation entre les propriétés d'émetteur des deux cellules hétérojonction a-Si: H (p, n) / c-Si (n, p) et a-SiC: H (p, n) / c-Si (n, p) sur l'efficacité

quantique externe (QE), et les caractéristiques de la lumière IV sur les paramètres PV (J_{CC} , V_{CO} et η) des cellules solaires à hétérojonction.

Les résultats de nos simulations ont montré que:

- L'utilisation d'un type P ou N de a-Si: H et de ses alliages a-SiC: H conduit à des rendements de conversion proches de l'ingénierie des discontinuités.
- Pour un maximum de photons transmis dans la base c-Si, il convient d'utiliser une couche de carbure de silicium amorphe à large bande interdite, fortement dopée et de faible épaisseur.

La simulation des résultats montre que la meilleure sortie PV est atteinte pour une hétérojonction a-SiC (0.6): H (P^+) / c-Si (N) comme celles trouvées expérimentalement.

Ainsi, Nous avons analysé l'influence de la couche d'interface sur les paramètres photovoltaïques PV (J_{CC} , V_{CO} , η et FF) dans les deux a-Si: H (n^+ , p^+) / c-Si (p, n) des cellules solaires HJ. Les résultats de nos simulations ont montré que:

- * Défaut élevé de la densité des liaisons pendantes D_{it} (N_{DBi}) à la couche d'interfaces a-Si: H / c-Si, supérieure à 10^{12} cm^{-2} à 10^{19} cm^{-3} , conduisant à une diminution prononcée du V_{co} et une diminution concomitante du rendement η .
- * Les paramètres photovoltaïques sont influencés par la couche artificielle a-Si : H plus que par la couche artificielle de c-Si en particulier pour une cellule solaire a-Si: H (n^+) / c-Si (p).
- * La meilleure production photovoltaïque est atteinte pour les cellules solaires a-Si: H (p^+) / c-Si (n) comme celles trouvées expérimentalement.

La mise en place du champ face arrière (BSF) à base de a-Si: H est l'étape cruciale permettant d'atteindre les plus hauts paramètres PV. Il apparaît de nos simulations que la structure de bande liée au substrat de type N est de nouveau mieux adaptée.

La détermination et le contrôle des propriétés d'interface sont une étape majeure dans le développement des dispositifs d'hétérojonction a-Si: H / c-Si. Alternativement, Sanyo Ltd. a développé une cellule solaire au silicium appelée Hétérojonction avec une cellule à couche mince intrinsèque (HIT), dans le but de réduire la recombinaison des porteurs et l'état de densité des défauts à l'interface.

IV.7 Références bibliographiques

- [1] N. Oleksiy « Simulation, fabrication et analyse de cellules photovoltaïques à contacts arrières interdigités » thèse de doctorat, 2005.
- [2] D. A Clugston, P. A Basore, « PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers », Proceedings of the 26th IEEE Photovoltaic Specialists, Conference, (Anaheim, California, USA, 1997).
- [3] AMPS-1D web site, Pennsylvania State University, <http://psu.edu/dept/AMPS>.
- [4] R. Stangl, A. Froitzheim, M. Kriegel : « AFORS-HET, a numerical PC-program for simulation of heterojunction solar cells, version 1.1 (open-source on demand), to be distributed for public use ». Proceedings of 19th European PV Solar Energy Conference, p.1497, Paris, June 2004.
- [5] AMPS 1D site web, université de Pennsylvanie : <http://www.emprl.psu.edu/amps>.
- [6] H Mathieu, « Physiques des semiconducteurs et composants électroniques », Masson 4^{ème} Edition, 1998.
- [7] R Schropp, M. Zeman : « Amorphous and Microcrystalline Silicon Cells », Kluwer Academic Publishers, 1998.
- [8] M.H. Cohen, H. Fritzsche, and S.R. Ovshinsky: « Simple band model of amorphous semiconducting alloys », Phys. Rev. Lett., Vol.22, N°20, p 1065-1068, 1969.
- [9] N.F. Mott et E.A. Davis, Electronic Processes in Non-Crystalline Materials, 2nd Ed., Clarendon Press, Oxford (1979).
- [10] L Colalong, M Valdinoci, G Baccarani, P Migliorato et C Reita, Solid state electronics, Vol 11, p 627-633, 1991.
- [11] Shah, A., et al., « Thin film silicon and solar cell technology ». Progress in photovoltaic: Research and applications, 2004. Vol. 12, p. 1-30.
- [12] A Fantoni, « Simulation of hydrogenated amorphous and microcrystalline silicon opto electronic devices », Mathematics and Computers in Simulation, p 381-401, 1999.
- [13] W.Shockley, W.T Read Jr, "Statistics of the recombination of holes and electrons", Phys. Rev, vol 87, N° 5, p 835-842, 1952.
- [14] T Gaillard, « Simulation technologique et électrique de couches de silicium polycristallin : Application aux transistors couches minces », Thèse de l'Université de Rennes1, 1999

- [15] E. Centurionni, D. Iencinella : « Rôle of front contact work fonction on amorphous silicon/crystalline silicon heterojunction solar cell performance ». IEEE Electron Device Letters, vol.24, NO.3, March 2003.
- [16] R. Stangl, A. Froitzheim, M. Schmidt, W. Fuhs: «Design criteria for amorphous/crystalline silicon heterojunction solar cells-asimulation study ». Proceedings of the Third World Photovoltaic conférence WCPEC, may 2003 Osaka, Japan.
- [17] T. Sawada, N. Tarada, S. Tsuge, T. Baba, T. Takahama, K. Wakisaka, S. Tsuda, S. Nakano, Procès-verbal de la 1ère conférence sur le photovoltaïque Conversion de l'énergie. Editeur, (1994).
- [18] M. W. M., van Cleef, F. A., Rubinelli, R. E. I. Schropp, (1997) «Effet des discontinuités de bande sur photocoagulation dans une hétérojonction a-SiC / c-Si » 14ème solaire photovoltaïque européen Conférence, 30 juin-4 juillet 1997, Barcelone, Espagne, pp. 50-52.
- [19] K. V. Maydell, L. Korte, A. Laades, R. Stangl, E. Conrad, F. Lange, M. Schmidt, J. Non-Crystal. Solids 352, 1958 (2006).
- [20] H. Fujiwara, M. Kondo, Appl. Phys. Lett.90, 013503 (2007).
- [21] S. Dauwe, J. Schmidt, R. Hezel, « Surface très basse vitesses de recombinaison sur silicium de type p et n Gaufrettes passivées avec des amorphes hydrogénés films de silicium » dans: Actes de la 29ème IEEE Conférence sur les spécialistes du photovoltaïque, 2002 pp. 1246-1249.
- [22] Jeffrey Yang, Arindam Banerjee, Subhendu Guha, « Amorphous silicon based photovoltaics from earth to the final frontier », Sol. Energy Mater. Sol. Cells 78 (2003) 597–612.
- [23] M.W.M.,van Cleef, F.A.,Rubinelli, and R.E.I. Schropp, (1997) « Effect of the band discontinuities on photocarrier collection in a-SiC/c-Si heterojunction solar cells » .14th European Photovoltaic Solas Energy Conference, 30 june-4 July 1997, Barcelona, Spain,pp. 50-52.
- [24] Feng Zhu, Jian Hu, Ilvydas Matulionis, Todd Deutsch, Nicolas Gaillard, Eric Miller, and Arun Madan (2010). «Amorphous Silicon Carbide Photoelectrode for Hydrogen Production from Water using Sunlight » , Solar Energy.
- [25] P.J. McElheny, J.K. Arch, H. S. Lin, S.J. Fonash, «Range of validity of surface photo voltage diffusion length measurement: a computer simulation », J. Appl.Phys. 64 (1988) 1254.

- [26] F. Giorgisa, G. Ambrosoneb, U. Cosciab, S. Ferreroa, P. Mandraccia, C.F. Pirri
«Structural and optical properties of a-Si_{1-x}C_xH grown by plasma enhanced CVD »
Applied Surface Science 184 (2001) 204–208
- [27] A.S. Gudovskikh, S. Ibrahim , J.-P. Kleider , J. Damon-Lacoste ,P. Roca I Cabarrocas ,
Y. Veschetti , P.-J. Ribeyron «Determination of band offsets in a-Si:H/c-Si
heterojunctions from capacitance–voltage measurements: Capabilities and limits » Thin
Solid Films 515 (2007) 7481–7485.
- [28] Y. VESCHITTI. « Modélisation, caractérisation et réalisation de nouvelles structures
photovoltaïques sur substrat de silicium mince ». Thèse de Doctorat, Université Louis Pasteur
I,2005.

Conclusion Générale

Conclusion générale

L'intérêt porté au domaine du photovoltaïque ne cesse de croître, cela est dû à l'élargissement des domaines d'application et au développement des technologies de fabrication. Afin d'améliorer les performances des structures destinées à ce domaine et dans le but d'expliquer les mécanismes mis en jeu, plusieurs études théoriques et expérimentales sont menées.

Aujourd'hui le coût des cellules est encore trop élevé pour permettre son expansion au grand public sans les subventions des pouvoirs publics. La réponse à cette problématique a été évoquée dans ce manuscrit.

Le passage aux couches minces nécessite donc des modifications dans le procédé de fabrication. Pour répondre à ces besoins, il peut être envisagé de développer une structure dérivée de la structure conventionnelle avec des traitements adaptés ou de se diriger vers des structures alternatives à la structure classique.

Dans le cadre de ce travail, l'objectif visé est faire une investigation des performances photovoltaïques des cellules solaires à hétérojonction a-Si:H/c-Si. Les résultats principaux de cette structure ont été présentés par une approche théorique sur les hétérojonctions impliquant le modèle d'Anderson avec une description des propriétés électroniques et optiques du silicium amorphe hydrogéné. Le potentiel de l'hétérojonction a été évalué par des simulations numériques à l'aide du logiciel AMPS-1D utilisant les équations de transport des semi-conducteurs de Shockley qui est spécialement utilisé au silicium amorphe. Les valeurs des différents paramètres physiques et électriques (coefficient d'absorption, affinités électroniques, largeur de la bande interdite, densité des états pièges, mobilité des porteurs, épaisseur...) ont été introduites pour chaque région à partir de données provenant de l'expérimentale et la littérature.

La comparaison entre l'utilisation d'un substrat dopé N ou P permet d'expliquer l'origine des hauts rendements atteints sur les substrats de type N ainsi que les difficultés particulières rencontrées sur des substrats de type P, liées à une structure de bandes spécifique.

L'étude de simulation permet néanmoins de conclure que le potentiel des deux structures est équivalent pour une qualité électronique égale, à condition de déposer des couches de silicium amorphe dont la valeur de la bande interdite est adaptée à la structure de

bandes afin de ne pas affecter le transport des charges. Il sera cependant préférable d'utiliser du silicium de type N pour obtenir des hauts rendements de conversion car la qualité électronique de ce matériau est généralement supérieure.

La conclusion primordiale de notre travail est que les discontinuités du système a-Si:H/c-Si ne sont pas constantes. Elles sont souvent considérées à tort, comme fixes. Tenir compte de cette variation de discontinuités de bandes permet de résoudre les paradoxes de l'expérimental, de nos simulations et de la littérature.

Une analyse de l'influence de la couche d'interface sur les paramètres photovoltaïques PV (JSC, VCO η et FF) dans les deux a-Si: H (n+, p+) / c-Si (p, n) des cellules solaires HJ. Les résultats de nos simulations ont montré que Les paramètres photovoltaïques sont influencés par la couche artificielle a-Si; H plus que par la couche artificielle de c-Si.

Une investigation de la corrélation entre les propriétés d'émetteur des deux cellules hétérojonction a-Si: H (p, n) / c-Si (n, p) et a-SiC: H (p, n) / c-Si (n, p) sur l'efficacité quantique externe (QE), et les caractéristiques de la lumière IV sur les paramètres PV (JSC, VCO et η) des cellules solaires à hétérojonction. Nous avons montré que L'utilisation d'un type P ou N de a-Si: H et de ses alliages a-SiC: H conduit à des rendements de conversion proches de l'ingénierie des discontinuités ; Pour un maximum de photons transmis dans la base c-Si, il convient d'utiliser une couche de carbure de silicium amorphe à large bande interdite, fortement dopée et de faible épaisseur et la meilleure sortie PV est atteinte pour une hétérojonction a-SiC (0.6): H (P+) / c-Si (N) comme celles trouvées expérimentalement.

Une simulation plus exhaustive, a permis d'atteindre de meilleurs PV par la mise en place de champ de surface arrière (BSF) à base de silicium amorphe à partir de la simulation des caractéristiques I(V).

Finalement, un travail tout aussi fondamental mais théorique et non expérimental, consisterait à prolonger des investigations de simulation des discontinuités de bandes en fonction des propriétés de la couche a-Si: H et de l'interface a-Si:H/c-Si en raison de la complexité de ce domaine théorique où les capacités prédictives restent encore insuffisantes. L'implication des paramètres de la couche a-Si: H dopé et l'introduction d'une couche tampon de a-Si: H non dopé fera l'objet d'une étude ultérieure par l'utilisation d'une version plus récente de L'AMPS-1D et/ou d'autres logiciels concurrents.

Resumé:

Simulation et optimisation des paramètres de sortie dans les cellules solaires à base de l'hétérojonction silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H)/silicium cristallin (c-Si). Cette application photovoltaïque suscite actuellement un grand intérêt au niveau de la recherche et du développement industriel tels que les modules dérivés de cellules HIT (Hetero junction with Intrinsic Thin layer).

Les avantages sont multiples : un fort potentiel d'augmentation de rendement, une fabrication à faible budget thermique ($T < 250^{\circ}\text{C}$), une meilleure tenue en température et une application adaptée au substrat mince.

Pour ce faire, des logiciels de simulation tels que l'AMPS-1D et l'AFORS-HET adaptés à des structures constituées de matériaux non cristallins sont utilisés afin d'effectuer une analyse systématique de l'influence de chaque région de la cellule sur les paramètres de sortie (hétérojonction face avant, hétérojonction face arrière, interface silicium amorphe/cristallin, couche ITO et propriétés de couches amorphes).

La physique des hétérojonctions à base de silicium amorphe/cristallin pour application photovoltaïque manque actuellement de clarté sur l'intérêt de l'utilisation de type P ou de type N.

Abstract:

Simulation and optimization of output parameters in solar cells based on hydrogenated amorphous silicon (a-Si: H) / crystalline silicon (c-Si) heterojunction. This photovoltaic application is currently attracting great interest in research and industrial development such as modules derived from HIT (Heterojunction with Intrinsic Thin layer) cells.

The advantages are manifold: a high yield increase potential, a low thermal budget manufacturing ($T < 250^{\circ}\text{C}$), a better temperature stability and an application adapted to the thin substrate.

To do this, simulation software such as AMPS-1D and AFORS-HET adapted to non-crystalline structures are used to perform a systematic analysis of the influence of each region

of the cell on the output parameters (front-face heterojunction, back-face heterojunction, amorphous / crystalline silicon interface, ITO layer and amorphous layer properties).

The physics of heterojunctions based on amorphous / crystalline silicon for photovoltaic applications currently lacks clarity using P-type or N-type.

ملخص:

المحاكاة والتحسين من عناصر الإخراج في الخلايا الشمسية القائمة على تقاطع غير متجانس للسيليكون غير المتبلور المهدرج أي (a-Si:H) /السيليكون البلوري (c-Si). هذا التطبيق الكهروضوئي يحظى حاليا باهتمام كبير في البحث والتطوير الصناعي مثل الوحدات المشتقة من خلايا HIT (Hetero function with Intrinsic Thin Layer)

المزايا متعددة: إمكانات زيادة الإنتاجية العالية، وتصنيع منخفض للميزان الحراري ($T > 250$ درجة مئوية) واستقرار أفضل في درجة الحرارة وتطبيق متكيف مع الطبقة السفلية الرقيقة.

للقيام بذلك، تم تكييف برامج المحاكاة مثل AMPS-1D و AFORS-HET وتستخدم الهياكل التي تتكون من مواد غير بلورية لإجراء تحليل منهجي لتأثير كل منطقة خلية على معلمات الإخراج (غير متجانسة في اللوحة الأمامية، غير متجانسة في الخلف، واجهة سيليكون غير متبلور / بلوري، طبقة ITO و خصائص طبقات غير متبلور).

تفتقر فيزياء عمليات التبادل المتغاير المستندة إلى السليكون الغير متبلور / البلوري لتطبيقات الطاقة الضوئية حاليا إلى الوضوح حول الفائدة من استخدام الانحراف P أو الانحراف N .