



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE ABOU-BEKR BELKAID - TLEMCCEN

THÈSE

Présentée à :

FACULTE DES SCIENCES – DEPARTEMENT DE PHYSIQUE

Pour l'obtention du diplôme de :

DOCTORAT EN SCIENCES

Spécialité : Physique des Energies Renouvelables

Par :

Mr MEFLAH Aissa

Sur le thème

**Etude des performances de modules photovoltaïques
au Silicium (monocristallin, à couches minces et à
hétérojonction) et caractérisation du carbure de
silicium microcristallin hydrogéné**

Soutenue publiquement le 02/Juillet/2017 à Tlemcen devant le jury composé de :

Mr KALAJDI Djamel	Professeur	Université de Tlemcen	Président
M ^{me} RAHMOUN Khadidja	Professeur	Université de Tlemcen	Directeur de thèse
Mr BASSOU Ghaouti	Professeur	Université de sidi Belabbes	Examineur
Mr BOUSLAMA Mhammed	Professeur	Université ENP Oran	Examineur
Mr BIBI TRIKI Nasr Eddine	Professeur	Université de Tlemcen	Examineur
Mr MERAD Abdelkrim El Hassaine	Professeur	Université de Tlemcen	Examineur

*L'unité de recherche «Matériaux et énergies renouvelables», Faculté des Sciences, Université
d'Abou-Bekr Belkaid, P.O. Box 230, 13000, Tlemcen, Algérie*

Remerciement

Je remercie tout d'abord ALLAH le Tout-puissant de m'avoir donné la volonté, le courage, et la patience de mener à terme ce présent travail.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Mme. RAHMOUN Khadidja Professeur à l'Université de Tlemcen, qui par ses enseignements et ses conseils m'a été un guide précieux pour mes travaux de recherche de thèse de Doctorat, et pour la manière dont elle a encadré mes travaux, avec bonne humeur et rigueur scientifique. Je lui suis sincèrement reconnaissant pour son soutien constant et pour l'intérêt qu'elle a porté à ce travail. Sa disponibilité, sa modestie et ses compétences m'ont été très précieuses.

Je remercie très chaleureusement M. KALAJDI Djamel, Professeur à l'université de Tlemcen pour m'avoir fait l'honneur de présider ce jury.

Mes remerciements les plus élogieux à M. Bassou Ghaouti, Professeur à l'université de Sidi Belabbes, M. Mhammed Bouzlama, Professeur à l'ENSET Oran, M. Bibi Triki Nasr Eddine, Professeur à l'université de Tlemcen et M. MERAD Abdelkrim El Hassaine, Professeur à l'université de Tlemcen d'avoir accepté de faire partie du jury.

Je tiens à présenter mes chaleureux remerciements à M. MAHRANE Achour, directeur de recherche à l'unité de développement des équipements solaire UDES, Bouismail-Tipaza, et M. RAHMANI Hachemi chercheur à l'UDES, qui m'ont beaucoup aidé dans mes travaux de recherche.

I would like to thank Mr. Nuys Maurice, Mr. Muthmann Stefan, Mr. Jan Mock and Mr. Köhler Florian, researchers at Forschungszentrum Jülich GmbH Institute of Energy and Climate Research IEK-5 Photovoltaics, Jülich-Germany, for technical support and fruitful discussions. I also express my gratitude to Dr. Reinhard Carius for accepting me to do internships at his laboratory and making it successful that gave rise to chapters 4 and 5 of this thesis.

Enfin, je tiens à remercier tous mes enseignants du primaire à l'universitaire, en passant par le moyen et le secondaire qui m'ont donné l'éducation et les enseignements adéquats pour aboutir au Doctorat.

Dédicaces

Je dédie ce travail :

- ❖ *À mes chers parents.*
- ❖ *À ma femme, mes frères, mes sœurs et mes nièces.*
- ❖ *A toute ma famille et toutes les personnes qui me sont chères.*
- ❖ *À tous mes amis et collègues aux unités de recherche UDES et URMER, EPST/CDER*

MEFLAH Aïssa

TABLE DES MATIERES

LISTE DES FIGURES	7
LISTE DES TABLEAUX	9
LISTE DES ABREVIATIONS	10
INTRODUCTION GENERALE.....	13
Références bibliographiques	16

PARTIE I: MODELISATION DES CELLULES ET MODULES PHOTOVOLTAÏQUES	19
--	----

Chapitre I: Généralités sur les cellules photovoltaïques.....	20
--	-----------

Introduction	21
I.1. Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque.....	21
I.2. Illumination des cellules photovoltaïques	22
I.3. Paramètres caractéristiques d'une cellule photovoltaïque	24
I.1.1. Courant de court-circuit I_{sc}	24
I.1.2. Tension de circuit ouvert V_{co}	25
I.1.3. Facteur de forme FF	25
I.1.4. Rendement η	26
I.4. Principaux modèles de la cellule photovoltaïque	26
I.1.5. Modèle à une diode (à 04 paramètres)	26
I.1.6. Modèle à une diode (à 05 paramètres)	28
I.1.7. Modèle à deux diodes (à 07 paramètres).....	29
I.5. Etat de l'art des matériaux photovoltaïques.....	31
I.5.1. Limite d'efficacité des cellules solaires.....	31
I.5.2. Rendement actuel des principales cellules solaires.....	33
I.5.2.1. Silicium cristallin	33
I.5.2.2. Silicium amorphe	34
I.5.2.3. Silicium à couches minces	35
I.5.2.4. Silicium à hétérojonction	35
I.5.2.5. GaAs (Arséniure de gallium)	36
I.5.2.6. CIGS (Diséléniure de cuivre, indium et gallium).....	37
I.5.2.7. CdTe (Tellurure de cadmium).....	38
I.5.2.8. Cellules solaires sensibilisées aux colorants	39
I.5.2.9. Cellules solaires organiques	40
I.5.3. Rendement des modules photovoltaïques	42
I.5.4. Orientations des futures recherches	45
Conclusion.....	46
Références bibliographiques	47

Chapitre II:Modélisation et expérimentation de différents types de modules photovoltaïques.....	51
--	-----------

Introduction	52
II.1. Expérimental	52
II.1.1. Banc de caractérisation des modules photovoltaïques	52
II.1.2. Modules photovoltaïques au silicium monocristallin c-Si	53
II.1.3. Modules photovoltaïques au silicium à couches minces a-Si/a-Si.....	54
II.1.4. Modules photovoltaïques au silicium à hétérojonction a-Si/ μ c-Si.....	55
II.2. Modélisation des paramètres électriques des modules.....	55
II.2.1. Circuit équivalent d'une cellule solaire	55
II.2.1. Détermination des paramètres du modèle à deux diodes	56
II.2.1.1. Photo-courant généré.....	56
II.2.1.2. Courants de saturation des diodes.....	57
II.2.1.3. Résistances série et shunt.....	57
II.2.1.4. Température de la cellule solaire.....	58
II.3. Résultats et discussions	59
II.3.1. Influence de l'éclairement	59
II.3.2. Influence de la température.....	63
II.3.3. Modélisation de l'éclairement absorbé	67
II.3.4. Validation du Modèle.....	69
II.3.4.1. En conditions de test standard STC	69
II.3.4.2. En conditions extérieurs	69
Conclusion.....	80
Références bibliographiques	81

PARTIE II: CARACTERISATION DU CARBURE DE SILICIUM HYDROGENE SOUS FORME AMORPHE ET MICROCRISTALLINE ; A-SIC:H ET μ C-SIC:H

82

Chapitre III:Généralités sur le Carbure de Silicium SiC.....	83
---	-----------

Introduction	84
III.1. Carbure de Silicium SiC : Matériau de base	84
III.1.1. Structure cristalline.....	84
III.1.2. Caractéristiques principales du SiC.....	87
III.1.3. Structure amorphe du SiC	88
III.1.4. Réseau tétraédrique	88
III.1.5. SiC hydrogéné.....	91
III.1.6. Carbone dans le Silicium.....	91
III.1.7. Silicium amorphe et microcristallin hydrogéné	92

Conclusion.....	95
Références bibliographiques	96

Chapitre IV: Méthodes et techniques de caractérisation utilisées.....	98
--	-----------

Introduction	99
IV.1. Méthodes expérimentales de dépôt et de caractérisation	99
IV.1.1. Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD).....	99
IV.1.2. Caractérisation des matériaux	103
IV.1.2.1. Mesure de l'épaisseur.....	103
IV.1.2.2. Conductivité électrique et l'effet Seebeck	103
IV.1.2.3. Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR)	104
IV.1.2.4. Spectroscopie de déflexion photo-thermique (PDS).....	105
Conclusion.....	106
Références bibliographiques	107

Chapitre V: Expérimentation ; résultats et discussions	109
---	------------

Introduction	110
V.1. Propriétés du carbure de silicium microcristallin hydrogéné " $\mu\text{-SiC:H}$ "	110
V.1.1. Dépôt du carbure de silicium microcristallin hydrogéné	110
V.1.2. Résultats et discussion	112
V.1.2.1. Spectroscopie infrarouge FTIR	112
V.1.2.2. Spectroscopie de déflexion photo-thermique PDS	120
V.2. Propriétés électriques du carbure de silicium amorphe hydrogéné " a-SiC:H ".....	121
V.2.1. Carbure de silicium hydrogéné	121
V.2.2. Dépôt du carbure de silicium amorphe hydrogéné	122
V.2.3. Résultat et discussion	123
V.2.3.1. Conductivité électrique et mécanismes de transport	124
V.2.3.2. Propriétés thermoélectriques	127
Conclusion.....	128
Références bibliographiques	129
CONCLUSION GENERALE	134

LISTE DES FIGURES

Chapitre : I

Figure I.1.	Structure de base d'une cellule photovoltaïque.....	21
Figure I.2.	Conditions de mesures de quelques rayonnements AMx.....	23
Figure I.3.	Variation spectrale de la puissance émise par le soleil	23
Figure I.4.	Caractéristique d'une cellule photovoltaïque claire et dans l'obscurité.....	24
Figure I.5.	Schéma équivalent du modèle à une diode (à 04 paramètres).....	27
Figure I.6.	Schéma équivalent du modèle à une diode (à 05 paramètres).....	29
Figure I.7.	Schéma équivalent du modèle à deux diodes (07 Paramètres).....	29
Figure I.8.	Limites fondamentales de l'efficacité des cellules solaires. a) AM1.5 spectre solaire avec des creux distincts dû à l'absorption moléculaire dans l'atmosphère terrestre. b) Limite théorique d'efficacité du bilan détaillé Shockley-Queisser en fonction de E_g (ligne noire) et de 75% et 50% de la limite (lignes grises).	32

Chapitre : II

Figure II.1.	Banc de caractérisation des modules photovoltaïques à l'UDES.A: Si Amorphe (a-Si/a-Si). B: Si Monocristallin (c-Si). C: Si Micromorphe (a-Si/ μ c-Si). D:Pyranometer. E: Cellule de référence.....	53
Figure II.2.	Circuit équivalent d'une cellule solaire à deux diodes.....	56
Figure II.3.	L'algorithm de calcul de R_s et R_{sh} utilisé dans le modèle.....	58
Figure II.4.	Influence de l'éclairement sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M) à $T=25^\circ\text{C}$	60
Figure II.5.	Influence de l'éclairement sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100) à $T=25^\circ\text{C}$	61
Figure II.6.	Influence de l'éclairement sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module hétérojonction (a-Si/ μ c-Si, Bosch Solar EU1510) à $T=25^\circ\text{C}$	62
Figure II.7.	Influence de la température sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M) à $G=1000\text{ W/m}^2$	64
Figure II.8.	Influence de la température sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100) à $G=1000\text{ W/m}^2$	65
Figure II.9.	Influence de la température sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le le module hétérojonction (a-Si/ μ c-Si, Bosch Solar EU1510) à $G=1000\text{ W/m}^2$	66
Figure II.10.	Algorithme de calcul de l'éclairement G optimisé.....	67
Figure II.11.	Relation entre l'éclairement G optimisé et l'éclairement mesurée G_m , pour les trois types de modules photovoltaïques.....	68
Figure II.12.	Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M). Journée nuageuse, 13 Décembre 2015.....	70
Figure II.13.	Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M). Journée claire, 11 Mai 2015.....	71
Figure II.14.	Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100). Journée nuageuse, 13 Décembre 2015.....	72
Figure II.15.	Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100). Journée claire, 11 Mai 2015.....	73
Figure II.16.	Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module hétérojonction (a-Si/ μ c-Si, Bosch Solar EU1510). Journée nuageuse, 13 Décembre 2015.....	74
Figure II.17.	Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module hétérojonction (a-Si/ μ c-Si, Bosch Solar EU1510). Journée claire, 11 Mai 2015.....	75
Figure II.18.	Variation de l'erreur absolue de la puissance en fonction du temps des trois modules; c-Si, a-Si et μ m-Si. (a) Journée claire et (b) Journée nuageuse.....	78
Figure II.19.	Variation du rendement mesuré en fonction du temps (Points dispersés) et simulé (lignes continues) des trois modules; c-Si, a-Si et μ m-Si. (a) Journée claire et (b) Journée nuageuse.....	79

Chapitre : III

Figure III.1. Tétraèdre de base du SiC. Un atome de carbone est lié à quatre atomes de silicium premiers voisins ($a=0.308\text{nm}$; $C\text{-Si}=0.194\text{ nm}$).	84
Figure III.2. Structure tétragonale du SiC.	85
Figure III.3. Schéma d'empilement des bicouches Si-C. Les notations A, B, C représentent les divers sites pouvant être occupés par une bicouche Si-C.....	86
Figure III.4. Polytypes de SiC les plus courants vus dans le plan. Les cercles ouverts et pleins représentent les atomes de silicium et de carbone respectivement.....	87
Figure III.5. Un réseau possible de silicium amorphe (blanc) et de carbone (noir) avec de l'hydrogène incorporé (petits points noirs) a-SiC: H	90
Figure III.6. Spectre de la couche SiC par spectroscopie électronique à Auger (AES) déposée à 350°C	92
Figure III.7. Diagramme schématique illustrant les caractéristiques microstructurales de $\mu\text{c-Si:H}$. De gauche à droite, la composition des couches change de très cristallin à l'amorphe	93
Figure III.8. (A) Densité des états (DOS) en fonction de l'énergie pour le silicium amorphe ([20]). B) Coefficient d'absorption α vs énergie pour a-Si: H, $\mu\text{c-Si: H}$ et silicium cristallin (c-Si) [21].....	94

Chapitre : IV

Figure IV.1. Disposition du système de dépôt montrant les quatre chambres individuelles pour préparer les couches p, i et n ainsi que les chambres de transfert et de chargement	101
Figure IV.2. Disposition du système d'alimentation en gaz et de pompage du système de dépôt à 4 chambres	102
Figure IV.3. Montage thermoélectrique de base.....	103
Figure IV.4. Exemple de dispositif de mesure de coefficient Seebeck.....	104

Chapitre : V

Figure V.1. Echantillon de $10\text{X}10\text{cm}$ du $\mu\text{c-SiC:H}$ déposé par la PECVD.	112
Figure V.2. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de 114	114
Figure V.3. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de SiC:H déposés à différentes pressions (6mbar et 15mbar).....	115
Figure V.4. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de SiC:H déposés à différentes puissances (20, 50 et 100W).	116
Figure V.5. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de SiC:H déposés à différents débits de H_2 (148.2, 298.2 et 498.2 sccm).	117
Figure V.6. Relation entre la position du pic du Si-C et de la largeur de la longueur d'onde avec: a) Température. b) Pression. c) Puissance. d) Débit de H_2	119
Figure V.7. Spectroscopie PDS pour des échantillons de Si-C déposés à des températures de dépôt: 250, 450 et 600°C	120
Figure V.8. Chambre de mesure expérimentale de la Thermoélectrique.	122
Figure V.9. Série de couches minces de a-Si _x C _x :H déposés par PECVD.	123
Figure V.10. Variation de la conductivité électrique en fonction de $1000/T$ pour les couches minces SiC _x avec différentes concentration de carbone (x).	125
Figure V.11. L'énergie d'activation E_a et le préfacteur de la conductivité σ_0 en fonction de la concentration du carbone.	125
Figure V.12. Variation de la thermoélectrique en fonction de $1000/T$ pour les couches minces SiC _x avec différentes concentration de carbone (x).	127

LISTE DES TABLEAUX

Chapitre : I

Tableau I.1.	Record de rendement des cellules et des modules sur la base de mesures certifiées.....	42
---------------------	--	----

Chapitre : II

Tableau I.1.	Caractéristiques techniques du module Si monocristallin en STC	54
Tableau I.2.	Caractéristiques techniques du module Si à couches minces en STC.	54
Tableau I.3.	Caractéristiques techniques du module Si à hétérojonction en STC.	55
Tableau I.4.	Comparaison entre les paramètres du modèle et spécifications des modules en STC.	69
Tableau I.5.	Paramètres mesurés (m) et calculés avec le modèle (e) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M).....	76
Tableau I.6.	Paramètres mesurés (m) et calculés avec le modèle (e) pour le module amorphe (a-Si, SCHOTT ASI 100).....	76
Tableau I.7.	Paramètres mesurés (m) et calculés avec le modèle (e) pour le module micromorphe ($\mu\text{m-Si}$, Bosch Solar EU1510).....	77

Chapitre : III

Tableau III.1.	Notation des trois poly-types les plus connus.	86
Tableau III.2.	Propriétés physiques des principaux poly-types du SiC.....	87
Tableau III.3.	Valeurs des masses effectives dans les différents polytypes.	88
Tableau III.4.	Les longueurs de liaison dans le SiC.....	89
Tableau III.5.	Rayons covalents et électronégativité des atomes apparaissant dans le réseau SiC.....	89
Tableau III.6.	Les énergies de liaison en kJ/mol à 25°C.....	91

Chapitre : V

Tableau V.1.	Paramètres de dépôt des échantillons du $\mu\text{c-SiC}$ déposés par PECVD. Série de température (mc04, mc05 et mc06). Série de pression (mc07 et mc08). Série de puissance (mc07, mc10 et mc11). Série de H_2 (mc10, mc12 et mc13).....	111
Tableau V.2.	Résumé des assignations de bandes d'absorption infrarouge.	118
Tableau V.3.	Paramètres de dépôt des couches $\text{a-SiC}_x\text{:H}$ par PECVD.....	123
Tableau V.4.	Les paramètres électriques des couches minces $\text{SiC}_x\text{:H}$. σ_{RT} : est la conductivité à la température ambiante, d : est l'épaisseur des échantillons.	126

LISTE DES ABREVIATIONS

ZCE : zone de charge d'espace.

p : Positive « électrons ».

n : Négative « trous ».

i : Intrinsèque.

I : Courant.

V : Tension.

M_{soleil} : Densité du flux généré par le rayonnement électromagnétique du soleil.

$d_{\text{s-t}}$: Distance moyenne entre le soleil à la terre.

R_s : Rayon du soleil.

M_s : Constante solaire.

S_e : Surface de terre.

S_s : Surface du soleil.

AM : Masse d'air.

AM_0 : Masse d'aire fait un angle nul.

AM_1 : masse d'aire de la lumière qui arrive à la surface de la terre.

ϵ_s : Constante diélectrique statique.

ϵ_∞ : Constante diélectrique à haute fréquence.

E_g : Energie de bande interdite ou gap.

h : Constante de Planck.

ν : Fréquence.

I-V : Caractéristique courant-tension.

P_{max} : Puissance maximale.

I_{cc} : Courant de court-circuit.

V_{co} : Tension de circuit-ouvert.

FF : Facteur de forme.

η : Rendement.

G : L'éclairement du soleil.

L_n : Longueur de diffusion des électrons.

L_p : Longueur de diffusion des trous.

q : Charge électronique.

k : Constante de Boltzmann.

I_m : Courant maximal.

V_m : Tension maximale.

P_0 : Energie lumineuse incidente.

I_{ph} : Photo-courant.

R_s : Résistance série.

R_{sh} : Résistance shunt.

I_0 : Courant de saturation de la diode.

A : Facteur d'idéalité de la diode.

STC : Conditions de test standard.

I_{ph0} : Photo-courant en STC.

K_i : Coefficient de température de I_{sc} .

K_v : Coefficient de température de V_{co} .

G_{STC} : Eclairement en conditions STC.

T_m : Température de module en conditions réels.

T_c : Température de la cellule en conditions réels.

T_{ref} : Température de la cellule en conditions STC.

V_t : Tension thermique.

I_{rs1} : Courant de saturation de la diode 01.

I_{rs2} : Courant de saturation de la diode 02.

n_1 : Facteur d'idéalité de la diode 01.

n_2 : Facteur d'idéalité de la diode 02.

S-Q : Shockley et Queisser.

Si : Silicium.

- a-Si : Silicium amorphe.
- c-Si : Silicium cristallin.
- ITO : Oxyde d'indium dopé à l'étain.
- FTO : Oxyde d'étain dopé au fluor.
- $I_{sc,m}$: Courant de court-circuit modélisé.
- $I_{sc,e}$: Courant de court-circuit expérimental.
- G_m : Eclairement mesuré par le pyranomètre.
- RE : Erreur relative.
- SiC : Carbure de silicium.
- SiC-H : Carbure de silicium hydrogéné.
- C : Carbone.
- H : Hydrogène.
- N_2 : Nitrogène.
- HWCVD : Dépôt chimique en phase vapeur par fil chaud.
- PECVD : Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma.
- CVD : Dépôt chimique en phase vapeur.
- KOH : Hydroxyde de potassium.
- S_{ref} : Coefficient Seebeck.
- FTIR : Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier.
- IR : Infrarouge.
- PDS : Spectroscopie de déflexion photo-thermique.
- RBS : Rutherford Backscattering Spectrometry.
- MMS : Monométhylsilane.
- Pr : Pression.
- P : Puissance d'excitation.
- σ : Conductivité électrique.
- σ_0 : Pré-facteur de la conductivité électrique.
- E_a : Energie d'activation.
- T_g : Température de changement de régime.

INTRODUCTION GENERALE

Afin de réduire le phénomène du réchauffement climatique, la conscience mondiale a conduit la plupart des pays à utiliser les énergies renouvelables telles que l'énergie solaire, éolienne, géothermique, etc. Parmi les énergies renouvelables, le photovoltaïque (PV), étant donné sa maturité et sa capacité à être rapidement déployés, semble être le meilleur choix pour une contribution rapide à la réduction des émissions de gaz à effet de serre. Le PV est une solution prometteuse pour la production mondiale d'énergie électrique [1].

Bien que la plupart de cellules solaires commerciales sont fabriqué à partir de silicium, et cela depuis des décennies, il reste encore beaucoup de travail à accomplir afin d'accroître leur efficacité. La modélisation est une étape importante dans le dimensionnement et l'installation des systèmes photovoltaïques pour n'importe quel emplacement. Le module étant considéré comme la principale composante du système photovoltaïque, plusieurs études ont été consacrées à sa modélisation. Il est utile d'utiliser un outil de simulation afin d'évaluer les performances d'un module photovoltaïque d'une technologie spécifiée en fonction de nombreux facteurs tels que l'irradiation, la température et la résistance en série et en parallèle, et ce, que ce soit en conditions intérieures ou extérieures [2]. Ce modèle peut être développé en utilisant des modèles empiriques dérivés des données mesurées, ou basé sur les modèles de performance de module PV utilisés pour estimer la caractéristique I-V d'un module en fonction de l'éclairement et de la température. De nombreux auteurs ont expérimenté différentes méthodes de modélisation des modules photovoltaïques [3-9], qui semblent ne pas convenir aux nombreuses informations requises et non fournies par les producteurs de modules PV.

Le modèle à une diode et à deux diodes semblent être les modèles les plus couramment utilisés pour le module photovoltaïque. Ce dernier apparaît comme le meilleur choix car il est le plus précis même si il nécessite plus de calcul [10-13]. Les effets de l'éclairement peuvent améliorer les performances d'un système photovoltaïque (PV). Ces effets ont déjà été étudiés par D. B. Magare et al [14] sur trois différentes technologies de silicium PV.

Le carbure de silicium est le seul composé stable dans le système d'équilibre Si-C [1]. La seule occurrence de SiC dans la nature se trouve dans les météorites. Par conséquent, le SiC ne peut pas être extrait mais doit être fabriqué avec des techniques de four élaborées. Dans ses formes poly-cristallines, le SiC est depuis longtemps un matériau éprouvé dans les applications à haute température, à haute résistance et à résistance à l'abrasion comme la céramique. Le carbure de silicium en tant que semi-conducteur est une découverte plus récente, dont l'intérêt et la demande augmentent énormément. La phase amorphe du SiC est un sujet de recherche relativement nouveau. Néanmoins, on peut déjà trouver des couches de SiC amorphes dans des hétérostructures [2-4] en silicium, comme couche antireflet [5] et en microélectronique [6-8]. De plus, le SiC apparaît comme des revêtements protecteurs contre la corrosion [9], l'humidité [10], la gravure [11] et l'abrasion [12] ainsi que pour les applications biomoléculaires [13] et médicales [14].

Le carbure de silicium (SiC) a un certain nombre de propriétés avantageuses, comme une bande interdite large, une mobilité de porteurs élevée et une conductivité élevée pour les dopages de type n et p. Ces liaisons appropriées font du matériau un choix privilégié dans l'application de couche fenêtre sur des cellules solaires, notamment les cellules solaires à silicium amorphe, microcristallin ou à hétérojonction (a-Si, $\mu\text{c-Si}$, a-Si/ $\mu\text{c-Si}$).

Ce travail de thèse pour l'obtention du grade de Docteur à l'université de Tlemcen a été réalisé à :

- L'unité de recherche matériaux et énergies renouvelables URMER, département de physique, Université de Tlemcen-Algérie.
- L'unité de développement des équipements solaires UDES/EPST-CDER, Bouismail, Tipaza-Algérie.
- Le centre de recherche en énergie solaire IEK-5, Julich-Allemagne.

Le manuscrit de ce travail est divisé en deux parties. La première partie du manuscrit est destinée à la modélisation de différents types de cellules photovoltaïques, et contient deux chapitres. Le premier chapitre présente des généralités sur les cellules solaires, leur modélisation, les principaux matériaux photovoltaïques et le rendement actuel des cellules et modules photovoltaïques (Si, CIGS, CDTE...).

Le deuxième chapitre est consacré à la modélisation de trois technologies différentes de modules photovoltaïques en silicium : Monocristallins (c-Si), amorphe à couche mince (a-Si/a-Si) et à hétérojonction ou micromorphe (a-Si/ μ c-Si), où nous avons développé notre modèle en utilisant une technique de modélisation améliorée pour le modèle à deux diodes et en ajoutant une nouvelle technique de calcul de l'irradiation absorbée réelle [29].

La deuxième partie du manuscrit vise à donner une vision sur le Carbure de Silicium SiC en tant que couche fenêtre dans les cellules solaires à couches minces. Cette partie est divisée en trois chapitres :

Dans le premier chapitre, nous allons présenter brièvement des généralités théoriques sur le carbure de silicium SiC, ainsi que les propriétés principales et avantageuses de ce matériau.

Dans le deuxième chapitre, nous allons exposer en détail les différentes méthodes expérimentales de dépôt des échantillons de carbure de silicium et de sa caractérisation PECVD, FTIR, thermoélectrique...utilisées dans le cadre de cette thèse.

Le troisième chapitre, sera partagé en deux sections, la première section sera consacrée au dépôt à basse température des couches de carbure de silicium hydrogéné sous forme microcristalline (μ c-SiC:H) par l'utilisation d'un gaz précurseur de monométhylsilane dilué dans l'hydrogène avec un dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD), cette méthode est largement utilisée dans les laboratoires et les installations de production. Nous discuterons à la fin quelques caractérisations de ces couches déposées tels que la spectroscopie Raman paramètres afin d'étudier l'influence de quelques paramètres de dépôt sur les propriétés des couches réalisées. La deuxième section vise l'étude des mécanismes de transport électrique dans les couches de carbure de silicium hydrogéné sous forme amorphe (a-SiC:H), déposées par PECVD ainsi que leur propriétés thermoélectriques.

Références bibliographiques

- [1] T. Muneer, M. Asif, "Generation and transmission prospects for solar electricity: UK and global markets", *Energy Convers Manage*, 2003. pp. 35-52.
- [2] T. J. Silverman, U. Jahn, "Characterization of Performance of Thin-couches Photovoltaic Technologies", Final Report IEA-PVPS T13-02:2014, May 2014. pp. 40.
- [3] J. Hyvarinen, J. Karila, "New analysis method for crystalline silicon cells", *Proceedings of the Third World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, 2003. pp.1521-1524.
- [4] A. Groenewolt, J. Bakker, J. Hofer, Z. Nagy, A. Schlüter, "Methods for modelling and analysis of bendable photovoltaic modules on irregularly curved surfaces", *International Journal of Energy and Environmental Engineering*, September 2016, Volume 7, Issue 3, pp. 261-271.
- [5] M. Jamadi, F. Merrikh-Bayat, M. Bigdeli, "Very accurate parameter estimation of single and double-diode solar cell models using a modified artificial bee colony algorithm", *International Journal of Energy and Environmental Engineering*, March 2016, Volume 7, Issue 1, pp. 13-25.
- [6] K.Kurobe, H. Matsunami, "New two-diode model for detailed analysis of multi-crystalline silicon solar cells", *Journal of Applied Physics*.44, 200. pp. 8314-8321.
- [7] L. Zaghba, M. Khennane, I. Hadj Mahamed, H. S. Oudjana, A. Fezzani, A. Bouchakour, N. Terki, "A combined simulation and experimental analysis the dynamic performance of a 2kW photovoltaic plant installed in the desert environment", *International Journal of Energy and Environmental Engineering* September 2016, Volume 7, Issue 3, pp. 249-260.
- [8] K. Nishioka, N. Sakitani, Y. Uraoka, T. Fuyuki, "Analysis of multicrystalline silicon solar cells by modified 3-diodes equivalent circuit model taking leakage current through periphery into consideration", *Sol Energy Mater Sol Cells* 91, 2007. pp. 1222-1227.
- [9] D. Minh Quan, Ogliari, E Grimaccia, F. Leva, S. Mussetta, "Hybrid model for hourly forecast of photovoltaic and wind power", in *Fuzzy Systems (FUZZ)*, 2013 IEEE International Conference on, 7-10 July 2013. pp.1-6.
- [10] J. A. Gow, C. D. Manning, "Development of a photovoltaic array model for use in power electronics simulation studies", *IEEE Proc, Electr PowerAppl*.146, 1999. pp. 193-200.

- [11] J. A. Gow, C.D. Manning, "Development of a model for photovoltaic arrays suitable for use in simulation studies of solar energy conversion systems", in: Proceedings of the Sixth International Conference on Power Electronics, 1996. pp.69-74.
- [12] S. Chowdhury, G. A. Taylor, S. P. Chowdhury, A. K. Saha, "Modelling, simulation and performance analysis of a PV array in an embedded environment", Proceeding of the 42nd International Conference on Universities Power Engineering (UPEC), 2007. pp.781-785.
- [13] A. Hovinen, "Fitting of the solare IV-curve to the two diode model", Physica Scr. 54, 1994. pp.175-176.
- [14] D. B. Magare, O. S. Sastry, R. Gupta, "Effect of seasonal spectral variations on performance of three different photovoltaic technologies in India", International Journal of Energy and Environmental Engineering, March 2016, Volume 7, Issue 1, pp 93-103.
- [15] P. Raback, "Modelling of the Sublimation Growth of Silicon Carbide Crystals", Helsinki University of Technology, Helsinki, Finland, 1999.
- [16] S. Adenwalla, P. Welsch, A. Harken, J. I. Brand and A. Sezer, "Boron carbide/n-silicon carbide heterojunction diodes", Applied Physic Letter. 79 (2001), pp. 4357-4359.
- [17] T. Itoh, Y. Hasegawa, T. Fujiwara, A. Masuda and S. Nonomura, "Wide gap and low resistive hetero-structured SiC_x films for wide gap window of heterojunction solar cells", Proceeding of the 3rd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, 2003. pp. 1706-1709.
- [18] R. Schwarz, F. Wang, R. Eigenschenk and Norbert Bernhard, "Effect of interface defects on the response time of a-Si:H/a-SiC:H superlattices", Superlattices and Microstructures 10, 1991. pp. 147-152.
- [19] N. I. Klyui, V.G. Litovchenkoa, A.G. Rozhina, V.N. Dikushaa, M. Kittlerb, W. Seifertb, "Silicon solar cells with antireflection diamond-like carbon and silicon carbide films", Solar Energy Materials and Solar Cells 72, 2002. pp.597-603.
- [20] M.A. El Khakani, M. Chaker, A. Jean, S. Boily, J.C. Kieffer, M.E. O'Hern, M.F. Ravet and F. Rousseaux, "Hardness and Young`s modulus of amorphous a-SiC thin films determined by nanoindentation and bulge tests", Journal of Material Research. 9, 1994. pp. 96-103.
- [21] HMT Pham, CR de Boer, K Kwakernaak, WG Sloof and PM Sarro, "Evaluation of in-situ doped PECVD SiC thin films for surface micromachining", Proceeding of the SESENS, 2001. pp. 856-860.
- [22] P. M. Sarro, "Silicon carbide as a new MEMS technology", Sensors and Actuators 82, 2000. pp. 210-218.

- [23] P. Misaelides, F. Noli., J.P. Riviere and J. Delafond, "Surface characterisation and corrosion behaviour of SiC-coated AISI 321 stainless steel", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B* 129, 1997. pp. 221-227.
- [24] Lijun Jianga, Xiang Chena, Xuhong Wanga, Liqiang Xua, Frank Stubhanb and Karl-Heinz Merkel, "a-SiC_x:H films deposited by plasma-enhanced chemical vapor deposition at low temperature used for moisture and corrosion resistant applications", *Thin Solid Films* 352, 1999. pp. 97-101.
- [25] F. Flannery, Nicholas J. Mourlas, Christopher W. Storment, Stan Tsai and Samantha H. Tan, "PECVD silicon carbide as a chemically resistant material for micromachined transducers", *Sensors and Actuators A* 70, 1998. pp. 48-55.
- [26] T. Blum, B. Dresler, St. Kaßner and M. Hoffmann, "Wear-resistant amorphous SiC coatings produced by plasma enhanced CVD", *Surface and Coatings Technology* 116-119; 1999. pp. 1024-1028.
- [27] Auditore A, Satriano C, Coscia U, Ambrosone G, Parisi V and Marletta G, "Human serum albumin adsorption onto a-SiC:H and a-C:H thin films deposited by plasma enhanced chemical vapor deposition", *Biomolecular Engineering* 19, 2002. pp. 85-90.
- [28] M. Amon, A. Bolt, B. Heublein and M. Schaldach, "Coating of cardiovascular stents with amorphous silicon carbide to reduce thrombogenicity", *Proc. of the IEEE*, 1994. pp. 838-839.
- [29] Aissa Meflah; Achour Mahrane; Madjid Chikh; Rahmani Hachemi; Khadidja Rahmoun; Zoubeyr Smara, Current-voltage characteristic modeling of a silicon micromorphous photovoltaic module, 2015 3rd International Renewable and Sustainable Energy Conference (IRSEC), DOI: 10.1109/IRSEC.2015.7454946, IEEE CONFERENCE PUBLICATIONS, 2015, pp. 1-6.
- [30] K. Ishaque, Z. Salam and Hamed Taheri, "Simple, fast and accurate two-diode model for photovoltaic modules", *Solar Energy Materials & Solar Cells* 95, 2011. pp. 586-594.

**PARTIE I: MODELISATION DES CELLULES ET MODULES
PHOTOVOLTAÏQUES**

*Chapitre I: GENERALITES SUR LES CELLULES
PHOTOVOLTAÏQUES*

Introduction

Dans ce chapitre, nous présentons quelques généralités sur les cellules photovoltaïques, tels que le spectre solaire, le principe de fonctionnement des cellules, et les principaux paramètres d'une cellule solaire. L'état de l'art des différents matériaux utilisés actuellement dans le domaine du photovoltaïques (cellules en silicium cristallin, à couches minces, CdTe, CIGS...) y est également mentionné.

I.1. Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque

Les cellules photovoltaïques sont des composants optoélectroniques qui transforment directement l'énergie solaire en électricité. Ces cellules sont fabriquées grâce à des matériaux semi-conducteurs, généralement le matériau le plus utilisé est le silicium. Il existe aussi d'autres matériaux tel que : Arséniure de Gallium (AsGa), Tellure de Cadmium (CdTe)... La conversion du rayonnement solaire en électricité s'appelle l'effet photovoltaïque qui a été observé pour la première fois par E. Becquerel en 1839 [1]. Une cellule photovoltaïque convertit une énergie radiative en énergie électrique.

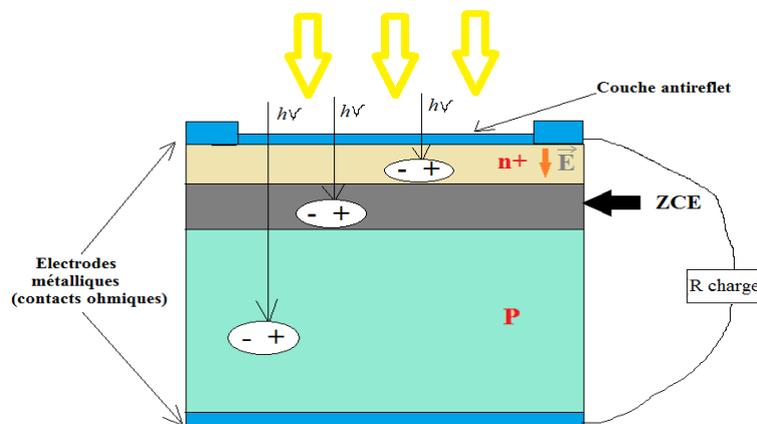


Figure I.1. Structure de base d'une cellule photovoltaïque.

La Figure I.1 indique le principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque. Il s'agit du même fonctionnement que celui d'une diode semi-conductrice obtenue à l'aide de deux semi-conducteurs dopés n et dopé p créant ainsi entre eux une zone de charge fixe, appelée une zone de charge d'espace ZCE, où la jonction sera traversée par les porteurs de charge photo excités.

Une large fraction des électrons et des trous atteignent la jonction p-n, en conséquence, un courant électrique peut être établi en connectant les matériaux de type n et type p à un circuit extérieur. La direction de ce courant est l'opposé de celle de la cellule lorsqu'elle fonctionne en tant que diode, autrement dit, quand la diode est illuminée, un courant positif " I " traverse de n vers p.

I.2. Illumination des cellules photovoltaïques

Le Soleil est une étoile qui produit sa propre lumière et sa propre chaleur. Elle fournit la chaleur et la lumière à la Terre par un processus identique à celui produit par une bombe à hydrogène. La température moyenne à la surface du soleil est de 5777K. La densité du flux généré par le rayonnement électromagnétique du soleil est : $M_{\text{soleil}}=63,2.10^6\text{W/m}^2$. La distance moyenne entre le soleil à la terre est environs : $d_{s-t}=1,496.10^{11}\text{m}$ [2-4], pour cette distance, la densité de flux est atténuée par un paramètre proportionnel. La surface de la photosphère du soleil est donnée par l'équation :

$$S_s = \pi R_s^2 = 1,521. 10^{18}\text{m}^2 \quad (\text{Eq I.1})$$

Avec $R_s= 6,96.10^8\text{m}$ qui représente le rayon du soleil. La densité de flux arrivant à l'orbite de la terre est :

$$F_s = M_s \frac{S_s}{S_e} = M_s \frac{A_s}{\pi d_{s-t}^2} = 1367\text{W/m}^2 \quad (\text{Eq I.2})$$

Avec M_s la constante solaire. Et S_e : Surface de terre.

Le flux du soleil va traverser l'atmosphère de la terre et qui sera ainsi sur son chemin modifié et amoindri. Cette diminution dépend de beaucoup de facteurs atmosphériques puisque non seulement l'intensité est globalement amoindrie mais aussi le spectre est changé suivant les conditions atmosphériques. L'influence de la nature des gaz rencontrés, notamment les aérosols et de tous autres contenus remet la dispersion atmosphérique de l'énergie très difficile à modéliser et/ou à mesurer [5]. En effet, au-delà de son changement au cours du temps, l'éclairement solaire est polychromatique et il subit l'influence de la couche atmosphérique traversée. Le spectre lumineux s'étale du proche ultraviolet au proche infrarouge.

La référence de l'énergie reçue par la terre et sa variation spectrale sont données par la notation AMx. Et AM0 définit les conditions d'éclairement hors de l'atmosphère terrestre à la verticale du lieu, en moyenne au sol et dans toute la zone tempérée de l'hémisphère nord et donc en France-Europe et en Algérie-Maghreb, on utilise AM1.5, ce qui correspond à 1000W/m^2 comme le montre la Figure I.2. Le rayonnement visible de longueur d'onde comprise entre $0,5$ et $0,7\mu\text{m}$ comprend la plus grande partie de l'énergie solaire. Mais il faut savoir qu'un photon absorbé crée une seule paire électron-trou quelle que soit son énergie $h\nu$, et que par rapport à la largeur de bande interdite ou l'énergie gap (E_g), l'excédent d'énergie $h\nu - E_g$ est perdu. À énergie incidente égale, il y a deux fois plus de photons à $1\mu\text{m}$ qu'à $0,5\mu\text{m}$ [6]. La Figure I.3 montre les spectres des rayonnements AM1.5, AM1.5G (Global) et celui du rayonnement AM0.

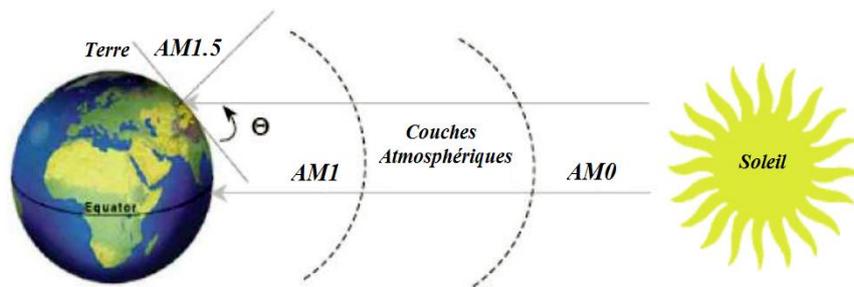


Figure I.2. Conditions de mesures de quelques rayonnements AMx.

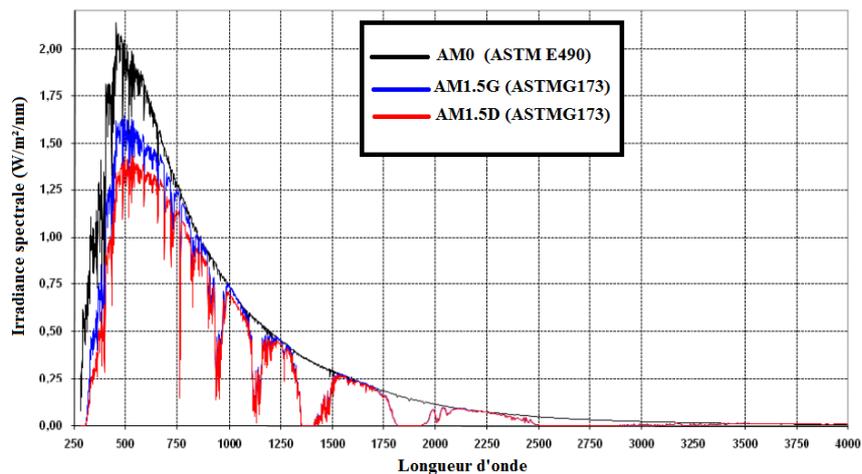


Figure I.3. Variation spectrale de la puissance émise par le soleil [6].

I.3. Paramètres caractéristiques d'une cellule photovoltaïque

Les principaux paramètres caractéristiques d'une cellule photovoltaïque sont obtenus à partir de la caractéristique courant-tension (I-V) comme présenté dans la Figure. I.4, on peut citer : la puissance maximale P_{max} , le courant de court-circuit I_{CC} , la tension de circuit ouvert V_{CO} , le facteur de forme FF et le rendement η .

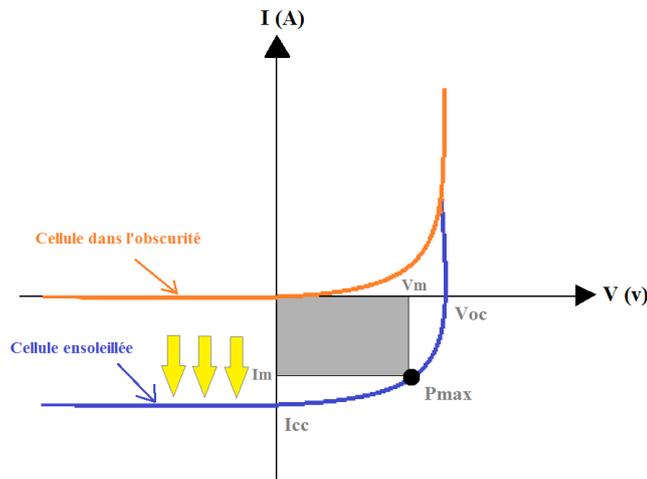


Figure I.4. Caractéristique d'une cellule photovoltaïque claire et dans l'obscurité.

I.1.1. Courant de court-circuit I_{sc}

C'est un courant généré quand on applique à la cellule un potentiel nul. C'est le plus grand courant que la cellule photovoltaïque peut produire. Ce courant dépend de la température, de la longueur d'onde du rayonnement, de la surface active de la cellule, de la mobilité des porteurs de charge et il est linéairement dépendant de l'éclairement reçue G .

L'équation I.3, définit le courant de court-circuit I_{sc} , qui présente la quantité des paires électron-trou générées par l'éclairement G et qui traverse la jonction sans recombinaison entre les longueurs de diffusion des électrons et trous (L_n et L_p) respectivement [7] :

$$I_{sc} = qG(L_n + L_p) \quad (Eq\ I.3)$$

I.1.2. Tension de circuit ouvert V_{co}

La tension en circuit ouvert d'une cellule photovoltaïque est obtenue à l'obscurité ($I=0$) où la diode génère un courant égal au courant de court-circuit I_{cc} . Dans le cas idéal, cette tension est déterminée à partir de l'équation de la caractéristique courant-tension I-V d'une cellule photovoltaïque par l'équation I.4 [7] :

$$V_{co} = \frac{kT}{q} \ln\left(\frac{I_{cc}}{I_0} + 1\right) \quad (Eq\ I.4)$$

I_0 : est le courant de saturation de la diode qui définit le nombre des porteurs de charge collectés à l'obscurité seulement par l'effet thermique.

Réellement, la tension de circuit ouvert est calculée numériquement à partir de l'équation du modèle électrique de la caractéristique courant-tension I-V pour la condition $I=0$, ce qui permet de prendre en considération les facteurs d'idéalité des diodes et le courant de saturation.

I.1.3. Facteur de forme FF

Le facteur de forme définit l'efficacité d'une cellule photovoltaïque et aussi son vieillissement lorsqu'il est considéré en fonction du temps. Il peut aussi fournir des informations sur la qualité des interfaces matériau-électrode. C'est le rapport de la puissance maximale et de la valeur du produit du courant de court-circuit et de la tension de circuit ouvert comme présente l'équation I.5 [7] :

$$FF = \frac{P_m}{I_{cc}V_{co}} = \frac{I_m V_m}{I_{cc}V_{co}} \quad (Eq\ I.5)$$

Le facteur de forme théorique est compris entre 0.25 et 1.

I.1.4. Rendement η

Le rendement d'une cellule photovoltaïque est le rapport entre l'énergie maximale générée par la cellule P_m et l'énergie lumineuse incidente P_0 , il est défini par l'équation suivante :

$$\eta = \frac{P_m}{P_0} = \frac{FF I_{cc} V_{co}}{P_0} \quad (Eq\ 1.6)$$

I.4. Principaux modèles de la cellule photovoltaïque

I.1.5. Modèle à une diode (à 04 paramètres)

C'est un modèle où on ne peut déterminer que quatre paramètres, en utilisant les spécifications fournis par le fabricant, ces paramètres à déterminer sont [18] :

- Le photo-courant.
- Le courant de fuite de la jonction.
- Le coefficient d'imperfection de la diode.
- La résistance série.

Ce modèle a été largement utilisé, il a été étudié par Townsend [19]. Il considère la cellule solaire comme une source de courant qui dépend uniquement de l'éclairement, connectée en parallèle avec une seule diode et en série avec une résistance série, la résistance parallèle est négligée puisque son influence est très faible, donc ce modèle ne la considère pas comme le montre la Figure I.5.

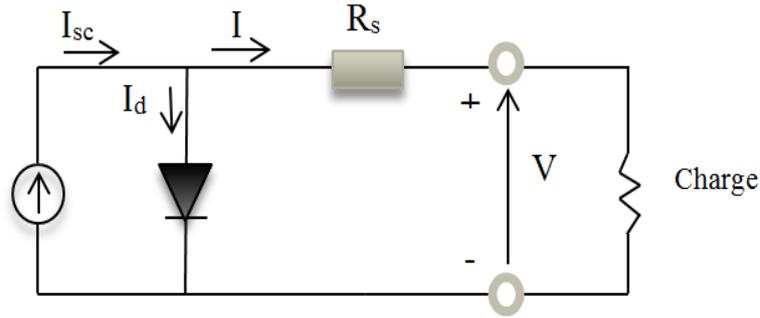


Figure I.5. Schéma équivalent du modèle à une diode (à 04 paramètres).

Les quatre paramètres apparaissant dans l'équation de la caractéristique courant-tension sont, le photo-courant I_{ph} , la résistance série R_s , le courant de saturation de la diode I_0 et le facteur d'idéalité de la diode n , généralement ces paramètres ne sont pas fournis par les fabricants [19]. Ces paramètres inconnus doivent donc, être déterminés à partir des équations de la caractéristique courant-tension I-V pour différents points de fonctionnement (fournis par les fabricants).

Le courant de sortie déduit du schéma équivalent d'après la Figure. I.5, est:

$$I = I_{ph} - I_d \quad (Eq\ I.7)$$

Le photo-courant dépend de l'éclairement, la température et le photo-courant mesuré en Conditions de test standard (STC), il est défini [20] par:

$$I_{ph} = (I_{ph0} + K_i(T_c - T_{ref})) \cdot \frac{G}{G_{STC}} \quad (Eq\ I.8)$$

Avec :

I_{ph0} : le photo-courant en STC (A)

K_i : le coefficient de température de I_{sc} (A/K)

G_{STC} : l'éclairement en conditions STC (W/m^2)

T_{ref} : la température de la cellule en conditions STC (K).

Afin de simplifier l'équation I.8 pour calculer le I_{ph} , généralement le photo-courant en STC est égal au courant de court-circuit I_{sc} , réf du module donné par le fabricant.

Le courant de la diode est donné par l'équation de Shockley :

$$I_d = I_0 \left(e^{\left(\frac{q(V+IR_s)}{A.K.T_c} \right)} - 1 \right) \quad (Eq\ I.9)$$

Le courant inverse de saturation de la diode dépend des caractéristiques du matériau et de la température suivant l'équation suivante [19]:

$$I_0 = I_{0T1} \cdot \left(\frac{T_c}{T_1} \right)^{\frac{3}{n}} \cdot e^{\left(\frac{-E_g \cdot q}{A.K \cdot \left(\frac{1}{T_c} - \frac{1}{T_1} \right)} \right)} \quad (Eq\ I.10)$$

Où I_{0T1} est le Courant de saturation et E_g l'énergie de gap du matériau.

La caractéristique (I - V) devient alors:

$$I = I_{ph} - I_0 \left(e^{\left(\frac{q(V+IR_s)}{A.K.T_c} \right)} - 1 \right) \quad (Eq\ I.11)$$

La résistance série R_s a une grande influence sur la pente de la courbe caractéristique I - V , donc sa valeur est calculée en évaluant la pente dI/dV de la courbe I - V au point de tension de circuit-ouvert V_{oc} .

L'équation de R_s est obtenue par l'équation différentielle I.9 est devient donc [17]:

$$R_s = -\frac{dV}{dI} - \frac{nKT/q}{I_0 \left(e^{\left(\frac{q(V+IR_s)}{A.K.T_c} \right)} \right)} \quad (Eq\ I.12)$$

I.1.6. Modèle à une diode (à 05 paramètres)

Ce modèle est composé d'une diode de moins par rapport au modèle à deux diodes, c'est à dire que ce modèle contient dans l'équation de la caractéristique I - V une seule exponentielle comme le montre la Figure I.6 [15,16].

L'équation caractéristique I-V est déduite d'une manière directe à partir de la loi de Kirchhoff:

$$I = I_{ph} - I_{rs} \left(e^{\frac{(V+IR_s)}{A.V_t}} - 1 \right) - \left(\frac{V+IR_s}{R_{sh}} \right) \quad (Eq\ I.13)$$

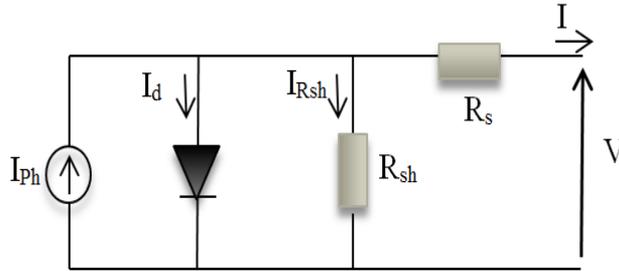


Figure I.6. Schéma équivalent du modèle à une diode (à 05 paramètres).

Si on néglige la résistance shunt en la considérant comme infini ce modèle sera réduit à 04 paramètres [17], et la non-considération de la résistance série réduit le modèle à 03 paramètres.

I.1.7. Modèle à deux diodes (à 07 paramètres)

Dans le modèle à deux diodes, la cellule photovoltaïque est représentée par un circuit électrique comme illustré dans Figure I.07, qui se compose d'une source de courant représentant le rayonnement solaire, les pertes sont présentées par deux résistances, une résistance série R_s , une résistance shunt R_{sh} , et deux diodes pour définir la polarisation de la cellule solaire et les pertes par la recombinaison des porteurs minoritaires dans la zone de charge d'espace [8-11].

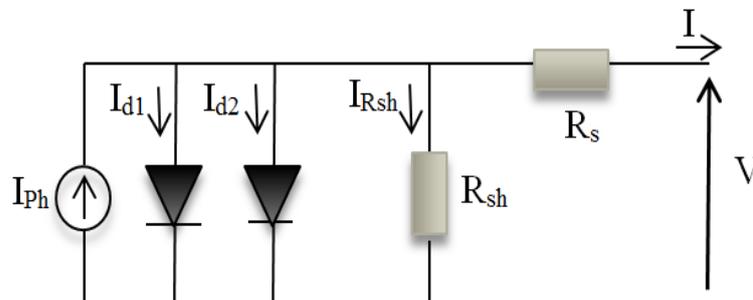


Figure I.7. Schéma équivalent du modèle à deux diodes (07 Paramètres).

La résistance série R_s présentes les pertes par la résistivité des différentes couches de la cellule solaire : émetteur, base et contacts métalliques en face avant/arrières. Dans le cas idéal cette résistance doit avoir la plus faible valeur possible pour limiter son influence sur le courant généré par la cellule. Ceci peut être achevé en optimisant le contact métal/semi-conducteur, et en diminuant la résistivité du matériau utilisé. Tandis que, un dopage trop élevé entraîne une augmentation de la recombinaison des porteurs [12].

La résistance shunt (parallèle) R_{sh} définit le courant de fuite à travers l'émetteur de la cellule causé par un défaut lorsque la diffusion des contacts métalliques à haute température endommage l'émetteur. Cette résistance peut aussi être due à un court-circuit sur les bords de la cellule. Idéalement, cette valeur devra être la plus élevée possible.

L'équation caractérisant la courbe de variation courant-tension I-V est donnée par [13,14] :

$$I = I_{ph} - I_{rs1} \left(e^{\left(\frac{V+IR_s}{n_1 V_{t1}} \right)} - 1 \right) - I_{rs2} \left(e^{\left(\frac{V+IR_s}{n_2 V_{t2}} \right)} - 1 \right) - \left(\frac{V+IR_s}{R_{sh}} \right) \quad (Eq I.14)$$

Où les sept 07 paramètres du modèle sont :

- I_{ph} : le photo-courant.
- I_{rs1} : courant de saturation de la diode 01.
- I_{rs2} : courant de saturation de la diode 02.
- R_s = la résistance série.
- R_{sh} = la résistance shunt.
- n_1 : le facteur d'idéalité de la diode 01.
- n_2 : le facteur d'idéalité de la diode 02.

Le photo-courant I_{ph} dépends de la température, l'éclairement et du photo-courant mesuré aux conditions de test standard STC, comme définit par l'équation I.15 [12]:

$$I_{ph} = (I_{ph0} + K_i (T_c - T_{ref})) \cdot \frac{G}{G_{STC}} \quad (Eq I.15)$$

Avec I_{ph0} est le photo-courant en STC, K_i est le coefficient de température de I_{sc} et T_{ref} est la température de la cellule en conditions STC.

Les courants de saturation des deux diodes I_{rs1} et I_{rs2} sont définis par les équations I.16 et I.17 [12,13] suivantes:

$$I_{rs1} = A_1 \cdot T_C^3 \cdot e^{\left(\frac{-E_g \cdot q}{n_1 \cdot T \cdot K}\right)} \quad (Eq\ I.16)$$

$$I_{rs2} = A_2 \cdot T_C^3 \cdot e^{\left(\frac{-E_g \cdot q}{n_2 \cdot T \cdot K}\right)} \quad (Eq\ I.17)$$

Où, A_1 est une constante pour une cellule de 100cm^2 (entre 150 et 180A.K^{-3}).

A_2 : Constante pour une cellule de 100cm^2 (entre $1,3$ et $1,7\text{A.K}^{-3}$).

Le facteur d'idéalité A dépend de la nature et la position du niveau des pièges [07].

- $A = 1$: Cas idéal (la zone de charge d'espace ZCE est dépeuplée).
- $1 < A < 2$: Le niveau des pièges peu profond dans la zone de charge d'espace.
- $A = 2$: Les centres de recombinaisons sont distribués uniformément dans ZCE.
- $2 < A$: Les centres de recombinaisons sont distribués de façon non uniforme avec une densité faible au centre de ZCE par rapport à la surface.

Dans le cas où la valeur de la résistance shunt R_{sh} est considérée infinie, le nombre des paramètres du modèle à deux diodes devient 06. Quand la résistance série est négligée, le nombre des paramètres devient 05.

I.5. Etat de l'art des matériaux photovoltaïques

I.5.1. Limite d'efficacité des cellules solaires

Les cellules solaires sont constituées de matériaux semi-conducteurs et, compte tenu du large spectre solaire, leur limite d'efficacité fondamentale est déterminée par plusieurs facteurs (Figure I.8). Les photons avec des énergies en dessous de l'énergie gap E_g ne sont pas absorbés, tandis que les photons avec des énergies au-dessus de E_g ne sont pas complètement

convertis en énergie électrique en raison de la thermisation des supports de charge (encadré sur Figure I.08a). Compte tenu de ces deux facteurs, environ 45% de l'énergie solaire intégrée au spectre incident reste pour les semi-conducteurs avec E_g de 1.1 à 1.4 eV. Il s'agit de la puissance maximale qui serait générée si la cellule fonctionnait à une tension correspondant à l'énergie gap et un courant correspondant à la capture complète de tous les photons avec une énergie supérieure à E_g , suivie d'une collecte complète de tous les porteurs générés.

Même dans un cas idéal, cependant, la tension de circuit-ouvert V_{oc} est toujours inférieure à l'énergie gap, car l'équilibre thermodynamique nécessite que la cellule soit en équilibre avec son environnement, ce qui implique une émission de lumière spontanée à partir de la cellule. La recombinaison correspondante du porteur radiatif représente un courant sombre qui fait que V_{oc} soit bien au-dessous de la tension d'écart de bande E_g (la Figure I.08a). En outre, dans le cadre d'une opération de puissance maximale, la tension V_{mp} est inférieure à V_{oc} et le courant I_{mp} est inférieur au courant maximal (court-circuit) I_{sc} . La limite d'efficacité qui prend en compte tous ces facteurs a d'abord été découverte par Shockley et Queisser (S-Q) en 1961 [21]. La Figure I.08a montre l'efficacité limite pour une cellule solaire à une seule jonction sous l'éclairage "un seul soleil" avec le spectre solaire standard AM1.5 en fonction de E_g , l'efficacité maximale se produit pour un semi-conducteur avec une énergie gap de 1,34 eV est de 33,7%.

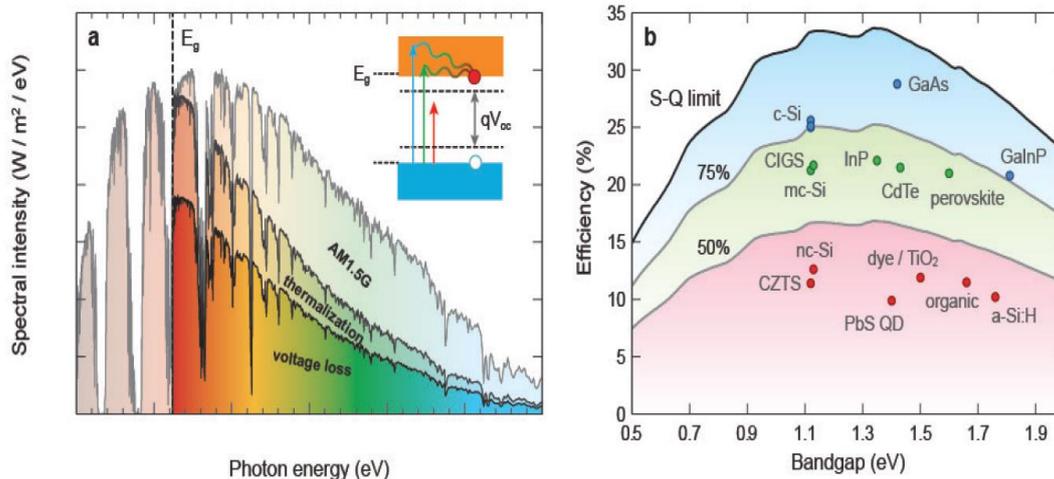


Figure I.8. Limites fondamentales de l'efficacité des cellules solaires. a) AM1.5 spectre solaire avec des creux distincts dû à l'absorption moléculaire dans l'atmosphère terrestre. b) Limite théorique d'efficacité du bilan détaillé Shockley-Queisser en fonction de E_g (ligne noire) et de 75% et 50% de la limite (lignes grises).

Dans les cellules solaires, toutes les lumières incidentes ne sont pas absorbés dans la couche active et tous les porteurs générés ne sont pas collectés, abaissant I_{sc} en dessous de la valeur maximale pouvant être obtenue pour un intervalle de bande donné, par exemple la recombinaison Auger, la recombinaison de la queue de bande et la recombinaison à la masse, à l'interface et aux défauts de surface réduisent V_{oc} [22-24]. En outre, les pertes de résistance et de contact réduisent le facteur de forme.

I.5.2. Rendement actuel des principales cellules solaires

I.5.2.1. Silicium cristallin

Aujourd'hui, le marché mondial des photovoltaïques est dominé par des modules solaires à base de plaques en silicium cristallin, avec une part de marché totale supérieure à 90%. Dans ce cas, le silicium monocristallin couvre environ 35% et le silicium multi-cristallin environ 65% [25]. Les systèmes photovoltaïques basés sur les cellules solaires en Silicium installées sur le terrain ont démontré une grande fiabilité et une dégradation de l'efficacité très limitée sur une période de plus de 25 ans.

Selon le modèle (S-Q), la limite d'efficacité pour les cellules solaires (Si) est de 33,3%, bien au-dessus du bilan expérimental de 25,6%. Un facteur clé limitant qui n'est pas pris en compte dans le modèle (S-Q) est la recombinaison Auger de transporteurs libres qui se produit sous l'éclairement. En prenant cela en compte pour le silicium, la limite d'efficacité d'une cellule Si (monocristalline) avec une épaisseur optimisée (110 μm) a été calculée à 29,4% [26], ce qui a permis de développer les technologies existantes dans les années à venir.

Le silicium a un écart de bande quasi idéal ($E_g = 1.12 \text{ eV}$) pour atteindre un rendement élevé (Figure I.8). Les cellules d'homo-jonction de Si sont basées sur une jonction p-n faite soit en substrat de type p ou Si (100) de type n. Plusieurs architectures de périphériques avancées et des schémas de contact ont été développés pour les cellules solaires Si. La recombinaison de contact représente une source importante de perte, de sorte que les approches les plus réussies minimisent la zone de contact (par exemple, par dopage lourd localisé ou dépôt métallique), mettent en place des contacts passivés ou utilisent une combinaison de ces approches.

En parallèle, la passivation de surface de Si utilisant par exemple Si_3N_4 , Al_2O_3 , SiO_2 ou des combinaisons de ces matériaux ont été développés avec une grande perfection. L'efficacité récente d'une cellule de Si monocristalline a récemment été fixée à 25,1% [27] pour une cellule avec un contact arrière passivé et à une passivation de surface de haute qualité, légèrement supérieur à la valeur record de 25,0% qui se situait depuis 1998 [28, 29] pour une cellule utilisant des contacts locaux et une passivation de surface de haute qualité (la conception diffusée à l'arrière de l'émetteur passivé).

Les wafer de Si multi-cristallines sont coupées à partir des lingots moulés produits à l'aide de cristallisation directionnelle, nonensemencée ou ensemencée, et ont des coûts de fabrication plus faibles que les plaquettes monocristallines. La taille de grain typique dépend de la méthode de croissance et peut être aussi grande que plusieurs centimètres. Le Si multi-cristallin a une qualité électronique inférieure en raison des limites de grains de cristal et des défauts intra-grain, et une plus grande concentration d'impuretés. Le piégeage léger dans ces cellules est moins efficace car la texture de surface pyramidale idéale, normalement formée par une attaque alcaline Si (100) sur les facettes de surface (111), ne peut pas être réalisée sur une surface multi-cristalline. Ceci, avec la collecte incomplète du support en raison de la recombinaison, conduit à un courant réduit, ces pertes de tension et de courant entraînent une efficacité de 21,3% [29, 30] inférieure à celle des cellules Si monocristallines.

I.5.2.2. Silicium amorphe

Le Si amorphe (a-Si:H) est un semi-conducteur avec une absorption optique beaucoup plus forte que le Si cristallin, mais avec une énergie gap E_g bien supérieure à l'optimum (1,7-1,8 eV). Il est fabriqué à l'aide de techniques de dépôt sous vide, généralement à un taux beaucoup plus élevé que les couches micro-nanocristallins. Malgré l'incorporation de l'hydrogène dans ces couches pour passiver les défauts, la qualité électronique de ce matériau est assez faible avec une perte de tension correspondante élevée pour la cellule unique de jonction unique (10,2%) [29, 31]. Dans les cellules a-Si:H, l'efficacité optimale est fortement déterminée par le compromis entre l'épaisseur de la cellule et l'efficacité de la collecte des porteurs, une grande épaisseur est nécessaire pour optimiser la capture de la lumière incidente, mais réduit l'efficacité de la collecte des porteurs si la cellule est plus épaisse que la longueur de dérive/diffusion du porteur, qui est généralement de quelques centaines de nm pour la cellule record.

Les cellules de Si amorphe sont les plus souvent fabriquées dans une configuration de superstrat en utilisant un substrat en verre texturé revêtu d'ITO en tant que conducteur transparent. Ceci constitue alors le point de départ pour la croissance ultérieure de la couche tampon a-Si:H, ZnO: Al et le contact arrière Ag.

I.5.2.3. Silicium à couches minces

Des cellules solaires à base de silicium microcristallin ou nanocristallin à couche mince peuvent être réalisées sur une large gamme de substrats (souples) utilisant un dépôt chimique en phase vapeur. Typiquement, une géométrie p-i-n est déposée sur un substrat en verre texturé de ZnO: Al, suivi d'une couche tampon ZnO: Al et d'un contact arrière Ag. L'efficacité record est de 11,4% [29, 32]. Le taux de dépôt est relativement lent du Si cristallin limite l'épaisseur de la cellule qui peut être pratiquement atteinte à 2-5 μm et le substrat texturé conduit souvent à une croissance défectueuse de la couche microcristalline. En raison de cette limitation d'épaisseur, la lumière avec des énergies près de l'énergie gap n'est pas complètement absorbée. Les limites de grains de cristal et d'autres défauts dans les cellules de silicium micro/nanocristallines déposées sont des puits solides pour les transporteurs minoritaires, ce qui entraîne également une perte de tension élevée.

I.5.2.4. Silicium à hétérojonction

Les cellules photovoltaïques à hétérojonctions sont obtenues par la mise en contact de deux matériaux d'énergie de gap E_g différentes. L'hétérojonction a-Si:H/c-Si est formée en déposant du silicium amorphe hydrogéné sur le substrat de silicium cristallin. Ces cellules peuvent atteindre des rendements de conversion élevés, tout en utilisant des procédés de silicium en couches minces pour réduire le coût en comparaison avec les cellules solaires en silicium cristallin. L'efficacité des cellules devenant un facteur de plus en plus important pour réduire le coût du PV, la technologie Si à couche mince a connu un fort recul ces dernières années. Pourtant, la possibilité de fabriquer des modules flexibles à l'aide d'un processus roll-to-roll offre un potentiel d'application unique, par exemple dans l'architecture du bâtiment. Les cellules à jonction triple Si à couche mince dans lesquelles des cellules Si amorphes et microcristallines sont empilées l'une sur l'autre a montré une efficacité record de 13,4% [33].

I.5.2.5. GaAs (Arséniure de gallium)

L'efficacité record d'une cellule solaire à une seule jonction sous l'éclairage d'un seul soleil a été réalisée en utilisant GaAs (28,8%) [29, 34]. Ce matériau a un intervalle de bande interdite ou E_g proche de l'optimum (1,42 eV, Figure I.08). En raison du coefficient d'absorption optique élevé de GaAs, l'épaisseur de la cellule peut être maintenue relativement petite ($\sim 2\mu\text{m}$) pour récolter le spectre solaire jusqu'à l'écart de bande interdite. La conception de la cellule recorda une géométrie de jonction n-GaAs/p- $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ avec des couches de fenêtre à E_g élevée qui servent à retenir les transporteurs minoritaires dans la couche active de GaAs. L'hétéro-structure GaAs est déposée en utilisant un dépôt chimique en phase vapeur par épitaxie, qui est un procédé à forte intensité énergétique. Fait intéressant, l'efficacité de la cellule record a été réalisée en utilisant un procédé de décollage, dans lequel une feuille de GaAs de $\sim 2\mu\text{m}$ d'épaisseur a été exfoliée du substrat par gravure chimique d'une couche tampon AlAs et stratifiée sur un substrat de Cu.

La tension de la cellule record est très élevée ($V=0,97$). La réflexion de la lumière, l'observation des doigts supérieurs, le piégeage de la lumière incomplète et l'absorption dans le contact du dos du métal entraînent une perte de courant, laissant place à son amélioration, l'application d'une géométrie précise, par exemple pourrait potentiellement augmenter le courant. Une géométrie rétro-réfléchissante diélectrique intermédiaire peut réduire l'absorption parasite dans le contact arrière du métal. Le facteur de forme dans ces cellules est très élevé ($\text{FF} = 0,97$). Compte tenu de la recombinaison Auger, l'efficacité maximale pouvant être obtenue pour une cellule GaAs unique à une seule jonction est $\sim 32\%$ [35], significativement supérieure à la valeur record actuelle.

Alors que les cellules solaires III-V ont traditionnellement été utilisées dans des marchés spéciaux nécessitant une efficacité élevée sur une petite zone, comme la technologie spatiale, la technologie de transfert de couche nouvellement développée permet la fabrication de la technologie GaAs souple (une seule jonction) à grande surface à des coûts réduits Pour une gamme beaucoup plus large d'applications. L'encapsulation et le recyclage des modules commerciaux GaAs sont importants en raison de l'utilisation de l'élément toxique As.

I.5.2.6. CIGS (Diséléniure de cuivre, indium et gallium)

L'efficacité des cellules solaires en couches minces de Cu (In,Ga) (Se,S)₂ ("CIGS") a régulièrement augmenté au cours des 20 dernières années, avec une valeur record de 21,7% [29, 36] Il s'agit des cellules solaires à couches minces à plus haut rendement à ce jour (très suivi par CdTe: 21,5% [09, 37]). Le CIGS a une structure de cristal de chalcopyrite et son écart de bande interdite peut être réglé en continu entre 1,0 et 2,4 eV en faisant varier les rapports In/Ga et Se/S, les compositions à faible bande comparant toujours en donnant toujours la meilleure performance. Les couches poly-cristallines de CIGS sont fabriquées en utilisant une pulvérisation cathodique ou une évaporation à partir des éléments constitutifs et sont généralement déposés sur une couche Mo qui est pulvérisée sur un substrat en verre. L'épaisseur typique de la couche active est de 2 à 3 μm. On a constaté que la diffusion du sodium du substrat en verre dans la couche CIGS jouait un rôle clé dans la passivation des défauts dans la couche CIGS. La composition CIGS est généralement classée pour former un champ électrique qui repousse les porteurs minoritaires du contact arrière de Mo, ce qui est un puissant évier de recombinaison.

La cellule est réalisée par le dépôt de bain chimique de CdS pour former une hétérojonction suivie d'une couche tampon ZnO intrinsèque, d'une couche conductrice transparente (TCL) (ZnO: Al) et d'un ARC MgF₂. Dans certains dispositifs récents à haut rendement, la couche CdS est remplacée par le ZnO_xS_{1-x} plus transparent. L'indium est un élément clé du CIGS et sa rareté est une préoccupation pour l'extension de la production du module CIGS au niveau TW.

La tension pour les cellules CIGS record ($E_g = 1.13$ eV) est très élevée, avec $V=0.84$, égal aux meilleures cellules Si monocristallines. Compte tenu de la nature poly-cristalline du matériau, cela implique que les limites de grain dans ce matériau n'agissent pas comme des sites de recombinaison des porteurs solides. Il existe une perte de courant importante en raison de la réflexion de la lumière, du piégeage incomplet, de l'absorption dans le contact arrière de Mo et de l'absorption parasite dans les couches CdS et ZnO: Al. Le spectre d'absorption de CIGS montre une variation assez graduelle avec l'énergie autour de l'écart de la bande interdite, ce qui entraîne une perte de courant inévitable dans la gamme spectrale proche de l'énergie gap.

Comme pour tous les matériaux poly-cristallins, l'amélioration de la qualité des matériaux est un processus complexe qui nécessite l'optimisation de nombreux paramètres différents tels que les conditions de dépôt et les procédures de post-recuit. En raison de la stœchiométrie complexe du CIGS, de nombreuses phases secondaires sont possibles et une grande partie de l'efficacité a été réalisée en optimisant le processus de dépôt et de recuit pour éviter de tels sous-produits nuisibles. La création d'un bon contact électrique ohmique entre Mo et CIGS (via une couche interrassiale MoSe_2) est un autre facteur important. Le remplacement de la couche tampon CdS par un matériau non toxique et plus transparent est également un domaine de recherche clé.

I.5.2.7. CdTe (Tellurure de cadmium)

CdTe est un semi-conducteur binaire avec une structure cristalline de zinc-blende cubique et un écart de bande interdite idéal de 1,43 eV. Il peut être déposé à une température relativement basse en utilisant l'évaporation à partir de la poudre de CdTe. Les cellules sont généralement réalisées dans une configuration de superstrat à partir d'un substrat en verre revêtu d'oxyde d'étain dopé au fluor (FTO). La pile de couches suivante se compose généralement de CdS (généralement déposée par dépôt chimique de bain), suivie d'un CdTe évaporé (épaisseur typiquement de 2-3 μm) et d'un contact arrière métallique tel que Al ou Ti, dans certains cas avec une couche interrassiale CuZnTe entre le métal et le CdTe.

L'efficacité certifiée la plus élevée pour CdTe est de 21,5% [09, 37], le record précédent été 21,0% [38]. Le coefficient d'absorption par rapport à l'énergie pour CdTe permet une très bonne collecte de courant dans les cellules CdTe, bien supérieure à toute autre technologie de couche mince et égale à celle des cellules de silicium monocristallines. La perte de tension dans les cellules CdTe est élevée ($V=0,75$) qui est attribuée aux pertes de recombinaison dans les grains de cristaux et aux interfaces dans le matériau poly-cristallin, dont la nature exacte est encore incertaine. Les modules solaires CdTe sont commercialisés par plusieurs entreprises et possèdent actuellement la plus grande part de marché parmi les technologies des couches minces dominées par CdTe, CIGS et Si à couche mince. Des systèmes de recyclage ont été mis en place pour les modules CdTe commerciaux, ce qui est particulièrement important en raison de l'utilisation de l'élément toxique Cd, la rareté de Te est également une préoccupation.

I.5.2.8. Cellules solaires sensibilisées aux colorants

Les cellules solaires sensibilisées à la teinture sont une classe spéciale de dispositifs car elles impliquent un processus de production d'électricité électrochimique. Dans ces cellules, l'absorbeur n'est pas un semi-conducteur solide prolongé mais un colorant moléculaire (typiquement un complexe organométallique de ruthénium, bien que la page au zinc et même les colorants purement organiques aient également donné des rendements très élevés) qui est recouvert sur une électrode nano-structurée hautement poreuse (typiquement TiO_2). Le colorant photo-excité injecte des électrons dans la bande de conduction du TiO_2 et accepte les électrons d'un couple redox, mais des tensions plus élevées ont été atteintes avec des couples redox Co-based, dans un électrolyte non aqueux. Les cellules solaires sensibilisées à la teinture sont fabriquées en déposant une couche TiO_2 compacte très fine Typiquement sur FTO, suivie de la formation de TiO_2 méso-poreux en imprimant une pâte de nanoparticules de TiO_2 , un recuit, un traitement TiCl_4 pour passiver des pièges de surface et enfin une adsorption de colorant par immersion en solution.

Une plaque de verre recouverte de la contre-électrode est très proche du substrat à l'aide d'entretoises et la cellule est remplie d'électrolyte et scellée. Nous analysons ces cellules ici en utilisant le modèle S-Q, notant que ce modèle suppose un absorbeur semi-conducteur avec un bord de bande d'absorption, ce qui n'est pas le cas pour les cellules sensibilisées au colorant. Les valeurs de la tension et du courant fournissent alors une référence par rapport à un semi-conducteur conventionnel avec un espace de bande égal au pic du spectre d'absorption de colorant (1,50 eV).

La cellule record sensibilisée au colorant a une efficacité de 11,9% [39, 39] avec une grande perte de tension ($V=0,60$) en raison du potentiel relativement faible du couple standard redox qui introduit une grande perte d'énergie lorsque Transférant des électrons au colorant. Il n'y a pas eu de meilleures alternatives basées sur le colorant malgré des recherches intenses au cours des dernières années : les couples redox avec des potentiels plus élevés ont réagi trop rapidement avec des électrons injectés dans le TiO_2 (conduisant à une recombinaison) ou trop volumineux pour une diffusion ionique rapide Électrolyte (entraînant de fortes pertes dans le facteur de remplissage à des niveaux élevés de lumière).

Un défi supplémentaire pour les cellules solaires sensibilisées aux colorants est l'énergie relativement élevée et la largeur de bande étroite associée à l'absorption moléculaire, ce qui rend difficile la récolte d'une large gamme de spectre solaire. L'utilisation de colorants multiples introduit des complications avec la chimie redox tout en utilisant des colorants avec des spectres plus larges réduit la résistance de l'oscillateur et exige que les électrodes poreuses deviennent trop épaisses pour une extraction de charge efficace. Malgré ces difficultés, les cellules solaires sensibilisées aux colorants ont déjà été commercialisées en raison de leur fabrication relativement simple, de leurs matériaux et de leur disponibilité peu coûteux dans une variété de couleurs et d'opacités utiles lorsque l'esthétique est importante. De plus, les cellules solaires sensibilisées aux colorants ont servi de système modèle ou d'inspiration pour le développement d'une nouvelle classe d'architectures de périphériques nanostructures pour la conversion d'énergie solaire photovoltaïque et la génération de combustible solaire [40].

I.5.2.9. Cellules solaires organiques

Les cellules solaires organiques promettent une fabrication peu coûteuse sur le rouleau sur des substrats flexibles et un large éventail de matériaux pour les applications où la flexibilité et la couleur sont importantes. Les cellules solaires organiques se composent de deux variétés : cellules solaires à petites molécules sublimées et cellules solaires polymères/fullerène traitées en solution. L'efficacité certifiée la plus élevée pour une cellule solaire organique à une seule jonction est de 11,5% [41, 42], bien que, nous analysons les cellules avec le record précédent de 11,0% [29, 43], en tant que données détaillées pour la nouvelle cellule record n'est pas encore disponible. Le record précédent a été obtenu en utilisant un polymère de $E_g=1,66$ eV.

Les cellules solaires de polymère sont typiquement préparées sur du verre ou une feuille revêtue d'ITO avec le mélange de polymère-donneur/compléter-accepteur actif intercalé entre une couche sélective de trou (typiquement poly (3,4-éthylènedioxythiophène) polystyrène sulfonâtes ("PEDOT : PSS") ou MoO_3) et une couche sélective d'électrons telle que ZnO , TiO_2 .

En raison de la faible constante diélectrique des matériaux organiques, les paires d'électrons-trous générées par la photo restent étroitement liées, ce qui nécessite l'utilisation d'architectures dédiées telles que des hétéro-réparations en bloc pour obtenir une séparation et une extraction efficaces des charges. Les décalages d'énergie nécessaires à l'hétérojonction pour assurer une dissociation exciton efficace conduisent à une perte de tension $\sim 0.3\text{eV}$ en pratique, ce qui réduit l'efficacité d'environ 2% absolue [44].

À l'heure actuelle, les problèmes majeurs liés aux cellules solaires organiques sont le taux élevé de recombinaison non radiative par des états pièges ou des états excités triplet, et le grand degré de trouble statique et dynamique, ce qui donne une perte de tension très élevée ($V=0,57$). Dans une large mesure, cette perte de tension pourrait être surmontée par une excitation optique directe de l'état de transfert de charge entre donneur d'électrons et accepteur d'électrons. Jusqu'à présent, les combinaisons de matériaux communs montrent une très faible intensité d'oscillateur de ces états de transfert de charge, rendant l'excitation optique directe presque absente. La perte de courant significative est due à l'absorption parasite par les contacts sélectifs, l'absorption incomplète par le polymère, ainsi que la collecte incomplète du support en raison de la recombinaison non radiative (faible mobilité et longueur de diffusion).

Comme pour les cellules solaires en silicium mince, la technologie PV organique souffre du fait que l'efficacité devient un facteur de plus en plus important pour réduire le coût des systèmes photovoltaïques à grande surface. En outre, les cellules organiques montrent souvent une dégradation sous l'illumination. Dans le même temps, la facilité relative du traitement, de la non-toxicité, du faible poids, du potentiel à faible coût et de la possibilité de former des modules flexibles de différentes formes, couleurs et transparents permet des applications qui ne peuvent être réalisées avec des couches minces. Des cellules flexibles CIGS, CdTe ou pérovskite qui ont une efficacité beaucoup plus élevée.

Tableau I.1. Record de rendement des cellules et des modules sur la base de mesures certifiées. [40].

Matériaux	Rendement de cellule (%)	Rendement de module (%)	Technologie
Technologies mûres déployées à grande échelle			
Si monocristallin	25,6	22,4	Matériel abondant en terre, > 25 ans de record
Si multicristallin	20,8	18,5	Matériel abondant en terre, > 25 ans de record
CIGS	21,7	17,5	Substrats flexibles
CdTe	21,5	18,6	Substrats flexibles, temps court de retour d'énergie
Technologies émergentes déployées à plus petite échelle			
TiO ₂	11,9	10	Couleurs réglables
Si à couches minces	11,4	12,2	Modules flexible
Organiques	11,5	9,5	Modules flexible, modules semi-transparent
Technologies au niveau de fabrication			
GaAs	28,8	24,1	Très haut rendement, modules flexible
Technologies sous-développement			
Perovskite	21	/	Solution en traitement ; Modules flexibles
CZTS	12,6	/	Modules flexible

I.5.3. Rendement des modules photovoltaïques

Deux facteurs importants créent un écart entre l'efficacité record des cellules solaires de laboratoire et l'efficacité record des modules de laboratoire ou l'efficacité moyenne des modules commerciaux, respectivement. Tout d'abord, les records des cellules sont les meilleurs, souvent des petites zones fabriquées à l'aide de techniques de laboratoire spécialisées qui peuvent être trop coûteuses pour la production à grande échelle. Par exemple, le dépôt sous vide en couches minces de contacts métalliques peut être utilisé en laboratoire, tandis que l'impression sérigraphique des contacts, conduisant à une conductivité métallique beaucoup plus faible, est utilisée dans l'usine. Deuxièmement, les modules sont constitués d'un certain nombre de cellules de grande surface connectées en série et encapsulées.

Dans le cas des technologies à base de plaques, l'incorporation de cellules dans un module entraîne inévitablement des pertes courantes dues au remplissage incomplet de la zone du module et la perte de facteur de remplissage due à une résistance supplémentaire dans les interconnexions cellulaires et à l'utilisation de cellules plus importantes. Les effets optiques sur l'encapsulation peuvent diminuer ou augmenter l'efficacité, en fonction des spécificités de la conception du module. L'efficacité des modules à couches minces typiques est inférieure à celle des cellules record correspondantes en raison de la "zone morte" associée à l'interconnexion monolithique de cellules en forme de bande, d'inhomogénéités ou d'imperfections dans les grandes zones des cellules et de résistance en série à cause d'un courant plus important de transport.

De plus, dans la pratique, les modules solaires ne fonctionnent jamais dans des conditions égales aux conditions de test standard (STC). Le spectre solaire et l'intensité changent pendant la journée et varient selon le temps de l'année. La dépendance de l'efficacité sur la puissance incidente est généralement plus faible pour les cellules qui ont un facteur de forme FF élevé. Les matériaux à haute efficacité monocristallins ainsi que les CIGS à couches minces et le CdTe (tous avec $FF > 0,79$) ont un avantage par rapport aux pérovskites et aux matériaux à couches minces à faible efficacité ($FF < 0,73$). En outre, sous l'énergie solaire, les modules solaires chauffent, réduisant parfois l'efficacité de 1 à 2% (absolue) par rapport à leur valeur STC définie à 25°C.

Le coefficient de la température dépend fortement du matériau et il est plus faible pour les cellules d'hétérojonction de Si, CdTe et CIGS que pour d'autres matériaux [45, 46]. Une autre différence entre l'efficacité pratique du module, l'efficacité moyenne des modules et l'efficacité STC est liée au fait que, dans la pratique les modules reçoivent de la lumière d'une large gamme d'angles plutôt que d'une lumière incidente perpendiculaire uniquement. Cela entraîne des pertes de réflexion supplémentaires. Enfin, presque toutes les combinaisons de cellules/modules montrent une réduction de l'efficacité au fil du temps en raison d'une multitude de facteurs, y compris la dégradation des cellules, l'oxydation des interconnexions de cellules métalliques et la photo-dégradation des couches d'encapsulation de polymères. La grandeur de ces effets dépend de la combinaison cellule/module [47]. La compréhension de ces mécanismes de dégradation (au cours de 30 ans) dans différents climats est un défi de recherche complexe mais très important.

Sur la base de leur part dans le marché des systèmes photovoltaïques, qui avait une valeur estimée à 96 milliards de dollars EU en 2013 [48], on peut dire que le Si monocristallin, le Si multi-cristallin, le CdTe et le CIGS sont devenus des technologies à haut rendement matures. Avec la technologie Si ayant > 90% de la part de marché. L'efficacité récente pour les modules de grande surface (> 800 cm²) est pour le Si monocristallin: 22,4% [29, 49], Si multi-cristallin: 18,5% [29], CdTe 18,6% et CIGS 17,5% [29, 50], Ces matériaux appartiennent tous à des classes "> 75% S-Q limite" (pour Si monocristallin) ou "50-75% S-Q limite" (pour le Si multi-cristallines Si, CIGS, CdTe), démontrant directement l'importance de l'efficacité en tant que levier pour une application à grande échelle.

Un développement récent est la démonstration de modules solaires GaAs à jonction unique avec une efficacité record de 24,1% qui sont fabriqués à l'échelle industrielle et sont maintenant en voie d'exploitation commerciale [45]. Il sera intéressant de voir comment les coûts de fabrication pour chacune des technologies de module > 20% vont diminuer dans les prochaines années. Les cellules solaires à couche mince déposées sur des feuilles minces devraient également trouver d'autres applications supplémentaires dans des zones où une puissance faible en poids spécifique (W/g) est souhaitée et dans de nouvelles formes de photovoltaïque intégré au bâtiment où des facteurs de forme flexibles ou une transparence partielle pour la lumière visible est souhaitée.

Des modules de silicium amorphe, cristallin, à couches minces et des feuilles flexibles ont également été développés à un niveau commercial mais ils sont appliqués à une échelle beaucoup plus petite en raison de leur faible efficacité (12,2% pour un module basé sur une géométrie en tandem) et des coûts de fabrication plus élevés [21]. En outre, les modules de petites zones de cellules solaires sensibilisées aux colorants (efficacité 10,0%) [52, 53]. Et les cellules solaires organiques (9,5%) [43] sont commercialement disponibles, mais représentent jusqu'à présent un petit marché. Des cellules solaires de pérovskite, de CZTS et de cellules quantiques en forme de cube mince ont été démontrées dans le laboratoire, mais les modules n'ont pas encore été démontrés sur une échelle industrielle significative. Pour les pérovskites, la stabilité et la productivité à long terme doivent encore être démontrées, car les cellules solaires CZTS et quantiques sont jusqu'à présent limitées par la faible efficacité du développement commercial. Le Tableau I.1 résume les forces technologiques et les opportunités technologiques de recherche sélectionnées pour tous les documents revus.

I.5.4. Orientations des futures recherches

L'augmentation du photo-courant dans une conception d'une cellule solaire particulière nécessite généralement une meilleure gestion de la lumière afin de réduire la réflexion, réduire l'absorption parasite et améliorer le piégeage de la lumière dans la zone active de la cellule. Les concepts nano-photoniques, dans lesquels des nanostructures avec des échelles de longueur typiques égales ou inférieures à la longueur d'onde de la lumière sont incorporées dans la cellule solaire, peuvent servir à atteindre ces objectifs [24, 54-56]. De telles structures peuvent préférentiellement disperser et confiner la lumière afin qu'elle soit mieux absorbée dans la cellule.

Les concepts nano-photoniques conduisant à un piégeage lumineux amélioré peuvent également réduire l'épaisseur de matériau requise, réduisant ainsi la recombinaison en vrac, ce qui améliore la tension et réduit les coûts. La commande nano-photonique peut également améliorer la réduction de la tension des pertes entropiques par le contrôle de la distribution angulaire de l'émission de lumière provenant de la cellule. Les nano-paternes d'ingénierie à grande surface, intégrées dans les cellules solaires, peuvent être fabriquées à l'aide d'une technologie à empreinte douce qui peut être étendue aux zones carrées requises pour la production de grandes surfaces. Les concepts nano-photoniques peuvent également être utilisés pour concevoir la couleur des panneaux solaires, offrant de nombreuses nouvelles opportunités pour le photovoltaïque intégré aux bâtiments.

L'amélioration du facteur de tension et de remplissage de la cellule nécessite une compréhension et un contrôle détaillés des mécanismes de recombinaison du porteur dans la cellule. Faire des progrès dans la qualité des matériaux électriques est un important effort de recherche en ingénierie des matériaux qui implique l'identification des défauts de masse, d'interface et de surface, et mesurer leur densité, leur niveau d'énergie, leur énergie de formation, leurs caractéristiques de recuit, leur comportement de passivation, leur compréhension de la diffusion du dopant, la formation des contacts et Beaucoup d'autres propriétés. Pour réaliser des matériaux photovoltaïques de haute qualité qui permettent aux cellules solaires d'avoir des rendements supérieurs à la limite S-Q et qui peuvent être réalisées à faible coût, il faudra une approche coordonnée de la science et de l'ingénierie internationale des matériaux coordonnée par l'homme à la lune.

Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté des généralités théoriques sur les cellules photovoltaïques, leur principe de fonctionnement, leurs grandeurs caractéristiques. Nous avons aussi présenté un état de l'art des principaux matériaux photovoltaïques utilisés actuellement.

L'efficacité record des cellules solaires à une seule jonction a continuellement augmenté au cours des années, mais jusqu'à présent, aucun matériau photovoltaïque n'a approché la limite théorique d'efficacité de Shockley-Queisser. Le Si monocristallin et les GaAs ont atteint des rendements de 26 à 29%, plusieurs matériaux poly-cristallins (Si, CIGS, CdTe...) se situent entre 20 et 22%. Tous les autres matériaux en couches minces communs ont une efficacité dans la gamme de 10 à 13%.

Les matériaux à haut rendement (>20%) trouvent des applications dans la production d'énergie photovoltaïque à grande surface pour le réseau public de distribution électrique ainsi que pour les systèmes de petite et moyenne taille intégrés au bâti. Ils permettront une pénétration à très grande échelle dans notre système énergétique, lorsque le coût du kWh sera encore réduit de 2 à 3.

Références bibliographiques

- [1] Goetzberger, C. Hebling, H. Schockb, "Photovoltaic materials, history, status and outlook", Materials Science and Engineering, 2003. pp. 1-46.
- [2] "Le corps noir" Astrophysique sur Mesure/Observatoire de Paris : <http://media4.obspm.fr/public/FSU/température/rayonnement/>
- [3] Laurene Jouve, "Modélisation du magnétisme solaire : de son origine interne à ses manifestations en surface", Astrophysiques. Université Diderot-Paris VII, 2008. French.
- [4] Jean Lilensten et pierre-Louis Blelly, "Du soleil à la terre", Grenoble Sciences, 2000.
- [5] Chiang, T. C., Himpfel, F. J., Ge. Goldmann, A., Koch, E.-E. Springer Materials DOI: 10.1007/10377019_9.
- [6] Santo Martinuzzi, "Le spectre solaire, L'absorption de l'énergie lumineuse", Dossier de la Société Française de Physique, 2007. page 7.
- [7] B. Mohammed Moustafa, "Etudes comparées et modélisation des performances des différentes technologies de cellules photovoltaïques en vue du dimensionnement des systèmes et installations photovoltaïques", thèse de doctorat. Université de Tlemcen. 2017.
- [8] N. Benaouda, R. Aiouaz et M. Abersi, "Réponses spectrales et des caractéristiques I-V des cellules solaires au silicium" Revue des Energies Renouvelables ICRES-07 Tlemcen, 2007. pp.145-150.
- [9] W. L. De Soto, "Improvement and Validation of a Model for Photovoltaic Array Performance", MS Thesis, Solar Energy Laboratory University of Wisconsin-Madison, 2004.
- [10] W. De Soto, S. A. Klein and Beckman, "Improvement and Validation of a Model for Photovoltaic Array Performance", Solar Energy, Vol. 80, N°1, 2006, pp. 78 - 88.
- [11] J. A. Gowet C. D. Manning, "Development of a photovoltaic array model for use in power electronics simulation studies", IEE Proceeding on Electric Power Applications, Vol. 146, N°2, 1999. pp. 193-200.
- [12] A. Benyoucef, "Développement de surfaces à base de dioxyde de titane par pvd pour une application aux cellules solaires", thèse de doctorat, université de Tlemcen, 2008.
- [13] M. S. Aït Cheikh et al, "Mise au point d'une régulation floue pour serre agricole à énergie solaire ", Revue des énergies renouvelables Vol. 13 N°3, 2010. pp. 421-443.

- [14] L.A. Hecktheurer, A. Krenzinger, C.W.M. Pried, "Methodology for photovoltaic modules Characterization and shading effects analysis", *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences*, Vol. 24, N°1, , 2002. pp. 26-32.
- [15] E. Karatepe, M. Boztepe and M. Colak, "Neural Network Based Solar-Cell Model", *Energy Conversion and Management*, Vol. 47, N°9-10, 2006. pp. 1159-1178.
- [16] Cashing Wang, "Modeling and Control of Hybrid Wind/Fuel Cell/Distributed System", PhD Thesis, Montana State University, Bozeman, Montana, 2006.
- [17] J.P. Charles, M. Abdelkhrim, Y.H. Muoy and P. Mialhe, "A Practical Method of Analysis of the Current-Voltage Characteristics of Solar Cells", *Solar Cells*, Vol. 4, N°2, 1981. pp 169-178.
- [18] Townsend, T. U, "A method for estimating the long-term performance of direct-coupled photovoltaic systems", MS Thesis, Solar Energy Laboratory, University of Wisconsin, Madison, 1989.
- [19] R. Chenni, M. Makhoulf, T. Kerbache, A. Bouzid, "A detailed modeling method for photovoltaic cells", *Science Direct, Energy* 32, 2007.
- [20] Akihiro Oi, "Design and Simulation of Photovoltaic Water Pumping System", A Thesis Presented to the Faculty of California Polytechnic State University, San Luis Obispo, 2005.
- [21] W. Shockley, H. J. Queisser, "Detailed balance limit of efficiency of p-n junction solar cells", *Journal of Applied Physic* 32, 1961. pp. 510-519.
- [22] Tiedje, "Band tail recombination limit to the output voltage of amorphous silicon solar cells", *Journal of Applied Physic*. 40, 1982. pp. 627-629.
- [23] Rau, J. H. Werner, "Radiative efficiency limits of solar cells with lateral band-gap fluctuations", *Journal of Applied Physic*. 84, 2004. pp. 3735-3737.
- [24] Rau, U. W. Paetzold, T. Kirchartz, "Thermodynamics of light management in photovoltaic devices", *Physic Review. B* 90, 2014. 035211.
- [25] D. D. Smith et al, "Generation III high efficiency lower cost technology: Transition to full scale manufacturing", *Proc. 38th IEEE PVSC*, Austin, TX, June 2012. pp.3-8.
- [26] A. Richter, M. Hermle, S. W. Glunz, "Reassessment of the limiting efficiency for crystalline silicon solar cells", *IEEE J. Photovolt*. 3, 2013, pp. 1184-1191.
- [27] S. W. Glunz et al, "The irresistible charm of a simple current flow pattern - 25% with a solar cell featuring a full-area back contact", *Proc. 31st EU PVSEC*, Hamburg, Germany, 15-Sept-2015.

- [28] J. Zhao, A. Wang, M. A. Green, 19.8% efficient "honeycomb" textured multicrystalline and 24.4% monocrystalline silicon solar cells. *Applied Physic.* 73, 1998. pp.1991-1993.
- [29] M. A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta, E. D. Dunlop, "Solar cell efficiency tables", version 45, *Prog Photovoltaic.* 23, 2015. pp.1-9.
- [30] P. Verlinden et al, "Strategy, development, and mass production of high-efficiency crystalline Si PV modules", paper presented at the 6th World Conf. on PV Energy Conversion, Kyoto, Japan, 2014.
- [31] T. Matsui et al, "Development of highly stable and efficient amorphous silicon based solar cells," *Proc. 28th EU PVSEC*, Paris, France, Sept. 2013.
- [32] H. Sai, T. Matsui, K. Matsubara, M. Kondo, I. Yoshida, "11.0% efficient thin-film microcrystalline silicon solar cells with honeycomb textured substrates", *IEEE Journal of Photovoltaic.* 4, 2014. pp. 1349-1353.
- [33] S.-W. Ahn, S.-E. Lee, H. M. Lee, "Toward commercialization of triple-junction thin-film silicon solar panel with >12% efficiency", paper presented at the *Proc. 37nd PVSEC Conference*, Frankfurt, Germany, Sept. 2012.
- [34] B. M. Kayes et al., "27.6% conversion efficiency, a new record for single-junction solar cells under 1 sun illumination," *Proc. 37th IEEE Photovoltaic Specialists Conference.*, Seattle, WA, June 2011. pp. 19-24.
- [35] E. D. Kosten, J. H. Atwater, J. Parsons, A. Polman, H. A. Atwater, "Highly efficient GaAs solar cells by limiting light emission angle", *Light: Sci Applied.* 2, e45, 2013.
- [36] P. Jackson et al, "Properties of Cu(In,Ga)Se₂ solar cells with new record efficiencies up to 21.7%", *Physic Status Solidi*, RRL9, 2015. pp. 28-31.
- [37] First solar press release: First solar achieves efficiency, durability milestones (Feb. 5, 2015). <http://investor.firstsolar.com/releasedetail.cfm?ReleaseID=895118>.
- [38] First solar press release: First solar builds the highest efficiency thin film PV cell on record, <http://investor.firstsolar.com/releasedetail.cfm?ReleaseID=864426>.
- [39] R. Komiya et al., "Improvement of the conversion efficiency of a monolithic type dye-sensitized solar cell module," *Technical digest, 21st PVSEC*, Fukuoka, Japan, Nov. 2011.
- [40] Albert Polman, Mark W. Knight, Bruno Ehrler and Wim C Sinke, "Photovoltaic materials: Present efficiencies and future challenges", *Science*. April 2016.
- [41] An overview of all records with updated values for current and voltage relative to the Shockley-Queisser limits, www.amolf.nl/impv/SQ.
- [42] NREL, Research cell efficiency records. http://www.nrel.gov/ncpv/images/efficiency_chart.jpg (accessed: Feb. 11, 2016).

- [43] M. Hosoya et al, "Module development for polymer solar cells", Proc. Grand Renewable Energy Conference, Tokyo, Japan, Aug 2014.
- [44] T. Kirchartz, K. Taretto, U. Rau, "Efficiency limits of organic bulk heterojunction solar cells", *Journal of Physic Chemic C* 113, pp. 2009. pp. 17958-17966.
- [45] A. Virtuani, D. Pavanello, "Overview of temperature coefficients of different thin film photovoltaic materials," Proc. 25th EU PVSEC, Valencia, Spain, Sept 2010. pp. 6-10.
- [46] T. Mishima, M. Taguchi, H. Sakata, E. Maruyama, "Development status of high-efficiency HIT solar cells", *Solid Energy Material Solar Cells* 95, 2011. pp.18-21.
- [47] R. Jones-Albertus, D. Feldman, R. Fu, K. Horowitz, M. Woodhouse, "Technology advances needed for photovoltaics to achieve widespread grid price parity", 2016.
- [48] "Technology roadmap: Solar photovoltaic energy (2014 edition)", (International Energy Agency, Paris, France, 2014.
- [49] R. Swanson, "The role of modeling in sun power's commercialization efforts", Workshop on Challenges in PV science, technology, and manufacturing, Purdue University, West Lafayette, IN, Aug 2012.
- [50] H. Sugimoto, "High efficiency and large volume production of CIS-based modules", Proc. 40th IEEE PVSC Denver, CO, June 2014.
- [51] H. Sai et al., Microcrystalline silicon solar cells with 10.5% efficiency realized by improved photon absorption via periodic textures and highly transparent conductive oxide. *Applied Physic Express.* 6, 2013. 104101.
- [52] H. Ozawa, Y. Okuyama, H. Arakawa, "Dependence of the efficiency improvement of black-dye based dye-sensitized solar cells on alkyl chain length of quaternary ammonium cations in electrolyte solutions", *Chem. Phys. Chem.* 15, 2014. pp. 1201-1206.
- [53] N. Tanabe, "Dye sensitized solar cell for energy harvesting applications", Fujikura Technical Review, 2013. pp. 109-113.
- [54] H. A. Atwater, A. Polman, "Plasmonics for improved photovoltaic devices", vol 9, pg 205, 2010. *Nature Mater.* 9, 2010. pp.865-865.
- [55] M. L. Brongersma, Y. Cui, S. H. Fan, "Light management for photovoltaics using high-index nanostructures", *Nature Mater.* 13, 2014. pp.451-460.
- [56] A. Polman, H. A. Atwater, "Photonic design principles for ultrahigh-efficiency photovoltaics", *Nature Mater.* 11, 2012. pp.174-177.

***Chapitre II: MODELISATION ET EXPERIMENTATION
DE DIFFERENTS TYPES DE MODULES
PHOTOVOLTAÏQUES***

Introduction

Dans ce chapitre, nous présentons la modélisation de trois types de modules photovoltaïques à base de silicium, en utilisant un modèle à deux diodes amélioré. Les technologies des cellules constituant les modules étudiés sont : le silicium monocristallin (c-Si), le silicium amorphe à couches minces (a-Si/a-Si) et le silicium à hétérojonction appelé micromorphe (a-Si/ μ c-Si ou μ m-Si).

Les caractéristiques courant-tension I-V et puissance-tension P-V pour chaque type de module ont été simulées en utilisant les spécifications données par le fabricant du module à des conditions de test standards (STC). Une technique améliorée a été utilisée pour calculer l'éclairement correspondant absorbé par chaque type de module. Pour valider le modèle, une comparaison entre les résultats de simulation et les données expérimentales obtenues pour chaque type de module photovoltaïque en conditions extérieures "outdoor" pour une journée claire et une journée nuageuse a été effectuée.

II.1. Expérimental

II.1.1. Banc de caractérisation des modules photovoltaïques

Ce travail a été réalisé à l'UDES (Unité de développement des équipements solaires) qui est impliquée dans la caractérisation de différents types de modules photovoltaïques. A cet effet, un banc de caractérisation extérieur des modules photovoltaïque, tel qu'illustré à la Figure II.1, a été mis en place sur le site de l'UDES situé dans la région de Bou-Ismaïl au nord-ouest de l'Algérie à 36,64 nord (latitude) et 2,69 est (longitude).

Ce banc d'essai est composé d'une plate-forme sur laquelle sont montés les modules photovoltaïques à caractériser en conditions extérieures. Il comprend un pyranomètre standard de type "Kipp & Zonen", une cellule solaire de référence en silicium monocristallin pour la mesure d'éclairement, des capteurs de température de type PT100, une charge électronique "PVPM" qui fournit les mesures de la courbe I-V des modules photovoltaïques et un ordinateur pour l'acquisition des données.

Les paramètres tels que le courant, la tension, la température et l'éclairement seront sauvegardés puis traités par un code que nous avons développé au sein de l'UDES. L'incertitude de mesure sur la tension du courant est d'environ +/- 0,5V et +/- 0,01A respectivement, sur l'éclairement est inférieur à 10W/m² et sur la température est d'environ +/- 0,5°C.

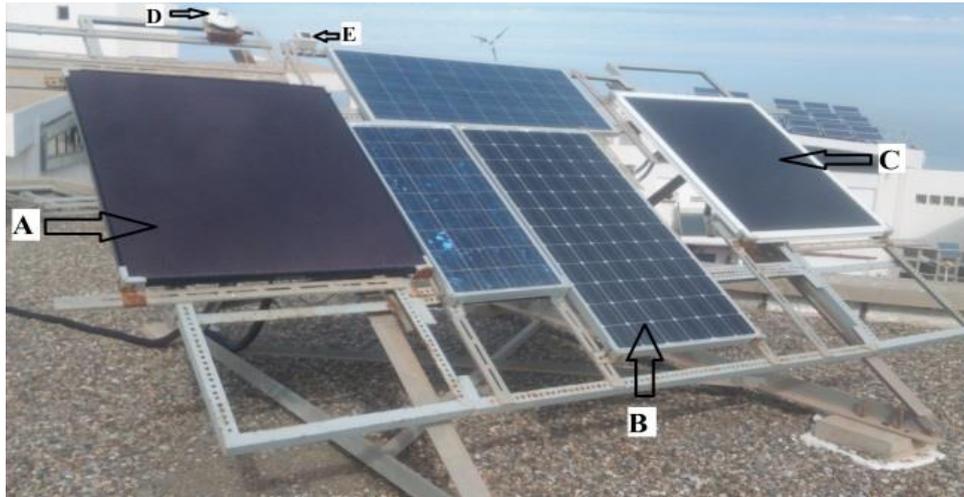


Figure II.1. Banc de caractérisation des modules photovoltaïques à l'UDES. A: Si Amorphe (a-Si/a-Si). B: Si Monocristallin (c-Si). C: Si Micromorphe (a-Si/ μ c-Si). D:Pyranometer. E: Cellule de référence.

Dans ce travail, les modules photovoltaïques étudiés, sont basés sur trois technologies de modules en silicium qui sont à savoir le monocristallin, l'amorphe à couches minces et le micromorphe à hétérojonction.

II.1.2. Modules photovoltaïques au silicium monocristallin c-Si

Le module monocristallin (c-Si) est "JT-185M" Figure II.01(B), contient 72 cellules solaires, avec une puissance maximale de 185 watts [1]. Les spécifications principales de ce module en conditions STC sont présentées dans le Tableau II.1.

Tableau II.1. Caractéristiques techniques du module Si monocristallin en STC [1].

Spécifications en STC	Si Monocristallin c-Si JT-185M
Puissance maximale (P_m)	185W
Tension de circuit-ouvert (V_{oc})	43,2 V
Courant de court-circuit (I_{sc})	5,76 A
Tension de puissance maximale (V_{mpp})	36 V
Courant de puissance maximale (I_{mpp})	5,14 A
Nombre de cellules	72
Coefficient de température de V_{oc} (k_v)	-0,34% / K
Coefficient de température de I_{sc} (k_i)	0,06% / K
Surface du module	1,581*0,809 m ²

II.1.3. Modules photovoltaïques au silicium à couches minces a-Si/a-Si

Le module à couches minces (a-Si/a-Si) est "SCHOTT ASI 100" Figure II.01(A), est basé sur 72 cellules solaires tandem a-Si/a-Si en silicium amorphe (3x24), qui génèrent une puissance maximale de 100 Watts [2]. Les spécifications de ce module en conditions STC sont présentées dans le Tableau II.2.

Tableau II.2. Caractéristiques techniques du module Si à couches minces en STC [2].

Spécifications en STC	Si à couches minces Amorphe SCHOTT a-Si/a-Si ASI 100
Puissance maximale (P_m)	100W
Tension de circuit-ouvert (V_{oc})	40,9V
Courant de court-circuit (I_{sc})	3,85A
Tension de puissance maximale (V_{mpp})	30,7V
Courant de puissance maximale (I_{mpp})	3,25A
Nombre de cellules	72
Coefficient de température de V_{oc} (k_v)	-0,33% / K
Coefficient de température de I_{sc} (k_i)	0,08% / K
Surface du module	1,308*1,108 m ²

II.1.4. Modules photovoltaïques au silicium à hétérojonction a-Si/μc-Si

Le module à hétérojonction ou micromorphe est un "Bosch Solar EU1510" Figure II.01(C), composé des cellules solaires de type hétérojonction basées sur l'empilement des cellules en silicium amorphes et des cellules en silicium microcristallin (a-Si/μc-Si) [3], les caractéristiques techniques de ce module en STC sont présentés dans le Tableau II.3.

Tableau II.3. Caractéristiques techniques du module Si à hétérojonction en STC[03].

Spécifications en STC	Si à Hétérojonction a-Si/μc-Si Bosch Solar μm-Si EU1510
Puissance maximale (P_m)	110W
Tension de circuit-ouvert (V_{oc})	87V
Courant de court-circuit (I_{sc})	1,98A
Tension de puissance maximale (V_{mpp})	64V
Courant de puissance maximale (I_{mpp})	1,76A
Nombre de cellules	100
Coefficient de température de V_{oc} (k_v)	-0,37% / K
Coefficient de température de I_{sc} (k_i)	0,08% / K
Surface du module	1,300*1,100 m ²

II.2. Modélisation des paramètres électriques des modules

II.2.1. Circuit équivalent d'une cellule solaire

La modélisation des modules PV utilisée dans cette étude est basée sur un circuit équivalent à deux diodes d'une cellule solaire, comme le montre la Figure III.2. Le courant de sortie de la cellule solaire "I" est donné par l'équation suivante [4] :

$$I = I_{ph} - I_{rs1} \left[\exp \left(\frac{(V + IR_s)}{n_1 V_{t1}} \right) - 1 \right] - I_{rs2} \left[\exp \left(\frac{(V + IR_s)}{n_2 V_{t2}} \right) - 1 \right] - \frac{(V + IR_s)}{R_{sh}} \quad (Eq II.1)$$

Où I_{ph} est le photo-courant, I_{rs1} et I_{rs2} sont le courant de saturation de la diode 01 et la diode 02 respectivement, I_{rs1} présente les pertes des contacts et I_{rs2} présente les pertes par recombinaison dans la zone de charge d'espace [4].

V_{t1} et V_{t2} sont les tensions thermiques des deux diodes. n_1 et n_2 sont les facteurs d'idéalité des deux diodes. Dans ce travail ; $n_1 = 1$, et $n_2 = 1.2$, comme recommandé par [5].

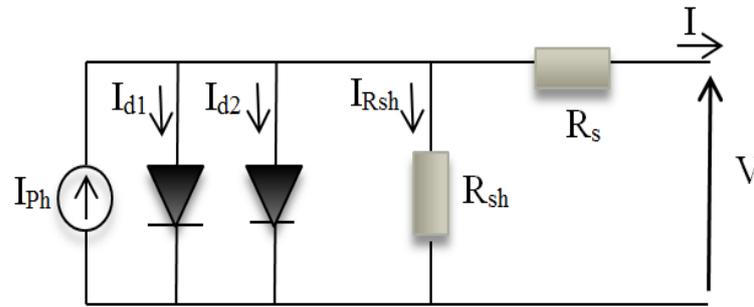


Figure II.2. Circuit équivalent d'une cellule solaire à deux diodes.

II.2.1. Détermination des paramètres du modèle à deux diodes

II.2.1.1. Photo-courant généré

Le courant généré par les photons I_{ph} est donné par l'équation (II.2) [6] :

$$I_{ph} = (I_{ph0} + K_i \Delta T) \cdot \frac{G}{G_{STC}} \quad (Eq II.2)$$

$$\text{Avec : } \Delta T = T - T_{STC} \quad (Eq II.3)$$

Où T : est la température de la cellule (en Kelvin), $T_{STC} = 25^\circ\text{C}$, I_{ph0} : est le courant généré par les photons en STC (dans ce travail $I_{ph0} = I_{sc, STC}$), G : est l'éclairement mesuré par la cellule de référence et G_{STC} : est l'éclairement en STC ($1000\text{W}/\text{m}^2$), K_i : est le coefficient de température du courant de court-circuit fourni par le fabricant.

II.2.1.2. Courants de saturation des diodes

Les courants de saturation des deux diodes I_{rs1} et I_{rs2} dans ce modèle à deux diodes sont supposés égaux comme suggéré par [5], ils sont donnés par l'équation suivante :

$$I_{rs1} = I_{rs2} = \frac{(I_{sc,STC} + K_i \Delta T)}{\exp\left[\frac{(V_{oc,STC} + K_v \Delta T)}{\left\{\frac{(n_1 + n_2)}{p}\right\} V_T}\right] - 1} \quad (Eq II.4)$$

Où $p = n_1 + n_2$ (où la valeur de p doit être ≥ 2.2) comme suggéré par [5], K_v : est le coefficient de température de la tension en circuit ouvert, cette valeur est donnée par le fabricant ainsi que $I_{sc,STC}$ et $V_{oc,STC}$. V_T est la tension thermique en STC.

II.2.1.3. Résistances série et shunt

Les valeurs de la résistance série R_s et de la résistance shunt R_{sh} sont calculées par la même méthode suggérée par [5], en faisant correspondre la puissance maximale calculée du module PV avec la puissance maximale donnée par le fabricant de module, en augmentant itérativement la valeur de R_s et calculer R_{sh} en même temps et en utilisant les équations suivantes:

$$R_{sh} = \frac{V_{mpp} + I_{mpp} R_s}{\left\{ I_{ph} - I_0 \left[e^{\left(\frac{V_{mpp} + I_{mpp} R_s}{V_T}\right)} + e^{\left(\frac{V_{mpp} + I_{mpp} R_s}{(p-1)V_T}\right)} + 2 \right] - P_{max\ dat} / V_{mpp} \right\}} \quad (Eq II.5)$$

$$R_{s0} = 0, R_{sh0} = \frac{V_{mpp}}{I_{sc,STC} - V_{mpp}} - \frac{V_{oc,STC} - V_{mpp}}{I_{mpp}} \quad (Eq II.6)$$

Où P_{maxdat} : est la puissance maximale donné par le constructeur, R_{s0} et R_{sh0} : sont les conditions initiales pour la résistance en série R_s et la résistance shunt R_{sh} respectivement. L'algorithme utilisé dans ce modèle est basé sur le calcul de R_s et R_{sh} autour de point de puissance maximale, on introduisant les paramètres STC donnés par le constructeur du module PV, comme l'indique la Figure II.3.

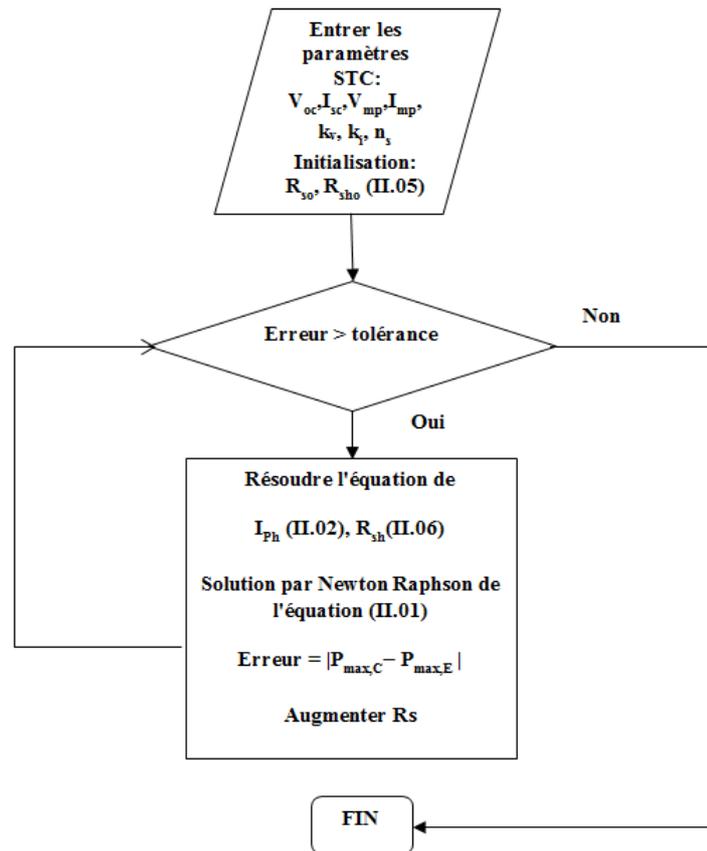


Figure II.3. L'algorithme de calcul de R_s et R_{sh} utilisé dans le modèle.

II.2.1.4. Température de la cellule solaire

Pour évaluer les performances électriques du module, la température appropriée à utiliser est la température de la cellule constituant le module PV " T_c ". Cette température est influencée par plusieurs paramètres tels que l'éclairement, la vitesse du vent, la température ambiante [7]. T_c peut être supérieur de quelques degrés à celle de la température de module en face arrière " T_m ", cette différence dépend essentiellement des matériaux composant le module et de l'intensité du flux de rayonnement solaire [8-9]. Dans ce travail, on utilise l'expression II.07 pour définir la relation entre ces deux températures [10] :

$$T_c = T_m + \frac{G}{G_{ref}} \Delta T \quad (Eq II.7)$$

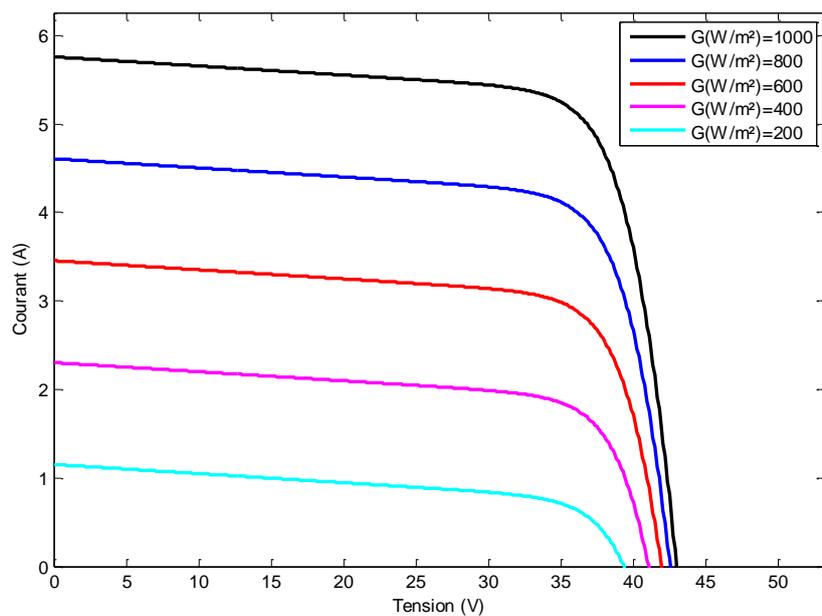
Où G_{ref} est l'éclairement de référence incident sur le module en STC ($1000W/m^2$) et ΔT définit la différence entre la température des cellules PV et la température du module en face arrière.

II.3. Résultats et discussions

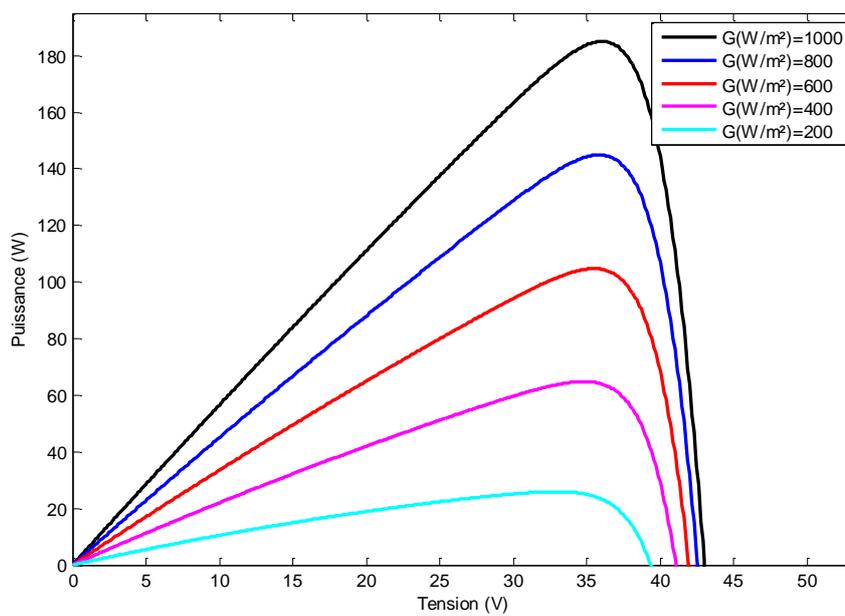
II.3.1. Influence de l'éclairement

L'augmentation de l'éclairement (flux lumineux) se traduit par un déplacement de la caractéristique $I = f(V)$ suivant l'axe des courants. L'croissement du courant de court-circuit I_{sc} est beaucoup plus important que celui de la tension à circuit ouvert V_{oc} étant donné que le courant de court-circuit est une fonction linéaire de l'éclairement, alors que celle de la tension à circuit ouvert est logarithmique.

L'influence du flux lumineux sur la caractéristique de la cellule solaire est représentée sur les Figures (II.4), (II.5) et (II.6) à une température constante $T = 25^{\circ}\text{C}$ pour les trois module photovoltaïques.

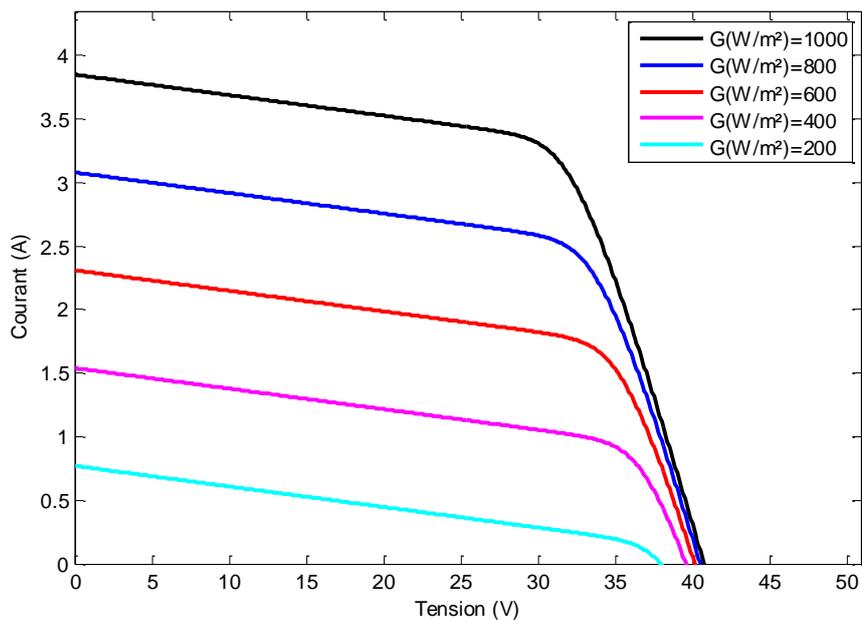


(a)

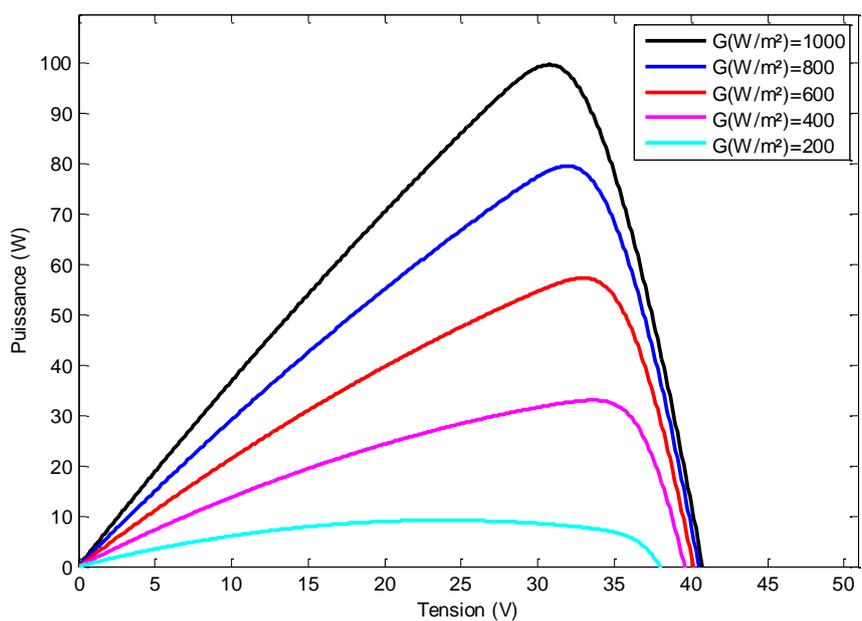


(b)

Figure II.4. Influence de l'éclairement sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M) à $T=25^{\circ}\text{C}$.

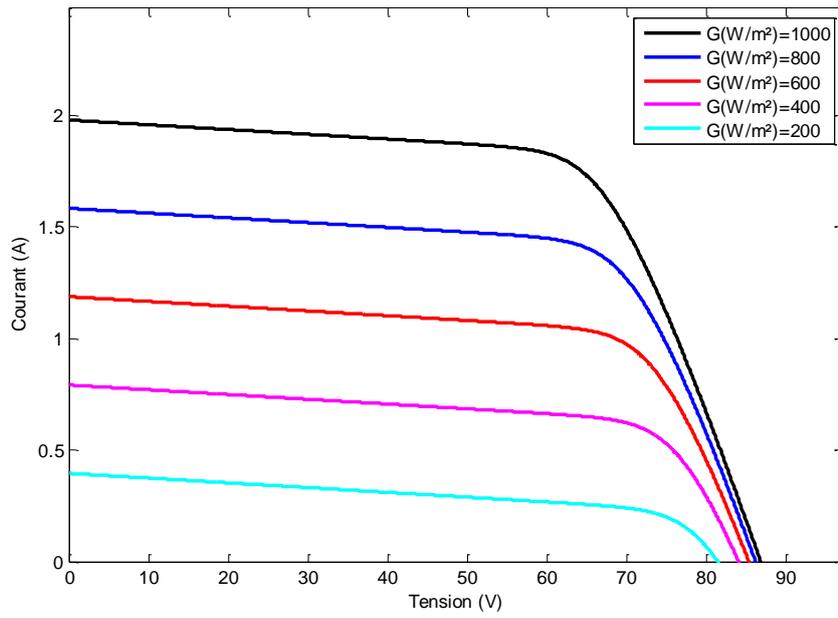


(a)

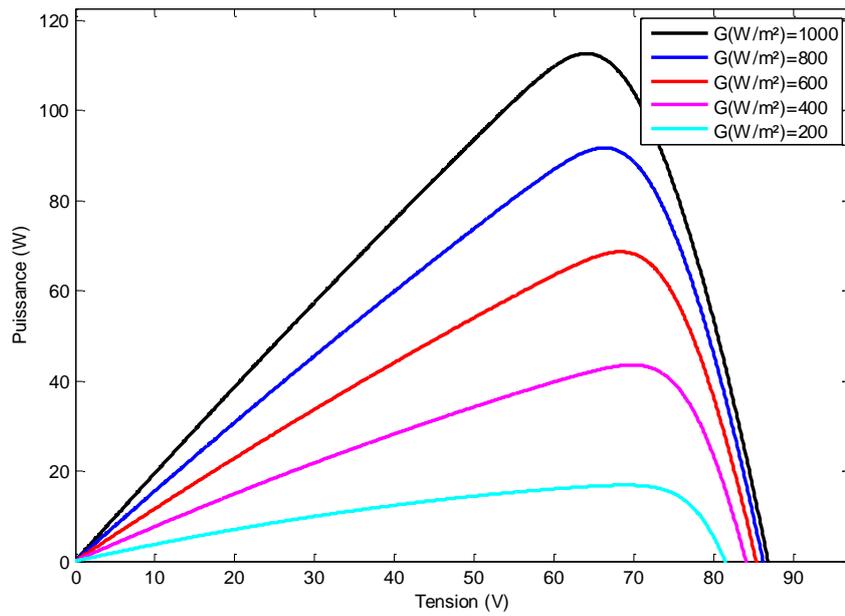


(b)

Figure II.5. Influence de l'éclairement sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100) à $T=25^{\circ}\text{C}$.



(a)



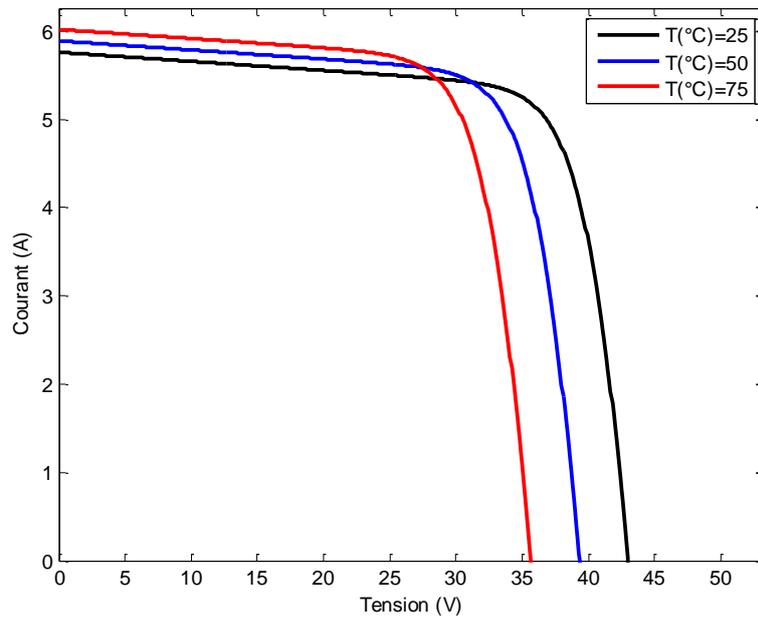
(b)

Figure II.6. Influence de l'éclairement sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module hétérojonction (a-Si/ $\mu\text{c-Si}$, Bosch Solar EU1510) à $T=25^{\circ}\text{C}$.

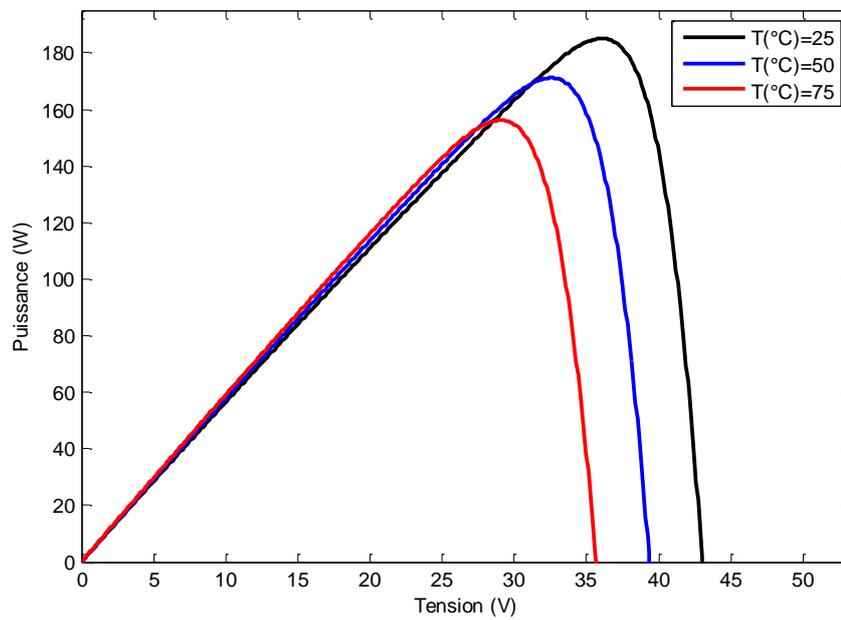
II.3.2. Influence de la température

Si la température de la cellule augmente, le photo-courant I_{ph} augmente également due principalement à la diminution de la largeur de la bande interdite du matériau. Cette augmentation dépend de la technologie de fabrication des cellules solaires. Le courant direct de la jonction augmente aussi, mais beaucoup plus vite et entraînant une diminution de la tension de circuit ouvert V_{oc} et une faible augmentation du courant de court-circuit I_{sc} .

L'influence de la température sur la caractéristique des trois modules photovoltaïques est représentée sur les Figures (II.7), (II.8) et (II.9) pour un éclairement fixe $G=1000W/m^2$.

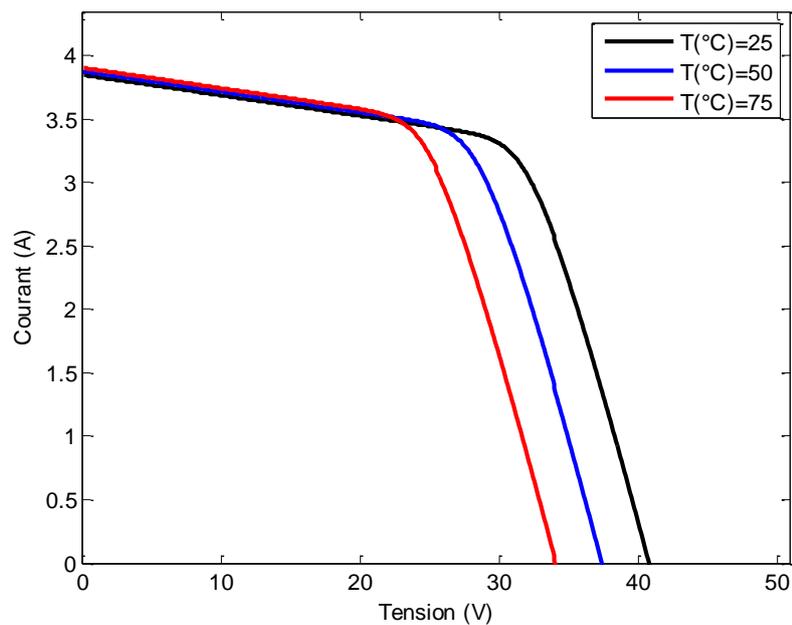


(a)

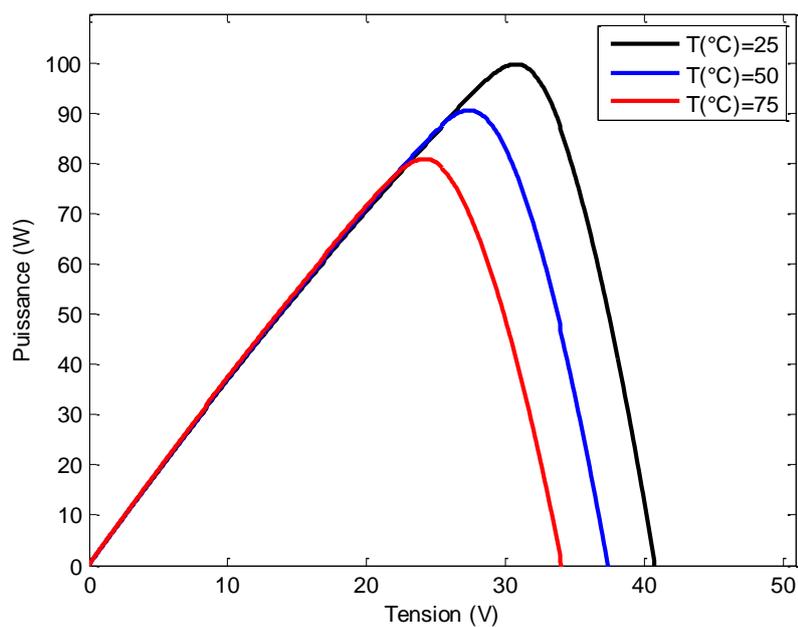


(b)

Figure II.7. Influence de la température sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M) à $G=1000 \text{ W/m}^2$.

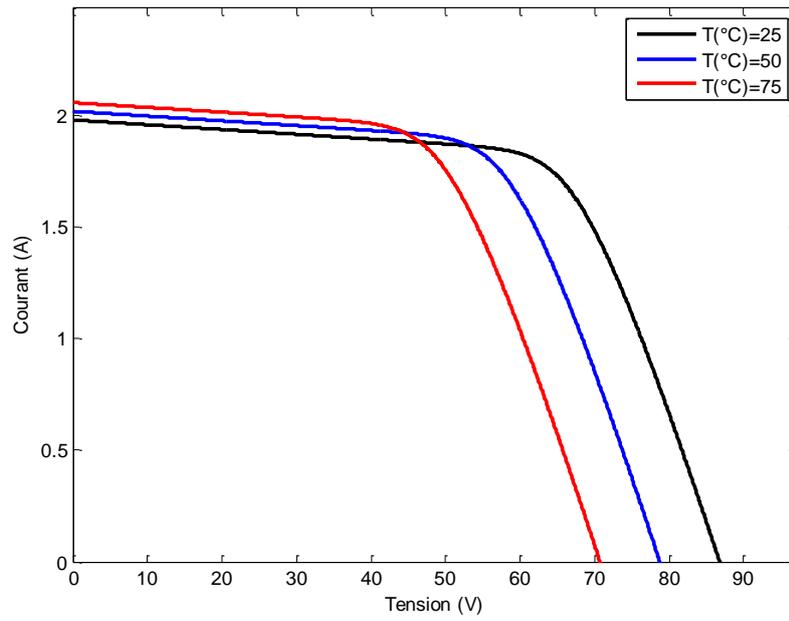


(a)

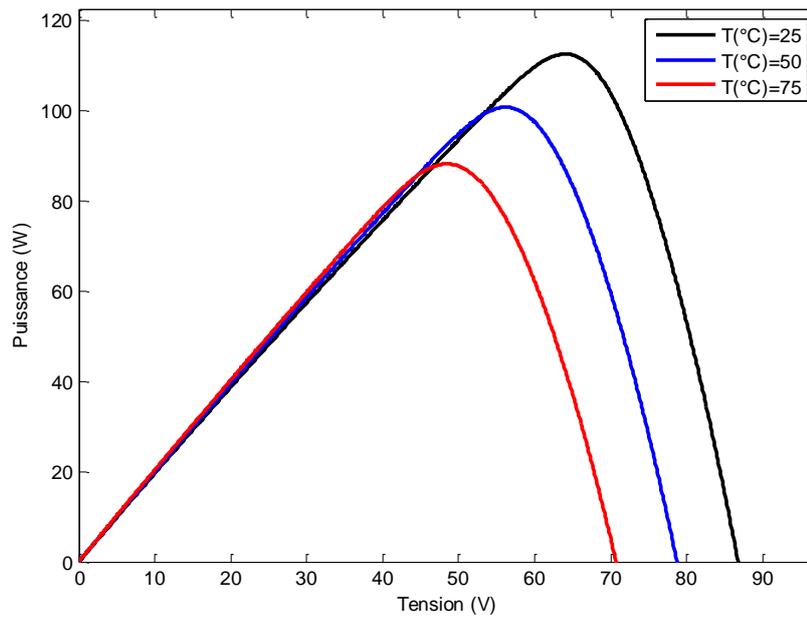


(b)

Figure II.8. Influence de la température sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100) à $G=1000 \text{ W/m}^2$.



(a)



(b)

Figure II.9. Influence de la température sur les courbes I-V (a) et P-V (b) pour le module hétérojonction (a-Si/ μ c-Si, Bosch Solar EU1510) à $G=1000 \text{ W/m}^2$.

II.3.3. Modélisation de l'éclairement absorbé

L'éclairement utilisé pour la simulation est celui mesuré par un pyranomètre qui comprend toutes les longueurs d'onde comprises entre 285 nm et 2800 nm. Il indique une réponse plate pratique sur tout cet intervalle. Comme chaque technologie photovoltaïque utilise un matériau ou un assemblage de matériaux est caractérisé par une courbe de sensibilité spectrale spécifique, le photo-courant doit être estimé avec précision en utilisant une relation entre le spectre mesuré par le pyranomètre et le spectre effectivement absorbé. Cela doit être fait pour chaque type de technologie photovoltaïque considéré dans cette étude.

On propose une méthode simple pour optimiser l'éclairement réellement absorbé G par chaque type de technologie de module PV, comme présentée dans [11, 12]. Ceci est basé sur le fait qu'il n'y a qu'une seule valeur de G qui garantit que $I_{sc,m} = I_{sc,e}$ où $I_{sc,m}$ et $I_{sc,e}$ sont respectivement le courant de court-circuit modélisé et le courant de court expérimental, en prenant soin que les courbes I-V et P-V doivent correspondre aux données expérimentales.

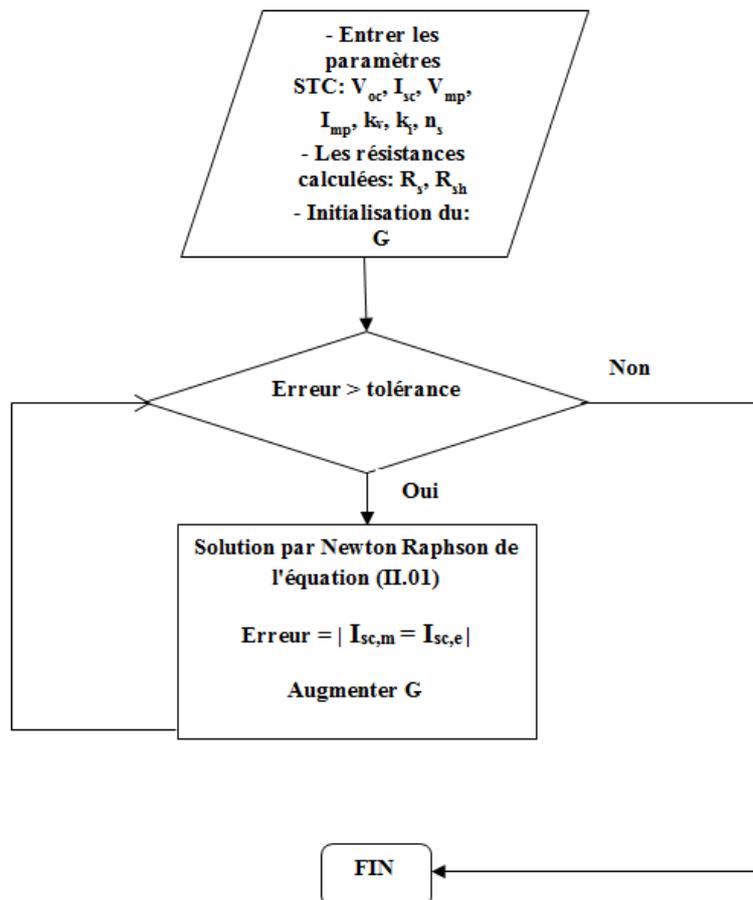


Figure II.10. Algorithme de calcul de l'éclairement G optimisé.

La méthode proposée est basée sur l'incrémentement de l'éclairement G jusqu'à $I_{sc,m} = I_{sc,e}$ où les courbes I-V et P-V correspondent aux données expérimentales, obtenues pendant deux journées différentes. L'objectif est de connaître la valeur de G qui fait coïncider le courant de court-circuit modélisé $I_{sc,m}$ avec le courant de court-circuit expérimental $I_{sc,e}$. Cela nécessite de nombreuses itérations, où G doit être incrémenté lentement à partir de $G=1$. La Figure II.10 illustre comment ce processus itératif fonctionne.

Il s'agit d'une méthode d'ajustement précis qui permet d'obtenir l'éclairement réellement absorbée pour une technologie donnée de module PV et de déterminer la manière d'ajuster le modèle de deux diodes pour la technologie considérée. La relation entre l'éclairement G optimisé et l'éclairement mesuré G_m par le pyranomètre s'est révélée être une fonction linéaire pour les deux journées étudiées, comme le montre la Figure II.11. Cette procédure de montage conduit à une équation d'absorption d'éclairement qui sera intégrée dans la modélisation des modules photovoltaïques [11, 12].

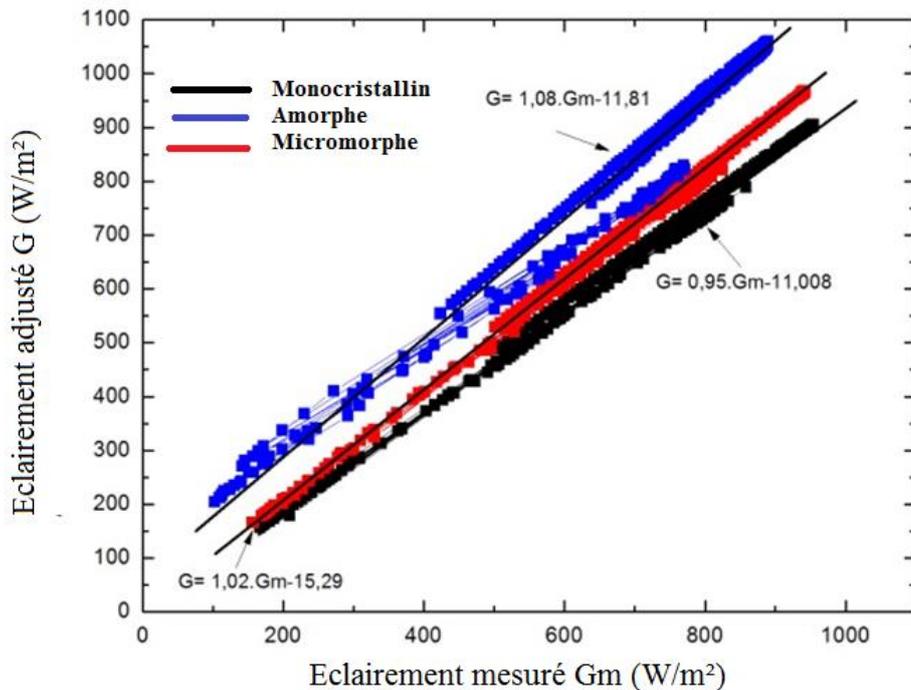


Figure II.11. Relation entre l'éclairement G optimisé et l'éclairement mesurée G_m , pour les trois types de modules photovoltaïques.

II.3.4. Validation du Modèle

II.3.4.1. En conditions de test standard STC

La validation du modèle utilisant la méthode de modélisation de l'éclairement proposée en conditions extérieures est étudiée par l'évaluation des erreurs obtenues premièrement entre les résultats du modèle ajusté et les spécifications du fabricant aux conditions de test standard STC ($G=1000\text{W/m}^2$, $T=25^\circ\text{C}$ et $AM=1.5$), dans ce cas l'erreur relative (RE) pour tous les paramètres ne dépasse pas 02% comme montré dans le Tableau II.4.

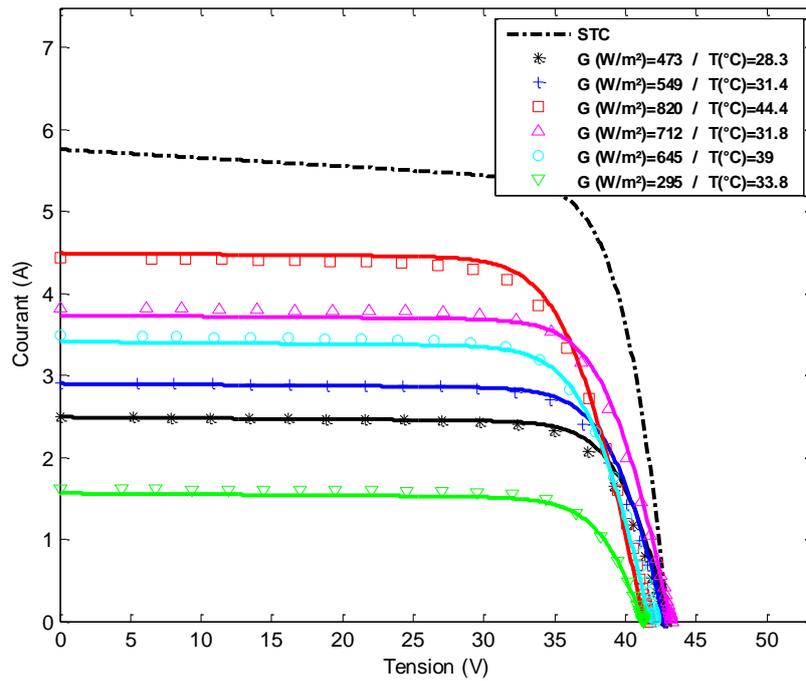
Tableau II.4. Comparaison entre les paramètres du modèle et spécifications des modules en STC.

Paramètres en STC	c-Si			a-Si/a-Si			a-Si/ $\mu\text{c-Si}$		
	<i>STC</i>	<i>Modèle</i>	<i>RE (%)</i>	<i>STC</i>	<i>Modèle</i>	<i>RE (%)</i>	<i>STC</i>	<i>Modèle</i>	<i>RE (%)</i>
$P_m(\text{W})$	185	184	0,54	100	99,97	0,03	110	109,95	0,04
$V_{oc}(\text{V})$	43,2	42,5	1,62	40,9	40,5	0,97	87	86,2	0,91
$I_{sc}(\text{A})$	5,76	5,71	0,86	3,85	3,79	1,55	1,98	1,95	1,51
$V_{mpp}(\text{V})$	36	35,9	0,27	30,7	30,1	1,95	64	63,6	0,62
$I_{mpp}(\text{A})$	5,14	5,12	0,38	3,25	3,19	1,84	1,76	1,74	1,13

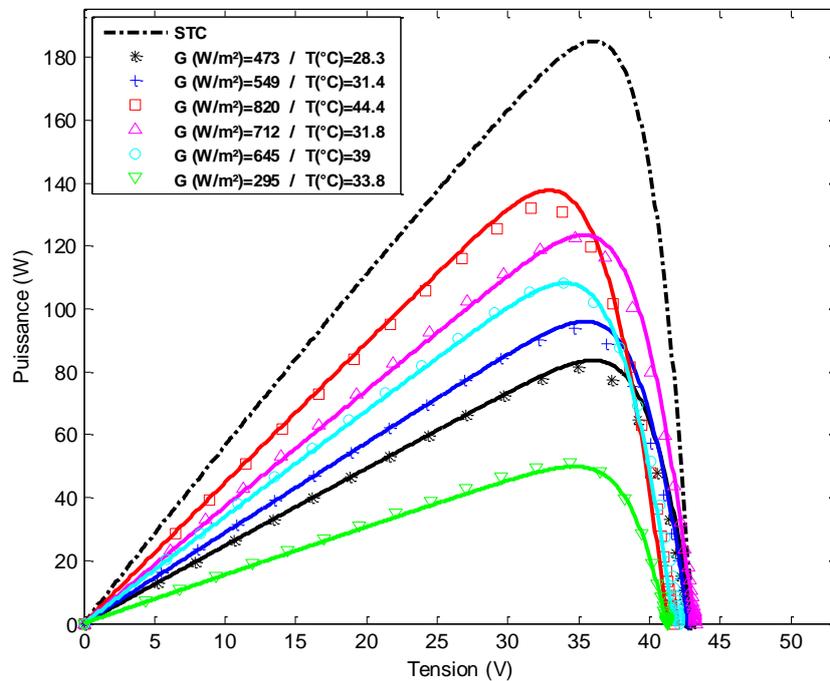
II.3.4.2. En conditions extérieures

En condition extérieur (outdoor), les comparaisons ont été effectuées entre les mesures des trois modules photovoltaïques et les résultats simulés, pour deux journées différentes ; une journée claire (11 Mai 2015) et une journée nuageuse (13 Décembre 2015).

Le nombre de mesures pour les caractéristiques I-V et P-V est supérieur à 150 par jour à partir de 9h du matin jusqu'à 16h. Les résultats de la comparaison sont montrés sur les Figures II.12 à II.17, où chaque Figure présente six courbes à différentes valeurs d'éclairement G et de température T , y compris la courbe de conditions STC pour chaque type de technologie de module PV.

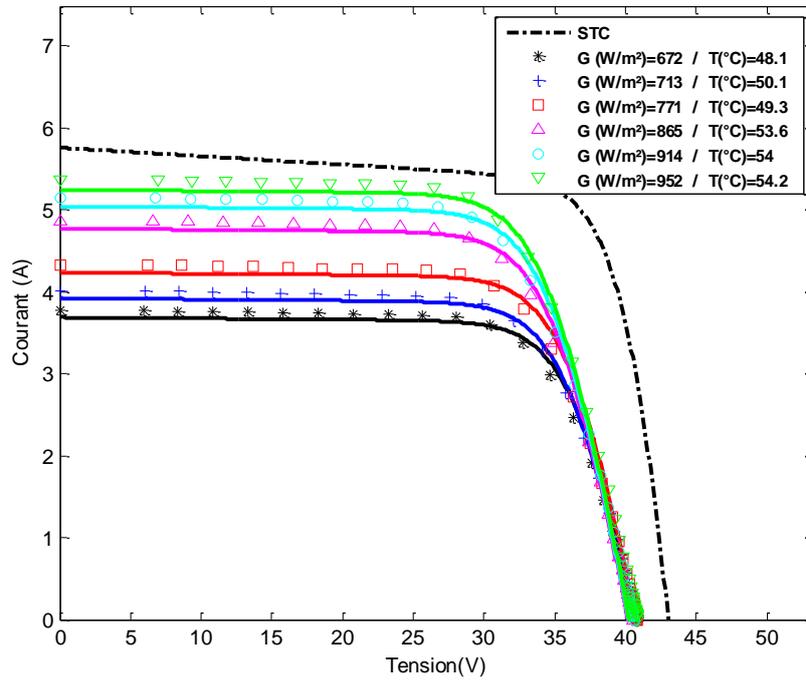


(a)

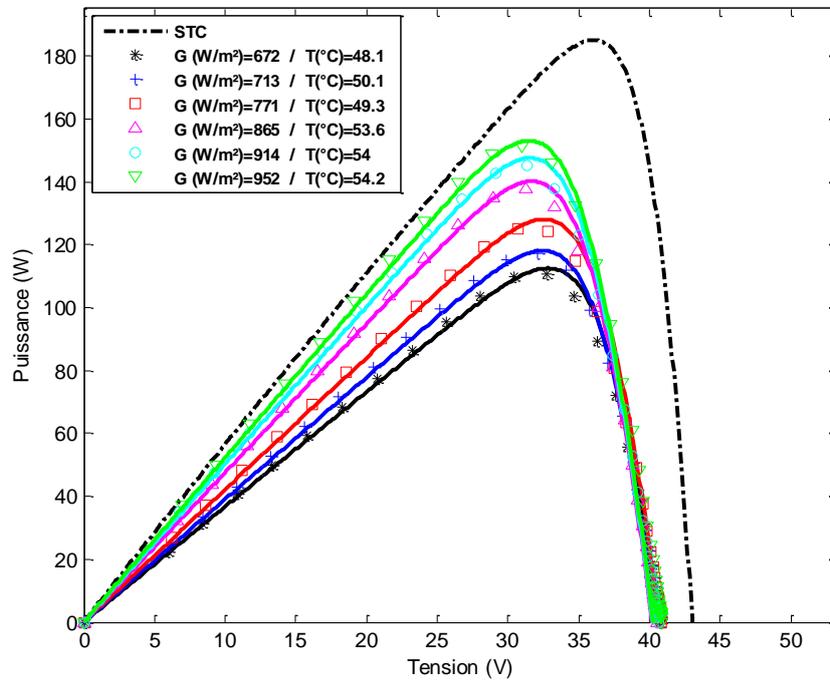


(b)

Figure II.12. Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M). Journée nuageuse, 13 Décembre 2015.

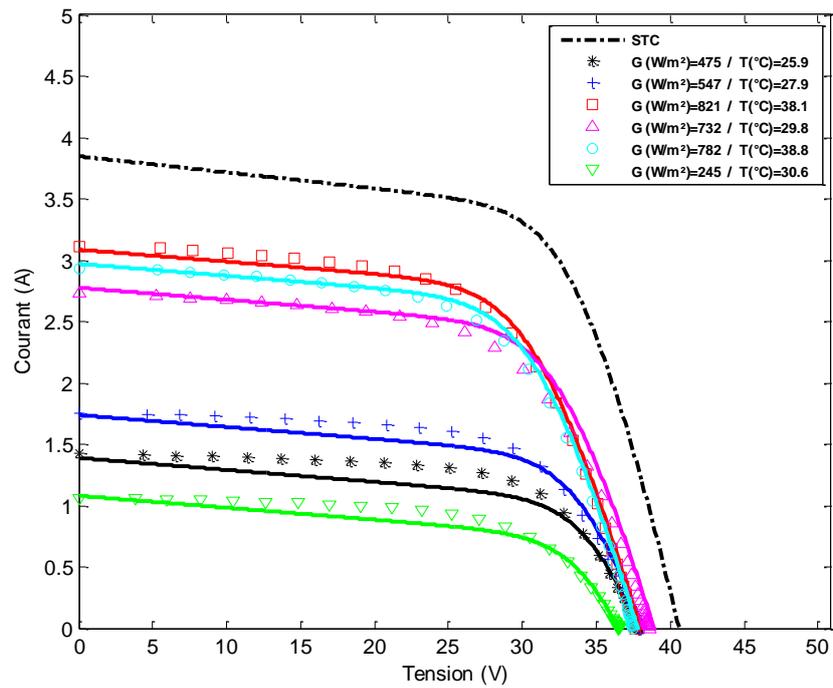


(a)

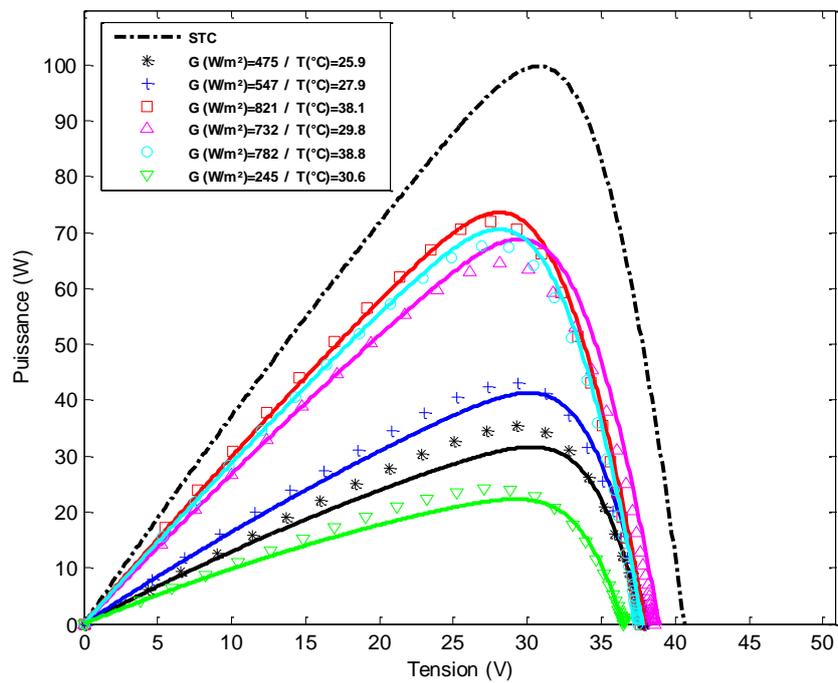


(b)

Figure II.13. Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M). Journée claire, 11 Mai 2015.

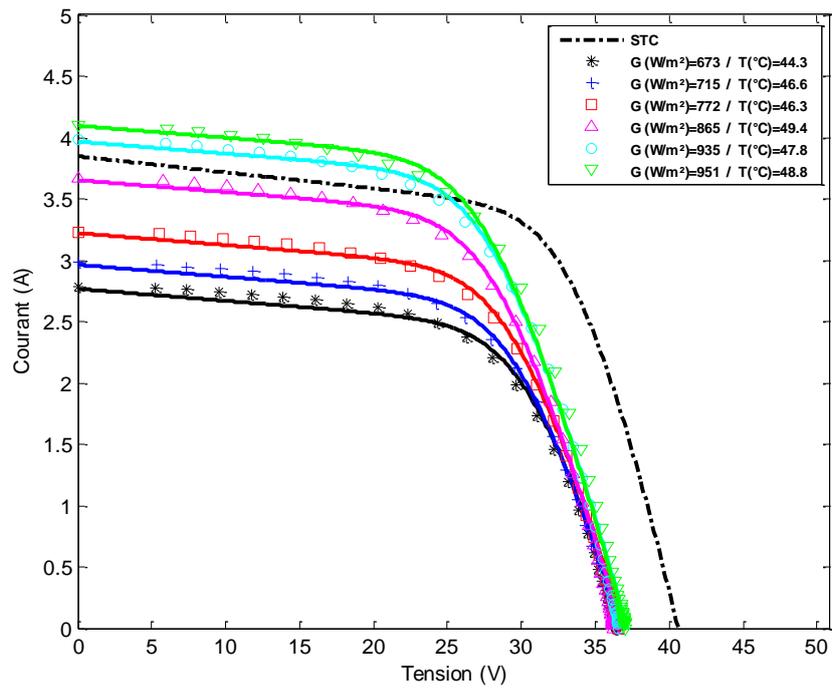


(a)

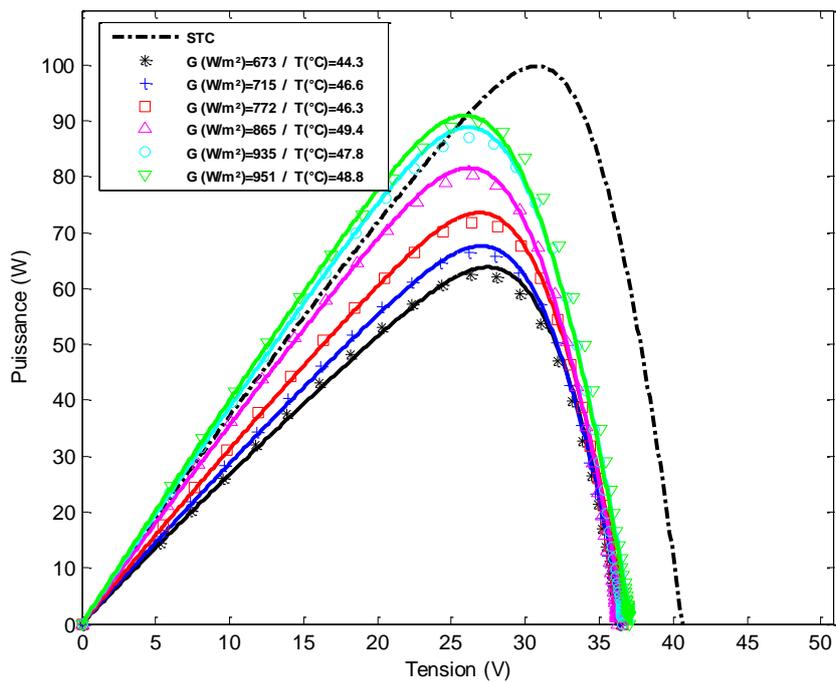


(b)

Figure II.14. Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100). Journée nuageuse, 13 Décembre 2015.

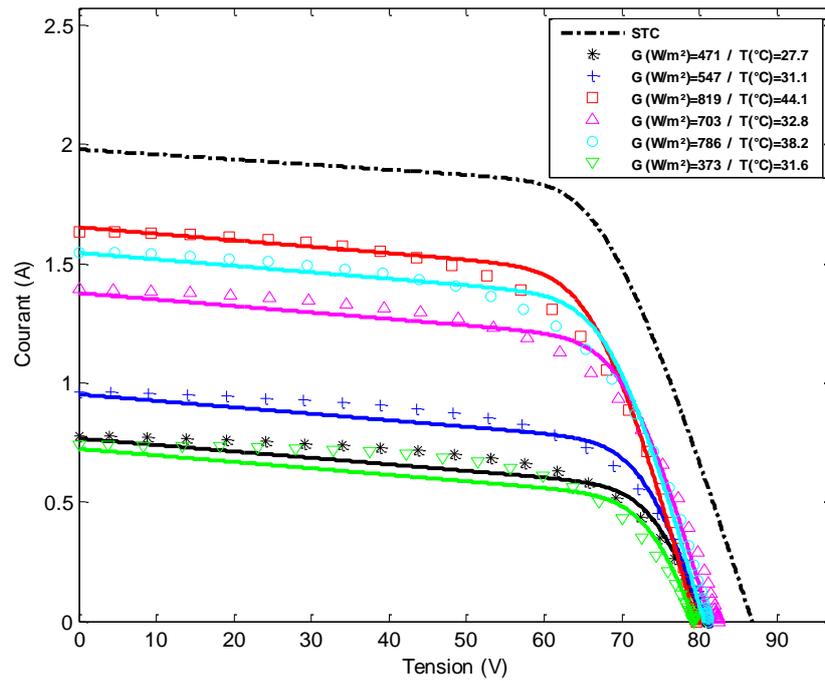


(a)

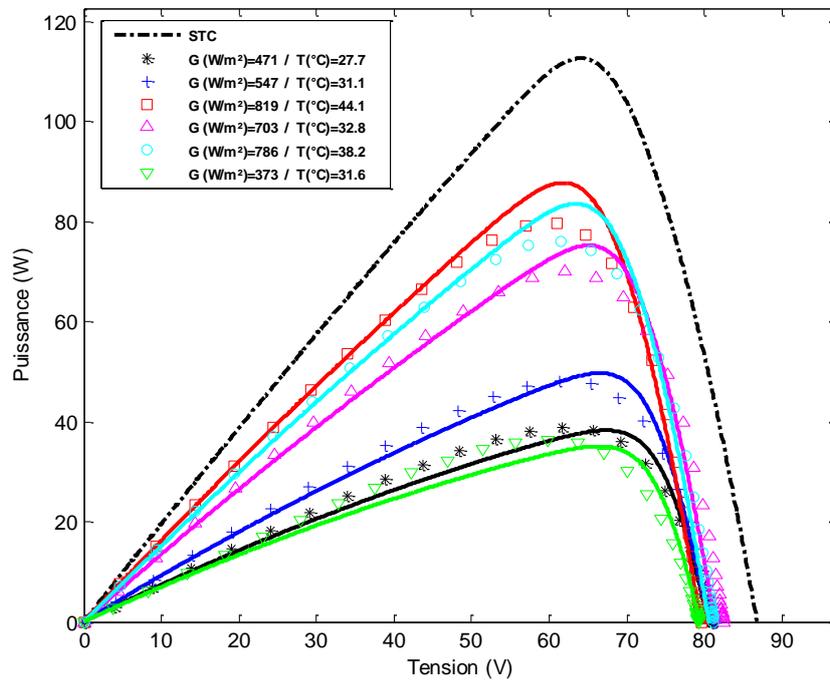


(b)

Figure II.15. Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module à couches minces (a-Si/a-Si, SCHOTT ASI 100). Journée claire, 11 Mai 2015.

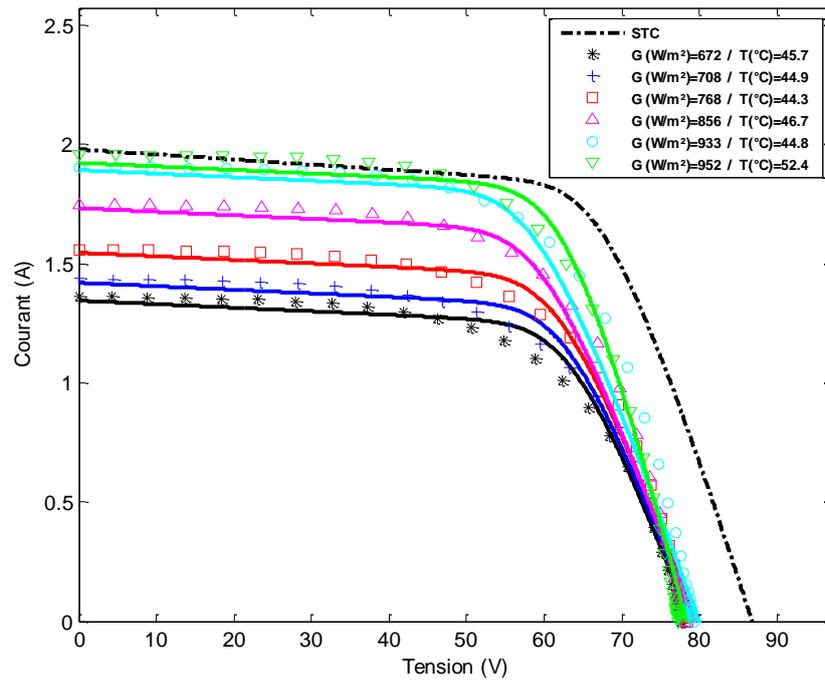


(a)

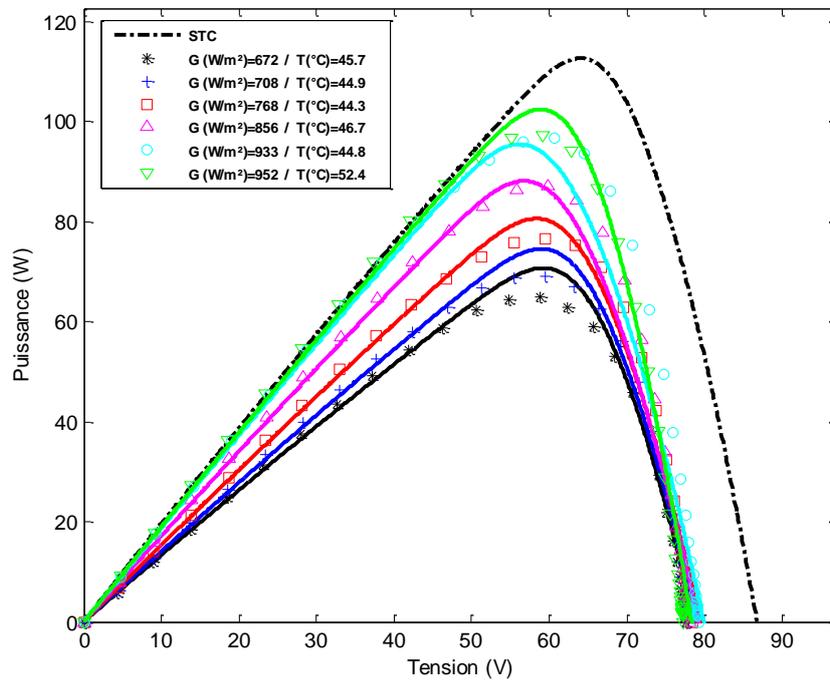


(b)

Figure II.16. Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module hétérojonction (a-Si/ μ c-Si, Bosch Solar EU1510). Journée nuageuse, 13 Décembre 2015.



(a)



(b)

Figure II.17. Evolution de I-V (a) et P-V (b), mesurées (Points dispersés) et simulées (lignes continues) pour le module hétérojonction (a-Si/ μ c-Si, Bosch Solar EU1510). Journée claire, 11 Mai 2015.

Tableau II.5. Paramètres mesurés (m) et calculés avec le model (e) pour le module monocristallin (c-Si, JT 185M).

	G (W/m ²)	T (°C)	Isc m (A)	Isc e (A)	Voc m (V)	Voc e (V)	Imp m (A)	Imp e (A)	Vmp m (V)	Vmp e (V)	Pmpp m (W)	Pmpp e (W)
13 Décembre 2015	473	28,3		2,49	2,49	43	42,83	2,32	2,33	36	34,92	83,63
	549	31,4	2,9	2,91	42,7	42,76	2,71	2,7	35,4	34,68	95,97	93,79
	820	44,4	4,49	4,43	41,2	41,71	4,18	4,05	32,9	32,8	137,69	132,68
	712	31,8	3,73	3,82	43,1	43,28	3,5	3,53	35,3	34,71	123,44	122,67
	645	39	3,41	3,48	41,6	42,15	3,18	3,19	34	33,93	108,17	108,27
	295	33,8	1,56	1,62	41,1	41,29	1,44	1,49	34,7	34,37	49,87	51,17
11 Mai 2015	672	48,1	3,69	3,78	40,6	40,75	3,43	3,52	32,8	31,63	112,51	111,22
	713	50,1	3,92	4,01	40,4	40,71	3,65	3,65	32,4	32,08	118,11	117,09
	771	49,3	4,24	4,33	40,7	40,85	3,94	3,96	32,5	31,84	128,09	125,99
	865	53,6	4,77	4,87	40,1	40,56	4,42	4,41	31,7	31,22	140,17	137,77
	914	54	5,04	5,15	40,2	40,62	4,67	4,62	31,6	31,36	147,54	144,96
	952	54,2	5,25	5,37	40,2	40,84	4,86	4,88	31,5	31,02	153,06	151,44

Tableau II.6. Paramètres mesurés (m) et calculés avec le model (e) pour le module amorphe (a-Si, SCHOTT ASI 100).

	G (W/m ²)	T (°C)	Isc m (A)	Isc e (A)	Voc m (V)	Voc e (V)	Imp m (A)	Imp e (A)	Vmp m (V)	Vmp e (V)	Pmpp m (W)	Pmpp e (W)
13 Décembre 2015	475	25,9	1,39	1,43	37,8	37,83	1,04	1,21	30,3	29,27	31,62	35,43
	547	27,9	1,74	1,76	38,1	37,9	1,37	1,47	30,1	29,37	41,31	43,05
	821	38,1	3,09	3,12	37,9	37,66	2,62	2,62	28,1	27,52	73,6	72,1
	732	29,8	2,78	2,73	38,9	38,6	2,33	2,29	29,5	28,17	68,84	64,56
	782	38,8	2,97	2,94	37,8	37,49	2,51	2,44	28,1	27,83	70,57	67,9
	245	30,6	1,08	1,06	36,5	36,56	0,76	0,89	29,2	27,11	22,29	24,1
11 Mai 2015	673	44,3	2,77	2,79	36,8	36,39	2,32	2,3	27,5	27,18	63,8	62,57
	715	46,6	2,96	2,98	36,7	36,32	2,5	2,45	27	27,11	67,57	66,53
	772	46,3	3,22	3,23	36,9	36,55	2,73	2,64	26,9	27,25	73,55	71,86
	865	49,4	3,65	3,67	36,7	36,26	3,11	3,04	26,2	26,43	81,58	80,24
	935	47,8	3,97	3,98	37,1	36,61	3,39	3,31	26,2	26,22	88,84	86,92
	951	48,8	4,1	4,1	37,1	37,06	3,51	3,35	25,9	26,8	90,96	89,89

Tableau II.7. Paramètres mesurés (m) et calculés avec le model (e) pour le module micromorphe ($\mu\text{m-Si}$, Bosch Solar EU1510).

	G (W/m ²)	T (°C)	Isc m (A)	Isc e (A)	Voc m (V)	Voc e (V)	Imp m (A)	Imp e (A)	Vmp m (V)	Vmp e (V)	Pmpp m (W)	Pmpp e (W)
13 Décembre 2015	471	27,7	0,77	0,78	80,4	81,04	0,57	0,63	67,4	61,73	38,27	38,87
	547	31,1	0,95	0,96	80,4	81,23	0,75	0,76	66,5	63,41	49,7	48,11
	819	44,1	1,65	1,63	79,5	79,64	1,42	1,35	61,8	58,99	87,78	79,74
	703	32,8	1,38	1,4	81,3	82,45	1,15	1,13	65,2	62,08	75,25	70,01
	786	38,2	1,55	1,55	80,5	81,18	1,32	1,24	63,5	61,49	83,56	76,03
	373	31,6	0,72	0,74	79,3	79,29	0,53	0,61	66,5	59,85	35,1	36,39
11 Mai 2015	672	45,7	1,35	1,36	78,7	77,62	1,19	1,14	59,2	56,84	70,72	64,95
	708	44,9	1,42	1,44	79	77,99	1,26	1,2	59	57,52	74,55	69,24
	768	44,3	1,55	1,56	79,4	78,44	1,38	1,29	58,4	59,51	80,61	76,64
	856	46,7	1,73	1,75	79,2	78,07	1,55	1,51	56,8	57,83	88,12	87,12
	933	44,8	1,89	1,91	79,9	79,27	1,7	1,65	56,2	58,72	95,48	96,67
	952	52,4	1,92	1,96	78,3	77,3	1,74	1,64	58,9	59,2	102,44	97,2

Pour la journée claire (11 Mai 2015), on peut voir sur les Figures II.13, II.14 et II.15 une très bonne cohérence entre les courbes mesurées et les courbes simulées, notamment pour les points importants comme I_{sc} , V_{oc} et P_m dans les conditions climatiques considérées. Pour la journée nuageuse (13 Décembre 2015), il existe également un bon accord pour les points importants I_{sc} et V_{oc} , à l'exception du point de puissance maximale P_m simulé qui est légèrement éloigné de la puissance mesurée. Ceci est probablement dû aux valeurs de R_s et R_{sh} , qui ont été prises comme constantes dans le modèle amélioré.

Dans le cas d'un module photovoltaïque en silicium monocristallin, le modèle semble sous-estimer la valeur du courant de court-circuit à des températures de fonctionnement plus élevées (Figure II.13) et au Tableau II.5. Pour le module en silicium amorphe, des écarts assez importants ont été trouvés entre les courbes I-V, P-V simulées et mesurées, en particulier dans le cas des faibles éclaircissements (Figure II.14) et du Tableau II.6, ou nous avons trouvé une valeur importante de l'erreur relative pour l'estimation de la puissance maximale. Pour le cas de module en silicium micro-morphe, aussi des écarts assez importants entre les valeurs mesurées et simulées ont été trouvés, notamment en cas de faibles valeurs de l'éclaircissement, comme le montre le Tableau II.7. Les écarts sont plus prononcés pour la journée nuageuse (Figure II.16) que pour la journée claire (Figure II.17). Ces variations peuvent être expliquées par les simplifications utilisées dans le modèle pour le courant de saturation de la diode, la

méthode utilisée pour calculer les résistances R_s et R_{sh} et l'utilisation des coefficients de température de courant de court-circuit et de tension de circuit ouvert (K_i et K_v) donnés par le fabricant qui ne sont pas adaptés aux conditions extérieures.

La Figure II.18 montre l'évolution de l'erreur absolue entre les valeurs mesurées et celles simulées de la puissance maximale en fonction du temps, pour les deux journées considérées. Pour la journée claire (a), les valeurs des erreurs absolues de la puissance pour tous les types de modules PV sont faibles. L'erreur moyenne est : 0,45% pour le silicium monocristallin, 1,74% pour le silicium amorphe et 1,4% pour le silicium micro-morphe. Pour la journée nuageuse (b), l'erreur moyenne est : 2,39% pour le monocristallin, 3,19% pour l'amorphe et 7% pour le micro-morphe.

Comme le montre la Figure II.19, l'écart entre l'efficacité simulée et mesurée des modules en fonction du temps pour les deux journées est faible pour le cas du module en silicium amorphe et micro-morphe mais il est relativement élevé pour le module en silicium monocristallin qui pourrait être en raison du fait que le module monocristallin est plus ancien que les autres et dans le modèle utilisé l'aspect de vieillissement n'a pas été pris en compte.

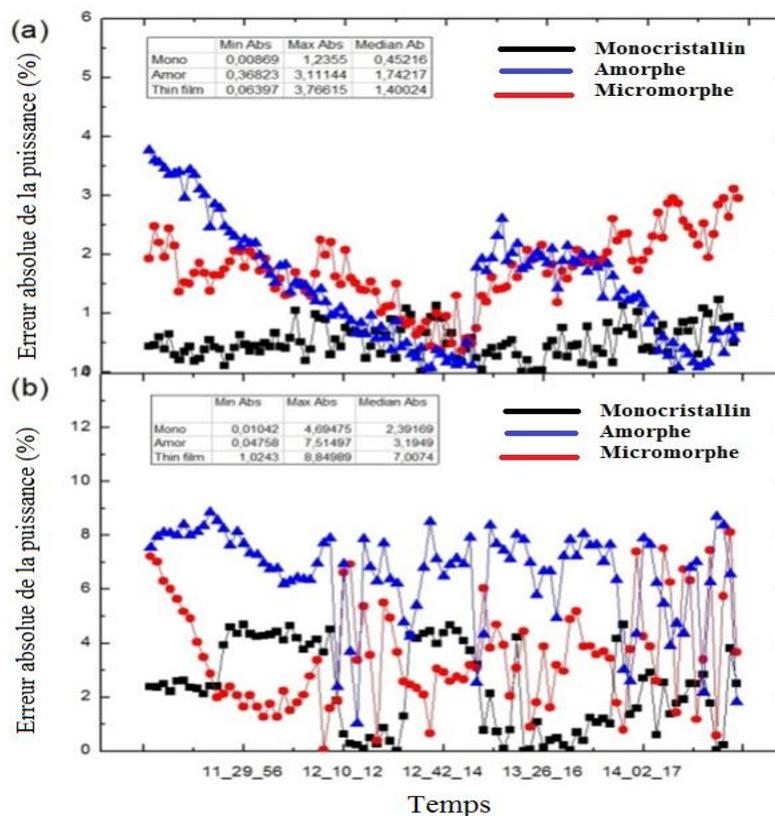


Figure II.18. Variation de l'erreur absolue de la puissance en fonction du temps des trois modules; c-Si, a-Si et μ m-Si. (a) Journée claire et (b) Journée nuageuse.

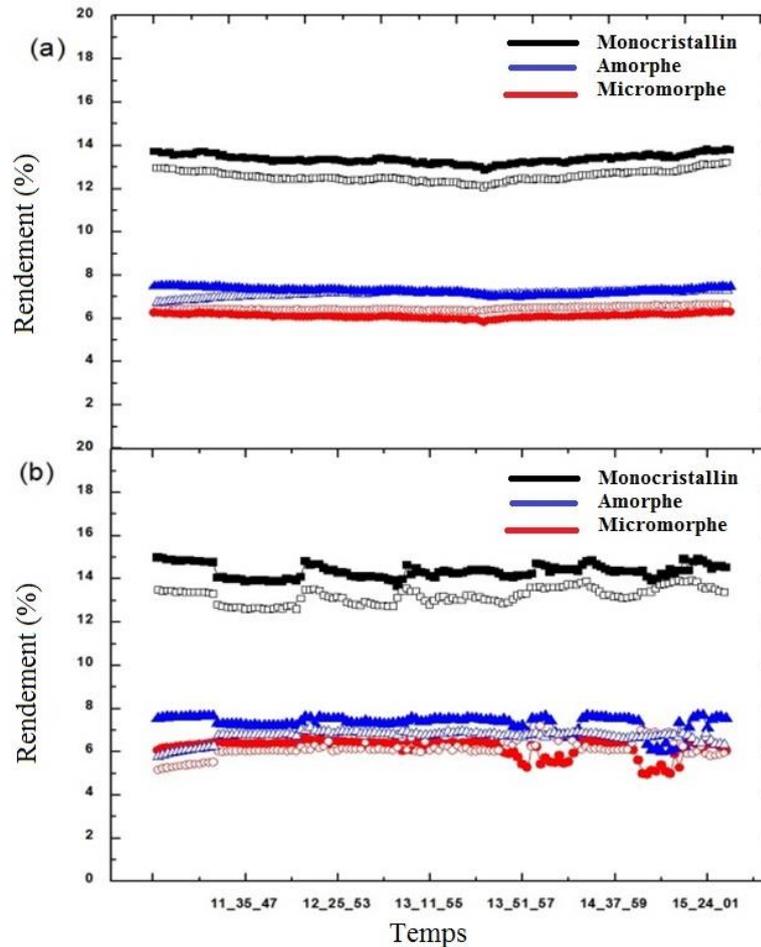


Figure II.19. Variation du rendement mesuré en fonction du temps (Points dispersés) et simulé (lignes continues) des trois modules; c-Si, a-Si et µm-Si. (a) Journée claire et (b) Journée nuageuse.

En général, un bon accord a été trouvé entre les résultats calculés et mesurés, à la fois pour les courbes I-V et P-V et pour la majorité des points caractéristiques importants, ce qui valide la précision du modèle à deux diodes présenté. L'erreur absolue moyenne de la puissance pour tous les modules est comprise entre 0 et 5% selon le type de la technologie du module. Cette erreur peut être réduite dans les futures recherches, en prenant en compte d'autres paramètres de corrélation, tels que ; l'effet de l'ombrage partiel/total des cellules du module photovoltaïque, l'erreur sur la mesure de la température des modules provoquée par les thermocouples et la modélisation plus précise des R_s et R_{sh} . Ces corrections vont être étudiées en utilisant les données collectées par la plate-forme de test et de caractérisation des modules photovoltaïques pour différentes saisons au cours de l'année et pour chaque type de module.

Conclusion

Ce chapitre traite de la modélisation et l'expérimentation de trois types de technologies de modules PV en utilisant un modèle électrique amélioré basé sur un modèle à deux diodes. Cette modélisation est basée sur une nouvelle méthode pour ajuster l'éclairement réellement absorbé par chaque type de module. Afin de montrer l'efficacité du modèle, une comparaison entre les résultats de simulation du modèle et ceux de l'expérimental en conditions extérieures a été présentée pour deux journées spécifiques (claire et nuageuse).

Un bon accord a été trouvé entre les données calculées et mesurées, à la fois pour les courbes I-V et P-V et les points caractéristiques importants (I_{sc} , V_{oc} , I_{mpp} , V_{mpp} ...) sous la variation simultanée de la température et de l'éclairement. Les courbes I-V et P-V montrent la cohérence et la précision du modèle pour différentes valeurs d'éclairements et de température. L'erreur absolue moyenne entre la puissance mesurée et la puissance simulée pour tous les modules est inférieur à 5% selon le type de la technologie du module.

Références bibliographiques

- [1] Monocristalline datasheet, <http://jtsolar.com>
- [2] Amorphous datasheet, www.schott solar.com
- [3] Thin couches datasheet, www.bosch-solarenergy.com
- [4] C.Sah, R.N. Noyce and W.Shockley, "Carrier generation and recombination in p-n junctions and p-n junction characteristics", in:Proceedings of IRE, 451957. pp. 1228-1243.
- [5] K. Ishaque, Z. Salam and Hamed Taheri, "Simple, fast and accurate two-diode model for photovoltaic modules", Solar Energy Materials & Solar Cells 95, 2011. pp. 586-594.
- [6] D.Sera,R. Teodorescu and P.Rodriguez, "PV panel model based on data sheet values". Proceedings of the IEEE International Symposium on Industrial Electronics (ISIE), 2007. pp. 2392-2396.
- [7] Almonacid F. Rus, C. Hontoria, L, "Characterisation of PV CIS module by artificial neural networks. A comparative study with other methods", Renewable Energy 35, 2010. pp. 973-980.
- [8] E. Skoplaki, A.G. Boudouvis, J.A. Palyvos, "A simple correlation for the operating temperature of photovoltaic modules of arbitrary mounting", Solar Energy Materials & Solar Cells 92, 2008. pp. 1393-1402.
- [9] E. Skoplaki, J.A. Palyvos "Operating temperature of photovoltaic modules: A survey of pertinent correlations", Renewable Energy 34, 2009. pp. 23-29.
- [10] King, D.L, Kratochvil, J.A, Boyson, W.E, "Photovoltaic array performance model", Sandia National, Laboratories, Departement of Energy, United States, Washington, D.C, Oak Ridge, Tenn, 2004.
- [11] Aissa Meflah, Khadidja Rahmoun, Achour Mahrane, Madjid Chikh « Outdoor performance modeling of three different silicon photovoltaic module technologies », dans "International Journal of Energy and Environmental Engineering" springer. DOI 10.1007/s40095-017-0228-6.
- [12] Aissa Meflah, Achour Mahrane, Madjid Chikh «Modeling Of an amorphous Photovoltaic Module outdoor tested in the north of Algeria region », proceeding de CIER-2016, Hammamet, Tunisie, le 20-22 Décembre 2016.

**PARTIE II: CARACTERISATION DU CARBURE DE SILICIUM
HYDROGENE SOUS FORME AMORPHE ET MICROCRISTALLINE ;
a-SiC:H et μ c-SiC:H**

*Chapitre III: GENERALITES SUR LE CARBURE DE
SILICIUM SIC*

Introduction

Parmi les récents axes de recherches menés dans le domaine du photovoltaïque, certains portent sur l'étude du carbure de silicium SiC et son application comme couche fenêtre dans les cellules solaire en silicium, notamment les cellules à base du silicium à hétérojonction (a-Si/c-Si). Dans ce chapitre, des généralités théoriques sur le carbure de silicium SiC, ainsi que ses propriétés avantageuses seront présentées.

III.1. Carbure de Silicium SiC : Matériau de base

III.1.1. Structure cristalline

Le carbure de silicium (SiC) est l'un des matériaux semi-conducteurs à un gap élevé. En domaine de la microélectronique, ce matériau attire de l'intérêt pour ses propriétés intrinsèques telles que son énergie de bande interdite (3.2 eV pour le poly-type 4H), la vitesse de saturation de ses électrons ($2 \cdot 10^7$ cm/s), son fort champ de claquage ($2.5 \cdot 10^6$ V.cm⁻¹), et sa conductivité thermique (4.9W.cm⁻¹). Ces propriétés lui accordent des qualités supérieures aux semi-conducteurs classiquement utilisés en microélectronique tel que le Si et GaAs, pour des applications dans des conditions excessives comme des applications à haute température, pour les hyperfréquences et pour l'électronique de puissance [1].

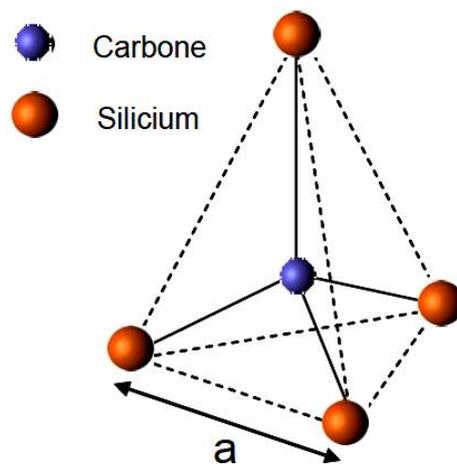


Figure III.1. Tétraèdre de base du SiC. Un atome de carbone est lié à quatre atomes de silicium premiers voisins ($a=0.308$ nm ; C-Si=0.194 nm) [1].

Le SiC est un matériau plutôt synthétisé qui se cristallise en structures appelées polytypes. Le carbone et le silicium, sont des éléments de la colonne IV du Tableau périodique, formant entre eux des liaisons covalentes sous forme de tétraèdres (Figure III.01). Les poly-types diffèrent les uns des autres par les séquences d'empilement des tétraèdres de base qui peuvent se superposer de façon symétrique ou antisymétrique (Figure III.02 et III.03). La séquence d'empilement des doubles couches peut donc varier considérablement et créer une infinité de combinaisons. Il existe plus de 250 poly-types [1].

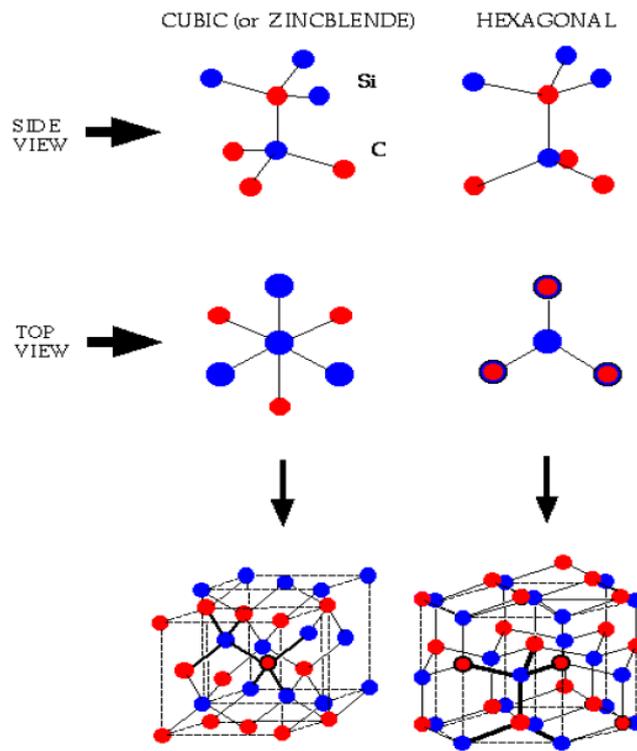


Figure III.2. Structure tétragonale du SiC. [1]

Les trois poly-types les plus connus sont classifiés dans le Tableau III.1.

Tableau III.1. Notation des trois poly-types les plus connus.

Notation de Ramsdell	Séquence élémentaire	Structure
SiC-3C	ABC	Cubique
SiC-4H	ABAC	Hexagonale
SiC-6H	ABCACB	Hexagonale

La Figure III.3 présente trois positions différentes des bicouches Si-C qui sont : A, B et C. Ces trois types de position sont représentés dans le plan (1120) qui est perpendiculaire au plan de ces bicouches (Figure III.4).

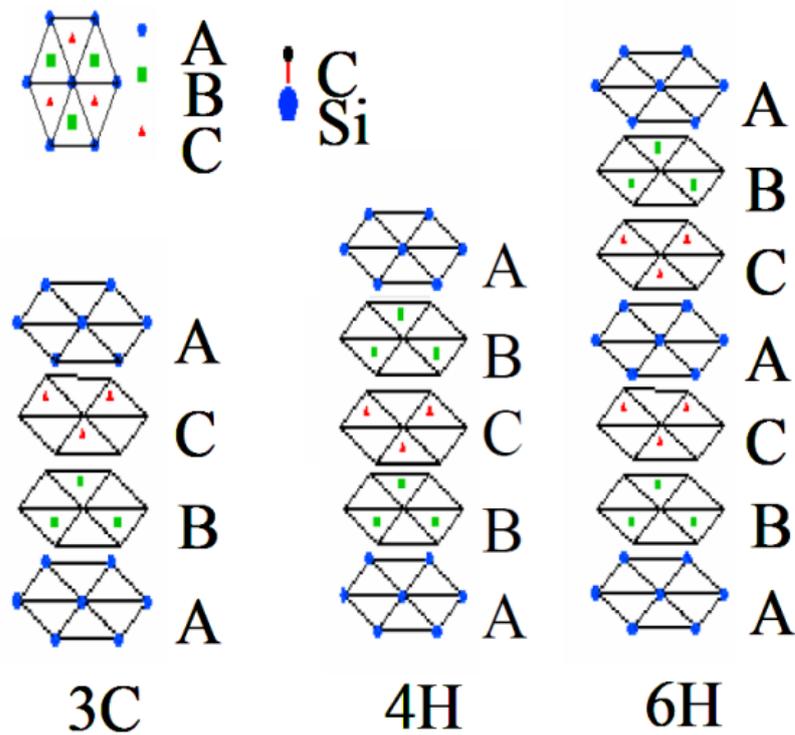


Figure III.3. Schéma d'empilement des bicouches Si-C. Les notations A, B, C représentent les divers sites pouvant être occupés par une bicouche Si-C [1].

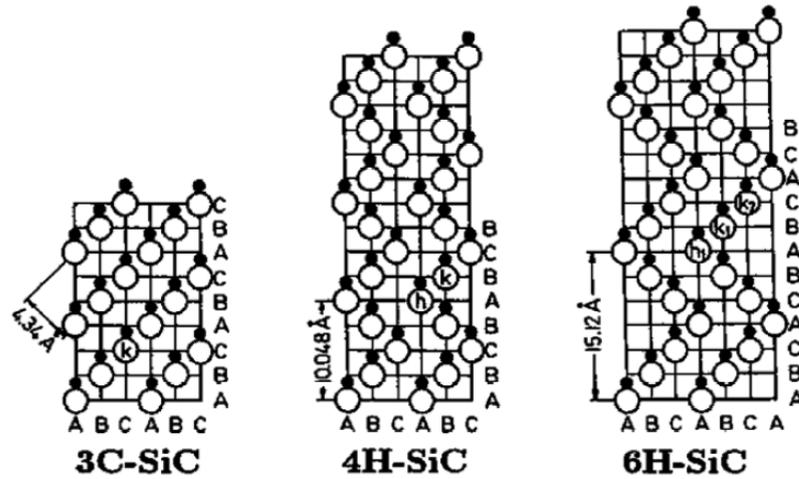


Figure III.4. Polytypes de SiC les plus courants vus dans le plan. Les cercles ouverts et pleins représentent les atomes de silicium et de carbone respectivement [1].

III.1.2. Caractéristiques principales du SiC

Les caractéristiques principales du carbure de silicium déterminées par différents auteurs reportées par Jacque Bostoa [1] sont présentées dans le Tableau III.2. Les propriétés électriques et physiques sont fortement liées à la structure de bandes qui dépend de la maille cristalline.

Tableau III.2. Propriétés physiques des principaux poly-types du SiC [1].

Propriétés	SiC-3C	SiC-4H	SiC-6H
Bande interdite à 300K (eV)	2,2	3,21	3
Bande interdite à 5K (eV)	2,403	3,285	3,101
Energie de l'exciton libre (eV)	2,390	3,265	3,023
Paramètres de maille (Å°)	4,3596	a=3,073 c=10,053	a=3,073 c=15,117
Constante diélectrique statique	9,72	$\epsilon_{s\perp} = 9,66$ $\epsilon_{s\parallel} = 10,03$	$\epsilon_{s\perp} = 9,66$ $\epsilon_{s\parallel} = 10,03$
Constante diélectrique à haute fréquence	6,52	$\epsilon_{\infty\perp} = 6,52$ $\epsilon_{\infty\parallel} = 6,70$	$\epsilon_{\infty\perp} = 6,52$ $\epsilon_{\infty\parallel} = 6,70$

Le Tableau III.3 résume les valeurs des masses effectives du trou et de l'électron pour le SiC-3C, 4H et 6H exprimées en fonction de la masse de l'électron libre m_0 . Les valeurs de masses effectives des électrons ont été prises par mesure de résonance [7]. Et les valeurs des trous exposées sont celles prises par des calculs de structures de bande [3, 8].

Tableau III.3. Valeurs des masses effectives dans les différents polytypes [1].

Polytype	m_e^*	m_{hh}^* (trous lourds)	m_{lh}^* (trous légers)
SiC-3C	$m_{e\perp}^* = 0.25 m_0$ $m_{e\parallel}^* = 0.68 m_0$	$m_{hh}^* = 1.15 m_0$	$m_{lh}^* = 0.33m_0$
SiC-4H	$m_{e\perp}^* = 0.42 m_0$ $m_{e\parallel}^* = 0.29 m_0$	$m_{hh\perp}^* = 1.64 m_0$ $m_{hh\parallel}^* = 3.04m_0$	$m_{lh\perp}^* = 1.64m_0$ $m_{lh\parallel}^* = 0.34m_0$
SiC-6H	$m_{e\perp}^* = 0.42 m_0$ $m_{e\parallel}^* = 2.0 m_0$	$m_{hh\perp}^* = 1.65m_0$ $m_{hh\parallel}^* = 3.15m_0$	$m_{lh\perp}^* = 1.65m_0$ $m_{lh\parallel}^* = 0.33m_0$

III.1.3. Structure amorphe du SiC

Les réseaux amorphes soulèvent encore de nombreuses questions concernant la compréhension de base de physique. Les alliages tétraédriques semblent être un système très complexe. Dans le cas d'un matériau composé, comme le SiC, la situation devient encore plus compliquée.

III.1.4. Réseau tétraédrique

D'après la littérature [9:11], la méthode de dépôt, les gaz précurseurs, l'hydrogène et la fraction C/Si ont une influence très forte sur le réseau. Dans cette partie on va concentrer les explications sur les couches de SiC amorphes stœchiométriques qui ont été déposées par dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) à partir de silane (SiH_4) et de méthane (CH_4).

Tableau III.4. Les longueurs de liaison dans le SiC [12].

Liaison	Longueur [10^{-1} nm]	Liaison	Longueur [10^{-1} nm]
C-C	1,54	C=C	1,33
C-H (sp^3)	1,09	C=C (graphite)	1,42
C-Si	1,87	C=C	1,21
Si-Si (in c-Si)	2,35	Si-H	1,48

Les alliages tétraédriques amorphes sont plus désordonnés que le silicium amorphe puisque le désordre chimique est ajouté au désordre structurel inhérent. Ces désordres structurels seront encore plus prononcés si les géométries de coordination des deux atomes sont différentes. C'est particulièrement le cas pour augmenter la différence de longueur de liaison Tableau III.4.

A partir du rapport des rayons covalents $r_C/r_{Si} = 0,66$ (Tableau III.5), on peut conclure que les modèles de réseau, qui ont été développés pour le silicium amorphe ne conviennent pas pour décrire les réseaux SiC amorphes. On s'attend à ce qu'ils soient beaucoup plus désordonnés. Le silicium ne peut pas former des liaisons homo-nucléaires $p\pi$. Si les atomes de carbone forment des liaisons $p\pi$ dans l'alliage homo ou hétéro-nucléaire (liaisons doubles ou triples isolées ou systèmes de liaison π résonnants), le désordre structurel augmentera considérablement [11].

Tableau III.5. Rayons covalents et électronégativité des atomes apparaissant dans le réseau SiC [9].

Atome	Radius [10^{-1} nm]	Electronégativité
C	0,77	2,50
Si	1,17	1,74
H	0,28	2,20

Pour une distribution statistique des atomes dans l'alliage, il y aura toujours une liaison homo-nucléaire entre les atomes majoritaires.

Comme les liaisons C-C sont thermodynamiquement plus stables que les liaisons Si-Si et Si-C, il est probable que des liaisons C-C se trouvent déjà dans un matériau dont la fraction C/Si est légèrement supérieure à 1.

Pour des concentrations de carbone plus élevées, des amas qui devraient contenir des configurations graphitiques peuvent être formés. Les mesures de Raman au chapitre IV montrent les liaisons C-C (bien qu'à une très faible quantité) avec la température de recuit dans nos couches de SiC stœchiométriques.

Si on considère un réseau aléatoire continu, il doit y avoir un désordre maximum entre le silicium amorphe pur et un réseau de carbone amorphe pur. Etant donné que la stabilité des liaisons Si-Si et C-C est différente, ce maximum n'est pas à prévoir avec un rapport C/Si de 1. Pendant le dépôt des couches, le réseau amorphe se détend, en particulier à des températures plus élevées, afin de minimiser l'énergie libre. Néanmoins, une distorsion résiduelle de la géométrie de coordination reste toujours dans un réseau amorphe. Cette distorsion résiduelle sera différente pour les atomes de carbone et de silicium puisque le comportement de coordination du carbone est beaucoup plus flexible [12].

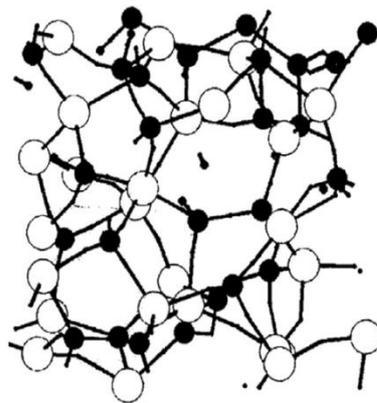


Figure III.5. Un réseau possible de silicium amorphe (blanc) et de carbone (noir) avec de l'hydrogène incorporé (petits points noirs) a-SiC: H [11] .

Dans la Figure III.5, on peut voir un modèle à bille et bâton d'un échantillon $C_{26}Si_{26}H_{12}$ avec des atomes de silicium (blanc), de carbone (noir) et d'hydrogène (gris) [11]. Les tailles des atomes sont dimensionnées en fonction des rayons covalents. Ce schéma montre de façon impressionnante la complexité d'un réseau SiC.

III.1.5. SiC hydrogéné

Lorsque des couches de SiC seront déposées à partir de méthane et de silane à des températures inférieures à 600°C, une quantité significative d'hydrogène se trouve dans le réseau amorphe. Les liaisons C-H sont beaucoup plus stables que les liaisons Si-H, ce qui devrait avoir des conséquences sur la stabilité thermique des couches en ce qui concerne l'épanchement d'hydrogène.

En outre, on s'attend à ce que les atomes de carbone soient plus hydrogénés que les atomes de silicium. En raison des différentes électronégativités du silicium et du carbone (Tableau III.6), les liaisons Si-H sont renforcées si l'atome de silicium est lié à un atome de carbone (d'autre part, la liaison C-H est affaiblie).

Tableau III.6. Les énergies de liaison en kJ/mol à 25°C [9].

	H	C	Si
H	436	416	323
C		356	301
Si			226

III.1.6. Carbone dans le Silicium

L'une des méthodes les plus efficaces et les plus précises pour obtenir des informations sur la quantité relative du silicium et du carbone dans les couches de SiC est la spectroscopie électronique à Auger (AES) [13]. La mesure de la Figure III.6 a été effectuée par O. Brümmer [12] à une couche de SiC de ≈ 500 nm d'épaisseur déposée à 350°C. On peut voir que les quantités en silicium et en carbone sont identiques (50%) sur toute l'épaisseur de la couche. Simultanément au silicium et à la quantité en carbone, l'oxygène et l'azote sont également détectés, mais ne sont pas représentés graphiquement. Les signaux sont tous les deux en dessous d'une intensité de 1%. Seule l'interface entre la couche de SiC et le substrat de Si présente un signal d'oxygène légèrement augmenté dû à l'oxyde natif (≈ 3 nm) que l'on peut retrouver sur chaque substrat de silicium après une courte exposition à l'atmosphère.

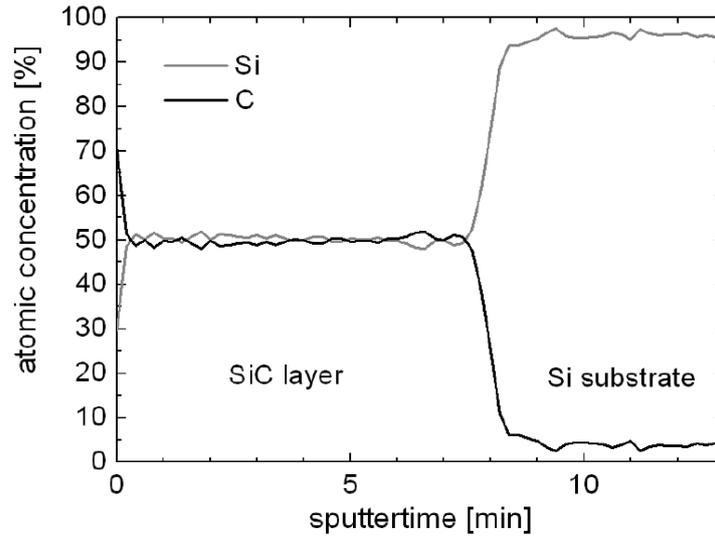


Figure III.6. Spectre de la couche SiC par spectroscopie électronique à Auger (AES) déposée à 350°C [109].

III.1.7. Silicium amorphe et microcristallin hydrogéné

L'hydrogène saturant des liaisons pendantes qui se produisent aux limites des grains et dans la phase amorphe. De manière correspondante, le matériau est appelé silicium microcristallin hydrogéné ($\mu\text{c-Si:H}$). La structure réelle de ce matériau dépend fortement des conditions de dépôt et a un fort impact sur les performances du dispositif. On peut trouver plus de détails sur les propriétés du matériau de $\mu\text{c-Si:H}$ dans les travaux de Luysberg et al. [14], Tzolov et al. [15], Houben [16] et Vetterl [17].

Un modèle de la structure de matériau $\mu\text{c-Si:H}$ selon [16] est représenté schématiquement à la Figure III.7, de la gauche vers la droite de cette Figure, les conditions de dépôt changent d'un régime de croissance très cristallin à un régime de croissance essentiellement amorphe.

Dans le régime de croissance très cristallin, la croissance cristalline provient de centres de nucléation près du substrat. A une distance croissante du substrat, le diamètre des cristallites augmente, ce qui donne une forme conique. L'espace entre les grains cristallins peut être rempli de silicium amorphe et/ou de vides, en fonction des conditions de dépôt et du substrat [15, 14-17]. Cette zone de croissance est appelée zone d'incubation.

A un certain stade, des colonnes cristallines à croissance rapide avec des limites de grain stables sont formées. Dans cette phase de croissance constante, les propriétés caractéristiques telles que la granulométrie et la composition des phases sont indépendantes de l'épaisseur des

couches, et le réseau désordonné n'est présent qu'aux limites des grains entre les colonnes cristallines. Le diamètre des grains cristallins dépend donc du régime de dépôt (la combinaison de la concentration en silane, de la pression de dépôt, de la puissance du plasma, etc...). La structure du silicium à l'intérieur de ces colonnes n'est pas monocristalline. Il présente une forte densité de défauts jumeaux et de défauts d'empilage [16, 18, 19]

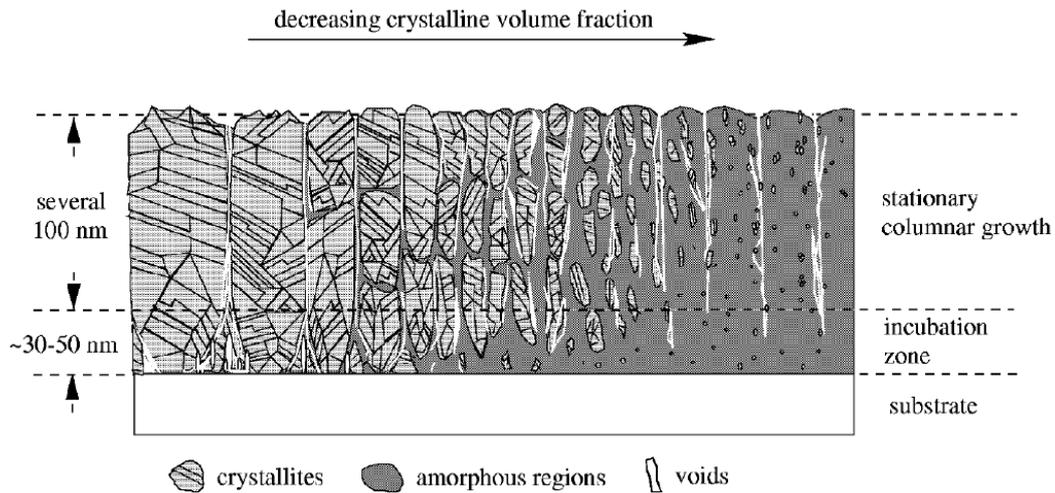


Figure III.7. Diagramme schématique illustrant les caractéristiques microstructurales de $\mu\text{c-Si:H}$. De gauche à droite, la composition des couches change de très cristallin à l'amorphe [16].

Dans des conditions de croissance très cristallines, la présence de vides est particulièrement mise en évidence. Pour cette raison, le matériau obtenu dans ce régime peut être considéré comme poreux [15, 16]. Ces vides se produisent surtout dans la zone de nucléation près du substrat et le long des limites des grains de grand diamètre. Un ajustement supplémentaire des conditions de dépôt dans le sens de la croissance amorphe conduit à l'apparition d'une couche à structure essentiellement amorphe.

Des interruptions des colonnes dans la direction de croissance se produisent, ce qui réduit les cristallites à de petites incrustations dans la matrice amorphe. Une telle matière ne représente pas la norme a-Si:H utilisée pour les cellules solaires, mais c'est un matériau de transition entre silicium amorphe et microcristallin. Le silicium microcristallin est à beaucoup d'égards comparables au silicium monocristallin (c-Si). L'intervalle de bande optique et le coefficient d'absorption α sont très similaires. Seulement à des énergies de photons élevées c'est plus élevé que pour c-Si. Ceci peut être attribué au α élevée de la phase amorphe contenue dans $\mu\text{c-Si:H}$ (Figure III.8b).

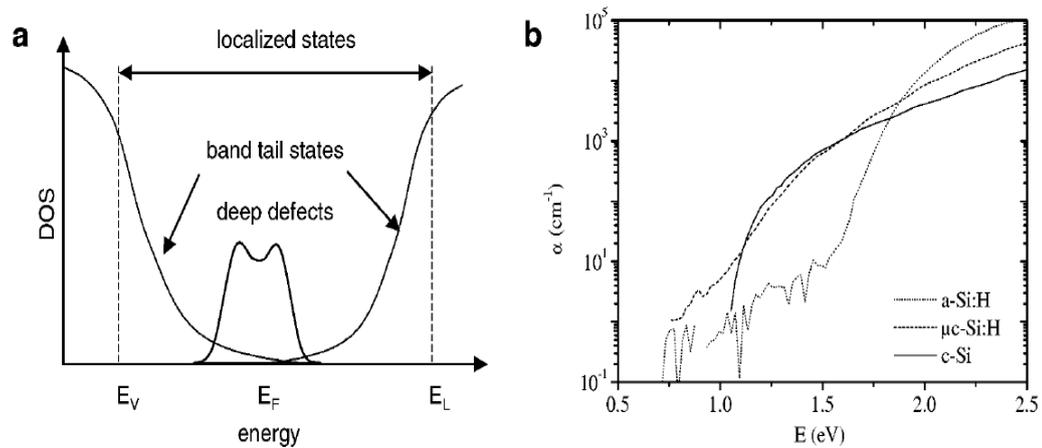


Figure III.8. (A) Densité des états (DOS) en fonction de l'énergie pour le silicium amorphe ([20]). B) Coefficient d'absorption α vs énergie pour a-Si:H, μ c-Si:H et silicium cristallin (c-Si) [21].

Dans le silicium amorphe, un croquis de la densité des états est montré dans la Figure III.8a. Le désordre structural conduit à la formation d'états localisés de "queue de bande". Cependant, la classification approchée dans la bande de valence et de conduction reste toujours dans a-Si:H. Cependant il existe une fusion lisse entre les états étendus de la valence et la bande de conduction, respectivement, et les états de queue localisés, dont la densité diminue exponentiellement avec l'énergie vers l'écart moyen.

La Figure III.8b montre les spectres d'absorption de a-Si:H, μ c-Si:H et du silicium cristallin (c-Si). Le coefficient d'absorption de a-Si:H pour des énergies de photons supérieures à 1,8 eV est beaucoup plus élevé que dans le silicium cristallin et microcristallin.

On peut voir que la lumière incidente est absorbée presque complètement dans des épaisseurs de couches inférieures à 1 μ m (c-Si : $\sim 50\mu$ m). On trouvera plus de détails sur les propriétés du silicium amorphe dans [22].

Conclusion

Dans ce chapitre, les caractéristiques principales du carbure de silicium tels que ses propriétés physique, sa structure, cristalline ou amorphe... ont été présentées. Ces caractéristiques montrent que le carbure de silicium a un certain nombre de propriétés avantageuses, comme une bande interdite large, une mobilité de porteurs élevée et une conductivité élevée pour les dopages de type n et p. Ces propriétés font du matériau un choix privilégié dans l'application de couche fenêtre sur des cellules solaires. Afin d'étudier ces propriétés électriques et électroniques, ce matériau a été déposé par dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) et caractérisés par différentes techniques de caractérisations qui seront exposées en détails dans le chapitre suivant.

Références bibliographiques

- [1] Jacques BOTSOA, "Synthèse de nanostructures de carbure de silicium et étude de leurs propriétés optiques", thèse de doctorat. L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2008.
- [2] M. BHATNAGAR, B. J. BALIGA, "Comparison of 6H-SiC, 3C-SiC, and Si for power devices", IEEE transactions on Electron Devices, 1993, vol. 40. pp. 645-655.
- [3] C. PERSSON, U. LINDEFELT, "Relativistic band structure calculation of cubic and hexagonal SiC poly-types", Journal of Applied Physics, 1997, vol. 82. pp. 5036-5039.
- [4] V. LAUER, "Etudes électro-optiques de matériaux SiC : Contribution à l'analyse de l'impureté vanadium", Thèse dispositifs de l'électronique intégrée, INSA Lyon, 1999. pp. 128.
- [5] A. TAYLOR, R. M. JONES, "Silicon Carbide: A high temperature semiconductor," in Conference on silicon carbide, J. R. O'Connor, and J. Smittens, eds. Pergamon press, Boston, 1959.
- [6] L. PATRICK, W. J. CHOYKE, "Static dielectric constant of SiC", Phys Rev B, 1970, vol. 2, no. 6. pp. 2255-2256.
- [7] W. M. CHEN, N. T. SON, E. JANZÉN, D. M. HOFFMANN, B. K. MEYER, "Effective masses in SiC determined by cyclotron resonance experiments Physica Status Solidi (a)", 1997, vol. 162. pp. 79-93.
- [8] C. PERSSON, U. LINDEFELT, "Density of states in hexagonal SiC polytypes", Journal of Applied Physics, 1998, vol. 83, no. 1. pp. 266-269.
- [9] J. Bullo et al, "Physics of Amorphous Silicon-Carbon Alloys", Phys. Stat. Sol B 143, 1987. pp. 345.
- [10] V. I. Ivashchenko et al, "Tight-binding-molecular-dynamics investigation of the atomic and electronic structure properties of a-C, a-Si, and a-SiC", Diamond and Related Materials 12, 2003. pp. 993-997.
- [11] D. G. McCulloch et al, "Wannier function analysis of tetrahedral amorphous networks", Diamond and Related Materials 12, 2003. pp. 2026-2031.

- [12] Stefan Janz, "Amorphous Silicon Carbide for Photovoltaic Applications", thèse de doctorat, Institut de l'énergie solaire Freiburg-Allemagne, 2006.
- [13] O. Brümmer et al, "Handbuch Festkörperanalyse mit Elektronen, Ionen und Röntgenstrahlen", F. Viewag & Sohn, Braunschweig, Wiesbaden, 1980.
- [14] M. LUYSBERG, P. HAPKE, R. CARIUS and F. FINGER, "Structure and growth of microcrystalline silicon: Investigation by TEM and Raman spectroscopy of couches grown at different plasma excitation frequencies", *Philosophical Magazine A* 75(1), 1997. pp. 31-47.
- [15] M. TZOLOV, F. FINGER, R. CARIUS and P. HAPKE, "Optical and transport studies on thin microcrystalline silicon couches prepared by vert' high frequency glow discharge for solar cell applications", *J. Applied Physic.* 81(11), 1997. pp. 7376-7385.
- [16] L. HOUBEN, "Plasma abscheidung von mikrokristallinem Silicium : Merkmale der Mikrostruktur und deren Deutung im Sinne von Wachstumsvorgängen", PhD thesis, Heinrich-Heine, Universität Düsseldorf, 1998.
- [17] O. VETTERL, "On the physics of microcrystalline silicon thin couche solar cells - From the material to devices with high conversion efficiencies", Ph.D. thesis, Heinrich-Heine, Universität Düsseldorf, 2001.
- [18] L. HOUBEN, M. LUYSBERG, P. HAPKE, R. CARIUS, F. FINGER and H. WAGNER, "Structural Properties of Microcrystalline Silicon in the Transition from Highly Crystalline to Amorphous Growth", *Philosophical Magazine A* 77(6). 1998. pp.1447-1460.
- [19] L. HOUBEN, "Strukturelle Eigenschaften von mikrokristallinem Silizium im Übergang zwischen mikrokristallinem und amorphem Wachstum", diploma thesis, Heinrich-Heine-Universität Düsseldorf, 1995.
- [20] W. FUHS, Chap, "Amorphe Materialien für Dünnschichtsolarzellen Solarzellen Physikalische Grundlagen und Anwendungen", in der Photovoltaik. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, 1993. pp. 59-70.
- [21] Tobias Roschek, "Microcrystalline Silicon Solar Cells Prepared by 13.56 MHz PECVD, Forschungszentrums Jülich", 4083 ISSN 0944-2952 Institut für Photovoltaik Jül-4083 D 61, Düsseldorf University, 2003.
- [22] R.A. STREET "Hydrogenated Amorphous Silicon", Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press, 1991.

***Chapitre IV: METHODES ET TECHNIQUES DE
CARACTERISATION UTILISEES***

Introduction

Afin d'étudier les propriétés électriques et électroniques du carbure de silicium, ce matériau a été déposé par dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) et caractérisés par différentes techniques de caractérisations dans le centre de recherche en énergie solaire, situé à Julich, Allemagne. Dans ce chapitre, les différentes méthodes et techniques de caractérisations que nous avons utilisées sont présentées.

IV.1.Méthodes expérimentales de dépôt et de caractérisation

IV.1.1. Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD)

Le dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD, est un procédé de dépôt standard pour fabriquer des couches a-Si:H et μ c-Si:H. Actuellement, cette méthode de dépôt est appliquée par tous les producteurs de modules photovoltaïques industriels a-Si:H. Des informations détaillées sur la méthode PECVD sont données dans les ouvrages de Chapman [1], Haefer [2], Frey et Kienel [3], Luft et Tsuo [4] ou Bruno, Capezzuto et Madan [5].

La technique PECVD est un procédé de dépôt dans lequel les espèces réactives sont fabriquées par une décharge électrique conduisant à un plasma. Les réactions en phase gazeuse dans les décharges luminescentes réduisent la température du substrat requise pour le dépôt de couches par rapport à la CVD thermique, qui dépend entièrement de l'interaction gaz-surface induite thermiquement. L'énergie électrique appliquée à l'extérieur est utilisée pour fournir l'énergie d'activation pour la décomposition des gaz dans le processus de dépôt par décharge luminescente. Cela permet de choisir une température de substrat indépendante du plasma. Dans ce travail, l'énergie électrique a été couplée avec une fréquence d'excitation de 13,56 MHz.

Dans le processus CVD à plasma, les étapes principales contiennent : la diffusion de gaz source, la dissociation par impact électronique, la réaction chimique en phase gazeuse, la diffusion radicalaire et le dépôt. Lorsque le silane (SiH_4) est utilisé comme gaz de source dans un processus de dépôt par décharge luminescente, les processus d'impact électronique conduisent à des espèces réactives neutres, telles que SiH, SiH_2 , SiH_3 , Si_2H_6 , H et H_2 et des

espèces ionisées telles que SiH^+ , SiH_2^+ , SiH_3^+ , et ainsi de suite. Un aperçu des réactions possibles dans les plasmas silane est donné dans la référence [6].

Les propriétés du couches de silicium déposé et notamment si sa structure est amorphe ou microcristalline dépendent fortement de la combinaison des paramètres de dépôt utilisés. Les principaux paramètres et leurs effets principaux dans le cas du dépôt de silicium de SiH_4 et H_2 d'après Tobias Roschek [1], sont :

- La densité de puissance augmente la température électronique d'un plasma conduisant à une vitesse de dissociation plus élevée.
- Le débit total de gaz contrôle le temps de séjour dans le plasma, influençant l'utilisation du gaz et l'ampleur de la polymérisation en phase gazeuse. Le flux de silane détermine l'apport des atomes de silicium pour la croissance des couches.
- La concentration en silane (c'est-à-dire le rapport silane/hydrogène, $[\text{SiH}_4] / [\text{H}_2]$) a un impact direct sur le rapport des précurseurs de croissance aux atomes d'hydrogène dans le plasma. Il s'agit donc d'un outil facile à contrôler la transition entre la croissance amorphe et microcristalline.
- La pression de dépôt détermine la longueur moyenne libre des molécules de gaz et donc la probabilité de collision. Il contrôle également la pression partielle de silane et le temps de séjour des particules de gaz dans le plasma.
- La fréquence d'excitation a un fort impact sur le potentiel plasmatique et la distribution d'énergie électronique. Dans ce travail, la fréquence d'excitation est fixée à 13,56 MHz.
- En introduisant des gaz sources contenant du Bore ou du phosphore dans la réaction, des couches dopées peuvent être obtenues.

Le système se compose de quatre chambres de dépôt qui sont interconnectées par deux chambres de transfert ; Ces dernières servent également de serrures de charge (voir Figure IV.1).

La Figure IV.2 montre le schéma d'alimentation en gaz et de pompage. Chaque chambre est équipée d'une vanne à aiguille dans la ligne de purge Argon. Toutes les autres conduites de gaz sont équipées de régulateurs automatiques de débit massique. La conduite de gaz conduisant à la chambre *i* est en outre équipée d'un purificateur de gaz. Son but est de réduire la contamination par l'oxygène [7,8].

Pendant le dépôt, chaque chambre est pompée par une pompe turbo de grande portée par l'intermédiaire d'une soupape à papillon commandée par pression.

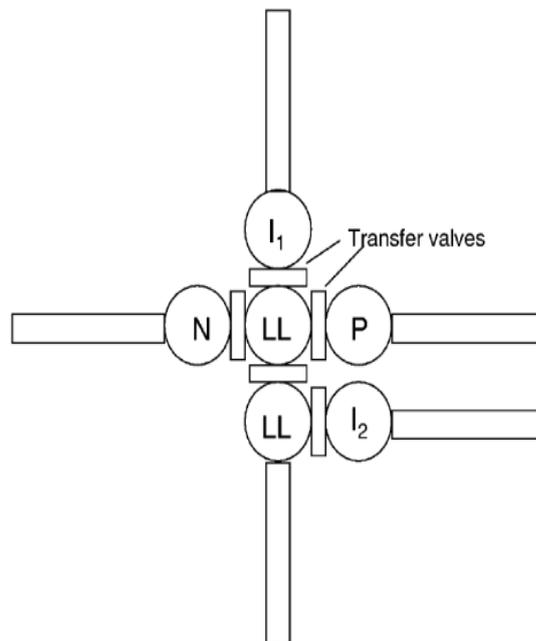


Figure IV.1. Disposition du système de dépôt montrant les quatre chambres individuelles pour préparer les couches *p*, *i* et *n* ainsi que les chambres de transfert et de chargement [1].

La disposition d'une seule chambre est montrée dans la Figure IV.2, le support de substrat est chauffé indirectement à l'aide du système de chauffage. La température T_s du substrat est d'environ les deux tiers de la température de chauffage T_H sans plasma.

Toutes les chambres sont conçues de façon identique, sauf pour différentes distances d'électrode. Ce sont 1,2cm dans le p (positif), 1cm dans le i (intrinsèque) et 2cm dans la chambre n (négatif) si non autrement indiqué.

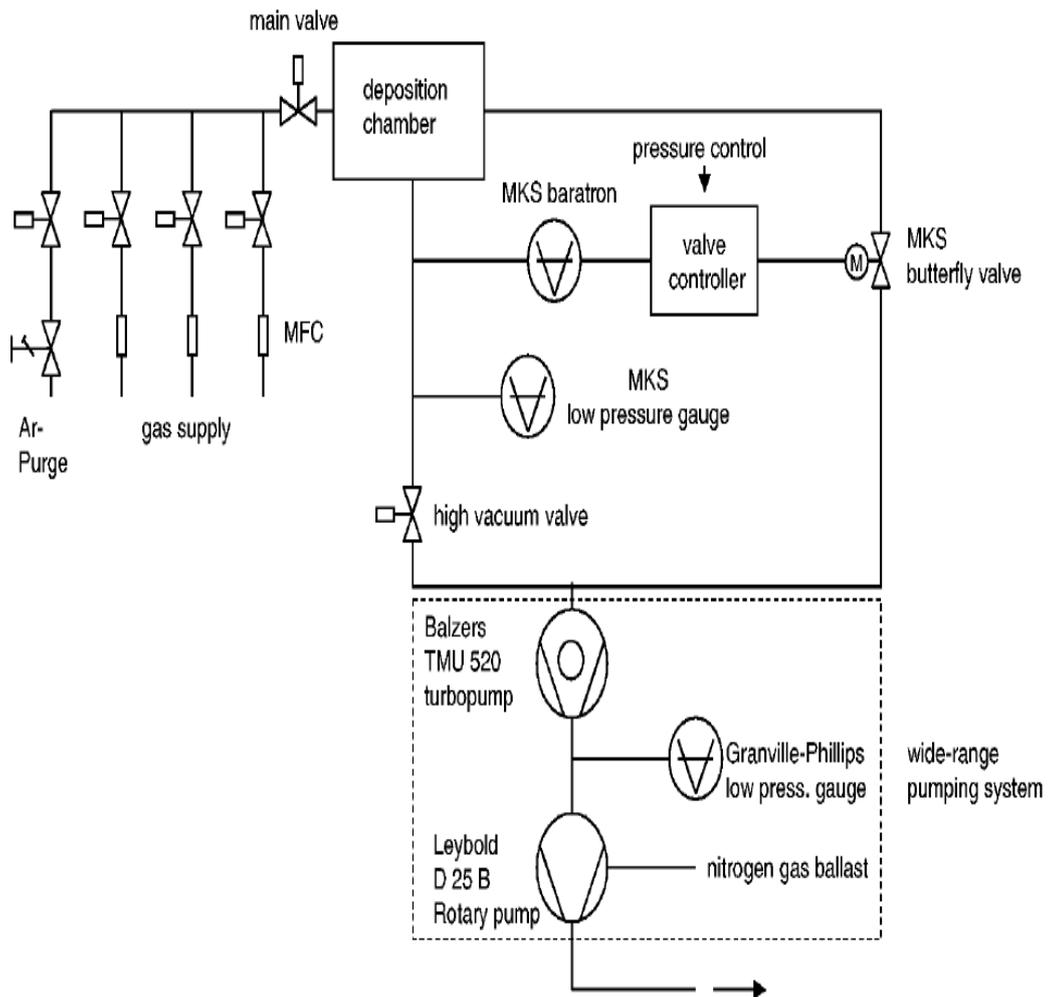


Figure IV.2. Disposition du système d'alimentation en gaz et de pompage du système de dépôt à 4 chambres [1].

IV.1.2. Caractérisation des matériaux

IV.1.2.1. Mesure de l'épaisseur

Dans ce travail, l'épaisseur des couches a été déterminée mécaniquement par un profileur progressif. L'épaisseur d'environ 500 nm est obtenue en ajustant le temps de dépôt en fonction de leurs taux de dépôt. Pour la couche avec une telle épaisseur, il était facile de faire un pas en épluchant une partie des canapés avec un ruban adhésif après une légère rayure avec un stylet. Pour la couche très mince, les étapes ont été obtenues par gravure KOH.

IV.1.2.2. Conductivité électrique et l'effet Seebeck

L'effet Seebeck est un effet thermoélectrique, découvert par le physicien allemand Thomas Johann Seebeck en 1821. Celui-ci remarqua que l'aiguille d'une boussole est déviée lorsqu'elle est placée entre deux conducteurs de natures différentes et dont les jonctions ne sont pas à la même température T .

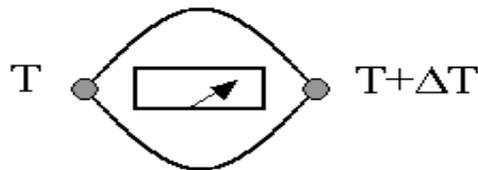


Figure IV.3. Montage thermoélectrique de base.

L'utilisation la plus connue de l'effet Seebeck est la mesure de température à l'aide de thermocouples. Cet effet est également à la base de la génération d'électricité par effet thermoélectrique.

Le principe de la détermination du coefficient Seebeck repose sur la détermination d'une différence de potentiel induite par une différence de température connue (Figure IV.3 et IV.4).

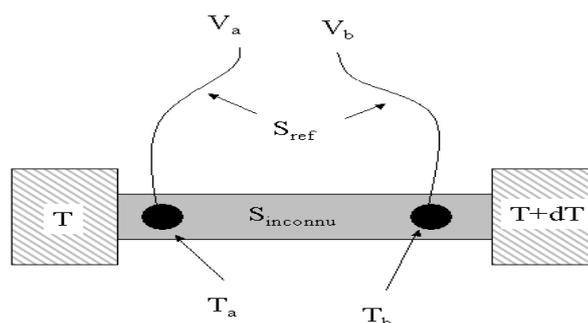


Figure IV.4. Exemple de dispositif de mesure de coefficient Seebeck

Un échantillon dont le coefficient Seebeck est inconnu (S_{inconnu}) est fixé entre un bain thermique à la température T , qui évacue de la chaleur, et une chaufferette à la température $T+dT$ qui fournit de la chaleur à l'échantillon. Celui-ci est donc soumis à un gradient de température, et une différence de potentiel apparaît. Deux thermocouples de même nature, généralement un alliage or+fer, du chromel ou du constantan, dont le coefficient Seebeck est connu (S_{ref}) sont fixés sur l'échantillon aux points a et b. Ces thermocouples permettent à la fois de mesurer les potentiels V_a et V_b et les températures T_a et T_b . Le coefficient Seebeck du matériau est alors obtenu par la relation :

$$S_{\text{inconnu}} = S_{\text{ref}} - \frac{V_a - V_b}{T_a - T_b} \quad (\text{Eq IV.1})$$

IV.1.2.3. Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR)

La spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) est particulièrement utile pour identifier des molécules organiques (contenant du carbone) [9]. FTIR est rentable en termes de main-d'œuvre et d'instrumentation, facile à exécuter, rapide et fournit une identification circonstancielle assez définitive ou bonne des contaminants.

Le FTIR est utile pour identifier la contamination organique parce que les molécules organiques sont maintenues ensemble par des liaisons covalentes. Contrairement aux liaisons ioniques (comme dans les sels), les liaisons covalentes ne sont pas rigides.

La transformée de Fourier, une technique mathématique pour convertir un signal dans le domaine temporel en domaine fréquentiel, elle améliore les mesures IR en fournissant une vitesse de lumière et une sensibilité élevée. Une courte impulsion de rayonnement IR à large spectre est appliquée à l'échantillon, l'analyse FT brise la réponse à des fréquences individuelles. Les bibliothèques IR informatisées éliminent une grande partie de la variabilité analytique de l'identification des composés.

IV.1.2.4. Spectroscopie de déflexion photo-thermique (PDS)

Les absorptions optiques du matériau $\mu\text{c-Si:H}$ présentées dans cette thèse ont été mesurées par la spectroscopie de déflexion photo-thermique (PDS) sur des substrats en verre. La technique de PDS a été utilisée pour la première fois pour la mesure de l'absorption optique des couches minces en silicium par Jackson et al. En 1981 [10]. Dans la mesure PDS, les échantillons sont placés dans un liquide (généralement CCl_4). Une lumière monochromatique absorbée par l'échantillon génère de la chaleur dans les couches et conduit à un gradient de l'indice de réfraction dans le liquide environnant. En sondant le gradient de l'indice de réfraction variable avec un second faisceau (faisceau de sonde), on peut rapporter sa déviation à l'absorption optique de l'échantillon [10].

PDS est une méthode puissante qui mesure l'absorption optique directement et bénéficie d'une sensibilité élevée à faible coefficient d'absorption. Par conséquent, il est capable de fournir une grande précision dans la mesure d'absorption des sous-intervalles. Dans a-Si:H , on pense que l'absorption des sous-intervalles est associée à des défauts profonds [11,12]. Une telle corrélation est également proposée pour le matériel $\mu\text{c-Si:H}$ [13,14]. Étant donné que l'interface a un effet important sur l'absorption des sous-intervalles, en particulier dans les échantillons minces, il faut faire très attention lors de la mesure par PDS.

Conclusion

La méthode de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) utilisée dans le cadre de ce travail a été présentée dans ce chapitre. Aussi les différentes techniques de caractérisations telles que, la conductivité électrique en fonction de la température afin d'étudier les mécanismes de transport électrique dans ce matériau, la spectroscopie infrarouge, la détection spectroscopique et photo-thermique ont été exposés en détails. Le chapitre suivant présentera les résultats des études de dépôt et de caractérisation des différents échantillons du carbure de silicium sous sa forme amorphe et aussi microcristallin.

Références bibliographiques

- [1] Tobias Roschek, "Microcrystalline Silicon Solar Cells Prepared by 13.56 MHz PECVD, Forschungszentrums Jülich", 4083 ISSN 0944-2952 Institut für Photovoltaik Jül-4083 D 61, Düsseldorf University, 2003.
- [2] R. A. HAEFER, "Oberflächen- und Dünnschicht-Technologie Teil I, Beschichtungen von Oberflächen", Springer-Verlag, Berlin, 1987.
- [3] H. FREY and G. KIENEL, "Dünnschichttechnologie", VDI-Verlag, 1987.
- [4] W. LUFT and Y. S. Tsuo, "Hydrogenated Amorphous Silicon Alloy Deposition Processes", Applied Physics Series. Marcel Dekker, Inc. 1993.
- [5] G. BRUNO, P. CAPEZZUTO and A. MADAM, "Plasma Deposition of Amorphous Silicon-Based Materials", Plasma Materials Interactions, Academic Press, Boston, 1995.
- [6] J. PERRIN, O. LEROY and M. C. BORDAGE, "Cross-sections, rate constants and transport coefficients in silane plasma", Contrib. Plasma Physic. 1996. pp. 363-495.
- [7] U. KROLL, J. MEIER, H. KEPPNER, A. SHAH, S. D. LITTLEWOOD, I. E. KELLY and P. GIANNOULÈS, "Origins of atmospheric contamination in amorphous silicon prepared by very high frequency (70 MHz) glow discharge", J. Vac. Sei. Technol. A13 (6). 1995. pp. 2742-2746.
- [8] P. TORRES, J. MEIER, R. FLUCKIGER, U. KROLL, J. A. ANNA SELVAN, H and P. GIANNOULÈS, "Device grade microcrystalline silicon owing to reduced oxygen contamination", Applied Physics Letters, 69 (10). 1996. pp.1373-1375.
- [9] R. J. Bell, "Introductory Fourier Transform Spectroscopy", Academic Press, 1972.
- [10] W. B. Jackson, N. M. Amer, A. C. Boccarda, and D. Fournier, "Photo-thermal deflection spectroscopy and detection", Applied Optics 20. 1981. pp. 1333.
- [11] W. B. Jackson, N. M. Amer, "Direct measurement of gap-state absorption in hydrogenated amorphous silicon by photo-thermal deflection spectroscopy", Phys. Rev. B 25. 1982. pp. 5559.
- [12] N. Wyrsh, F. Finger, T. J. McMahon, and M. Vanecek, "How to reach more precise interpretation of subgap absorption spectra in terms of deep defect density in a-Si:H", Journal of Non-Cryst Solids, 347, 1991. pp. 137-138.

- [13] W. Bronner, R. Brüggemann, M. Mehring, "Standard and electrically detected magnetic resonance in nanocrystalline silicon", *J. Non-Cryst. Solids*, 534, 2000. pp. 266-269.
- [14] M. Vanecek, A. Poruba, Z. Remeš, J. Rosa, S. Kamba, V. Vorlicek, J. Meier, A. Shah, "Electron spin resonance and optical characterization of defects in microcrystalline silicon", *Journal of Non-Cryst. Solids*, 519, 2000. pp. 266-269.

***Chapitre V: EXPERIMENTATION ; RESULTATS ET
DISCUSSIONS***

Introduction

Ce chapitre est présenté en deux parties. La première partie présente des échantillons de couches minces de carbure de silicium microcristallin hydrogéné $\mu\text{-SiC:H}$, obtenus par dépôt chimique en phase vapeur amélioré par plasma (PECVD). L'influence des paramètres de dépôt (température, pression, puissance et écoulement de H_2) sur les propriétés structurales, électroniques et optiques des couches minces ont été étudiées. Les techniques utilisées sont, la spectroscopie FTIR et PDS.

La deuxième partie traite du dépôt par PECVD de couches minces de carbure de silicium amorphe hydrogéné $\text{a-SiC}_x\text{:H}$ pour différentes proportions de carbone (x) : 0%, 3%, 11,5%, 23,1% et 41,2%. Le dépôt a été effectué après un recuit à une température de 1050°C sous écoulement de gaz du nitrogène N_2 où le matériau est devenu amorphe et des cristallites du SiC et du Si ont été formées. La conductivité en obscurité et la puissance thermoélectrique de tous les échantillons ont été mesurées afin d'étudier les mécanismes de transport dans ce matériau.

V.1. Propriétés du carbure de silicium microcristallin hydrogéné " $\mu\text{-SiC:H}$ "

V.1.1. Dépôt du carbure de silicium microcristallin hydrogéné

Habituellement, le SiC cristallin (c-SiC) est préparé à des températures de substrat supérieures à 1000°C , limitant son application dans les cellules solaires à couches minces où les substrats peu coûteux ne peuvent pas supporter des températures élevées (400°C). Le dépôt à basse température de ce matériau sous forme microcristalline ($\mu\text{-SiC:H}$) a été réalisé par l'utilisation d'un gaz précurseur de monométhylsilane dilué dans l'hydrogène avec un dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) [1].

La croissance matérielle à des températures plus basses est donc une cible de recherche depuis de nombreuses années. Bien que la température du procédé pour le SiC hautement cristallin a été réduite à environ 700°C [2-3], ceci est encore trop élevé pour les applications dans des cellules solaires à couches minces préparées sur des substrats de verre à bon marché. Récemment, le dépôt de carbure de silicium sous forme microcristalline ($\mu\text{-SiC:H}$) à des

températures de substrat inférieures à 600°C a été réalisé par plusieurs groupes de chercheurs utilisant le dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) [4,5], la pulvérisation [6] et le dépôt chimique en phase vapeur par fil chaud (HWCVD) [7-9], avec possibilité de déposer de grandes surfaces sur des substrats relativement bon marché.

Pour le dépôt des échantillons, on a utilisé du monométhylsilane (MMS) dilué dans l'hydrogène comme gaz précurseur, on trouvera plus de détails sur les paramètres de dépôt dans le Tableau V.1. De nombreuses séries d'échantillons présentées ici ont été déposées par PECVD, la Figure V.1 montre une image d'un échantillon de 10X10cm du $\mu\text{-SiC:H}$. La température de dépôt T varie entre 250°C et 600°C, les valeurs de la pression Pr sont : 2, 5, 6 et 15 mbar, les valeurs de la puissance P sont : 20, 50, 75 et 100W, alors que d'autres paramètres ont été maintenus constants. Le plasma a été excité avec une fréquence de 13,56 MHz. La concentration de MMS dans l'hydrogène a également été modifiée de 0,03, 0,02, 0,06, 0,10, 0,30 et 0,45%.

Tableau V.1. Paramètres de dépôt des échantillons du $\mu\text{-SiC}$ déposés par PECVD. Série de température (mc04, mc05 et mc06). Série de pression (mc07 et mc08). Série de puissance (mc07, mc10 et mc11). Série de H₂ (mc10, mc12 et mc13).

Echantil lons	Temps de dépôt (s)	Épaisseur (nm)	T (°C)	Pr (mbr)	MMS (SCCM)	H ₂ (SCCM)	Part de MMS (%)	P (W)	Distance des Électrodes (mm)
mc01	3600	100	400	4	10	100	0.45	75	10
mc02	3600	385	400	6	10	150	0.30	75	10
mc03	7200	150	400	5	3	150	0.10	75	10
mc04	10800	170	450	5	1.8	148.2	0.06	100	14
mc05	10800	554	250	5	1.8	148.2	0.06	100	14
mc06	10800	230	600	5	1.8	148.2	0.06	100	14
mc07	10800	520	450	15	1.8	148.2	0.06	100	21
mc08	10800	445	450	6	1.8	148.2	0.06	100	21
mc09	10800	30	450	2	1.8	148.2	0.06	100	21
m10	10800	310	450	15	1.8	148.2	0.06	20	21
m11	10800	395	450	15	1.8	148.2	0.06	50	21
m12	10800	280	450	15	1.8	298.2	0.03	20	21
m13	10800	470	450	15	1.8	498.2	0.02	20	21

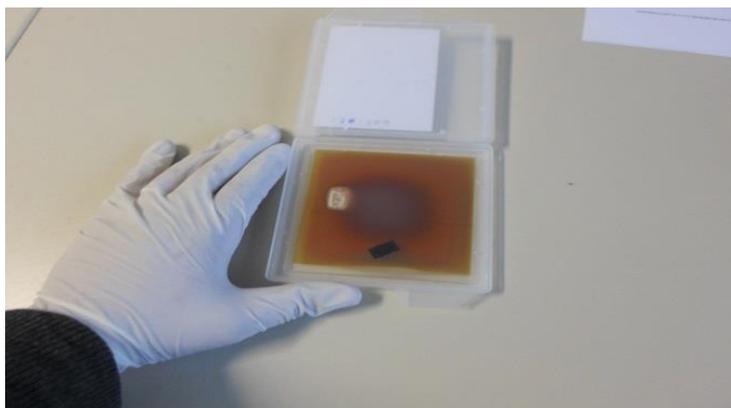


Figure V.1. Echantillon de 10X10cm du $\mu\text{c-SiC:H}$ déposé par la PECVD.

V.1.2. Résultats et discussion

Dans cette étude, on va étudier l'influence des paramètres de dépôt des couches minces de carbure de silicium microcristallin hydrogéné $\mu\text{c-SiC:H}$ préparés avec PECVD, d'après le Tableau V.1, tous les échantillons sont étudiés sauf les échantillons qui sont des couches de Si seulement sans le carbone C à cause de temps de dépôt qui n'est pas suffisant pour la diffusion des atomes de C ($<10800\text{s}$ pour: mc01, mc02 et mc03) et la valeur insuffisante de la pression (2mbr pour: mc09).

V.1.2.1. Spectroscopie infrarouge FTIR

La spectroscopie infrarouge par transformée de Fourier (FTIR) est une méthode très puissante de quantification et d'identification des liaisons en couches minces, elle est particulièrement capable de fournir des informations sur la quantité de Si-C et des liaisons liées à l'hydrogène. Les données de caractérisation des couches de SiC avec FTIR peuvent être trouvées dans de nombreuses publications [10-12]. Comme la liaison silicium-carbone est partiellement ionique, des raies d'absorption infrarouge puissantes sont attendues des vibrations de Si-C. Bullot et al. [10] a publié une liste complète des fréquences d'absorption possibles dans les couches de SiC. L'absorption infrarouge a été étudiée avec un spectromètre infrarouge à transformée de Fourier commercial.

La Figure V.2 montre les spectres d'absorption infrarouge par transformés Fourier (FTIR) pour des couches minces de $\mu\text{c-SiC:H}$ typique déposées à différentes températures (250°C, 450°C, 600°C), la puissance, la pression et le débit de H_2 ont été maintenus constants à 100W, 5mbar et 148.2 sccm respectivement, on constate qu'en augmentant la température 250°, 450° et 600°C, la position du pic de Si-C augmentera avec des valeurs de 775,27, 782,96 et 789,16 respectivement (Tableau V.2).

La Figure V.3 montre les spectres d'absorption par FTIR pour des échantillons de $\mu\text{c-SiC:H}$ déposés à différentes pressions (6mbar, 15mbar), la puissance, la température et le débit d' H_2 n'ont pas été changés, leurs valeurs sont, 100W, 450°C et 148.2 sccm respectivement. On remarque que en augmentant la pression, la position de pic du Si-C passera de 790,69 à 794,49.

La Figure V.4 présente les spectres d'absorption par FTIR pour les couches de $\mu\text{c-SiC}$ déposées à des puissances différentes (20, 50 et 100W), la température, la pression et l'écoulement de H_2 ont été maintenus constants à 450°C, 15mbar et 148.2 sccm respectivement. Pour les valeurs de la puissance de dépôt : 20, 50 et 100W, la position du pic du Si-C augmentera pour des valeurs de 771,32, 785,2 et 794,49 respectivement.

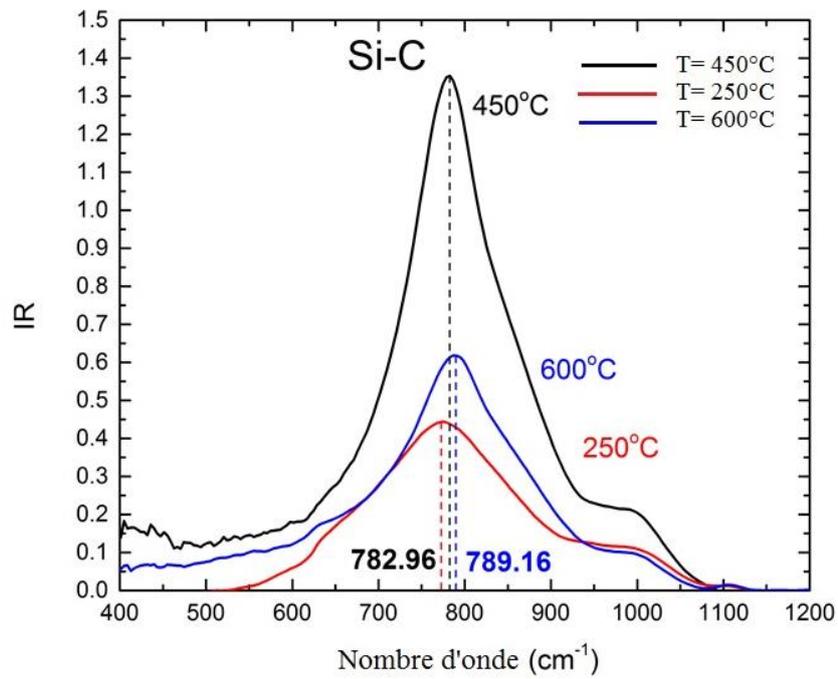
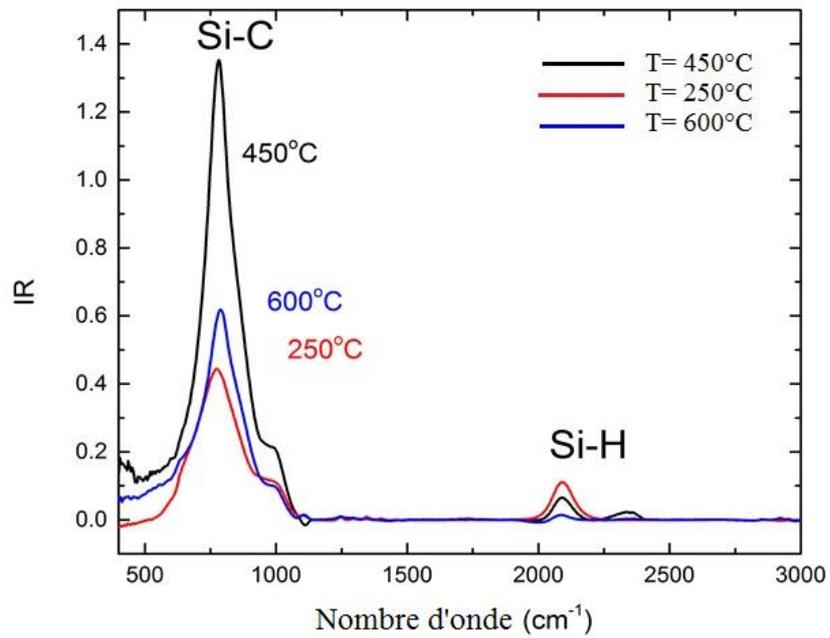


Figure V.2. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de SiC:H déposés à différentes températures (250°C, 450°C et 600°C).

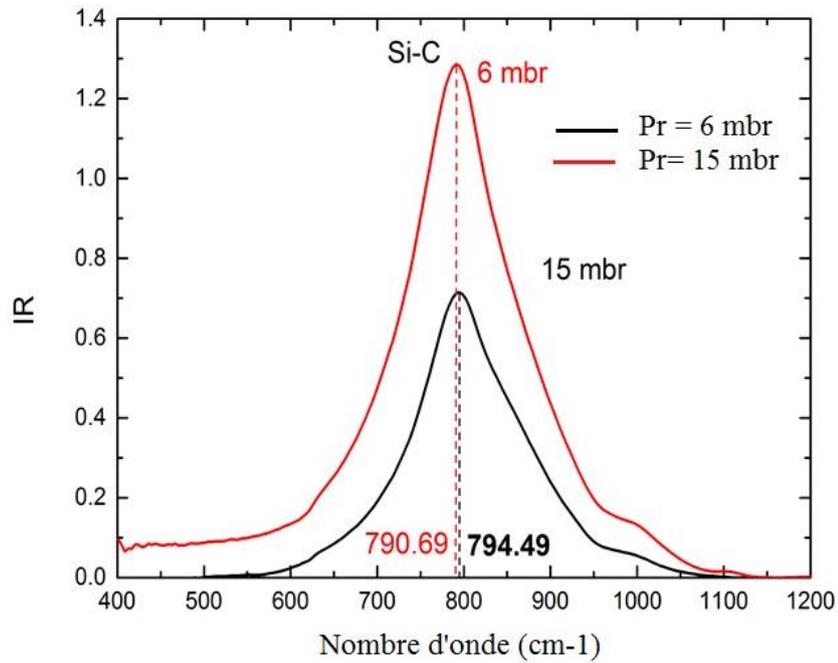
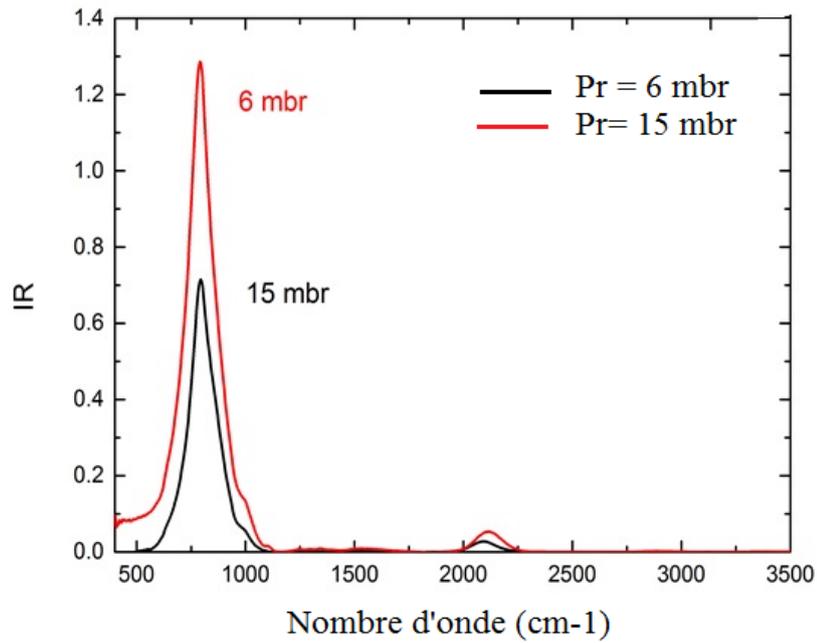


Figure V.3. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de SiC:H déposés à différentes pressions (6mbar et 15mbar).

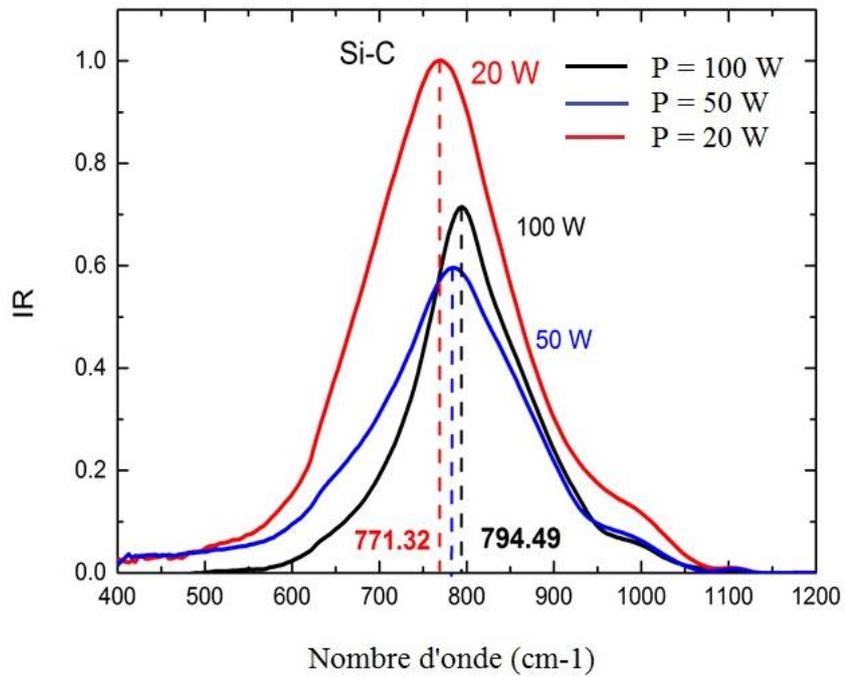
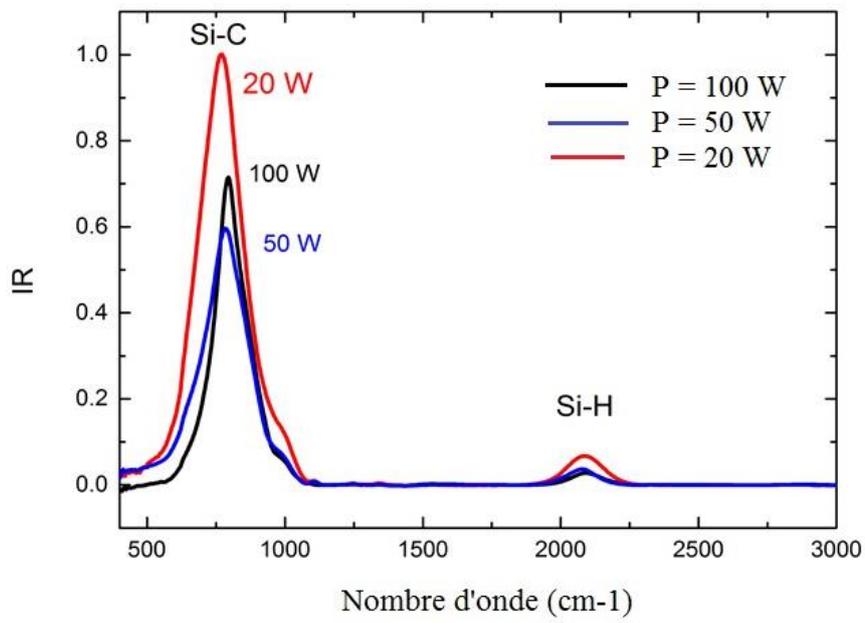


Figure V.4. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de SiC:H déposés à différentes puissances (20, 50 et 100W).

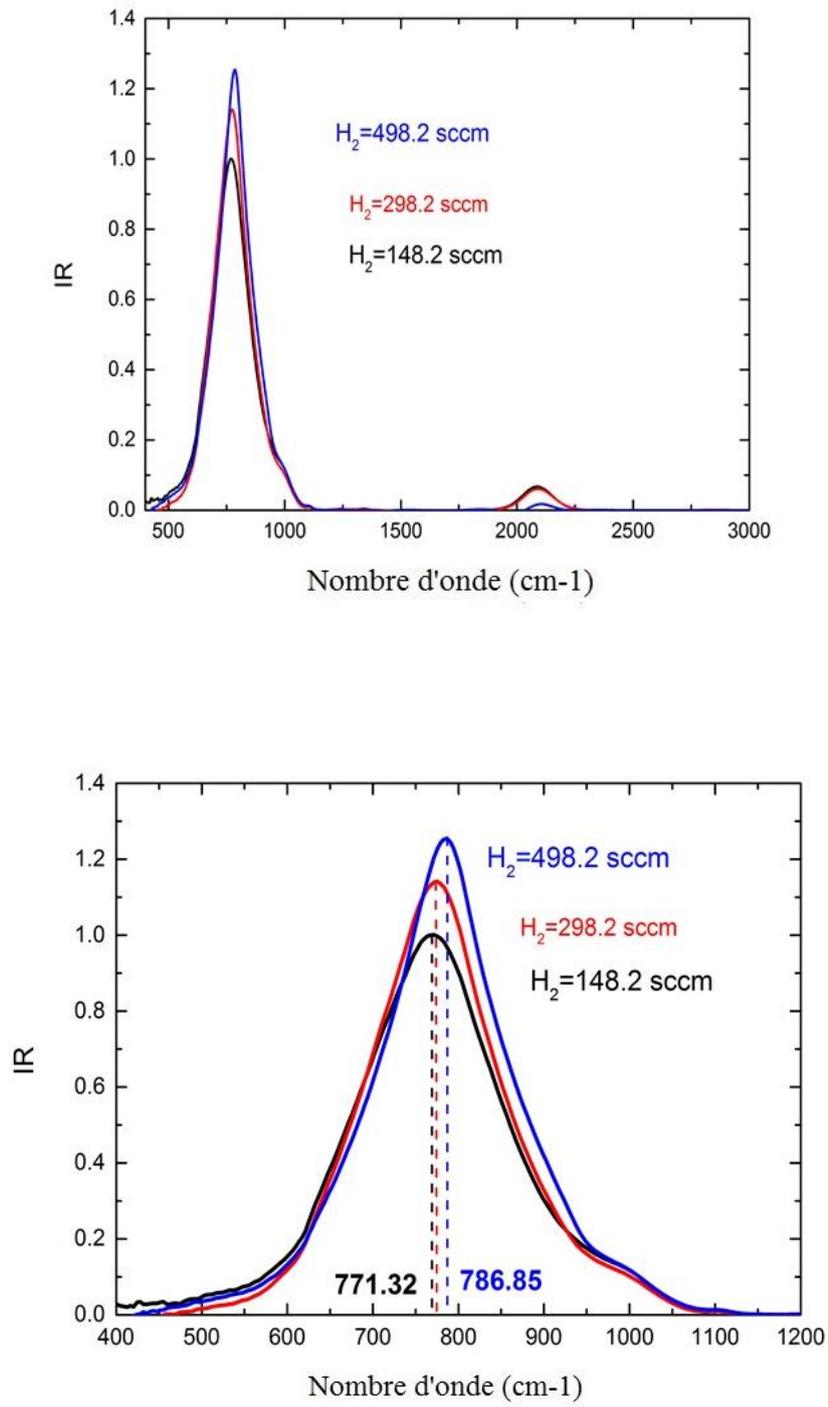


Figure V.5. Spectre d'absorption infrarouge par transformé de Fourier (FTIR) pour des échantillons de SiC:H déposés à différents débits de H₂ (148.2, 298.2 et 498.2 sccm).

Tableau V.2. Résumé des assignations de bandes d'absorption infrarouge [11].

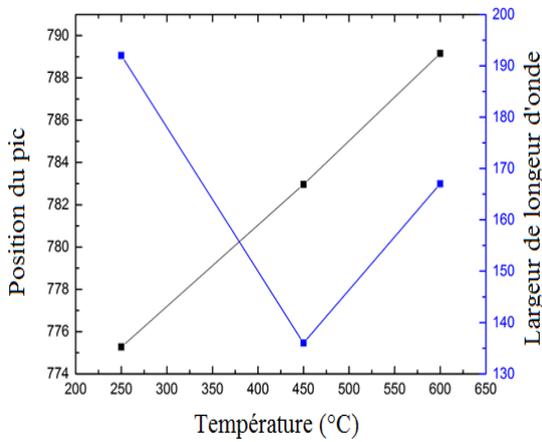
Bandes (cm⁻¹)	Modes de vibrations
630	Si-H (agitation)
670	(1) Si-H _n (agitation) (2) Si-C (élongation) (3) Les deux
770	(1) Si-C (élongation) (2) Si-CH ₃ (3) Si-CH ₃ (élongation)
850-890	Si-H _n (déformation)
1000	CH _n (agitation)/ou (balancement)
1600	sp ² C=C (élongation)
2000	Si-H (élongation)
2100	Si-H ₂ (élongation)
2870	sp ³ CH ₃ (symétrique)
2900	sp ³ C-H _{2,3} (élongation)
2920	sp ³ CH ₂ (asymétrique)
2956	sp ² CH ₂ (Ooléfinique)
3045	sp ² C-H (élongation)

Les spectres d'absorption par FTIR pour les couches de $\mu\text{C-SiC}$ déposée à différents débits d' H_2 sont présentés dans la Figure V.5, la température, la pression et la puissance ont été maintenues constantes à 450°C , 15mbar et 20W respectivement, on voit qu'en augmentant le flux H_2 pour les valeurs : 148,2 à 498,2 cm^3 , la position du pic Si-C passera de 771,32 à 786,85.

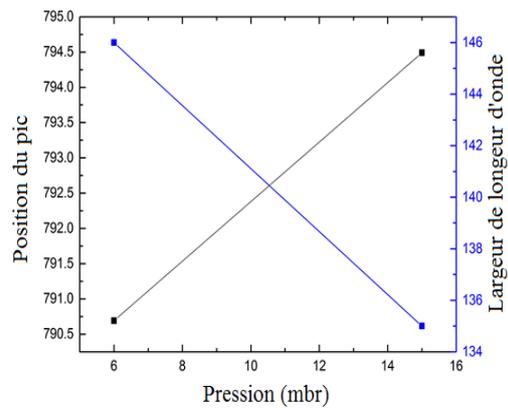
Le centre de notre intérêt est le réseau existant dans les couches de SiC en variant les paramètres de dépôt. Dans la région des nombres d'onde de 2000 à 2140 cm^{-1} , on peut observer des bandes d'absorption liées au Si-H (Tableau V.2), où les modes d'étirement sont activés. De 1250 à 1470 cm^{-1} , les bandes d'absorption liées aux vibrations Si-CH_n sont visibles mais pas très prononcées.

Certains modes de vibration liés à l'oxygène dans la région de 960 cm^{-1} sont éventuellement présents, mais ne peuvent pas être séparés du signal Si-CH₃. La bande d'absorption dominante peut être trouvée entre 740 et 790 cm^{-1} et est sans doute un pic d'absorption de Si-C (Tableau V.2).

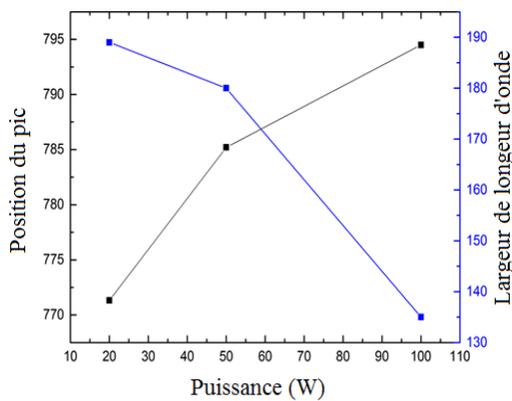
La Figure V.06 montre la relation de la position du pic du Si-C et de la largeur de la longueur d'onde avec la température, la pression, la puissance et l'écoulement de H₂. On voit qu'en augmentant la température, la position du pic augmente mais la largeur de la longueur d'onde diminue de 192 à 136 cm⁻¹ et après elle augmente jusqu'à 167 cm⁻¹ (Figure V.06.a), en augmentant la pression, la position du pic augmente aussi, mais il y a une diminution de la largeur de la longueur d'onde de 146 à 135 cm⁻¹ (Figure V.06.b). Figure V.06.c, montre qu'en augmentant la puissance, la position du pic de Si-C augmente et la largeur de la longueur d'onde diminue de 189 à 135 cm⁻¹ et d'après la Figure V.06.d on remarque que, en augmentant le débit de H₂, la position du pic augmente et la largeur de la longueur d'onde diminue de 189 à 174 cm⁻¹.



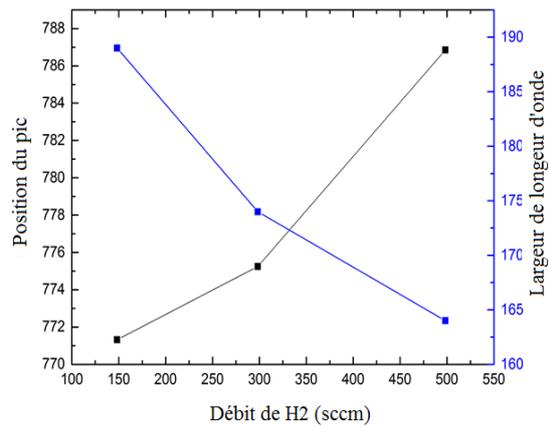
a)



b)



c)



d)

Figure V.6. Relation entre la position du pic du Si-C et de la largeur de la longueur d'onde avec: a) Température. b) Pression. c) Puissance. d) Débit de H₂.

V.1.2.2. Spectroscopie de déflexion photo-thermique PDS

La Figure V.7 montre le coefficient d'absorption obtenue par la spectroscopie PDS pour différentes températures de dépôt (250, 450 et 600°C), ou le E_{04} qui correspond au coefficient d'absorption 10^4 cm^{-1} , varie entre 2.4, 1.9 et 1.4 respectivement.

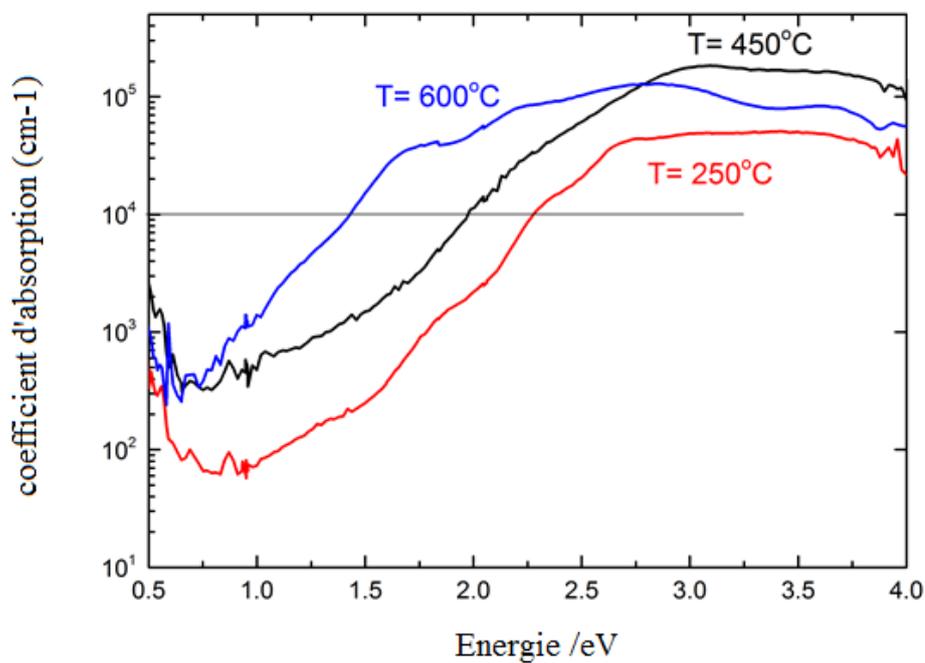


Figure V.7. Spectroscopie PDS pour des échantillons de Si-C déposés à des températures de dépôt: 250, 450 et 600°C.

V.2. Propriétés électriques du carbure de silicium amorphe hydrogéné "a-SiC:H"

V.2.1. Carbure de silicium hydrogéné

Le carbure de silicium hydrogéné SiC:H, présente un matériau prometteur pour les dispositifs optoélectroniques et les couches fenêtres dans les cellules photovoltaïques à couches minces grâce à sa large bande interdite et sa grande mobilité des porteurs de charge. Pour obtenir une cellule solaire à couche mince à rendement élevé, une couche fenêtre doit présenter une conductivité électrique élevée. L'incorporation des atomes de carbone C dans le silicium hydrogéné Si:H augmente la largeur de sa bande interdite, mais, les atomes de carbone limitent la conductivité électrique de ce matériau [13].

Les mécanismes de conduction ont attiré une grande attention en raison de la nécessité des modèles pour interpréter les résultats expérimentaux. Les études sur le transport des porteurs de charge et les propriétés électriques du carbure de silicium hydrogéné (SiC:H) préparé par dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) sont très rares. Le transport des porteurs de charge dans SiC:H est influencé par la fraction cristalline, les barrières électroniques à cause des écarts de la mobilité des grains cristallins. La conductivité électrique a de nombreuses apparences selon l'épaisseur, la dilution de l'hydrogène, la température du dépôt, les tissus amorphes entre les grains, le dopage dû aux impuretés telles que l'oxygène, et les défauts des grains en frontière qui jouent un rôle important dans les propriétés de Si:H [14]. Les vides interconnectés adjacents aux limites des grains peuvent agir comme chemin de diffusion pour les impuretés après ou pendant le dépôt comme l'oxygène qui se comporte comme un dopant de type "n" [15-17].

Dans ce travail, on a constaté que pour les échantillons de carbure de silicium amorphes hydrogénés a-SiC:H, l'augmentation de la température de recuit favorise la cristallisation et provoque l'augmentation de la conductivité électrique et de l'énergie d'activation de la conductivité qui est utilisée pour relâcher les structures des couches minces [18]. Dans d'autres cas, à la température ambiante la largeur de la bande interdite est linéairement proportionnelle à la proportion du carbone, et la conductivité électrique [19].

Plusieurs mécanismes de transport de porteurs de charge ont été étudiés pour les couches minces a-Si: H [21-22], c-Si: H [23,25], a- SiC: H [26-27] et c-SiC: [28-30]. Dans cette étude, on a étudié l'effet de la concentration du carbone sur le transport électrique dans les couches minces a-SiC_x:H préparés par la méthode de dépôt PECVD après recuit à 1050°C.

V.2.2. Dépôt du carbone de silicium amorphe hydrogéné

Une série de couches minces de carbone de silicium amorphe hydrogéné a-SiC:H ont été fabriquées dans un système de dépôt à plusieurs chambres qui contient trois chambres PECVD, une chambre de dépôt chimique en phase vapeur chimique (HWCVD) et une chambre de blocage de charge montée autour de la chambre de robot, dans le même système de dépôt que celui mentionné dans [31-32]. En particulier, la chambre PECVD fournit les gaz précurseurs nécessaires, le monométhylsilane (MMS) H₃SiCH₃, le silane SiH₄ et l'hydrogène H₂. Pour étudier les propriétés électriques des couches de carbone riches en silicium "SRC" avec différentes concentrations du carbone, des couches minces ont été préparées sous différents rapports d'écoulement de gaz SiH₄ rSiH₄ (0%, 20%, 40%, 60%, 80% et 100%), qui définit le rapport entre le débit de gaz SiH₄ fSiH₄ et la somme du débit de gaz MMS et SiH₄ fMMS + fSiH₄.



Figure V.8. Chambre de mesure expérimentale de la Thermoélectrique.

On trouvera plus de détails sur les paramètres de dépôt dans le Tableau V.3. Les valeurs des concentrations du carbone C des échantillons étudiés dans ce travail sont : 0%, 3%, 11,5%, 23,1% et 41,2%, qui ont été déterminés par la spectroscopie RBS (Rutherford

Backscattering Spectrometry). Le dépôt a été suivi d'un recuit thermique dans un four à 1050°C sous écoulement du gaz N₂ pendant un temps de recuit d'une heure où des cristallites SiC et Si ont été formées. La Figure V.9 montre les échantillons de couches minces de a-SiC_x:H étudiés dans ce travail, il faut noter que la concentration maximale en carbone dans ces échantillons est x=0,41, ce qui signifie que toutes les couches minces sont non-stœchiométriques (Si-riches) a-SiC:H, et elles sont déposées dans un système (PECVD) où la température du substrat est 385°C.

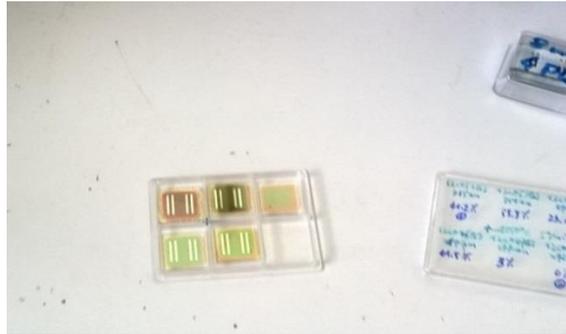


Figure V.9. Série de couches minces de a-SiC_x:H déposés par PECVD.

Tableau V.3. Paramètres de dépôt des couches a-SiC_x:H par PECVD.

Echantillon	Concentration de Carbone (%)	MMS in H ₂ (sccm)	SiH ₄ (sccm)	H ₂ (sccm)	C/(C+Si) (%)	H ₂ /Tot (%)	Total gas flow (sccm)	P (W)	Pr (mbar)
a01	0	0,0	5,0	195,0	0,0	97,5	200,0	2,3	0,25
a02	3	20,0	4,0	176,0	10,0	97,5	200,0	2,3	0,25
a03	11,5	40,0	3,0	157,0	20,0	97,5	200,0	2,3	0,25
a04	23,1	60,0	2,0	138,0	30,0	97,5	200,0	2,3	0,25
a05	41,2	100,0	0,0	100,0	50,0	97,5	200,0	2,3	0,25

V.2.3. Résultat et discussion

Notre but est d'expliquer les mécanismes de la conduction dans ce matériau, pour cela on a utilisé la puissance thermoélectrique et la conductivité électrique en obscurité en fonction de la température comme méthodes de caractérisation, où on a utilisé les configurations coplanaires par évaporation sous vide des électrodes en aluminium "Al" sur les couches minces. Le courant a été mesuré à l'aide d'un électromètre "Keithley 610C", l'énergie d'activation a été déduite d'un diagramme d'Arrhenius.

V.2.3.1. Conductivité électrique et mécanismes de transport

La conductivité électrique a été mesurée en fonction de la température pour tous les échantillons dans la plage de température 270-580K. Figure V.10 montre un comportement linéaire de la conductivité électrique pour l'échantillon de silicium amorphe a-Si (x=0%), par contre pour les autres échantillons qui sont des couches minces de carbure riches en silicium cristallin obtenus avec des différentes valeurs de concentrations en carbone, la conductivité n'est pas linéaire et on remarque qu'elle présente deux pentes qui indique l'existence de deux mécanismes de conduction différents et qui correspond à deux régions de température. Le changement de ces régimes apparaissant autour d'une valeur de température $T_g \approx 330-360K$.

Dans des travaux précédents, on a observé aussi des courbes non linéaires pour des couches minces a-SiC:H [30,33] elles sont généralement décrites en termes de courbures continues. Les diagrammes d'Arrhenius des échantillons sont présentés par des lignes en pointillés comme montré sur la Figure V.10, ainsi que les parcelles de données expérimentales de conductivité.

Ces données montrent clairement l'existence de deux régimes de conduction thermiquement activés qui peuvent tous deux être décrits par la formule bien connue :

$$\sigma = \sigma_0 \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (Eq V.1)$$

Où σ_0 est appelé pré-facteur de la conductivité, k est la constante de Boltzmann et E_a est l'énergie d'activation. Pour comprendre le mécanisme de transport de la conductivité électrique, il est important de connaître l'énergie d'activation (E_a) et le préfacteur (σ_0) de la conductivité, ce qui peut être déduit de la dépendance de la conductivité avec l'inverse de la température (Figure V.10).

Ces paramètres ont été calculés dans les deux régions de température en fonction de la valeur de T_g et présentés dans le Tableau V.4. La Figure V.11 montre l'énergie d'activation E_a et le pré-facteur σ_0 en fonction de la concentration du carbone.

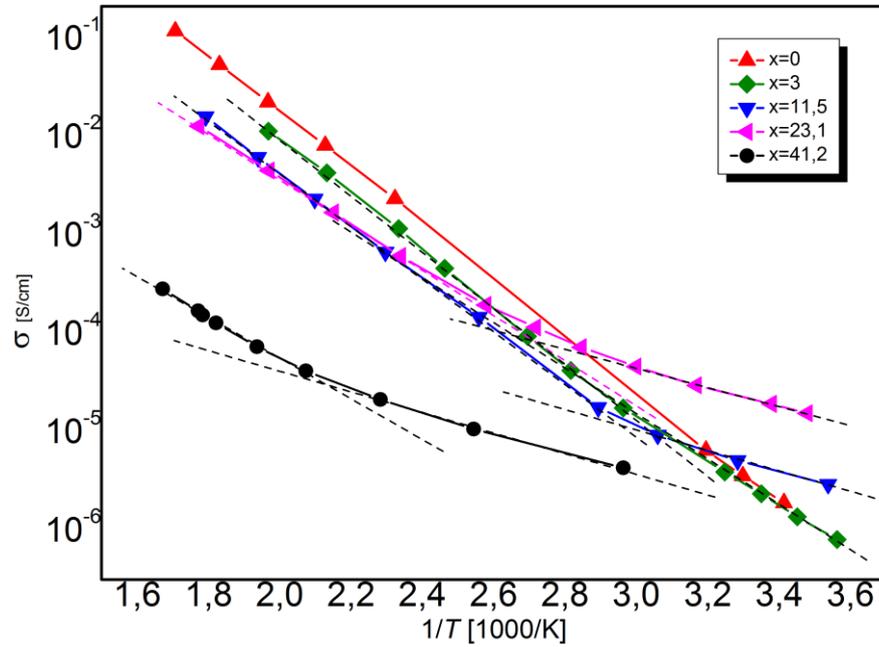


Figure V.10. Variation de la conductivité électrique en fonction de $1000/T$ pour les couches minces SiC_x avec différentes concentration de carbone (x).

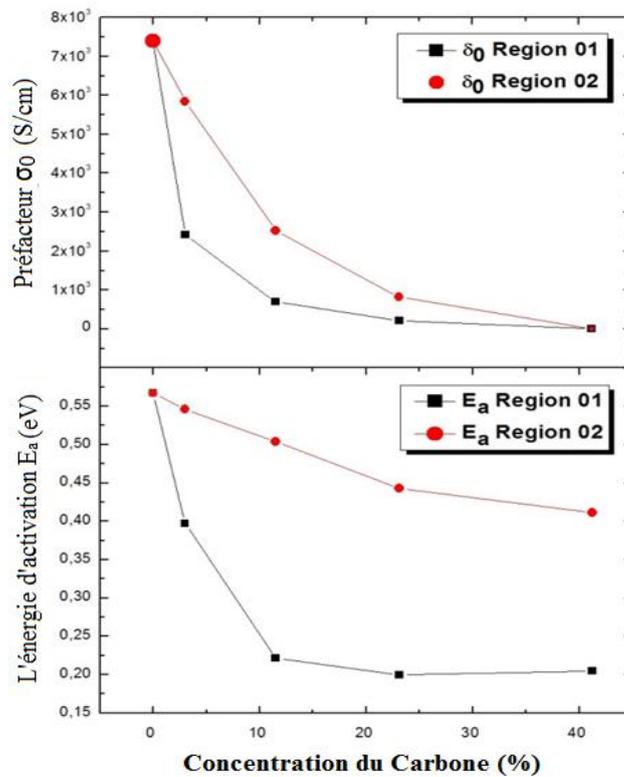


Figure V.11. L'énergie d'activation E_a et le préfacteur de la conductivité σ_0 en fonction de la concentration du carbone.

Tableau V.4. Les paramètres électriques des couches minces $S_iC_x:H$. σ_{RT} : est la conductivité à la température ambiante, d: est l'épaisseur des échantillons.

Echantillons	T_g (°C)	σ_{RT} (S/cm)	d (nm)	E_a (eV)		σ_0 (S/cm)	
				Region 01	Region 02	Region 01	Region 02
				$T < T_g$	$T > T_g$	$T < T_g$	$T > T_g$
x=0%	/	2,83 E-6	272	0,5670		0.3903	
x=3%	334,44	2,48 E-6	277	0,3974	0,4125	0,0334	0,2444
x=11,5%	337,83	4,43 E-6	280	0,2214	0,5336	3,37 E-4	0,0883
x=23,1%	351,74	2,006e-5	270	0,1998	0,4427	11.8 E-4	496,4 E-4
x=41,2	360,28	$\approx 1,96$ E-6	335	0,2050	0,4111	1,25 E-4	154,7 E-4

D'après la Figure V.10, on a estimé deux régimes de conductivité selon deux régions de température, les comportements linéaires de conductivité par rapport à l'inverse de la température $1/T$ dans chaque région pour tous les échantillons suggèrent que le mécanisme de conduction thermiquement activé domine les processus de transport des porteurs de charge [33-34]. Les Si cristallisés, présentent une petite valeur de la bande interdite par rapport aux couches minces de SiC amorphe, et ils provoquent l'augmentation de la densité de charge "n" et de la mobilité. L'énergie d'activation de la conductivité électrique pour les couches minces représente la différence d'énergie entre le fond de bande de conduction et le niveau de Fermi dans le c-Si [6]. Comme le montre la Figure V.11, pour toutes les couches minces SRC, les valeurs élevées de l'énergie d'activation 0,41-0,56eV dans la deuxième région de température, indiquent dans nos échantillons non dopés un mécanisme de conduction à états étendus, tandis que dans la première région de température et pour une concentration du carbone élevée. Le pré-facteur de la conductivité chute à des valeurs comprises entre 0,03 et 10^{-4} S/cm et l'énergie d'activation diminue à 0,19 eV, ce cas montre que la conduction est dominée par le transport par des états d'écart associés à des défauts et/ou des états de queue, ou par la percolation à travers des fluctuations potentielles minimales. D'après [30], les états d'écart de conduction de saut sont compatibles avec cette région de température. L'énergie d'activation observée pour le SiC cristallisé est compatible avec les états d'écart de conduction de saut trouvée en [35].

V.2.3.2. Propriétés thermoélectriques

La Figure V.12 montre la variation de la puissance thermoélectrique de tous les échantillons en fonction de l'inverse de la température. On peut voir sur cette Figure que le signe de la puissance thermoélectrique est positif (+) pour le carbure de silicium ($x = 0\%$), ce qui indique que les porteurs de charge majoritaires sont "des trous". Par contre, pour la majorité des couches minces SRC de carbure de silicium riche le signe est négatif (-), cela indique que la majorité des porteurs de charge sont "des électrons", qui peut être interprété par la valeur de la conductivité en température ambiante ($\sigma_{RT} \approx 10^{-6}$ S/cm) pour la plupart des échantillons comme indiqué le Tableau V.4. Cette valeur est assez élevée pour un matériau qui est intrinsèque et qui a une très faible énergie d'activation (0,19 eV) indiquant que le niveau de Fermi E_f est proche de la bande de conduction. Un tel comportement peut être attribué soit à la conduction par un réseau de défauts, soit à la présence d'impuretés dopantes involontaires, éventuellement d'oxygène ou d'azote. Un effet similaire a été remarqué pour le cas du silicium microcristallin en raison de la contamination par l'oxygène [36].

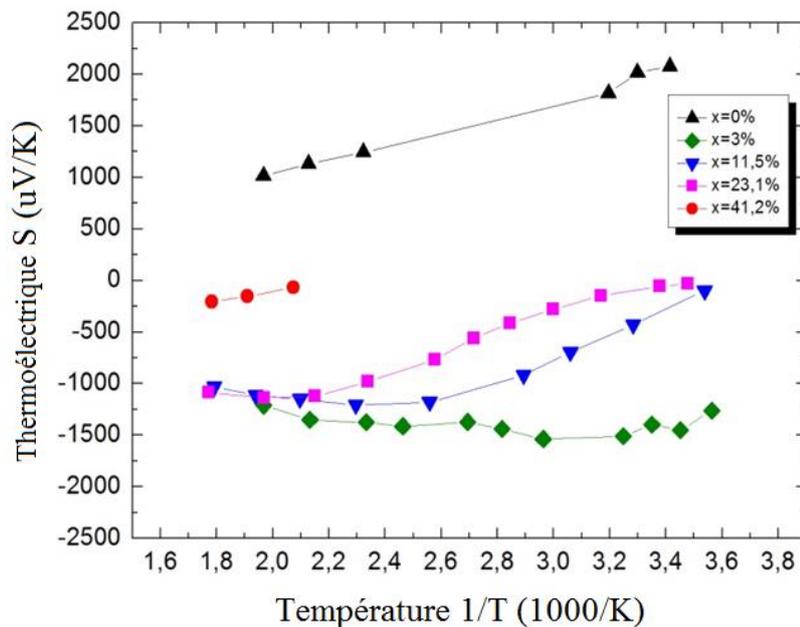


Figure V.12. Variation de la thermoélectricité en fonction de $1000/T$ pour les couches minces SiC_x avec différentes concentration de carbone (x).

Conclusion

La première partie de ce chapitre présente le dépôt à basse température des couches de carbure de silicium hydrogéné sous forme microcristalline ($\mu\text{-SiC:H}$) par l'utilisation d'un gaz précurseur de monométhylsilane dilué dans l'hydrogène avec un dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD). La spectroscopie FTIR a été utilisée afin d'étudier l'influence de quelques paramètres de dépôt sur les propriétés des couches réalisées.

La deuxième partie vise l'étude des mécanismes de transport électrique dans les couches de carbure de silicium hydrogéné sous forme amorphe (a-SiC:H) déposées par PECVD, l'étude des propriétés thermoélectriques montrent que ces couches minces présentent un type de dopage négative "n", bien qu'aucun dopage n'ait été utilisé. L'étude de la conductivité montre qu'il y a deux régimes de conductivité dans la gamme de température mesurée, indiquant des différents mécanismes de transport où le comportement de ces régimes dépend de la concentration du carbone pour chaque échantillon. Si la concentration en silicium dépasse environ 32%, le transport électrique se déroule dans des états étendus mais, en-dessous de cette valeur, le mécanisme de transport change en conduction de saut.

Les résultats de ce travail contribue à la compréhension du comportement de transport électrique dans le carbure de silicium hydrogéné SiC:H , qui représente un matériau de choix pour son utilisation dans les cellules photovoltaïques.

Références bibliographiques

- [1] F. Finger, O. Astakhov, T. Bronger, R. Carius, T. Chen, A. Dasgupta , A. Gordijn, *Thin Solid Couches*, 517, 2009. pp. 3507-3512.
- [2] Y.Hamakawa, Y.Matsumoto, G.Hirata, H.Okamoto, "Optoelectronics and photovoltaic applications of microcrystalline SiC", *Materials Research Society Symposium Proceedings*, 164, 1990. pp. 291-301.
- [3] T.Futagi, M.Katsuno, N.Ohtani, Y.Ohta, H.Mimura, K.Kawamura, "Highly conductive and wide optical band-gap n-type mc-SiC prepared by electron-cyclotron resonance plasma enhanced chemical vapor deposition", *Applied Physics Letters*, 58, 1991. pp. 2948-2950.
- [4] T.Rajagopalan, X.Wang, B.Lahlouh, C.Ramkumar, P.Dutta, S.Gangopadhyay, "Low temperature deposition of nanocrystalline silicon carbide couches by plasma enhanced chemical vapor deposition and their structural and optical characterization", *Journal of Applied Physics*, 94, 2003. pp. 5252-5260.
- [5] S.Miyajima, M.Sawamura, A.Yamada, M.Konagai, "Effect of plasma power on structure of hydrogenated nanocrystalline cubic silicon carbide couches deposited by very high frequency plasma-enhanced chemical vapor deposition at a low substrate temperature", *Japanese Journal of Applied Physics*47, 2008. pp. 3368-3371.
- [6] S.Kerdiles, A.Berthelot, F.Gourbilleau, R.Rizk, "Low temperature deposition of nanocrystalline silicon carbide thin couches", *Applied Physics Letters*, 76, 2000. pp. 2373-2375.
- [7] S.Miyajima, K.Haga, A.Yamada, M.Konagai, "Low-temperature deposition of highly conductive n-type hydrogenated nanocrystalline cubic SiC couches for solar cell applications", *Japanese Journal of Applied Physics*, 45, 2006. pp. 432-434.
- [8] Aad Gordijn "Microcrystalline Silicon for Thin-Couches Solar Cells". 2005.
- [9] T.Kaneko, Y.Hosokawa, T.Suga, N.Miyakawa, "Low-temperature growth of polycrystalline SiC by catalytic CVD from monomethylsilane", *Microelectronic Engineering* 83, 2006. pp. 41-44.
- [10] J. Bullo, M. P. Schmidt, "Physics of Amorphous Silicon-Carbon Alloys", *Phys. Stat. Sol B* 143, 1987. pp. 345.

- [11] J. P. Conde, V. Chu, M. F. da Silva, A. Kling, Z. Dai, J. C. Soares "Optoelectronic and structural properties of amorphous silicon-carbon alloys deposited by low-power electron cyclotron resonance plasma-enhanced chemical-vapor deposition", volume 85 (6), journal of applied physics, 1999. pp. 3327-3338.
- [12] T. Stapinska, G. Ambrosoneb, U. Cosciab, F. Giorgisc, C.F. Pirri, "Defect characterization of SiC: H and SiN:H alloys produced by ultrahigh vacuum plasma chemical vapor deposition in different plasma conditions", Physica, B 254, 1998. pp. 99-106.
- [13] Seung Yeop Myong; Shevaleevskiy, Oleg; Koeng Su Lim; Miyajima, Shinsuke, Konagai, Makoto Journal of Applied Physics; 9/1/2005, Vol. 98 Issue 5, pp. 054311.
- [14] T. Soga, Nanostructured Materials for Solar Energy Conversion, 1st Edition, Elsevier Science. 140, 2007.
- [15] M. Kondo, A. Matsuda, "Current Opinion in Solid State and Materials Science", Solid Stats. M. 6, 445. 2002.
- [16] J. Kocka, H Stuchlikova, and A. Fejfar, J. Non-Cryst. Solids, 355, 2002. pp. 299-302.
- [17] M. Konagai, T. Tsushima, and R. Asomoza, Thin Solid Couches, 395, 152, 2001.
- [18] Chao Songa,b, Yunjun Ruia, Quanbiao Wanga, Jun Xua, Journal of Alloys and Compounds 509, 2011. pp. 3963-3966.
- [19] Shuxin LI, Yunjun RUI, Yunqing CAO, Front. Optoelectronic. 5(1), 2012. pp. 107-111.
- [20] J. Stuke, J. Non-Cryst. Solids, 1, 1987. pp. 97-98.
- [21] B. G. Yoon, C. Lee, J. Jang, "Effect of the statistical shift on the anomalous conductivities of n-type hydrogenated amorphous silicon", J. Applied. Physic. 60, 673, 1986.
- [22] M. Kikuchi, "The Meyer-Neldel rule and the statistical shift of the Fermi level in amorphous semiconductors", J. Applied. Physic. 64, 4997, 1988.
- [23] J. Koka, H. Stuchlíková, Rezek, T. Mates, V. Švrček, P. Fojtík, I. Pelant, and A. Fejfar, J. Non-Cryst. Solids 299, 355, 2002.
- [24] M Stögera, A Breymesserb, V Schlosserb, M Ramadori, "Investigation of defect formation and electronic transport in microcrystalline silicon deposited by hot-wire CVD", Physica B: Condensed Matter, 273, 1999. pp. 540-543.
- [25] J. Koscka, A. Fejfar, H. Stuchlikova, J. Stuchlik, P. Fojtik, Solar Energy Materials & Solar Cells 78, 2003. pp. 493-512.
- [26] K. NAIR and S.S. MITRA Journal of Non-Crystalline Solids 24, 1977. pp. 1-17.

- [27] B. Akaoglu, A. Gulses, I. Atilgan, B. Katircioglu *Vacuum* 81, 2006. pp. 120-125.
- [28] Seung Yeop Myong, Oleg Shevaleevskiy, and Koeng Su Lim *Journal of Applied Physics* 98, 054311, 2005.
- [29] Kıvanç Sel, Barış Akaog, İsmail Atıltan, Bayram Katirciog *Solid-State Electronics* 57, 2011. pp. 1-8.
- [30] Rimpıy Shukla, C. Summonte, M. Canino, M. Allegrezza, M. Bellettato, *Adv. Mat. Lett.* 3(4), 2012. pp. 297-304.
- [31] Kaining Ding, Urs Aeberhard, Wolfhard Beyer, Oleksandr Astakhov, Florian Köhler, Uwe Breuer, Friedhelm Finger, Reinhard Carius, Uwe Rau *physica, status solidi*. Volume 209, Issue 10, October 2012. pp. 1960-1964.
- [32] Kaining Ding, Urs Aeberhard, Oleksandr Astakhov, Wolfhard Beyer, Friedhelm Finger, Reinhard Carius, Uwe Rau . *Solar Energy Materials & Solar Cells* 129, 2014. pp. 3-6.
- [33] C. Song, G.R. Chen, J. Xu, T. Wang, H.C. Sun, Y. Liu, W. Li, Z.Y. Ma, L. Xu, X.F. Huang, K.J. Chen, *J. Applied. Physic.* 105, 2009. 054901.
- [34] S.Y. Myong, K.S. Lim, M. Konagai, *Applied. Physic. Lett.* 88, 2006. pp. 103-120.
- [35] Street, R.A.; *Hydrogenated Amorphous Silicon*, Cambridge University Press, U.K., 1991. pp. 264.
- [36] P. Torres, J. Meier, R. Flückiger, U. Kroll, J.A. Anna Selvan, H. Keppner, A. Shah, S.D. Littelwood, I.E. Kelly, P. Giannoulès, *Applied Physics Letters* 69, 1996. pp. 1373-1375.

CONCLUSION GENERALE

Le travail présenté dans cette thèse porte sur deux axes. Le premier axe consiste en la modélisation de trois types de technologies de modules photovoltaïque à base de silicium qui sont, le silicium monocristallin (c-Si), le silicium amorphe à couches minces (a-Si/a-Si) et le silicium à hétérojonction ou micromorphe (a-Si/ μ c-Si). Le deuxième axe porte sur l'étude des propriétés électriques et thermoélectriques du carbure de silicium hydrogéné SiC:H. Ces études, qui comportent la simulation, la modélisation et l'expérimentation, ont été menées sur différents sites de recherche en Algérie (URMER et UDES) et en Allemagne (centre de recherche de Julich).

La première partie présente les résultats de simulation du modèle à deux diodes amélioré qui permet d'évaluer les performances électriques des modules photovoltaïques (PV). Ce modèle est utilisé pour estimer les paramètres électriques d'un module photovoltaïque et prédire la variation de la caractéristique I-V en fonction des paramètres environnementaux tels que la température et l'éclairement. Le modèle amélioré a été validé à l'aide de données de caractérisation obtenues lors de tests en conditions extérieures sur le site de l'Unité de Développement des Equipements Solaire (UDES) pour trois technologies de modules photovoltaïques différentes : Monocristallin, amorphe et silicium à couche mince. La précision du modèle a été démontrée en comparant les résultats de simulation avec les mesures expérimentales pour un jour ensoleillé et un jour nuageux pour chaque type de module.

La deuxième partie de cette thèse montre, dans une première phase, des échantillons de couches minces de carbure de silicium microcristallin hydrogéné μ c-SiC:H que nous avons fabriqué au centre de recherche de Julich-Allemagne. Ces échantillons ont été obtenus par PECVD en variant quelques paramètres de dépôt à savoir la température, la puissance, la pression et le débit du gaz H₂. Ils ont été caractérisés par spectroscopie infrarouge FTIR, et par spectroscopie PDS. Les résultats montrent l'influence des paramètres de dépôt sur les propriétés des alliages de carbure de silicium.

Dans la deuxième phase, le mécanisme de transport électrique dans les couches minces de carbure de silicium hydrogéné $a\text{-SiC}_x\text{:H}$, déposés par PECVD pour différentes concentrations de carbone, après recuit à 1050°C a été étudié. Les résultats montrent que ces couches minces présentent un type "n", bien qu'aucun dopage n'ait été utilisé pendant le dépôt, et qu'il y a deux régimes de conductivité dans la gamme de température mesurée, indiquant des différents mécanismes de transport où le comportement de ces régimes dépend de la concentration du carbone pour chaque échantillon. Si la concentration en silicium dépasse environ 32%, le transport électrique se déroule dans des états étendus mais, en-dessous de cette valeur, le mécanisme de transport change en conduction de saut. Le passage d'un régime à l'autre se produisant à environ la même température quelle que soit la concentration en carbone.

Ce travail de thèse s'inscrit dans un projet de plus grande envergure dont le but final est de disposer d'un outil permettant la modélisation précise des cellules et modules photovoltaïques pour différentes technologies disponibles sur le marché et pour prédire leurs performances dans différentes conditions environnementales d'une part. Et d'autre part ce travail contribue à la compréhension du comportement du transport électrique dans le carbure de silicium hydrogéné SiC:H , qui représente un matériau de choix pour son utilisation comme une couche fenêtre dans les cellules photovoltaïques, notamment à couches minces afin d'atteindre un rendement élevé.

Comme perspectives, nous proposons d'améliorer notre modèle par la prise en compte des pertes, tels que ; pertes en températures causées par les thermocouples installés en face arrière de nos modules photovoltaïques, la mesure en conditions réels des coefficients de température K_i et K_v et le vieillissement des modules, d'une part. Et d'autre part, l'introduction d'autres paramètres liés à la fabrication de la cellule photovoltaïques utilisant le carbure de silicium SiC comme couche fenêtre, tels que ; l'épaisseur des couches p,i et n , l'énergie gap des matériaux, taux de génération/recombinaison des porteurs de charge, qui ont une influence sur les paramètres électriques du module photovoltaïque, notamment la tension de circuit-ouvert V_{co} , le photo-courant généré I_{ph} et la puissance maximale P_m .

Résumé

Le travail de cette thèse est porté sur deux axes. Le premier axe consiste en la modélisation de trois types technologies des modules photovoltaïque à base de silicium qui sont, le silicium monocristallin (c-Si), le silicium amorphe à couches minces (a-Si/a-Si) et le silicium à hétérojonction ou micromorphe (a-Si/ μ c-Si). Le modèle utilisé est un modèle à deux diodes amélioré où les caractéristiques courant-tension I-V et puissance-tension P-V pour chaque type de module ont été simulées en utilisant les spécifications données par le fabricant du module à des conditions de test standards (STC). Le deuxième axe porte sur l'étude des propriétés électriques et thermoélectriques du carbure de silicium hydrogéné sous forme microcristalline (μ c-SiC:H) et amorphe (a-SiC:H). Sa réalisation est assurée par le dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD). Le carbure de silicium représente un matériau prometteur pour son utilisation comme couche fenêtre appliquée aux cellules photovoltaïques à couches minces, et contribuera ainsi à l'amélioration de leur rendement.

Mots clés : Photovoltaïque, Modélisation, Silicium, SiC, PECVD

Abstract

The work of this thesis is focused on two axes. The first axis consists of the modeling of three types of silicon-based photovoltaic modules, which are monocrystalline silicon (c-Si), thin-film amorphous silicon (a-Si/a-Si) and heterojunction silicon or micromorph (a-Si/ μ c-Si). The model used is an improved two-diode model where the current-voltage I-V and power-voltage P-V characteristics for each module type were simulated using the specifications provided by the module manufacturer at standard test conditions (STC). The second axis concerns the study of the electrical and thermoelectric properties of hydrogenated silicon carbide in both microcrystalline (μ c-SiC: H) and amorphous (a-SiC: H) form. It is carried out by plasma enhanced chemical vapor deposition (PECVD). Silicon carbide represents a promising material for its use as a window layer applied to thin film photovoltaic cells and thus contributes to the improvement of their efficiency.

Key words: Photovoltaic, Modeling, Silicon, SiC, PECVD

ملخص

يتركز عمل هذه الأطروحة على محورين، المحور الأول يدرس نمذجة ثلاث تقنيات لوحات ضوئية قائمة على السيليكون والتي هي، السيليكون أحادية (c-Si)، السيليكون غير المتبلور رقيقة (a-Si/a-Si) ومتغاير السيليكون (a-Si/ μ c-Si). النموذج المستخدم هو نموذج مع اثنين من الثنائيات حيث تم محاكاة خصائص التيار والتوتر I-V والاستطاعة والتوتر P-V لكل نوع وحدة باستخدام المواصفات الواردة من قبل الشركة المصنعة للوحدات في الظروف الاختبار القياسية (STC). المحور الثاني هو دراسة الخصائص الكهربائية والحرارية من كربيد السيليكون المهدرج في شكله المتبلور (μ c-SiC: H) وشكله الغير متبلور (a-SiC: H). وتم صناعته عن طريق ترسب الأبخرة الكيميائية بمساعدة البلازما (PECVD). كربيد السيليكون هو مادة واعدة لاستخدامها بوصفها طبقة نافذة يتم تطبيقها على خلايا الأغشية الرقيقة الضوئية، وسوف تساهم في تحسين أدائهم.

الكلمات المفتاحية: الفوتوضوئية، النمذجة، السيليكون، كربيد السيليكون، PECVD