



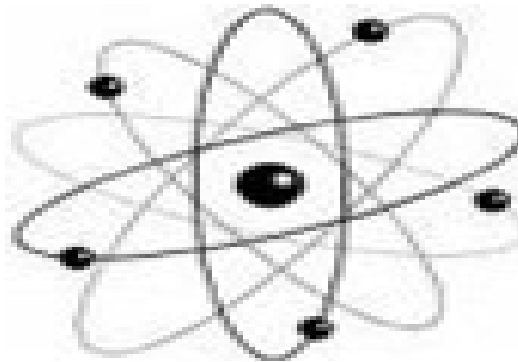
République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche
Scientifique



Université Med Khider Biskra
Faculté des Sciences Exactes et des Sciences de la Nature



Département des Sciences de la Matière
Sciences de la Matière
Filière de Physique
Spécialité Physique photovoltaïque



Mémoire de fin d'étude en Master
Intitulé :
Effet de la température sur les caractéristiques
électriques d'une cellule solaire à base de
 $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ (CIGS)

Présenté par:

Djemai Mounira

Devant le Jury Composé par :

*Mohamed Toufik
Soltani*

Professeur

*Université Med
Khider - Biskra*

Président

Amjad Meftah

Professeur

*Université Med
Khider - Biskra*

Rapporteur

*Nouredine
Sengouga*

Professeur

*Université Med
Khider - Biskra*

Examineur

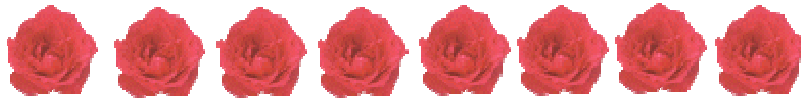
Année Universitaire
2013-2014

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

السلام عليكم

ورحمة الله

وبركاته



The background features a pink scroll unrolling across the page. On the left side, there are several purple orchids with yellow and red centers. The background is decorated with a pattern of small, colorful dots in shades of purple, blue, and white.

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à :

Mes chers parents : Amar et Soumia

*Mes frères : Mohamed Riadh et sa femme 'Habiba'
et Abd elkarime et ma chères sœur : Sara*

*Mon chère oncle : Dr. nasr eddine djemai (didi)
que dieu l'accueille en son vaste paradis*

*Et mes oncles : Dr. hocine, Abdelhak , charaf eddine
sans oublier ma grande mère (dida)*

*Tous qui donnent une contribution de réalisation de
ce mémoire*

A Tous mes amies et a tous la promotion :2014

Remerciement

Avant tout, nous remercions Allah le tout puissant qui nous a données la force pour réaliser cet travail que nous souhaitons qu'il atteindra nos aspirations, si Dieu le veut.

*Ce travail a été réalisé au laboratoire « **LMSM** » (Laboratoire des **M**atériaux **S**emi-conducteurs et **M**étalliques) à l'université de Biskra.*

Je tiens à exprimer mes remerciements les plus sincères à mon encadreur Melle Meftah Amjad d'avoir bien voulu m'encadrer.

je remercie tous ceux qui de près ou de loin mon ont aidés à la réalisation de ce travail.



Djemai mounira (Mays)



Résumé :

Nous avons étudié l'effet de variation de la température ambiante dans la gamme 240 °K - 400 °K sur les caractéristiques électriques de la cellule solaire à base de Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS) de structure (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) pour les deux cas où le gap d'énergie, E_g , de l'absorbeur CIGS prend respectivement les valeurs 1.15 eV et 1.5 eV.

Les résultats sont générés par le logiciel AMPS-1D en considérant les conditions de l'obscurité et de l'éclairement AM1.5. La dépendance de la densité du courant de saturation J_0 avec la température montre un comportement activé thermiquement avec une énergie d'activation E_{act} bien proche de la valeur du gap d'énergie E_g ; ce qui confirme la proportionnalité de J_0 avec n_i^2 . Le facteur d'idéalité A présente des variations fluctuantes dans une gamme de grandeurs proche de la valeur unité (1) avec une tendance générale de diminution avec l'augmentation de la température. La variation fluctuante de la résistance série R_s montre une tendance générale d'augmentation avec l'accroissement de la température. Un comportement décroissant est notifié pour la résistance shunt R_{sh} avec l'augmentation de la température. Le comportement thermique de J_0 , A , R_s et R_{sh} s'accorde avec les résultats observés généralement dans la littérature.

Une faible sensibilité à la température est notifiée pour la densité du courant de court circuit, J_{SC} pour les deux cas de E_g . Le spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$ présente, comme le photo-courant, une sensibilité négligeable à la température. Cependant la tension du circuit ouvert, V_{OC} , montre une réduction notable avec l'augmentation de la température pour les deux cas de E_g . La réduction du V_{OC} avec l'augmentation de la température entraîne la réduction de la puissance maximale P_{max} fournie par la cellule solaire, et par la suite la réduction du rendement de la conversion photovoltaïque η . Le comportement thermique du J_{SC} , V_{OC} , FF et η s'accorde bien avec les résultats d'après la littérature.

Sommaire

Dédicace.....	i
Remerciements.....	ii
Résumé	iii
Sommaire.....	iv
Liste des figures.....	vii
Liste des tableaux.....	x
Liste des Symboles et Acronymes.....	xii
Introduction générale	2

Chapitre I : Energie photovoltaïque

I.1. Introduction	8
I.2. Histoire de l'énergie photovoltaïque	8
I.3. Principe de la conversion photovoltaïque	10
I.3.1. Le soleil	10
I.3.2. Le rayonnement solaire	11
I.3.3 Conversion du rayonnement	15
I.4.Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque	17
I.5.Les différents filières photovoltaïques	23
I.5.1 La filière à base de Silicium Cristallin	24

I.5.2 Les cellules multi-jonctions à haut rendement	26
I.5.3.Les cellules organiques	26
I.5.4. Technologie couches mince	28
I.5.4.1. Silicium couche mince	28
I.5.4.2. Les filières non silicium	30
I.5.4.3 Les multi-jonctions en couche mince	32
I.6. Avantages et inconvénients de l'énergie photovoltaïque	35
I.6.1.Avantages	35
I.6.2.Inconvénients	36
I.7. Les applications de l'énergie photovoltaïque	36
I.8. Conclusion	37

Chapitre II : Cellules solaires à base de Cu(In,Ga)Se_2 (CIGS)

II.1. Introduction	39
II.2. Cellule solaire à base de CIGS	39
II.2.1. Le substrat	40
II.2.2. Le contact métallique arrière	42
II.2.3. L'absorbeur	43
II.2.4. La couche tampon	43
II.2.5. La couche fenêtre	44
II.3. Les différentes structures du CuInSe_2	44
II.4. Diagramme de phase pseudo-binaire $\text{Cu}_2\text{Se-In}_2\text{Se}_3$	46
II.5.Les différents alliages dérivés du CuInSe_2	47
II.6. Propriétés semi-conductrices et ajustement de gap	48
II.7. Propriétés électriques du CuInSe	50

II.8. Propriétés optiques du CuInSe₂	50
II.9. Les avantages du CuInSe₂ sous sa structure chalcopyrite	52
II.10. Les méthodes de dépôt de couches minces pour les cellules solaires à base CuInSe₂	52
II. 11. Performances d'une cellule solaire à base de CuInSe₂	54

***Chapitre III : Description du transport dans la cellule solaire à base de CIGS
et le logiciel de simulation AMPS-1D***

III.1. Le transport dans la cellule solaire à base de CIGS	57
III.2. Equations de transport	57
III.3. Absorption- Génération optique des paires électron-trou	59
III.3.1. Absorption optique	59
III.3.2. Génération optique des porteurs	61
III.4. Recombinaison	63
III.5. Le logiciel de simulation AMPS-1D	68
III.5.1. Définition du logiciel	68
III.5.2. Bref historique	68
III.5.3. L'objectif d'AMPS	68
III.5.4. Capacité d'AMPS	69
III.6. Description du cas de base	69

***Chapitre IV: Simulation des caractéristiques électriques de la cellule solaire
à base de CIGS- Effet de la température***

IV.1. Introduction	82
IV.2. Structure et paramètres de la cellule étudiée	83

IV.3. Résultats discussion de l'effet de la température sur les caractéristiques électriques de la cellule solaire étudiée	87
IV.4. Conclusion	108

Liste des figures

N° de figure	Titre	N° de page
I-1	Évolution des rendements record de laboratoire pour les différents types de photopiles	10
I-2	Le soleil	11
I-3	Spectre solaire	12
I-4	Présentation de l'absorption du rayonnement solaire depuis son émission jusqu'à son arrivée à la surface de la terre	13
I-5	Définition de la masse d'air	14
I-6	Le corps noir à 5700 °K et les spectres solaires AM0 et AM1	15
I-7	Schéma simplifié d'une cellule solaire sous éclairage	16
I-8	Semiconducteurs de type p et n et position du niveau de Fermi E_f . Les charges associées aux donneurs (type n) et aux accepteurs (type p)	17
I-9	Schéma de principe et diagramme de bande d'une jonction p-n à l'équilibre	18
I-10	Caractéristique I-V d'une jonction p-n à l'obscurité	18
I-11	Principe d'un dispositif photovoltaïque : 1 : courant d'obscurité : 2 : photocourant	20
I-12	Schéma équivalent d'une cellule solaire pour le modèle à une diode	21
I-13	Caractéristique J-V d'une cellule solaire de surface $S = 0,1 \text{ cm}^2$ à l'obscurité (trait pointillé) et sous illumination (trait plein), et représentation de la puissance (par unité de surface) en fonction de la tension.	21
I-14	Courbes de réponse spectrale de différents types de jonctions utilisées pour l'effet photovoltaïque.	23
I-15	Schéma de principe d'une cellule à base de silicium cristallin	24
I-16	Exemple de chaîne de production de cellules photovoltaïques en silicium.	25
I-17	Evolution de la taille des cellules silicium photovoltaïques ces dernières années.	25

I-18	Principe de la cellule à hétérojonction	26
I-19	Cellule solaire tout organique sur substrat souple.	27
I-20	Schéma de principe d'une cellule organique.	27
I-21	Schéma de principe d'une cellule à base de silicium amorphe et comparaison à une cellule en silicium cristallin.	29
I-22	Caractéristique courant - tension d'une cellule en silicium amorphe. (a) Courbe réelle, (b) Courbe simulée.	29
I-23	Schéma de principe d'une cellule à base de CIGS.	30
I-24	Caractéristique courant – tension d'une cellule CIGS. (a) Courbe réelle, (b) Courbe simulée	32
I-25	Cellule Tandem a-Si/ μ c-Si , spectre solaire et spectres d'absorption.	33
I-26	Caractéristique courant – tension d'une cellule Tandem a-Si/ μ c-Si. (a) Courbe réelle, (b) courbe simulée	33
I-27	Rendements record de cellules photovoltaïques obtenus en laboratoire. Source NREL .	34
I-28	Caractéristiques électriques simulées de cellules à simple jonction issues de différentes filières photovoltaïques.	35
II-1	Structure d'une cellule solaire à base de CIGS. (a) Schéma de l'empilement des différentes couches ; (b) Image MEB de la tranche d'une cellule.	39
II-2	Bande de conduction et de valence pour une cellule solaire à hétérojonction ; le cas de ZnO / CdS / CIGS.	40
II-3	Structure Zinc-blende. Sphères bleues = zinc, sphères vertes = soufre.	45
II-4	Structure cristallographiques du CuInSe_2 . (a) Sphalérite ; (b) Chalcopyrite ; (c) CuAu. Sphères noires = cuivre, sphères rouges = indium, sphères vertes = sélénium	46
II-5	Diagramme de phase pseudo-binaire entre les composés Cu_2Se et In_2Se_3 . $\alpha = \text{CuInSe}_2$ chalcopyrite; $\beta = \text{CuIn}_3\text{Se}_5$; $\gamma = \text{CuIn}_5\text{Se}_8$; $\delta = \text{CuInSe}_2$ sphalérite .	47
II-6	Evolution des valeurs de paramètres de maille a et c, et du rapport c/a en fonction du rapport Ga/(In+Ga) pour la solution solide $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{Se}_2$	48
II-7	Diagramme représentant l'évolution de la largeur de bande interdite E_g (en eV) et du paramètre de maille a (en Å) des composés ternaires CuInSe_2 , CuGaSe_2 , CuInS_2 et CuGaS_2 . Le polygone gris représente toutes les valeurs de bande interdites accessibles par formation de l'alliage quinaire $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)(\text{Se}_{1-y}\text{S}_y)$.	49
II-8	Coefficient d'absorption des matériaux (CuInSe_2 , CdTe, GaAs, a-Si :	51

	H, mono-Si et CdS) pour la fabrication des cellules solaires en couches minces.	
III-1	Spectre d'absorption de ZnO, CdS, CIGS.	60
III-2	(a) Taux de génération total calculé dans la cellule solaire ZnO/CdS/CIGS. Les longueurs d'onde courtes éprouvent une forte absorption. Pour les énergies des photons proches du gap d'énergie du CIGS, le taux de génération est plus faible et plus uniforme dans le dispositif. Seulement la lumière faiblement absorbée éprouve une réflexion arrière. (b) Le taux de génération intégré et normalisé .	62
III-3	Les processus des recombinaisons dans un semi-conducteur .	63
III-4	Schéma descriptif du processus de recombinaison de type radiatif.	64
III-5	Schéma descriptif du processus de recombinaison de type Auger.	65
III-6	Illustration des états de surface dans une surface semi-conductrice ou une interface entre deux matériaux différents tels que deux semi-conducteurs différents (hétérojonction) ou un métal et un semi-conducteur (contact Schottky).	67
III-7	Présentation des différentes recombinaisons se produisant dans une cellule solaire ZnO/CdS/CIGS.	67
III-8	L'interface d'AMPS-1D.	69
III-9	L'interface des conditions environnementales.	70
III-10	Spectre d'illumination AM1.5.	71
III-11	Rendement quantique mesuré et calculé.	72
III-12	L'interface des propriétés électriques de la couche ZnO .	73
III-13	L'interface des défauts de la couche ZnO.	74
III-14	L'interface des propriétés électriques de la couche CdS.	74
III-15	L'interface des défauts de la couche CdS.	75
III-16	L'interface des propriétés électriques de la couche CIGS.	75
III-17	L'interface des défauts de la couche CIGS.	76
III-18	L'interface de l'exécution du calcul par le logiciel AMPS-1D.	77
III-19	L'interface des résultats pour les caractéristiques $J-V$ à l'obscurité et sous l'éclairement AM1.5.	78
III-20	L'interface des résultats pour $QE(\lambda)$ à 0 V et l'éclairement AM1.5 (condition de court circuit).	79
III-21	L'interface des résultats pour le diagramme de bande d'énergie sous la polarisation et l'éclairage AM1.5.	79
IV-1	Variation du gap d'énergie E_g du $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{Se}_2$ en fonction de la	82

	fraction molaire (x) du gallium, tracée d'après l'équation IV-1.	
IV-2	Structure de la cellule solaire à hétérojonction (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) étudiée.	83
IV-3	Spectre du coefficient d'absorption ($\alpha(\lambda)$) pour les couches ZnO, CdS et CIGS d'après les données d'AMPS.	87
IV-4	Dépendance de la densité du courant de saturation J_0 en $\frac{1}{kT}$ pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$	89
IV-5	Variation du facteur d'idéalité A avec la température pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$	91
IV-6	Variation du facteur d'idéalité A avec la température pour $E_g = 1.5 \text{ eV}$	91
IV-7	Variation de la résistance série R_S avec la température pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$	93
IV-8	Résultats de M. Sabry et al de la variation de la résistance série avec la température pour deux intensités d'illumination (750 W/m^2 , 1000 W/m^2) appliquées sur une cellule solaire à base silicium monocristallin de section carrée de 104 cm^2	94
IV-9	Variation de la résistance shunt R_{Sh} avec la température pour $E_g = 1.5 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$	96
IV-10	Résultats de S. Bensalem et al de l'évolution de la résistance shunt avec la température pour une cellule solaire à base de silicium poly-cristallin soumise à une illumination constante (1000 W/m^2)	96
IV-11	Caractéristique densité de courant - tension ($J-V$) de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous le spectre AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.15 \text{ eV}$.	99
IV-12	Caractéristique densité de courant - tension ($J-V$) de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous le spectre AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.	99
IV-13	Spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$ de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous l'éclairement AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.15 \text{ eV}$.	100
IV-14	Spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$ de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous l'éclairement AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.	100
IV-15	Variation de la densité du courant de court circuit J_{SC} avec la température pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.	101
IV-16	Variation de la tension du circuit ouvert V_{OC} avec la température pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.	102
IV-17	Variation du facteur de forme ($FF \%$) avec la température pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.	103

IV-18	Variation du rendement de conversion photovoltaïque (η %) avec la température pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.	104
IV-19	Dépendance en température du I_{SC} , V_{OC} , FF et η mesurés d'un module photovoltaïque (PV) en CIGS sous l'illumination 1000 W/m^2 d'après les travaux de Y. Hishikawa et al	105

Liste des Symboles et Abréviations

Symboles	Signification	Unité
J	La densité de courant	mA/cm^2
V	Le voltage	volt
QE	Le rendement quantique	%
λ	la longueur d'onde de la lumière absorbée par la pile solaire	μm
J_{CC}	La densité de courant de court circuit	mA/cm^2
V_{CO}	La tension de circuit ouvert	volt
FF	Le facteur de remplissage	%
E	Energie	J ou eV
h	Constante de Planck ($6.62 \times 10^{-34} \text{ J.s}$)	J.s
ν	La fréquence du rayonnement incident	s^{-1}
c	La vitesse de la lumière dans le vide ($3 \times 10^8 \text{ m/s}$)	m/s
η	Le rendement de conversion photovoltaïque	%
I_{ph}	Le photo-courant	mA
E_F	L'énergie de Fermi	eV
K	Constante de Boltzmann ($1.38 \times 10^{-23} \text{ J.K}^{-1}$)	J.K^{-1}
T	Température absolue	K
E_c	Energie du bas de la bande de conduction	J ou eV
E_v	Energie du haut de la bande de valence	J ou eV
m_e^*	Masse effective des électrons	Kg
m_t^*	Masse effective des trous	Kg
τ	Durée de vie des porteurs libres	s
R_{sh}	La résistance parallèle (shunt)	Ω
R_s	La résistance série	Ω

n	Les densités d'électrons libres	cm^{-3}
p	Les densités de trous libres	cm^{-3}
q	La charge élémentaire ($1.6 \times 10^{-19} \text{ C}$)	C
J_0	La densité de courant de saturation	mA/cm^2
A	Facteur d'idéalité	-
N_c	La densité d'états équivalente dans la BC, ramenée en E_c	cm^{-3}
N_v	La densité d'états équivalente dans la BV, ramenée en E_v	cm^{-3}
P_{max}	la puissance maximale fournie par la cellule	Watt/cm^2
J_m	La densité de courant correspond à la puissance maximale fournie	mA/cm^2
V_m	Tension correspondant à la puissance maximale fournie	V
L	Longueur de diffusion	cm
E_{ph}	Energie des photons	eV
α	Coefficient d'absorption	cm^{-1}
t	Le temps	s
$\epsilon_r \epsilon_0$	La permittivité du semi-conducteur	F cm^{-1}
ψ	Le potentiel électrique	V
ρ	La densité de charge d'espace	C cm^{-3}
J_n et J_p	Les densités de courants des électrons et des trous	A cm^{-2}
G	Le taux de génération optique	$\text{cm}^{-3} \text{s}^{-1}$
U_n et U_p	les taux nets de recombinaison des électrons et des trous respectivement.	$\text{cm}^{-3} \text{s}^{-1}$
$\frac{\partial n}{\partial t}$ et $\frac{\partial p}{\partial t}$	Les taux de variation des densités des électrons et des trous libres avec le temps	$\text{cm}^{-3} \text{s}^{-1}$
μ_n et μ_p	La mobilité des électrons et des trous respectivement	$\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$
D_p et D_n	La densité des défauts de la couche p, n respectivement	cm^{-3}
J_T	La densité du courant total	A cm^{-2}
$n_t(x)$ et $p_t(x)$	Les densités de charges négatives et positives dans les états des défauts	cm^{-3}
$N_{AD}(x)$	La densité du dopage le long de la cellule	cm^{-3}
Na^-	Concentration en impuretés ionisées de type accepteur	cm^{-3}

Nd^+	Concentration en impuretés ionisées de type donneur	cm^{-3}
$U_R(x)$	Le taux de recombinaison total	$cm^{-3} s^{-1}$
$U_n(x)$ et $U_p(x)$	Le taux de recombinaison total des électrons et des trous respectivement	$cm^{-3} s^{-1}$
$I(x)$	Intensité du flux au point x	mA
I_0	Intensité du flux incident sur une surface	mA
R	coefficient de réflexion représente	-
x	La profondeur	cm
$\phi(x)$	La densité de flux à la profondeur x	photons/cm ² s
x_0	La surface	μm
$\phi(x_0)$	La densité du flux de photons à la surface x_0	photons/cm ² s
m	Un indice reflétant le matériau ou la région	-
R_{srh}	Le taux de recombinaison Shockley –Read –Hall	$cm^{-3} s^{-1}$
τ_{srh}	La durée de vie Shockley –Read –Hall	s
n_i	Concentration intrinsèque de porteurs libres	cm^{-3}
\mathcal{V}_{th}	La vitesse thermique des porteurs libres la densité des pièges	m/s
N_T	La densité des pièges	cm^{-3}
n_0	Concentration en électrons libres à l'équilibre thermique	cm^{-3}
p_0	Concentration en trous libres à l'équilibre thermique	cm^{-3}
R_d	Le taux net de recombinaison radiative	$cm^{-3} s^{-1}$
R_{Auger}	Le taux net de la recombinaison Auger	$cm^{-3} s^{-1}$
R_s	Le taux net de la recombinaison Surface	$cm^{-3} s^{-1}$
S_n, S_p	Les vitesses de recombinaison surfacique des électrons et des trous respectivement.	cm/s
B	Coefficient de recombinaison radiative ($B=9.5 \times 10^{-5} cm^{-3} s^{-1}$)	$cm^{-3} s^{-1}$
I_{dis}	Le spectre discret	-
$\phi(\lambda)$	Le flux de photon incident sur la cellule à la longueur d'onde λ	photons/(cm ² ×s)
E_g	L'énergie de bande interdite	eV

N_a	Dopage de la couche tampon CdS.	cm^{-3}
β	un paramètre du même ordre que la température de Debye	-
A	une constante de proportionnalité	-
N_d	Dopage de l'absorbeur CIGS	cm^{-3}
P_i	La puissance incidente fournie par l'éclairement	Watt
ZnO	Oxyde de Zinc	-
CdS	Sulfure de Cadmium	-
$CIGS$	Di-sélénium de galium d'indium de cuivre (Cu (In, Ga) Se ₂)	-
$CdTe$	Tellure de Cadmium	-
S	Soufre	-
Au	L'Or	-
$AM\ 1.5$	Spectre de la lumière solaire	-
$I_{AM1.5}$	L'intensité de rayonnement $AM_{1.5}$	mA
Mo	Molybdénium	-
Al	Aluminium	-
$AMPS-AD$	Logiciel de simulation [A nalysis of M icroelectronic and P hotonic S tructures- O ne D imensional (analyse unidimensionnelle des structures micro-électroniques et photoniques)]	-
AM	La masse d'air	-
PVD	Physical Vapor Deposition	-

LISTE DES TABLEAUX

N° de Tableau	Titre	N° de page
I-1	Performance de la filière Silicium simple jonction	30
II-1	Paramètres de maille des ternaires chalcopyrites	48
II-2	Type de conduction dans CuInSe_2 en fonction des rapport $\left(\frac{\text{Cu}}{\text{In}}\right)$ et $\left(\frac{\text{Se}}{\text{Cu} + \text{In}}\right)$	50
II-3	Rendement des cellules photovoltaïques à base des absorbeurs de type Cu (In, Ga) (S, Se) ₂ .	54
III-1	Paramètres décrivant la photo-génération dans une cellule solaire ZnO/CdS/CIGS en supposant que la position de la surface du contact frontal est à $x = -0.25 \mu\text{m}$, l'interface ZnO/CdS est à $x = -0.05 \mu\text{m}$, et l'interface CdS/CIGS est à $x = 0$	61
III-2	Propriétés générales du dispositif	71
IV-1	Paramètres de la couche n-ZnO	84
IV-2	Propriétés des défauts de la couche n-ZnO	84
IV-3	Paramètres de la couche n-CdS.	85
IV-4	Propriétés des défauts de la couche n-CdS.	85
IV-5	Paramètres de la couche p-CIGS.	86
IV-6	Propriétés des défauts de la couche p-CIGS.	86
IV-7	Valeurs de la densité du courant de saturation J_0 à l'obscurité calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.	89
IV-8	Valeurs du facteur d'idéalité A calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement	90
IV-9	Valeurs de la résistance série R_S calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement	92
IV-10	Valeurs de la résistance shunt R_{Sh} calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.	95
IV-11	Valeurs de la densité du courant de court circuit J_{SC} aux différentes Températures pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.	101

IV-12	Valeurs de la tension du circuit ouvert V_{OC} aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.	102
IV-13	Valeurs du facteur de forme ($FF\%$) aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.	103
IV-14	Valeurs du rendement de conversion photovoltaïque ($\eta \%$) aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.	104
IV-15	Taux de réduction du J_{SC} , V_{OC} , FF et η par $^{\circ}C$ pour les deux cas $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS).	109

2014

Introduction générale



Introduction générale

Dans le contexte économique, social et environnemental mondial actuel, le développement d'alternatives durables aux énergies fossiles est plus que jamais d'actualité. Celles-ci représentent encore aujourd'hui plus de 80 % de la production mondiale d'énergie, et leur consommation ne cesse de croître avec l'émergence des pays en développement. Ces ressources étant limitées, leur raréfaction provoquera une augmentation importante de leur prix, déjà visible aujourd'hui. De plus leur influence néfaste sur l'environnement incite la communauté internationale à se tourner vers d'autres sources d'énergie. Suite à la ratification du protocole de Kyoto, de nombreux pays se sont tournés dans ce sens et ont intensifié la recherche et le développement d'énergies alternatives, n'émettant pas de CO₂.

Avec 1.56×10^{18} kWh/an, l'énergie solaire arrivant sur terre représente environ 7000 fois la consommation mondiale d'énergie (environ 1.1×10^{14} kWh/an) et l'énergie photovoltaïque apparaît comme une source d'énergie propre et inépuisable.

Le marché du photovoltaïque connaît un développement fulgurant depuis 2003, avec un taux d'accroissement de 40 % jusqu'à 2009 et 135 % en 2010, permettant d'atteindre une puissance installée égale à 40 GW [1]. Cette augmentation est fortement soutenue en Europe, qui s'est fixée l'objectif ambitieux de porter à 20 % sa production d'énergies renouvelables d'ici à 2020.

Ce marché du photovoltaïque est dominé par les technologies à base de silicium cristallin. En 2012, elles représentent 90 % de la part de marché [2]. On distingue deux grandes familles de cellules selon la nature de la plaquette de silicium, monocristalline (m-Si) ou polycristalline (p-Si), pour lesquels les rendements record sont égaux à 25 et 20.4 %, respectivement [3]. Les modules classiques ont un rendement moyen de l'ordre de 15 %. Ces technologies éprouvées ont un coût de fabrication en constante diminution.

Certains matériaux semi-conducteurs peuvent se substituer au silicium, et ne nécessitent que quelques microns d'épaisseur (contre 200 μm environ pour le silicium) pour absorber tous les photons de la lumière incidente. Des techniques de synthèse moins énergivores peuvent également être utilisées, ce qui permet une diminution substantielle des coûts de production comparé au silicium cristallin. Ces technologies en couches minces ont pris ces dernières années une part croissante dans le marché du photovoltaïque, avec une augmentation de 39 % de leur production entre 2010 et 2011 [4]. On distingue principalement trois filières :

Introduction générale

- Les couches minces en silicium amorphe (a-Si) : elles ont des rendements record qui s'établissent à environ 11 % stabilisé pour les cellules simple jonction au silicium amorphe et presque 12 % pour les cellules tandem double jonction silicium amorphe / silicium micro-morphe. Cependant, les rendements des modules commerciaux sont relativement faibles (environ 6 % pour les modules simple jonction), pour des coûts de fabrication élevés (techniques de dépôt sous vide).
- Les couches minces en tellure de cadmium (CdTe) : le rendement record est de 17,3 % en laboratoire, et de 14,4 % en module [5]. C'est la technologie en couches minces leader de l'industrie photovoltaïque. Sa production représente 46 % du marché des couches minces en 2012, et devrait atteindre 77 % en 2015 [4]. L'entreprise First Solar produit annuellement plus de 1 GW de modules, avec un coût de production en dessous de 1 \$/Wc (dollar par watt crête), ce qui en fait la technologie la moins chère du marché.
- Les couches minces au diséléniure de cuivre, d'indium et de gallium (CIGS) : c'est la technologie en couche mince la plus performante, avec un rendement record en laboratoire égal à 20.3% [6], et 15.5 % en module [7]. Cette technologie est en pleine phase d'industrialisation, et le coût des modules devraient continuer de baisser. L'acteur industriel majeur est l'entreprise japonaise Solar Frontier, qui a récemment augmenté sa capacité de production à 1 GW, devenant ainsi le deuxième acteur dans le domaine des couches minces, après First Solar.

D'autres technologies utilisent des concepts physiques différents de celui des cellules à base de silicium cristallin et des cellules en couches minces. Parmi les plus prometteuses, les cellules à colorants (cellules de Grätzel), dont le principe de conversion s'inspire du mécanisme de la photosynthèse, présentent des rendements de 12.4 % en laboratoire [8]. Des cellules entièrement organiques sont également développées, avec un rendement de 9.2 % annoncé par Mitsubishi Chemical [9]. Néanmoins, la stabilité dans le temps et les rendements de ce type de cellule ne sont pas encore assez importants pour permettre un développement industriel.

Pour s'implanter durablement dans le marché du photovoltaïque, les technologies en couches minces doivent continuer leurs efforts de recherche et développement dans le but d'augmenter les rendements tout en diminuant les coûts de fabrication. Cet effort est particulièrement soutenu dans la filière du CIGS, matériau en couches minces le plus prometteur en termes de rendements, mais dont le coût de fabrication reste encore plus élevé que celui de la filière CdTe.

Beaucoup de laboratoires de recherche à travers le monde travaillent sur les semi-conducteurs chalcopyrites pour comprendre les propriétés électroniques, structurales, élastiques, mécaniques et

Introduction générale

optiques de ces matériaux. Cet engouement à ces matériaux est dû à leurs propriétés optiques et électroniques intéressantes et à leurs diverses applications pratiques dans les cellules solaires, les détecteurs photovoltaïques et l'électronique. Ils servent de base surtout pour la cellule solaire ainsi que les modules et capteurs photovoltaïques. La recherche dans ce domaine a toujours comme but majeur d'améliorer le rendement électrique et quantique de ces cellules photovoltaïques à base de couches minces.

Parallèlement aux travaux expérimentaux, et avec le développement des outils informatiques, la modélisation et la simulation des cellules solaires sont devenues des outils indispensables pour l'analyse des performances et l'optimisation du design de n'importe quel type de cellule solaire. Une compréhension bien claire de la physique de ces dispositifs peut être ainsi accomplie, ce qui fournit un guide pour bien performer leur design. La simulation peut être utilisée pour explorer l'effet de variation des paramètres de la cellule et les matériaux de base de la cellule, ainsi que les conditions environnementales, afin de mener une caractérisation complète dans le but d'améliorer ses performances.

Il est important d'étudier le comportement des cellules solaires avec la température puisque, dans les applications terrestres, les cellules solaires sont généralement exposées à des températures dans la gamme 15°C (288 °K) à 50°C (323 °K) [10] et même à des températures plus élevées dans les régions extrêmement chaudes, dans les systèmes concentrateurs ou dans l'espace [11]. Des études antérieures [10-16] ont indiquées que les performances des cellules solaires se dégradent avec l'augmentation de la température, ces performances sont déterminées par les paramètres suivants : la densité du courant de court circuit (J_{SC}), la tension du circuit ouvert (V_{OC}), le facteur de forme (FF), et le rendement de la conversion photovoltaïque (η). La variation de la température affecte ces paramètres et, ainsi, la performance des cellules solaires [10-17]. Les paramètres de la diode de la cellule solaire, à savoir; la densité du courant de saturation (J_0) et le facteur d'idéalité A avec la résistance série (R_s) et la résistance shunt (R_{sh}) contrôlent l'effet de la température sur V_{OC} , FF et η de la cellule [14]. J_0 est un paramètre critique influençant le rendement des cellules solaires puisque un accroissement exponentiel de J_0 avec l'augmentation de la température entraîne une rapide diminution de V_{OC} .

L'effet de la température a été largement étudié pour des cellules solaires à base de silicium (Si), GaAs, germanium (Ge) ou silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H), cependant peu d'études sont consacrées au cas des cellules solaires en couches minces telles que celles à base de CdTe ou

Introduction générale

CIGS. C'est pour cette raison que nous nous sommes intéressés, dans ce travail, à l'étude de l'effet de variation de la température ambiante sur les caractéristiques électriques d'une cellule solaire à base de Cu(In,Ga)Se_2 (CIGS); à savoir : la caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire, la densité du courant de saturation (J_0), le facteur de qualité (A), les résistances série (R_S) et parallèle ou de shunt (R_{Sh}), le spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$, la densité du courant du court circuit (J_{sc}), la tension du circuit ouvert (V_{oc}), le facteur de forme (FF) et le rendement de la conversion photovoltaïque (η).

Nous utilisons comme outil de simulation, le logiciel AMPS-1D; un logiciel dont la manipulation est relativement simple et sa base de données est conforme aux résultats expérimentaux [18].

Les résultats sont générés pour une cellule solaire à hétérojonction (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS), en considérant les conditions de l'obscurité et de l'éclairement AM1.5. La gamme de variation de la température est 240 °K - 400 °K en considérant deux cas pour la largeur du gap d'énergie, E_g , de l'absorbeur Cu(In,Ga)Se_2 (CIGS); $E_g = 1.15$ eV; la valeur utilisée par défaut dans AMPS et qui correspond approximativement à une fraction de gallium $x \sim 0.22$, et $E_g = 1.5$ eV; la valeur considérée théoriquement comme optimale pour une conversion optimale du spectre solaire, et qui correspond approximativement à une fraction de gallium $x \sim 0.75$.

Le mémoire est structuré en quatre chapitres, plus une introduction générale, une conclusion générale et un annexe.

Dans le premier chapitre, nous présentons un aperçu sur l'histoire de l'énergie photovoltaïque, le principe de fonctionnement d'une cellule solaire, l'exploitation de la caractéristique courant-tension (I - V) de la cellule pour calculer ses différents paramètres physiques, la réponse spectrale ainsi que les différentes filières photovoltaïques commercialisées.

Le deuxième chapitre concerne les cellules solaires à base de Cu(In,Ga)Se_2 (CIGS); leurs structure, le rôle et les caractéristiques des différentes couches constituant la cellule, les propriétés fondamentales du matériau CuInSe_2 (CIS), et un aperçu sur les différentes méthodes de déposition des couches minces pour les cellules solaires à base de CIGS.

Dans le troisième chapitre, nous présentons, en première partie, les modèles physiques appropriés pour décrire les phénomènes de transport dans une cellule solaire, et qui constituent les éléments de base de la simulation numérique du comportement électrique d'un tel dispositif. En deuxième partie, nous présentons un aperçu sur le logiciel de simulation unidimensionnelle AMPS-1D que

Introduction générale

nous utilisons pour obtenir les résultats de l'étude pour la cellule solaire à hétérojonction (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS).

Dans le quatrième chapitre, nous présentons et discutons l'essentiel de nos résultats .

Chapitre I

Energie photovoltaïque



I.1.Introduction:

Dans ce chapitre nous présentons un aperçu sur l'histoire de l'énergie photovoltaïque, le principe de base de fonctionnement d'une cellule solaire, l'exploitation de la caractéristique courant tension de la cellule pour calculer ses différents paramètres physiques, sa réponse spectrale ainsi que les différentes filières photovoltaïques commercialisées.

La technologie photovoltaïque la plus utilisée depuis la création des premières cellules correspond à la filière silicium de type cristallin qui représente actuellement 90% de la production mondiale pour les applications terrestres. Ceci peut s'expliquer par le fait que l'industrie photovoltaïque profite régulièrement du développement de l'industrie des semi-conducteurs qui est capable de fournir une matière première d'excellente qualité pour les panneaux solaires ainsi que des processus de fabrication totalement maîtrisés. Selon la qualité du silicium, nous rappelons les performances. Nous présentons ensuite le principe de fabrication des cellules multi-jonctions à haut rendement dont le développement a été motivé en priorité par les applications spatiales où les performances de la cellule priment sur les coûts de fabrication. Nous parlons ensuite d'une des nouvelles générations de cellules solaires, qui utilise de nouveaux matériaux de type organique. Ces nouveaux composés, en particulier les polymères, pourraient révolutionner le marché du PV grâce à leur faible coût de fabrication et leur facilité d'utilisation (flexibilité, légèreté). La recherche dans ce domaine est extrêmement active depuis plusieurs années et les avancées sont rapides. Nous abordons enfin le large domaine des cellules PV dites couche mince (« Thin-Film ») qui constitue ce que certains appellent les cellules de seconde génération car elles font historiquement suite aux cellules en silicium cristallin. Leur principal atout vient de la faible quantité de matériaux nécessaire à la fabrication d'une cellule comparativement aux cellules classiques (première génération). Les cellules couche mince les plus développées utilisent comme matériau de base le silicium amorphe, le diséléniure de cuivre indium gallium (CIGS), le tellure de cadmium CdTe) et on trouve de plus en plus de cellules multi-jonction améliorant d'autant les performances de cette filière.

I.2 Histoire de l'énergie photovoltaïque:

L'énergie photovoltaïque provient de la conversion de la lumière du soleil en électricité. Cette conversion se produit au sein de matériaux semi-conducteurs, qui ont comme propriété de libérer leurs porteurs de charge sous l'influence d'une excitation extérieure. La conversion de la lumière en électricité, appelée effet photovoltaïque, a été découverte par le Français Edmond Becquerel en 1839 [19]. Il a découvert l'effet photovoltaïque par l'apparition d'un potentiel électrique entre deux électrodes lorsqu'elles sont illuminées.

Le mot photovoltaïque trouve ses racines dans le mot grec ; phôtos, qui signifie lumière (photon) et

dans ; Volta, nom du physicien italien qui découvrit la pile électrique en 1800.

En 1875, Werner Von Siemens expose devant l'Académie des Sciences de Berlin un article sur l'effet photovoltaïque dans les semiconducteurs. Mais jusqu'à la seconde guerre mondiale, cette découverte reste comme une curiosité scientifique dans les laboratoires. En 1954, la première cellule photovoltaïque en silicium avec un rendement de 4.5 % a été mise au point par des chercheurs du laboratoire Belle aux USA [20]. Par la suite, lors des premiers lancements des satellites et les missions lunaires, les cellules solaires eut un regain d'intérêt et elles sont considérées comme une meilleure solution pour l'alimentation électrique des satellites. En 1958, une cellule avec un rendement de 9 % est mise au point et les premiers satellites alimentés par des cellules solaires sont envoyés dans l'espace. D'autre part, suite à la crise économique des années 1970, la flambée des prix du pétrole en 1973 et les accidents des installations nucléaires Three Mile Island (USA 1979) et Tchernobyl (URSS 1986), ce qui renforcent l'intérêt du grand public envers les énergies renouvelables. En 1973, l'Université de Delaware installe la première maison alimentée par des cellules photovoltaïques. En 1983, la première voiture alimentée par l'énergie photovoltaïque parcourt une distance de 4000 km en Australie. En 1995, des programmes de toits photovoltaïques raccordés au réseau ont été lancés, au Japon et en Allemagne, et se généralisent depuis 2001. La forte pression du programme spatial engendre des progrès très rapides en termes de rendement des cellules photovoltaïques (Voir figure I.1). De 8 % en 1957, et 9 % en 1958, on atteint 10 % en 1959 pour arriver à 14 % en 1960. Les années soixante voient un ralentissement de l'évolution du rendement des cellules au silicium mais des progrès rapides en ce qui concerne les cellules à base de CdS, qui sont au nombre de deux ; les cellules Cu_2S -CdS et les cellules CdTe-CdS. En 1973, les rendements record en laboratoire pour le silicium cristallin étaient déjà de 15 %. Entre 1973 et 1976 débutèrent aussi des couches minces à base de $CuInSe_2$ et à base de silicium amorphe. Celles-ci ont rapidement rattrapé les couches minces déjà existantes à base de CdTe et Cu_2S et ensemble ces quatre filières ont franchi la barrière des 10 % de rendement vers 1980. Jusqu'au début des années quatre-vingt dix les trois couches minces restantes ont évolué ensemble jusqu'aux environ de 15 %, puis le $CuInSe_2$ a évolué par ajout de gallium en $Cu(In, Ga)Se_2$ pour devenir le leader avec 18.8 % obtenu en décembre 1999 [21]. Mais les couches minces n'ont pas rattrapé le silicium cristallin en rendement record, car celui-ci a continué son évolution pour atteindre 24 % de rendement en 1994, et 24.7 % en 1999 [22].

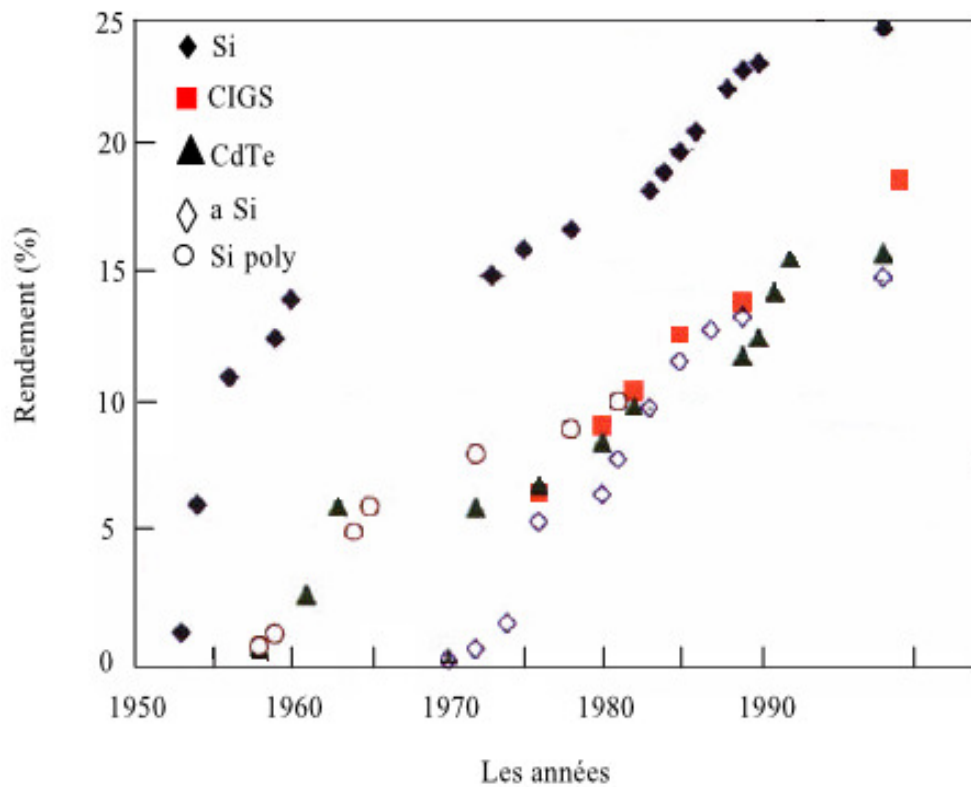


Figure I.1 : Évolution des rendements record de laboratoire pour les différents types de photopiles [22]

I.3. Principe de la conversion photovoltaïque :

I.3.1. Le soleil :

Le soleil est l'étoile la plus proche de la terre ; 150 millions de km, le soleil est principalement composé de 70 % d'hydrogène et de 28 % d'hélium. La fusion thermonucléaire dans son centre libère une énergie énorme sous forme de rayonnements. Le plasma qui le constitue est en majeure partie opaque à la lumière sauf les zones superficielles qui sont transparentes. Le soleil tourne sur lui-même environ 27 jours. Sa masse est 33×10^4 fois plus élevée que celle de la terre, et son volume plus d'un million de fois supérieur à celui de notre planète. Sa température à la surface ; la photosphère, avoisine les 6000 °C et monte à 15 millions de degrés au centre, là où se déroulent les réactions de fusion thermonucléaire et où naissent les photons. L'activité solaire est réglée par un cycle d'environ 11 ans d'un maximum au suivant, lié aux variations de son champ magnétique ; 10^4 fois plus puissant que celui de la terre[23].

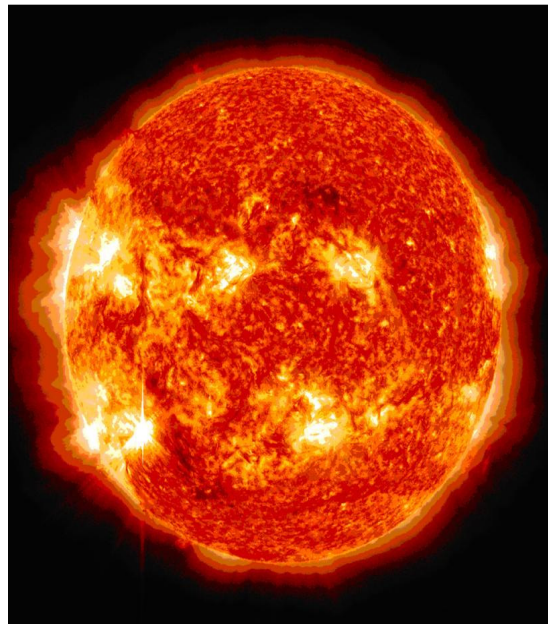


Figure I.2 : Le soleil [23]

I.3.2. Le rayonnement solaire :

Le rayonnement solaire est l'ensemble du rayonnement émis par le soleil. En plus des rayons cosmiques, particules animées d'une vitesse et d'une énergie extrêmement élevées, le soleil émet des ondes électromagnétiques dont le spectre s'étend des ondes radio aux rayons gamma, en passant par la lumière visible.

Spectre solaire :

Le spectre solaire est la décomposition du rayonnement solaire en longueurs d'onde ou "couleurs". La lumière solaire est en effet composée de toutes sortes de rayonnement de couleurs différentes, caractérisées par leur gamme de longueur d'onde. Les photons, grains de lumière qui composent le rayonnement électromagnétique, sont porteurs d'une énergie qui est reliée à leur longueur d'onde par la relation [24]:

$$E=h \nu = \frac{hc}{\lambda} \qquad \text{Eq. I.1}$$

Une courbe standard de la répartition spectrale du rayonnement solaire extraterrestre, compilée selon les données recueillies par les satellites. Sa distribution en énergie est répartie comme il est indiqué sur la figure (I.3) [25].

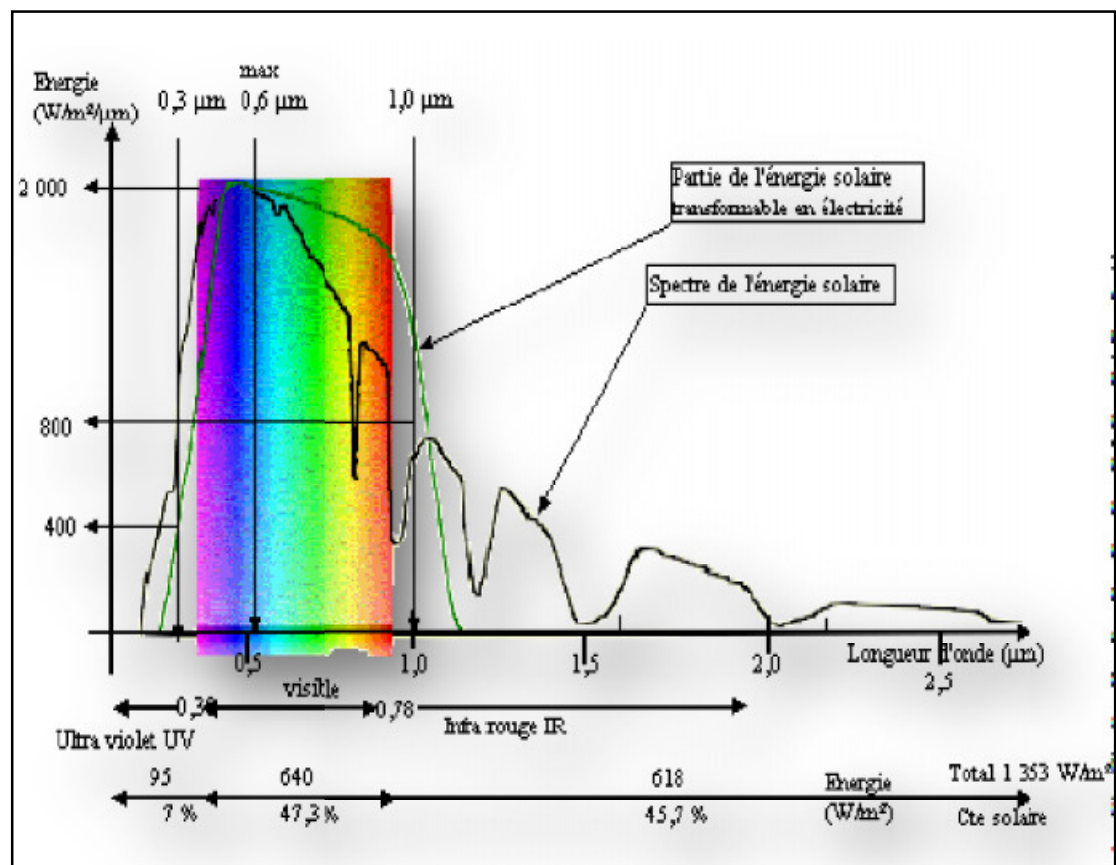


Figure I.3: Spectre solaire [25].

✚ Absorption du rayonnement solaire :

L'optimisation de l'efficacité de la conversion photovoltaïque se base sur le spectre solaire. En traversant les différentes couches de notre atmosphère, certaines longueurs d'onde sont atténuées, voire absorbées par certains composants tels que l'ozone (absorption des UV) ou les vapeurs d'eau (absorption des rayons infrarouges). la répartition du rayonnement solaire est représentée sur la figure (I.4) .

Le spectre solaire diffère entre l'espace et la surface du globe terrestre, il diffère également à la surface de la terre en fonction du lieu et de l'heure. On le caractérise d'une façon globale par un coefficient Air Mass, AM ($1/\sin h$) où h correspond à l'angle entre l'horizontale et le rayonnement solaire.[26]

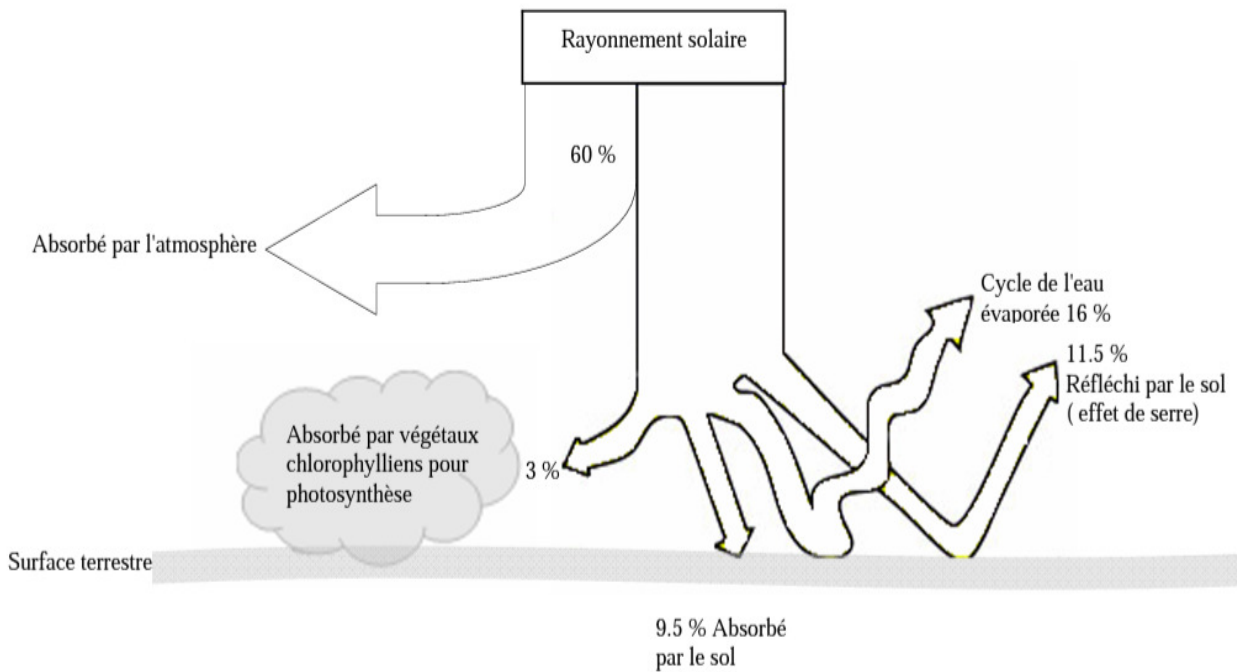


Figure I.4: Présentation de l'absorption du rayonnement solaire depuis son émission jusqu'à son arrivée à la surface de la terre. [26]

✚ La constante solaire :

La constante solaire est la densité d'énergie solaire qui atteint la frontière externe de l'atmosphère terrestre faisant face au soleil. Sa valeur est communément prise égale à 1360 W/m^2 (bien qu'elle varie de quelques % dans l'année à cause des légères variations de la distance Terre-Soleil). Lors de la traversée de l'atmosphère, ce rayonnement de 1360 W/m^2 subit des déperditions, du fait de son absorption partielle par les gaz atmosphérique et la vapeur d'eau. Ainsi, le flux reçu sur la Terre est inférieur au flux « initial » et dépend de l'angle d'incidence, et donc de l'épaisseur d'atmosphère traversée [27].

✚ Masse d'air :

Plus le soleil est bas sur l'horizon, plus il va traverser une épaisseur importante d'atmosphère et plus il va subir de transformation. On appelle *masse d'air* ou *Air Masse* en anglais, le rapport entre l'épaisseur d'atmosphère traversée par le rayonnement direct pour atteindre le sol et l'épaisseur traversée au vertical du lieu [28].

La longueur du trajet d'un rayon solaire incliné par rapport à l'horizontale d'un angle h est donné par la formule [29]:

$$OM = \frac{OA}{\sin h} \quad \text{Eq.I.2}$$

Donc la masse d'air est [29] :

$$\frac{OM}{OA} = \frac{1}{\sin h} \quad \text{Eq.I.3}$$

Par définition, AM0 correspond au rayonnement solaire hors atmosphère [30]. Le rayonnement signalé comme rayonnement de la masse d'air « 1 » (ou AM1) est celui qui accède au niveau de la mer à midi dans un ciel clair, son irradiante sera à ce moment précis de 1000 W/m². La perte d'énergie peut être provoquée par une perte d'altitude du soleil dans le ciel car elle doit à ce moment là traverser une masse d'air plus importante. Etant donné que le soleil se trouve au zénith pendant une courte durée, l'énergie disponible sera inférieure à 1000 W/m² en permanence étant donné que la masse d'air sera plus grande [28].

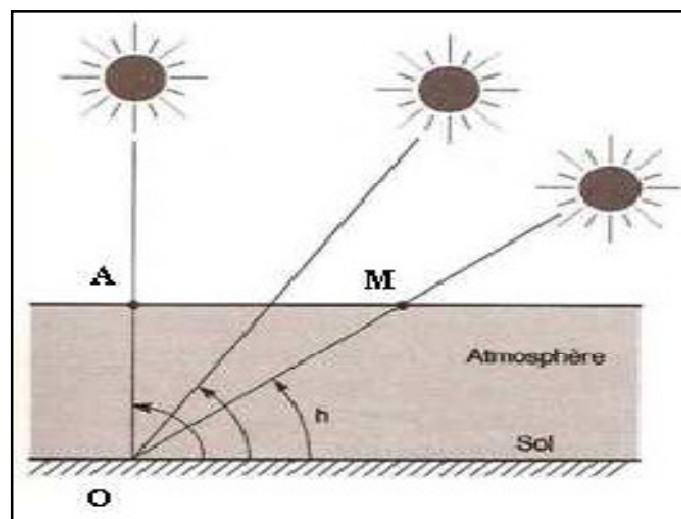


Figure I.5 : Définition de la masse d'air [28].

AM1.5G ou AM1.5D sont les noms du prisme standard des rayons du soleil sur la surface de la terre octroyés par les scientifiques. Le nombre se trouvant à la suite de « AM » dans ce cas « 1.5 » signifie que la distance de la lumière dans l'atmosphère est supérieure de 1.5 fois la distance lorsque le soleil est au zénith (c'est-à-dire que le soleil se trouve à 45° par rapport au zénith). Les lettres « D » et « G » désignent le rayonnement du soleil. Le « G » correspond au rayonnement 'global' qui comprend le rayonnement direct et le rayonnement diffus alors que le « D » ne correspond qu'au rayonnement direct[32].

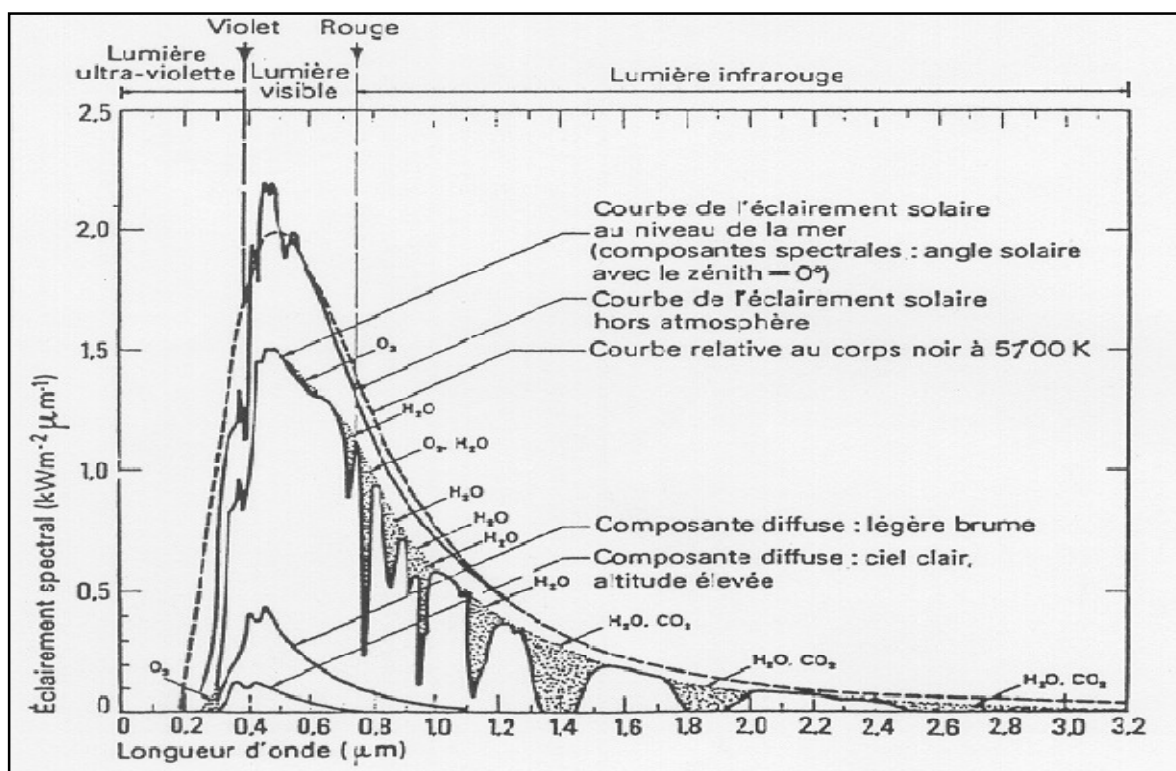


Figure I.6 : Le corps noir à 5700 °K et les spectres solaires AM0 et AM1 [31].

✚ Rayonnement au sol:

L’atmosphère modifie le spectre énergétique du rayonnement solaire à travers trois mécanismes principaux [32]:

- L’absorption par les différents gaz, chacun ayant des raies caractéristiques.
- La diffusion moléculaire de Rayleigh.
- La diffusion par les aérosols, par les poussières et par les nuages.

I.3.3 Conversion du rayonnement:

L’effet photovoltaïque provient de la conversion du rayonnement du soleil en énergie électrique. Cette conversion est effectuée par l’intermédiaire des composants électroniques à base des matériaux semi-conducteurs: dit des cellules solaires ou des cellules photovoltaïques. le groupement d’un ensemble des cellules solaires constitue le panneau solaire ou le panneau photovoltaïque.

A chaque photon du spectre solaire, on associe une énergie E : $E = h \nu$

avec ν la fréquence associée à la longueur d’onde du photon, et h la constante de Planck.

Une cellule solaire à semiconducteur est un dispositif constitué de deux semiconducteurs de conduction différentes, type P (les trous sont les porteurs majoritaires) et type n (les électrons sont les porteurs majoritaires), il permet de débiter un courant électrique dans une charge externe lorsque celui-ci est exposé à la lumière. Les semiconducteurs candidats pour qu’ils soient les bases des

cellules solaires doivent présenter une stabilité physique pour assurer la fiabilité des photopiles au cours du temps et ayant des gaps adaptés pour l'absorption du spectre solaire avec un coefficient d'absorption plus élevé.

Le fonctionnement d'une cellule solaire peut se résumer en deux étapes:

- a- Un photon d'énergie $E = h\nu$ pénétrant dans la cellule solaire est absorbé par le matériau semiconducteur.
- b- Si l'énergie du photon incident est suffisamment élevée, le photon va pouvoir faire passer un électron de la bande de valence à la bande de conduction du matériau semiconducteur et créer ainsi une paire électron - trou. Ces électrons et trous sont séparés par un champ électrique interne (jonction) et collectés entre une grille (face avant) et un contact ohmique réalisé (face arrière) puis débités dans la charge.

Ci - dessous est présenté le schéma simplifié d'une cellule solaire (figure I.7).

Notons que la cellule photovoltaïque n'est sensible que dans un domaine d'onde particulier et seul les matériaux semiconducteurs disposent de la structure nécessaire à la génération des porteurs de charge: les paires électron - trou.[26]

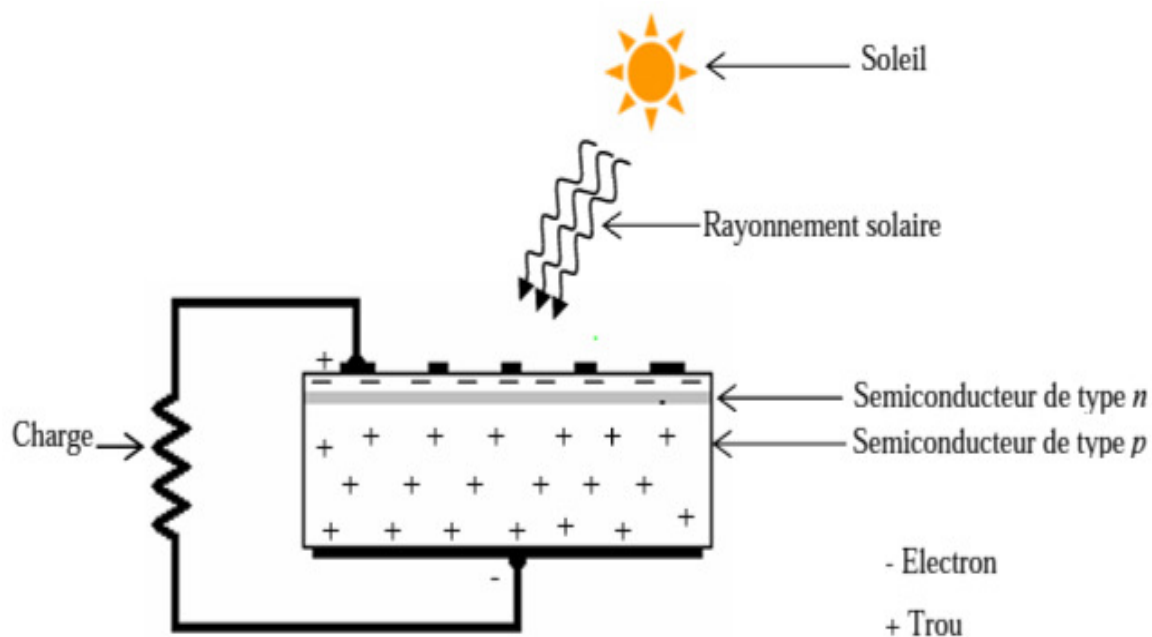


Figure I.7 : Schéma simplifié d'une cellule solaire sous éclairement.[26]

Dans un semiconducteur, la structure des bandes de conduction et de valence définissent un gap plus faible que dans le cas des isolants: 0.3 à 2 ou 3 eV. Si le minimum de la bande de conduction coïncide avec le maximum de celle de valence, le gap est direct, les transitions sont donc directes et radiatives [26].

I.4.Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque :

Les cellules solaires inorganiques sont basées sur la technologie des semiconducteurs et la jonction p-n. Un semiconducteur (SC) est un matériau présentant une bande interdite (E_g) de quelques eV entre la bande de valence et la bande de conduction, avec le niveau de Fermi dans la bande interdite². La position du niveau de Fermi est fonction de la concentration des porteurs de charges. Le semiconducteur est de type n lorsque les électrons sont les porteurs de charge majoritaires, dans ce cas, le niveau de Fermi se situe près de la bande de conduction. Il est de type p lorsque ce sont les trous, dans ce cas le niveau de Fermi est proche de la bande de valence. La figure (I.8) présente la position du niveau de Fermi E_f pour les deux types de semiconducteurs[33].

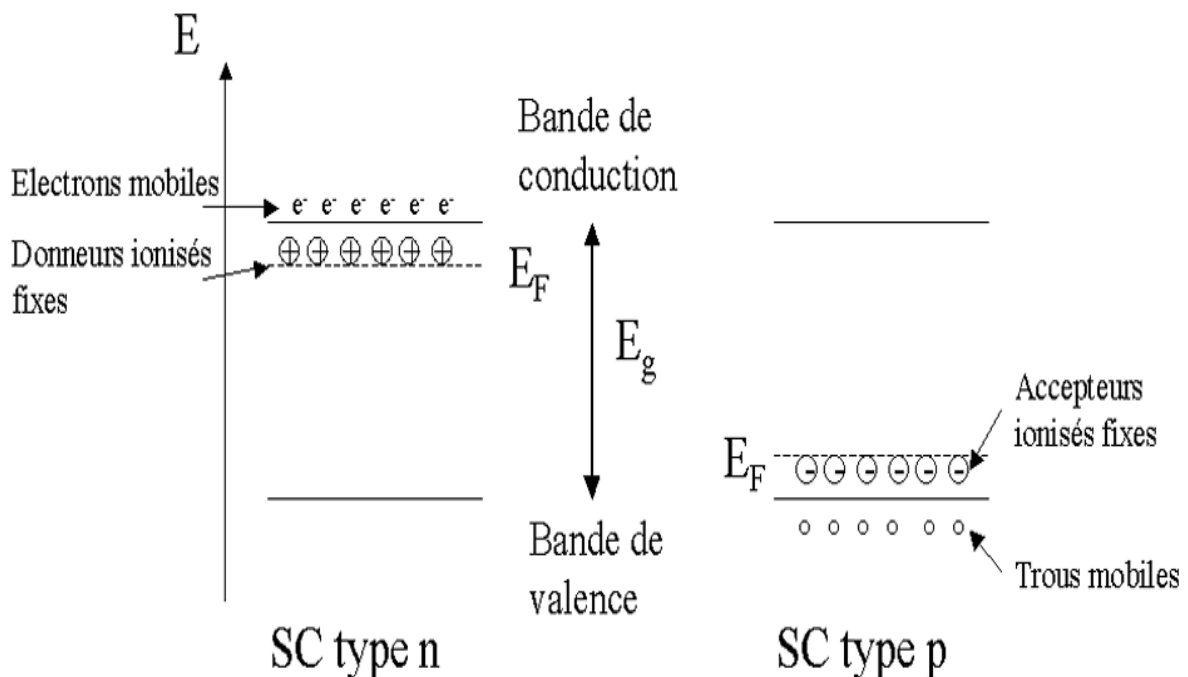


Figure I.8. Semiconducteurs de type p et n et position du niveau de Fermi E_f . Les charges associées aux donneurs (type n) et aux accepteurs (type p) sont représentées sur la figure[33].

L'assemblage de deux semiconducteurs de types différents forme la jonction p-n. Il existe deux types de jonctions : lorsque les deux semiconducteurs sont issus de deux matériaux différents, on parle d'hétérojonction, lorsque la jonction p-n est formée d'un seul matériau comportant des zones avec des dopages différents p et n, on parle alors d'homojonction (ex : homojonction Si).

Lors du contact entre zones p et n, les porteurs majoritaires de chacune diffusent à travers la surface de contact, il se crée une zone chargée positivement du côté du semiconducteur n et une zone chargée négativement du côté du semiconducteur de type p. Cette zone de transition est appelée zone de charge d'espace (ZCE). Le gradient de concentration des porteurs majoritaires induit la présence d'un champ électrique permanent dans cette ZCE à l'équilibre. Les niveaux de Fermi des deux zones

s'égalisent, ce qui provoque une courbure du diagramme de bande, introduisant une barrière de potentiel V_e à l'interface. Le principe de la jonction p-n est présenté en figure I.9 [33].

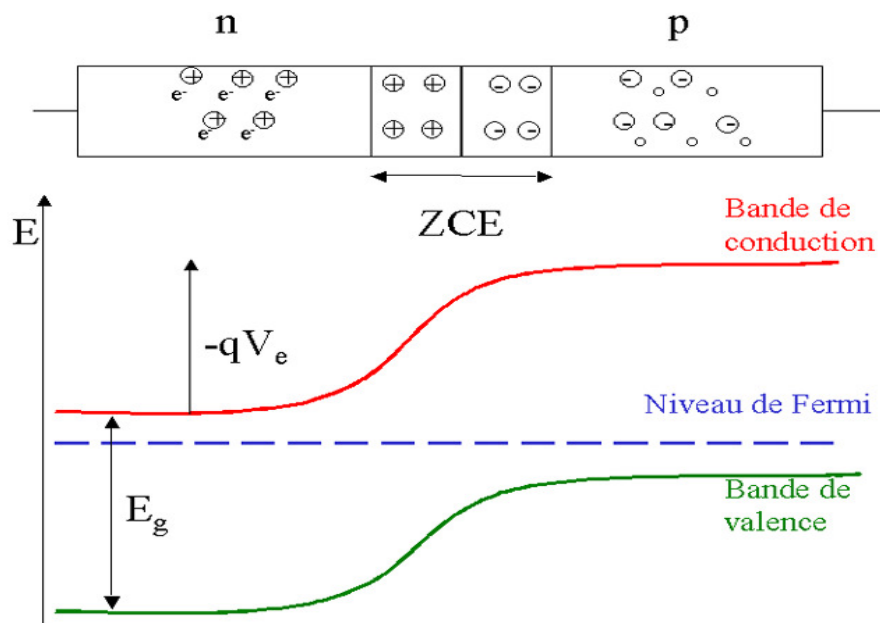


Figure I.9. Schéma de principe et diagramme de bande d'une jonction p-n à l'équilibre[33].

Lorsque la jonction est en polarisation directe, la barrière de potentiel diminue jusqu'à une valeur à laquelle les électrons dans la bande de conduction peuvent transiter du semi-conducteur de type n vers le semi-conducteur de type p. Lorsque la jonction est polarisée en inverse, la barrière de potentiel augmente et inhibe le passage des électrons. La caractéristique courant-tension (I-V) d'une jonction p-n à l'obscurité est donc celle d'une diode (figure I.10) [33].

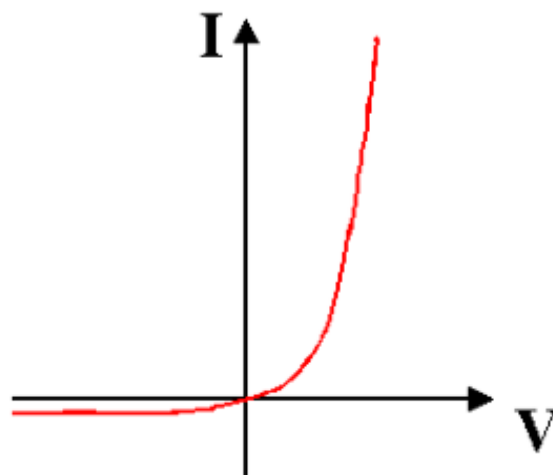


Figure I.10. Caractéristique I-V d'une jonction p-n à l'obscurité[33].

Sous illumination, un semiconducteur absorbe les photons incidents lorsque leur énergie est plus grande que celle de la bande interdite (E_g). Il y a formation de paires électrons-trous. Sans jonction p-n, ces électrons-trous se recombinent. La présence du champ électrique E dans la ZCE permet aux charges de se séparer : l'excès d'électrons diffuse vers le côté n, et l'excès de trous diffuse vers le côté p. Un photocourant de porteurs minoritaires apparaît donc, opposé au courant de porteurs majoritaires déjà présent à l'obscurité (Figure I.11). La ZCE est assez fine, de 100 à 300 nm. Cependant, comme l'électron peut se déplacer sur une longueur de diffusion L_n pendant sa durée de vie, les électrons collectés correspondent à ceux qui ont pu diffuser jusqu'à la ZCE. Ainsi les absorbeurs des cellules solaires ont souvent une épaisseur proche ou inférieure à la longueur de diffusion de leurs porteurs[33].

A l'obscurité, la caractéristique courant-tension (I - V) d'une diode idéale est régie par l'équation de Shockley:

$$I = I_0 \left(\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right) \quad \text{Eq.I.4}$$

où I_0 est le courant de saturation, n le facteur d'idéalité, k est la constante de Boltzman, T la température en degrés Kelvin et q la charge de l'électron. C'est la courbe déjà présentée en figure I.10.

Sous illumination, un photocourant I_{ph} s'opposant au courant d'obscurité est généré ($I_{ph} < 0$)

$$I = I_0 \left(\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right) - I_{ph} \quad \text{Eq.I.5}$$

Le courant I est en général rapporté à une surface : la densité de courant J s'exprime en $mA.cm^{-2}$ [33].

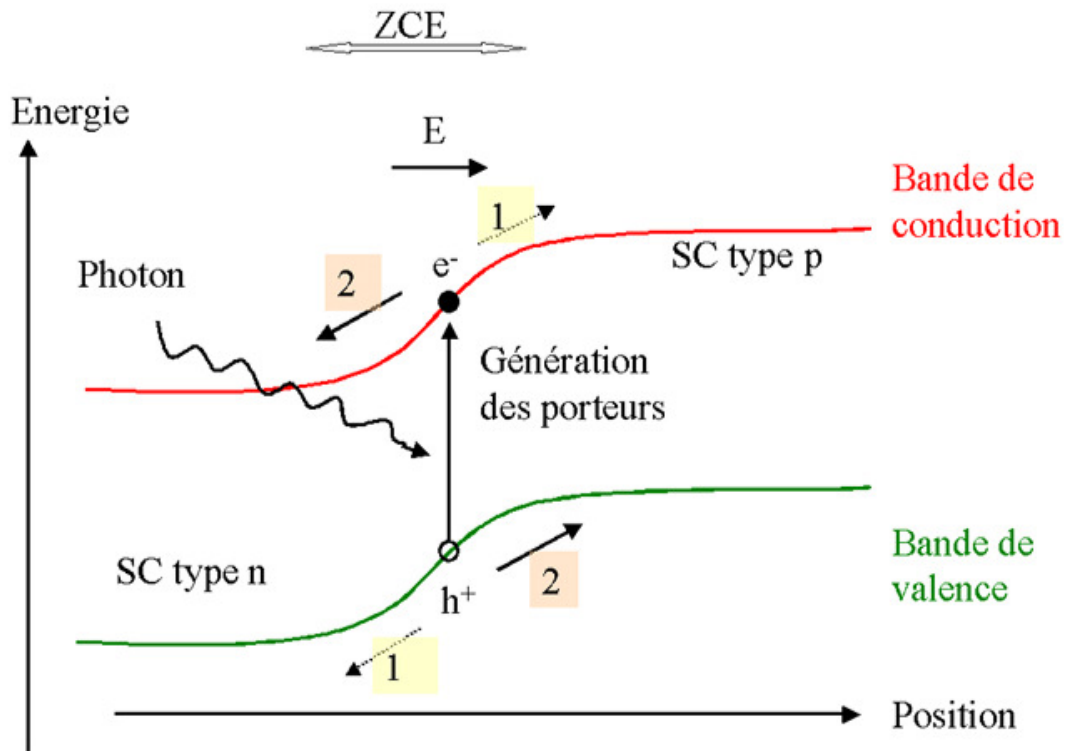


Figure I.11. Principe d'un dispositif photovoltaïque : **1** : courant d'obscurité
: **2** : photocourant[33].

L'équation (Eq. I-5) correspond au fonctionnement d'une diode idéale. Dans une cellule solaire, constituée de plusieurs couches, différents termes viennent s'ajouter :

- La résistance série (R_s), qui correspond aux résistances entre chaque couche .
- La résistance parallèle (R_p), qui est liée aux courts-circuits dans la cellule .
- Une ou plusieurs diodes supplémentaires, traduisant les différents mécanismes de recombinaison pouvant se produire dans la cellule (le facteur d'idéalité et la densité de courant de saturation diffère pour chaque diode). Un modèle à deux diodes est souvent utilisé pour les cellules solaires.

Finalement, le circuit équivalent d'une cellule photovoltaïque est représenté sur la figure I.12 (pour le modèle à une diode). La caractéristique $J(V)$ sous éclairnement devient[34] :

$$J = J_0 \left(\exp \left(\frac{q(V-J.R_s)}{n kT} \right) - 1 \right) + \frac{V-J.R_s}{R_p} - J_{ph} \quad \text{Eq.I.6}$$

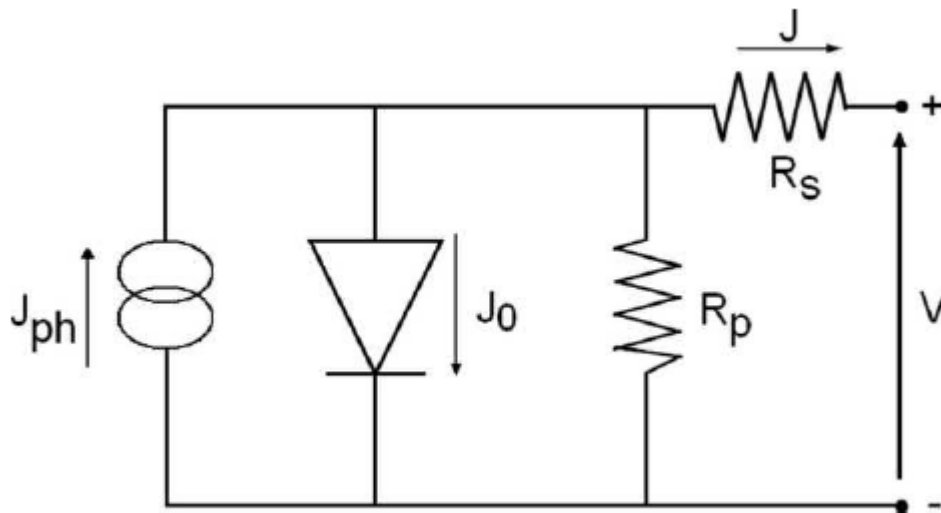


Figure I.12: Schéma équivalent d'une cellule solaire pour le modèle à une diode[34].

La figure I.13 présente les caractéristiques J-V d'une cellule réelle à l'obscurité et sous illumination.

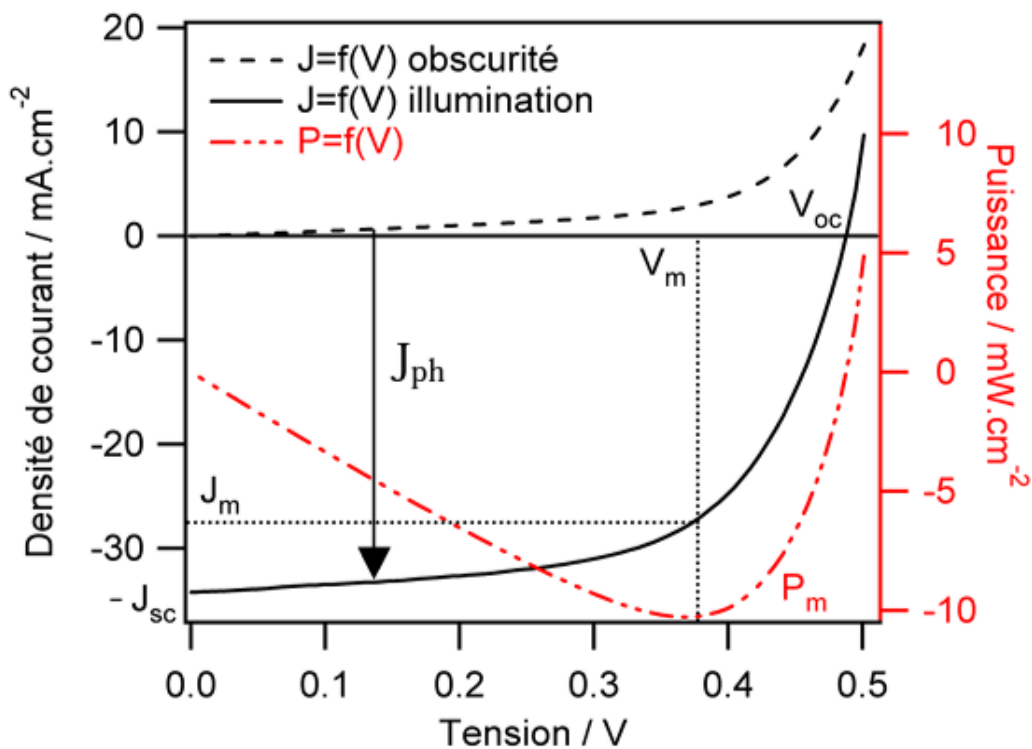


Figure I.13. Caractéristique J-V d'une cellule solaire de surface $S = 0,1 \text{ cm}^2$ à l'obscurité (trait pointillé) et sous illumination (trait plein), et représentation de la puissance (par unité de surface) en fonction de la tension.[33]

Il existe une zone dans laquelle la puissance $P = I \times V$ est négative, ce qui est caractéristique d'un comportement moteur; on parle de cellule solaire.

La caractéristique I-V permet de calculer le rendement de conversion η de la cellule solaire, qui est le rapport entre la puissance électrique maximale produite P_m (en valeur absolue) et la puissance incidente reçue par la cellule P_{inc} . [33]

$$\eta = \frac{|P_m|}{P_{inc}} \quad \text{Eq .I.7}$$

On définit I_m et V_m qui sont les courants et tensions au point de puissance maximale. I_{sc} est la valeur absolue du courant de court circuit et V_{oc} la tension de circuit ouvert de la cellule solaire (figure I.13).

A partir de ces valeurs, le facteur de forme FF est défini : [33]

$$FF = \frac{I_m \cdot V_M}{I_{sc} \cdot V_{oc}} \quad \text{Eq .I.8}$$

Pour une diode idéale, la puissance serait $I_{sc} \times V_{oc}$ (courbe « carrée » abrupte). Le FF représente donc le rapport entre la diode réelle et une diode idéale. Alors le rendement de conversion η est exprimé par : [33]

$$\eta = \frac{FF \cdot V_{oc} \cdot I_{sc}}{P_{inc}} \quad \text{Eq .I.9}$$

✚ Réponse spectrale et Rendement quantique:

On appelle réponse spectrale d'une cellule photovoltaïque, l'efficacité avec laquelle elle transforme l'énergie d'un rayonnement d'une certaine longueur d'onde en énergie électrique. Cette efficacité dépend essentiellement des caractéristiques du matériau constituant la cellule photovoltaïque.

Ainsi, lorsqu'une cellule photovoltaïque est soumise au rayonnement solaire, seule une partie du rayonnement solaire sera transformée en électricité. Le rayonnement solaire est réparti sur une plage de longueurs d'onde débutant en deçà de l'ultraviolet ; longueurs d'onde inférieures à $0.4\mu m$ et s'étendant au-delà de l'infrarouge ; longueurs d'onde supérieures à $0.7 \mu m$. L'œil n'est sensible qu'aux longueurs d'onde comprises entre ces deux valeurs. Comme l'œil, la cellule n'est sensible qu'à une partie du rayonnement solaire (celle comprise entre 0.35 et $1.1 \mu m$) ; une partie essentiellement visible, et une partie du rayonnement ultraviolet (de 0.35 à $0.4\mu m$) et du rayonnement infrarouge (de 0.7 à $1.1\mu m$). Cette sélection des longueurs d'onde s'explique par le fait que le photon doit avoir suffisamment d'énergie pour arracher un électron. [26]

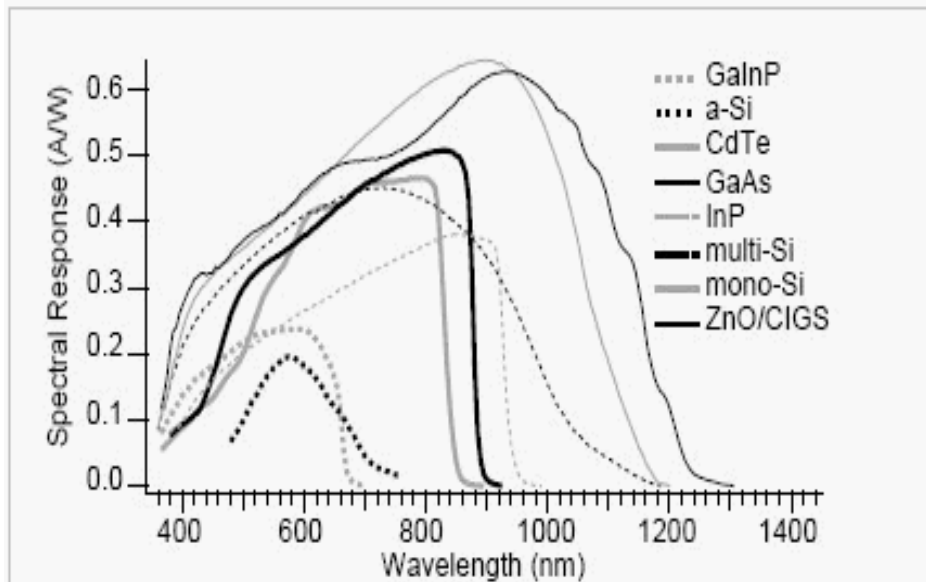


Figure I.14 : Courbes de réponse spectrale de différents types de jonctions utilisées pour l'effet photovoltaïque[35]

Le rendement quantique est le rapport entre le nombre d'électrons dans le circuit externe et le nombre de photons incidents. Lorsque des photons perdus par réflexion (à la fenêtre de la cellule) et les photons perdus par transmission à travers toute l'épaisseur de la cellule (à cause de l'absorption incomplète) ne sont pas pris en compte, cette grandeur s'appelle alors le rendement quantique interne *IQE* (internal quantum efficiency). Dans le cas contraire, ce paramètre s'appelle le rendement quantique externe, *EQE* (external quantum efficiency). Le rendement quantique externe est défini comme suit [36] :

$$EQE(\lambda) = \frac{J_{sc}(\lambda)}{q \cdot \phi(\lambda)} = \frac{J_{sc}(\lambda) \cdot h\nu}{q P_{inc}(\lambda)} = \frac{hc}{q \cdot \lambda} S(\lambda) \tag{Eq.I.10}$$

avec : $S(\lambda) = \frac{J_{sc}(\lambda)}{P_{inc}(\lambda)}$ **Eq.I.11**

où $\phi(\lambda)$ est le flux des photons incidents (Photon / (cm² s)), $P_{inc}(\lambda)$ la puissance optique incidente (W/cm²) en fonction de la longueur d'onde λ , $J_{sc}(\lambda)$ le photo-courant (A/cm²) en fonction de λ à la tension de polarisation zéro, $S(\lambda)$ la réponse spectrale de la cellule (A/W). [36]

I.5. Les différents filières photovoltaïques :

La conversion photovoltaïque nécessite l'utilisation d'une couche photoconductrice, dite couche absorbante, qui transforme le rayonnement lumineux en paires électron-trou. Par la suite, ces porteurs

créés sont collectés en réalisant une jonction à la surface de cette couche absorbante. Cette jonction peut être soit une homojonction, c'est le cas de la filière classique silicium, soit une hétérojonction ; c'est à dire une jonction avec deux semiconducteurs différents, soit une jonction Schottky ; c'est à dire un contact métal semiconducteur. Dans le marché industriel, ils existent quatre principaux types de cellules solaires à savoir : les cellules monocristallines, les cellules polycristallines, les cellules à couches minces et les cellules organiques [26].

I.5.1 La filière à base de Silicium Cristallin:

Les modules photovoltaïques basés sur silicium cristallin dominent depuis toujours le marché avec plus de 90% des ventes. Les cellules à partir de plaquettes de silicium cristallisé (c-Si) se divisent en deux catégories distinctes, celles à partir de silicium monocristallin (mc-Si) et celles à partir de silicium poly-cristallin (pc-Si). Le silicium monocristallin est plus cher que le silicium multi-cristallin mais permet d'obtenir un rendement plus élevé, avec près de 24.7% contre 19.8% de rendement record sur petite cellule en laboratoire [37].

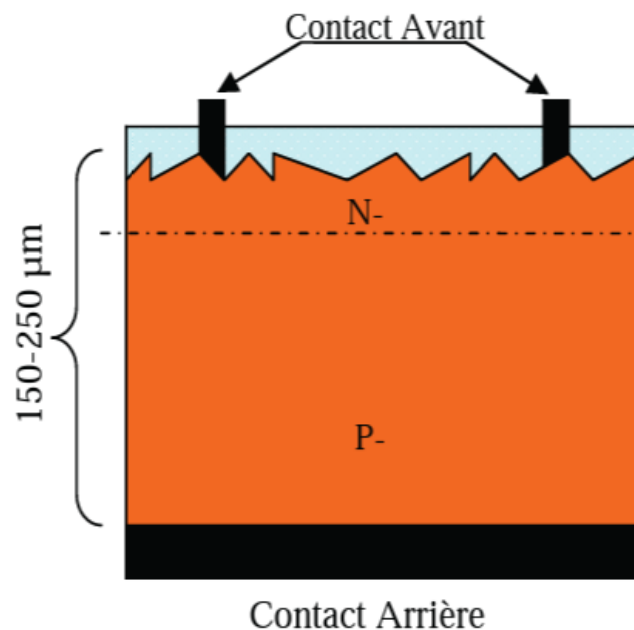


Figure I. 15 : Schéma de principe d'une cellule à base de silicium cristallin [37].

Les modules en silicium cristallin sont fabriqués industriellement. Toutes les étapes du processus de fabrication ne cessent de progresser régulièrement afin de viser le plus possible les rendements théoriques calculés tout en évitant d'augmenter le prix des modules. Il reste encore aujourd'hui un large potentiel d'optimisation. La première étape consiste à fabriquer des lingots à base de silicium pur pour les différents processus de fusion et de cristallisation du silicium. Le matériau supérieur est le silicium monocristallin, typiquement produit par la méthode de Czochralski, consistant à introduire

un germe préformé monocristallin dans le lingot de silicium en fusion [38]. Le silicium se solidifie sur ce germe et garde la même organisation cristalline que celui-ci. Le matériau inférieur est le silicium poly-cristallin, produit en lingots par le biais de différents procédés de fusion et de solidification du silicium. Sa cristallisation est assurée par un contrôle drastique de la température de solidification.

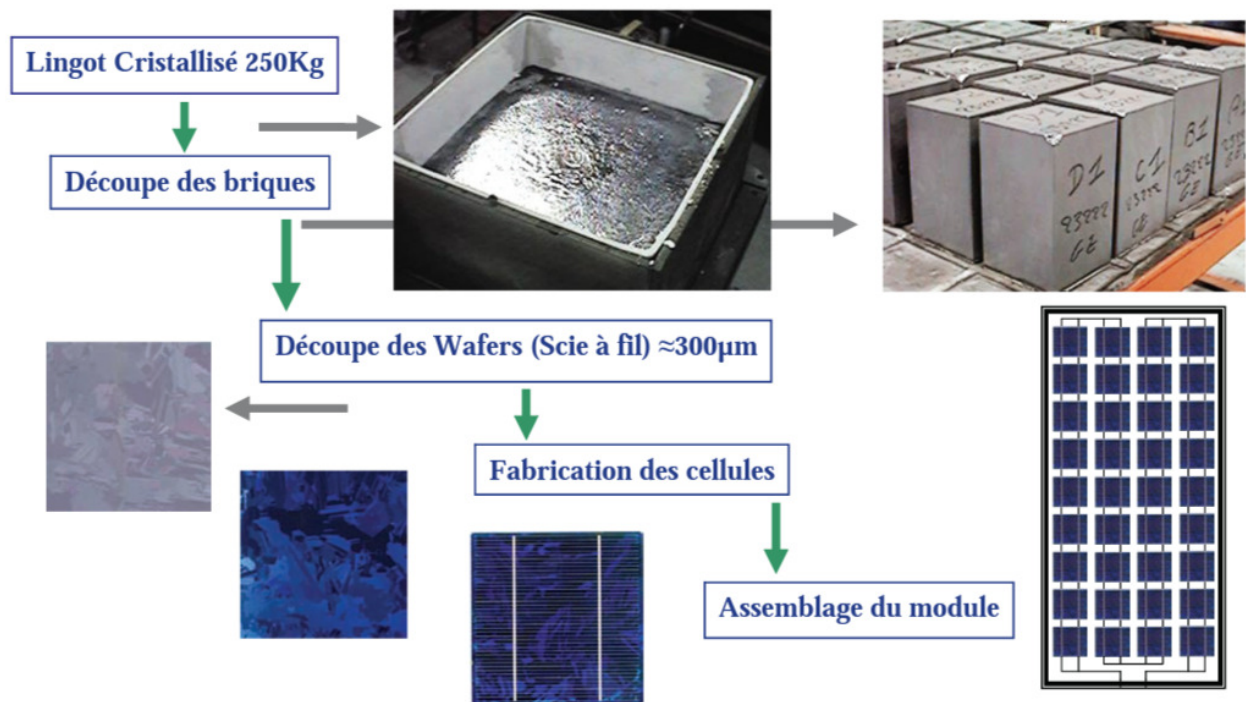


Figure I.16 : Exemple de chaîne de production de cellules photovoltaïques en silicium[38].

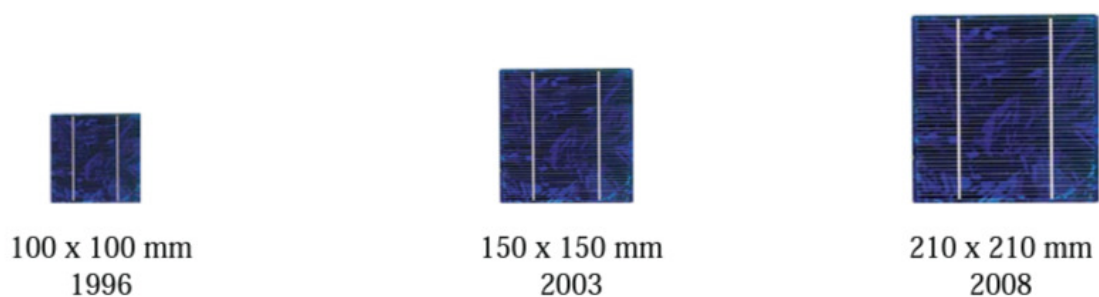


Figure I.17 : Evolution de la taille des cellules silicium photovoltaïques ces dernières années[38].

Les industriels du photovoltaïque développent des wafers de nouvelle génération de 210 x 210 mm² et plus large encore, tout en réduisant leur épaisseur pour arriver à un objectif de 100 µm, (Figure I-17) [39]. L'augmentation de la taille de ces cellules implique donc une augmentation de la puissance produite et donc du courant. Les cellules les plus performantes peuvent déjà fournir des

courants de plus de 10 A sous une tension de 0.6V.

I.5.2 Les cellules multi-jonctions à haut rendement:

Aujourd'hui, la plupart des cellules photovoltaïques inorganiques sont constituées d'une simple jonction PN. Dans cette jonction, seuls les photons dont l'énergie est égale ou supérieure à la bande interdite du matériau (notée E_g en eV) sont capables de créer des paires électron-trou. En d'autres termes, la réponse photovoltaïque d'une cellule simple jonction est limitée. Seule la proportion du spectre solaire dont l'énergie des photons est supérieure au gap d'absorption du matériau est utile, l'énergie des photons plus faible n'est donc pas utilisable. D'autre part, même si l'énergie des photons est suffisante, la probabilité de rencontrer un électron est faible. Ainsi, la plupart des photons traversent le matériau sans avoir transféré leur énergie. Une première réponse pour limiter les pertes est connue de longue date du point de vue technologique, il suffit d'utiliser des systèmes à plusieurs niveaux, en empilant des jonctions possédant des gaps décroissants, (figure I.18). Ainsi il est possible d'exploiter le spectre solaire dans sa quasi-totalité avec des rendements de conversion très importants.[40]

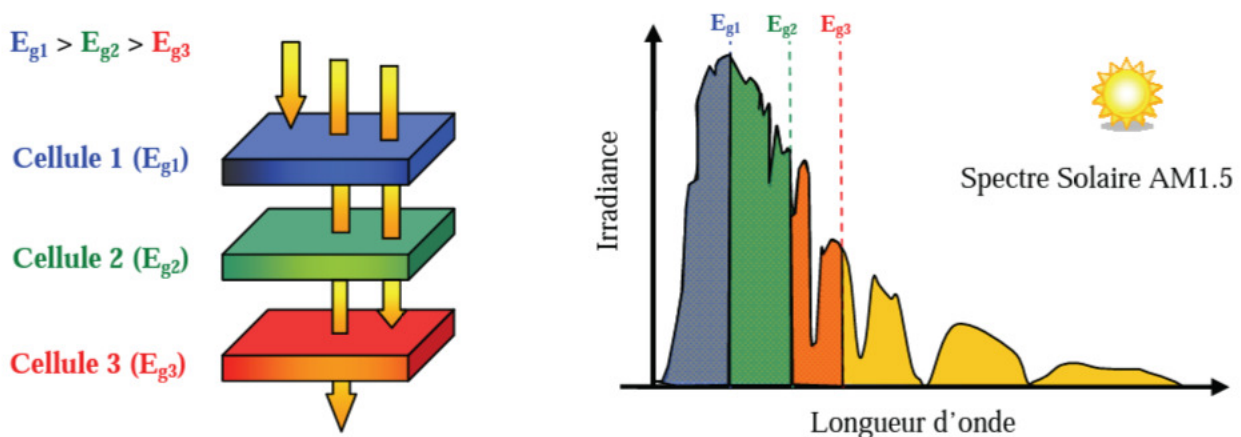


Figure I.18: Principe de la cellule à hétérojonction [40].

Des cellules PV multi-jonctions à base d'associations de matériaux semi-conducteurs III-V (GaAs, AlGaAs, InGaAs, etc) ont ainsi été mises au point depuis les années 60 présentant des rendements très élevés supérieurs parfois à 40%. Elles ne sont pas connues du grand public à cause de leur coût de fabrication, de loin, les plus élevés actuellement (fabrication sous ultra vide, croissance très lente, problème de casses et de défauts aux interfaces). Le développement des cellules à haut rendement a été motivé en priorité par les applications spatiales [40].

I.5.3. Les cellules organiques :

Comme leurs noms les indiquent, les cellules organiques ; autrement dit, les cellules plastiques, sont composées de semiconducteurs organiques. Ce type de cellules est apparu dans les années 90, elles constituent une tentative de réduction du coût de l'électricité photovoltaïque, et elles bénéficient en effet du faible coût des semiconducteurs organiques ainsi que de nombreuses simplifications potentielles dans le processus de fabrication. Son record de rendement de conversion dépasse les 10 % [26].

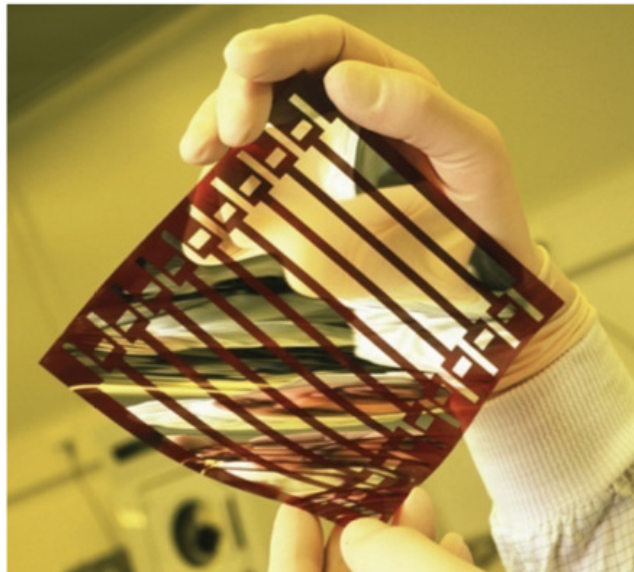


Figure I.19: Cellule solaire tout organique sur substrat souple.[40]

Les matériaux organiques, moléculaires ou polymériques, à base de carbone, d'hydrogène et d'azote, sont particulièrement intéressants en termes d'abondance, de coût, de poids et de mise en œuvre. Comme les semi-conducteurs, ils possèdent des niveaux d'énergies susceptibles d'absorber les photons en créant des paires électron-trou utilisables grâce à des transitions entre les niveaux dits HOMO (Highest occupied molecular orbital) et des niveaux dits LUMO (Lowest unoccupied molecular orbital). En l'absence de séparation, les paires électron-trou peuvent se recombiner en émettant des photons de la longueur d'onde correspondante (fluorescence, luminescence) plutôt que se convertir en chaleur. Si elles peuvent être séparées et transportées vers un circuit extérieur grâce à deux phases adjacentes, on obtient alors des cellules photovoltaïques organiques (figure I.20) [40].

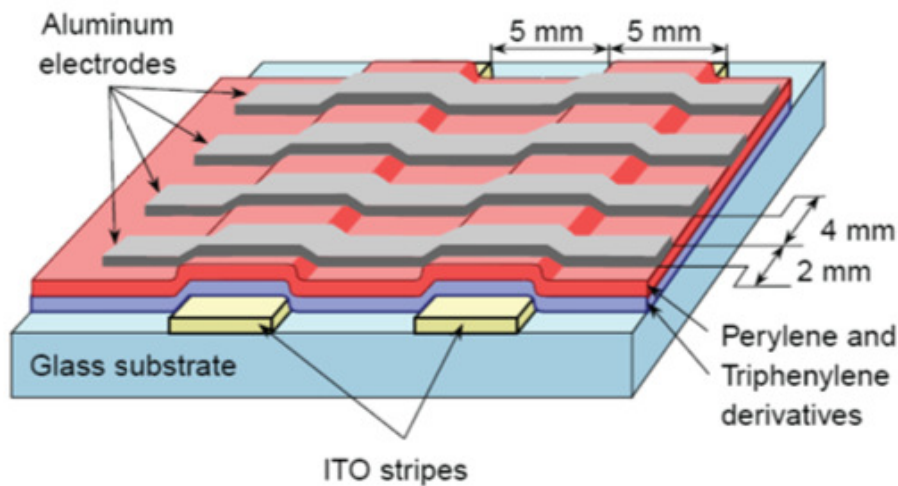


Figure I.20: Schéma de principe d'une cellule organique [40].

I.5.4. Technologie couches mince:

Les cellules PV dites couche mince (Thin-film) constituent ce que certains appellent les cellules de seconde génération car elles font historiquement suite aux cellules en silicium cristallin relativement épaisses. L'intérêt de la technologie couche mince vient de la faible quantité de matériaux nécessaire à la fabrication d'une cellule comparativement aux cellules classiques. Contrairement aux cellules silicium cristallin de première génération, on ne dépose que la quantité de matériau photosensible efficace pour absorber l'essentiel du rayonnement solaire (quelques microns d'épaisseurs suffisent). Par ailleurs, on utilise des méthodes de fabrication moins coûteuses des cellules qui permettent une intégration totale. Les trois technologies émergentes sont aujourd'hui :

- Le Silicium amorphe et microcristallin noté TFSi (Thin-Film Silicon en anglais).
- Le Semi-conducteur Poly-cristallin CdTe (Tellure de Cadmium).
- L'alliage Cu(In,Ga)Se₂ (Cuivre-Indium/Gallium-Sélénium) noté dans la littérature CIGS [40].

I.5.4.1. Silicium couche mince:

Dans la technologie TFSi basée sur le silicium non cristallisé, le silicium amorphe (noté a-Si) peut être directement déposé sur un substrat de verre à basse température par un procédé de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD pour PlasmaEnhanced Chemical Vapor Deposition) [41]. On dépose d'abord, sur le verre, une couche d'oxyde transparente conductrice d'une épaisseur de 0,5 μ m (TCO pour Transparent Conductive Oxide). Cette étape est suivie par les étapes de dépôt suivantes : une couche de a-Si de type N, puis une couche a-Si semi-isolante (1 μ m au total) et enfin une couche de a-Si dopée P. Une dernière couche métallique arrière à base d'argent assure la connectique (figure I.21). Le processus de fabrication de ces cellules permet d'abaisser significativement les coûts de productions. En effet, le cycle de production ne nécessite que très peu

d'énergie et le processus peut générer de grandes surfaces unitaires, de l'ordre du mètre carré, en un seul tenant. Pour fabriquer un module, il suffit d'ajouter au processus une déposition de matériau conducteur entre les cellules servant d'interconnexion entre elles

Ainsi, grâce à cette souplesse de fabrication, il est possible de fabriquer simplement des panneaux de n'importe quelle puissance et tension en fonction de la demande et de l'application [40].

Malgré des rendements de conversion faibles de 6% à 7% (limités par le taux de recombinaisons très élevé), cette filière tend à se développer car le prix est dérisoire par rapport au coût actuel des cellules Si de première génération. Le silicium amorphe, possédant un fort coefficient d'absorption, n'a besoin que d'une très faible épaisseur de silicium, de l'ordre du micron, réduisant par conséquent considérablement les coûts de matière première et le risque de pénurie liée au manque de silicium. Plusieurs possibilités existent pour améliorer le rendement de ces cellules dites simple jonction. De nos jours, des matériaux constituant des jonctions microcristallines ($\mu\text{-Si}$) peuvent être ajoutés ou bien des alliages à base de SiGe peuvent être créés. L'introduction de ces matériaux innovants est prometteuse à long terme pour la technologie TFSi. Cependant, ces technologies restent encore du domaine de la recherche en passe de sortir des laboratoires et subir plusieurs modifications pour s'adapter correctement à la production grande échelle industrielle. Reste également à savoir comment ces cellules vont se comporter en vieillissant. Les plus avancées du point de vue technologiques ont une durée de vie inférieure à 10 ans et ne peuvent donc pas être utilisées en toiture ou dans des accès difficiles du point de vue maintenance [40].

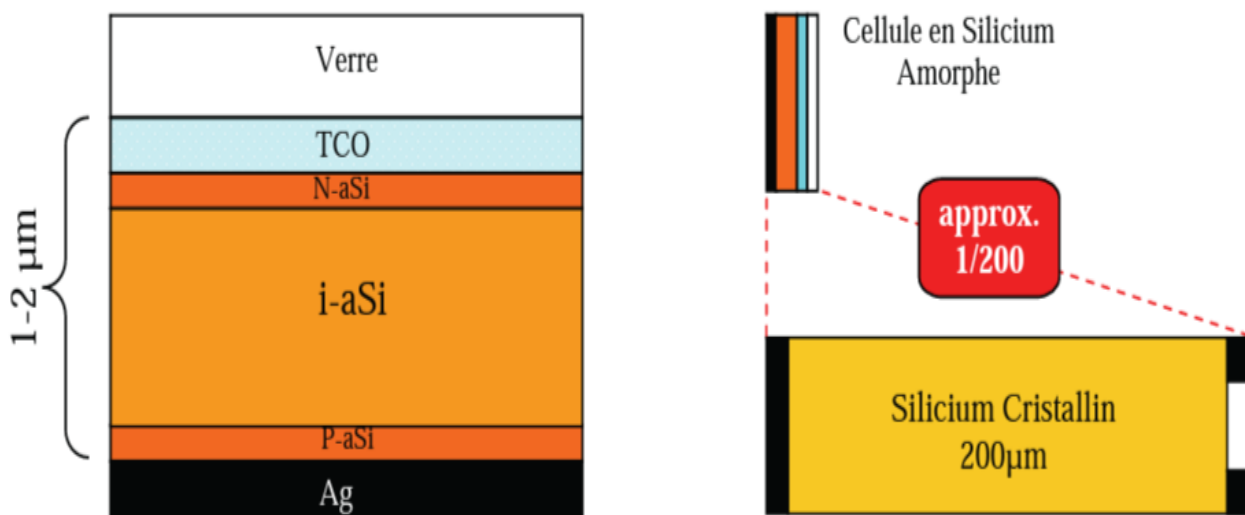


Figure I.21 : Schéma de principe d'une cellule à base de silicium amorphe et comparaison à une cellule en silicium cristallin.[40]

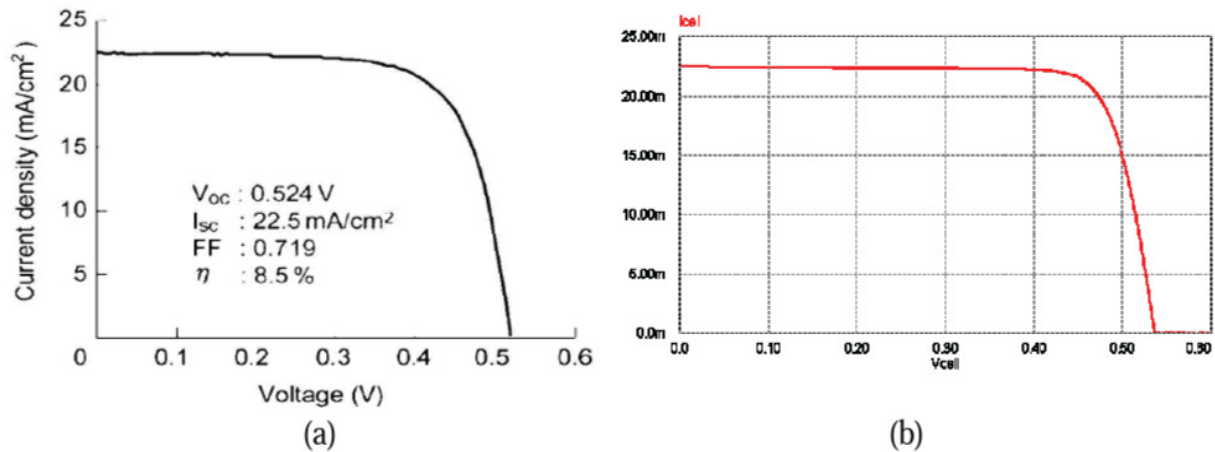


Figure I.22: Caractéristique courant - tension d'une cellule en silicium amorphe.

(a) Courbe réelle, (b) Courbe simulée [40].

(b)

Technologie	Rendement Typique	Influence Température	Taux de dégradation	Prix d'un module (2008)
Monocristallin	12 à 16%	-0.442% par °C	-0.38% par an	3.13 €/Wc
Poly-cristallin	11 à 14%	-0.416% par °C	-0.35% par an	2.95 €/Wc
Amorphe	6 à 7%	+0.175 % par °C	-1.15% par an	2.35 €/Wc

Tableau I.1: Performance de la filière Silicium simple jonction [40].

I.5.4.2. Les filières non silicium:

Les recherches actuelles sur les matériaux PV portent également sur d'autres matériaux que le silicium, mieux adaptés à une utilisation en couches minces et délivrant de hauts rendements à des coûts relativement bas. Deux filières semblent s'imposer progressivement, l'une basée sur le tellure de cadmium (notée CdTe) et l'autre sur les alliages Cuivre-indium/gallium-Sélénium (noté CIGS). Les cellules CIGS sont constituées par empilement. Tout d'abord, une couche métallique de molybdène de 0.5 μm d'épaisseur est déposée sur du verre de vitre pour réaliser le contact arrière. Puis on vient déposer une couche CIGS de type P, d'environ 1.5 μm . Suit une couche de CdS ou de ZnS (pour Sulfure de Cadmium et Zinc Sulfuré) d'environ 50 nm, et enfin une couche de ZnO (Oxyde de Zinc) de type N, de 1 μm , servant de contact avant conducteur et transparent. Finalement, la cellule est encapsulée par couverture par une vitre [42, 43].

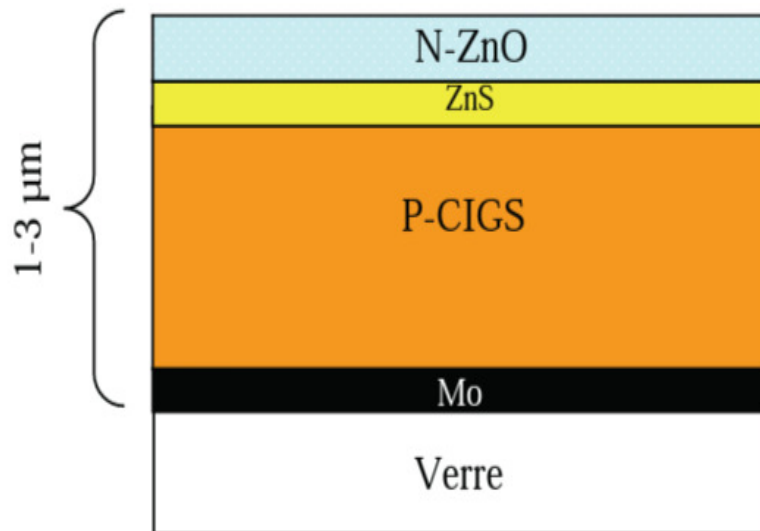


Figure I.23 : Schéma de principe d'une cellule à base de CIGS [42]

Dans le cas du CdTe, une couche de CdS de type N est déposée sur du verre, puis une couche de CdTe de type P, d'environ 2 μm , et une couche conductrice de carbone servant de deuxième contact. La technologie CIGS exhibe actuellement le meilleur rendement de production pour une cellule et pour des modules par rapport à toutes les technologies couches minces inorganiques avec des cellules pouvant atteindre 19.9% en laboratoire [44,45] et des modules commerciaux de 12%. Cependant, il reste un grand nombre de points à améliorer afin de réduire le prix de ces cellules. Le principal challenge de la technologie CIGS couche mince est la réduction du prix des matériaux. Diverses pistes existent pour essayer de remplacer les matériaux chers comme l'InGa par de l'Al. De plus, il est nécessaire également de trouver des solutions pour moins gaspiller la matière première active pendant la fabrication. Une dernière piste consiste à réduire tout simplement l'épaisseur de la couche active.

La simplicité chimique du matériau à base de tellure de cadmium - (CdTe) et sa stabilité en font un matériau attractif. Ses propriétés thermo-physiques et ses caractéristiques chimiques permettent de fabriquer des cellules simplement et à faible coût. Le rendement des cellules en CdTe dépend fortement de la manière dont les couches actives sont déposées (température de dépôt, vitesse et nature du substrat). Comparé aux autres technologies couche mince, le CdTe est plus facile à déposer et donc plus approprié à la production de module PV de surface importante. L'inconvénient majeur actuel repose sur la toxicité reconnue du Cadmium bien qu'il a été démontré que les risques environnementaux liés aux cellules PV en CdTe sont minimes [46]. En effet, les modules en CdTe ne présenteraient pas de risques sanitaires et environnementaux, et un simple recyclage des modules en fin de vie résoudrait définitivement le problème de pollution. L'utilisation de CdTe dans les modules photovoltaïques est en fait beaucoup moins inquiétante que d'autres utilisations du cadmium, comme

par exemple dans les batteries Ni-Cd. Le fabricant américain de panneaux CdTe First Solar est l'un des premiers industriels à proposer un recyclage de ses propres produits. En effet, l'entreprise est soucieuse de récupérer le cadmium pour des raisons environnementales et de coûts. Contrairement aux wafers de siliciums, les cellules ne peuvent pas être extraites et réutilisées presque telles quelles. Elles doivent impérativement repasser par une étape métallurgique. First Solar estime que ce traitement pourrait également convenir aux cellules de type CIS (Cuivre-Indium-Sélénium).

D'un point de vue rendement énergétique, la filière CdTe, présente des rendements de cellules record de 16.5% en laboratoire [47] et des modules commerciaux à près de 10.7% [48]. L'Europe et les USA produisent déjà des panneaux en couches minces CdTe. Leurs rendements avoisinent les 9% et les coûts de fabrication semblent être compétitifs avec la filière c-Si. Les recherches montrent que le CdTe pourrait atteindre un rendement de 15% pour un prix de 0.5€/Wc à moyen terme [40].

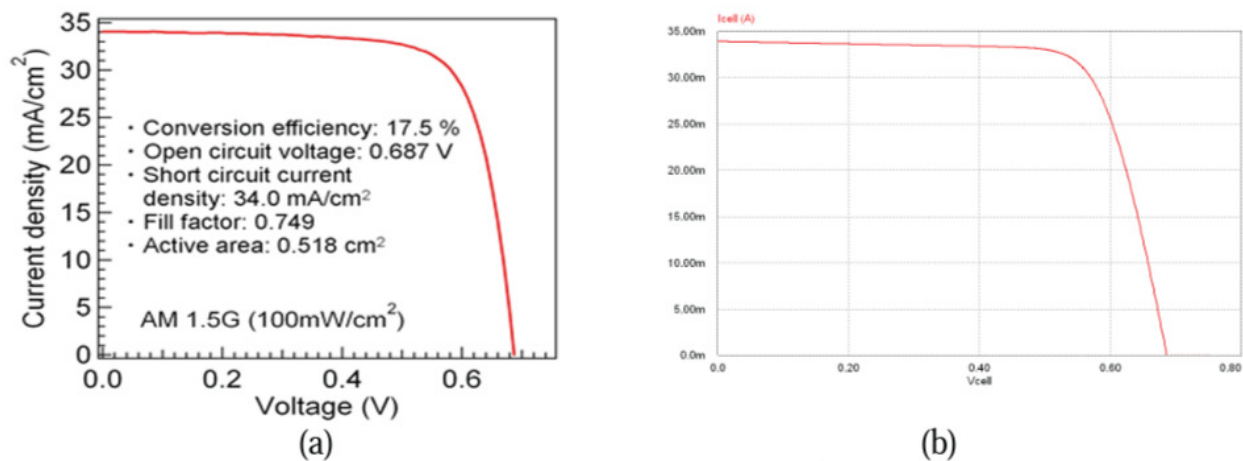


Figure I.24 : Caractéristique courant – tension d’une cellule CIGS.

(a) Courbe réelle, (b) Courbe simulé [40]

On peut trouver en Figure I.24 les caractéristiques I(V) réelle et simulée d’une cellule CIGS réalisée en laboratoire avec un rendement de 17.5% pour un ensoleillement AM1.5. Ces résultats, tout à fait remarquables, positionnent le CIGS comme le CdTe au dessus des cellules silicium en termes de compromis coût-rendement. Bien que moins développées jusqu’à présent que les filières silicium, celles-ci montent néanmoins en puissance avec un fort potentiel de développement en termes de coût de production. La séquence de fabrication des modules en couches minces a-Si, CdTe et CIGS diffère complètement de celle des modules classiques au silicium. Elle est basée sur le principe d’interconnexion monolithique où les cellules sont des bandes isolées par gravure et connectées en série entre elles par dépôt de contacts [40].

I.5.4.3 Les multi-jonctions en couche mince:

Pour améliorer les performances des cellules couche-mince, des architectures double et triple jonctions ont été développées. Elles sont inspirées des cellules multi-jonction développées initialement pour le spatial pour bénéficier au maximum du spectre solaire. Elles présentent néanmoins une mise en œuvre plus simple et mieux maîtrisée aujourd'hui pour le marché terrestre. Nous pouvons citer par exemple les cellules tandem à base de silicium à la fois amorphe et polycristallin (a-Si/ μ c-Si) [49]. Les meilleurs rendements stabilisés en laboratoire sont de l'ordre de 12% pour ces cellules. Il s'agit comme pour les multi-jonctions d'empiler deux cellules photovoltaïques qui absorbent des photons de longueurs d'onde différentes. Par ce mécanisme, l'ensemble tandem composé de l'association de deux cellules, permet d'absorber un plus large spectre lumineux et ainsi produire plus d'énergie qu'une cellule simple jonction. La première couche en silicium amorphe absorbe une partie du spectre alors que l'autre partie, qui la traverse, est absorbée par la seconde couche en silicium microcristallin. Le procédé de fabrication est le même que pour les couches minces, les différentes couches qui composent la cellule sont déposées par plasma (PECVD) sur un substrat de verre [40].

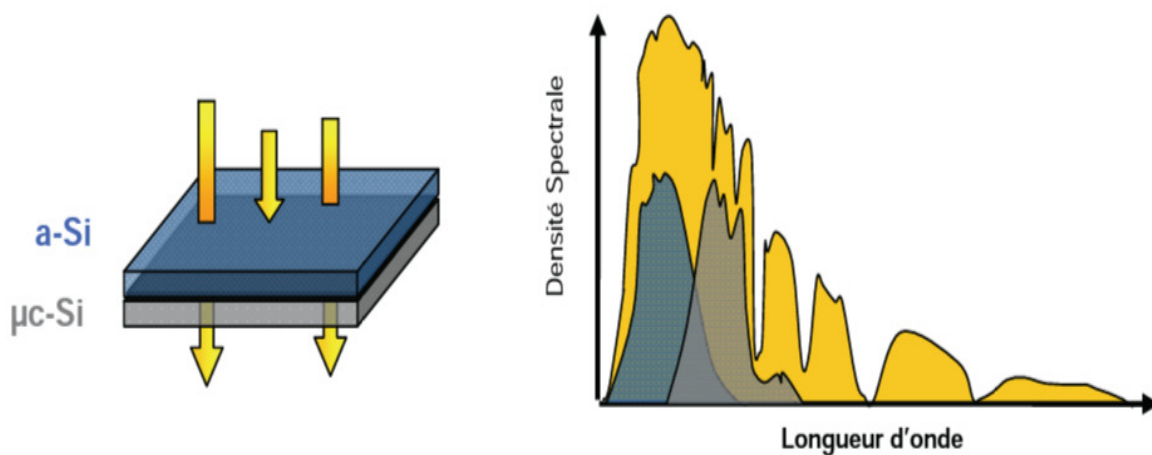


Figure I.25 : Cellule Tandem a-Si/ μ c-Si , spectre solaire et spectres d'absorption [40].

On peut observer en figure I.26 les caractéristiques électriques réelles et simulées d'une cellule tandem a-Si/ μ c-Si. Contrairement aux autres cellules simple jonction, la tension de circuit ouvert de cette cellule s'élève à 1.39V. Cette hausse de tension s'explique par l'architecture tandem équivalente à la mise en série de deux cellules. Par conséquent, les tensions V_{oc} de la cellule a-Si et de la cellule μ c-Si s'additionnent. Cette configuration lie cependant électriquement les deux cellules. Ainsi, le courant produit par cette association dépend de la cellule produisant le plus faible courant. Généralement, on optimise conjointement les deux cellules afin d'optimiser la puissance fournie par l'ensemble tandem [40].

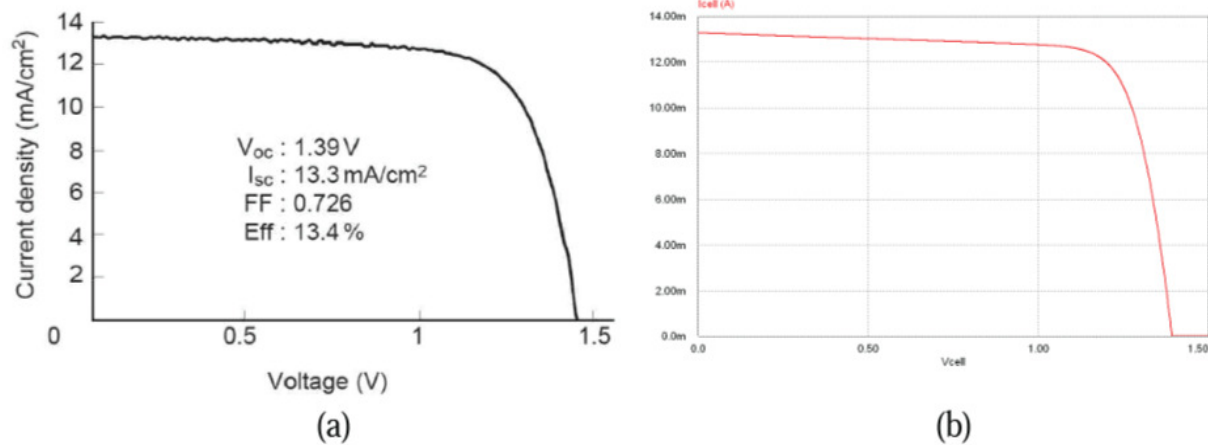


Figure I.26 : Caractéristique courant – tension d’une cellule Tandem a-Si/μc-Si.

(a) Courbe réelle, (b) courbe simulée [40].

Une triple jonction, particulièrement prometteuse, à base de silicium amorphe a été développée au NREL (National Renewable Energy Laboratory) au Colorado, en association avec United Solar Systems Corp. Cette nouvelle structure se compose de trois couches qui capturent différentes longueurs d’onde, doublant les rendements par rapport à la limite théorique des jonctions simples [50]. La première cellule, qui capture les photons bleus, fait appel à un matériau a-Si disposant d’un gap de 1.8eV. La cellule centrale en silicium amorphe et germanium (10 à 15% de concentration en Ge) dispose d’un gap de 1.6eV qui permet d’absorber les photons verts. La cellule arrière, en aSi-Ge (40 à 50% de Ge), capture les photons rouges et infrarouges (Gap de 1.4eV). Des modules commerciaux triple-jonction en support souple sont déjà disponibles avec des rendements avoisinant les 7% pour des films solaires de 1 m². Le meilleur rendement de cellule triple-jonction a-Si/a-SiGe/a-SiGe s’élève à 13% en laboratoire. Maintenant, le passage à l’échelle industrielle et à la production de modules multi-jonction performants sont les principaux défis aux quels doit faire face cette technologie afin d’avoir un développement complet.

La figure I.27 montre l’évolution des rendements record des principales filières photovoltaïques actuelles. On y retrouve les différentes cellules au silicium monocristallin et poly-cristallin, les cellules au silicium amorphe, les cellules en alliage de diSélénium de Cuivre Indium Galium (noté CIGS), au tellure de cadmium (CdTe), mais aussi les cellules à base de composés III-V qui appartiennent à la catégorie des cellules multi-jonctions.

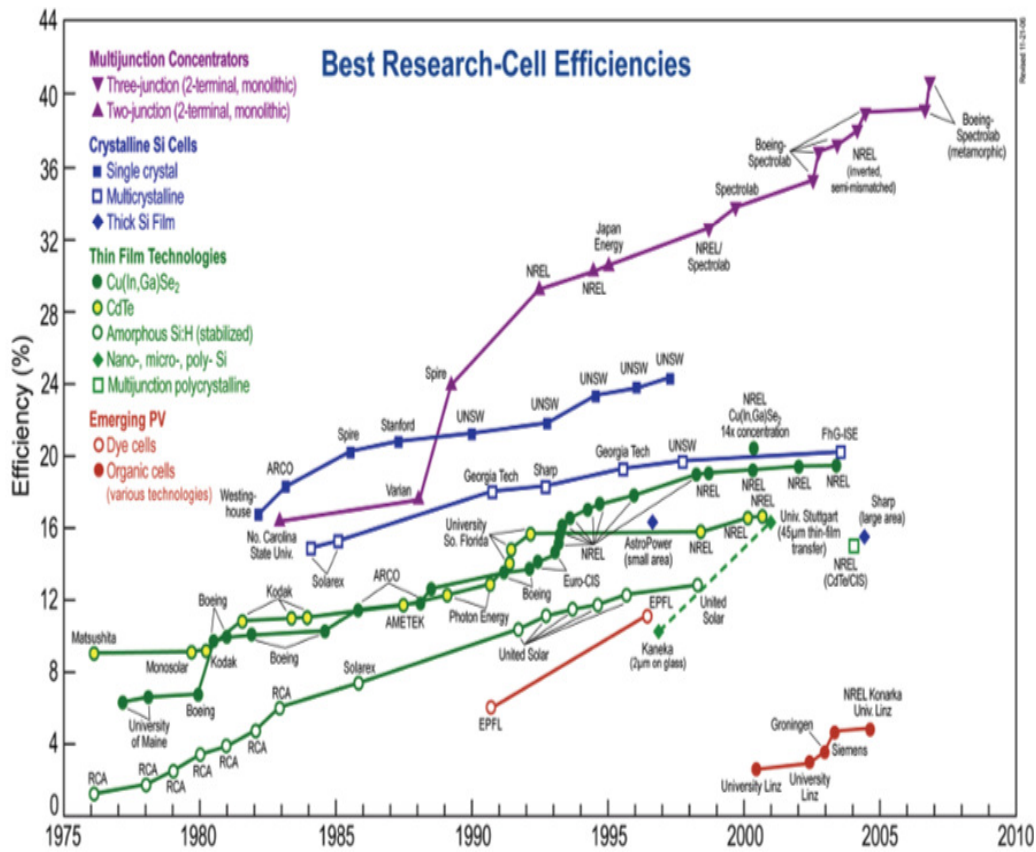


Figure I.27 : Rendements record de cellules photovoltaïques obtenus en laboratoire. Source NREL .

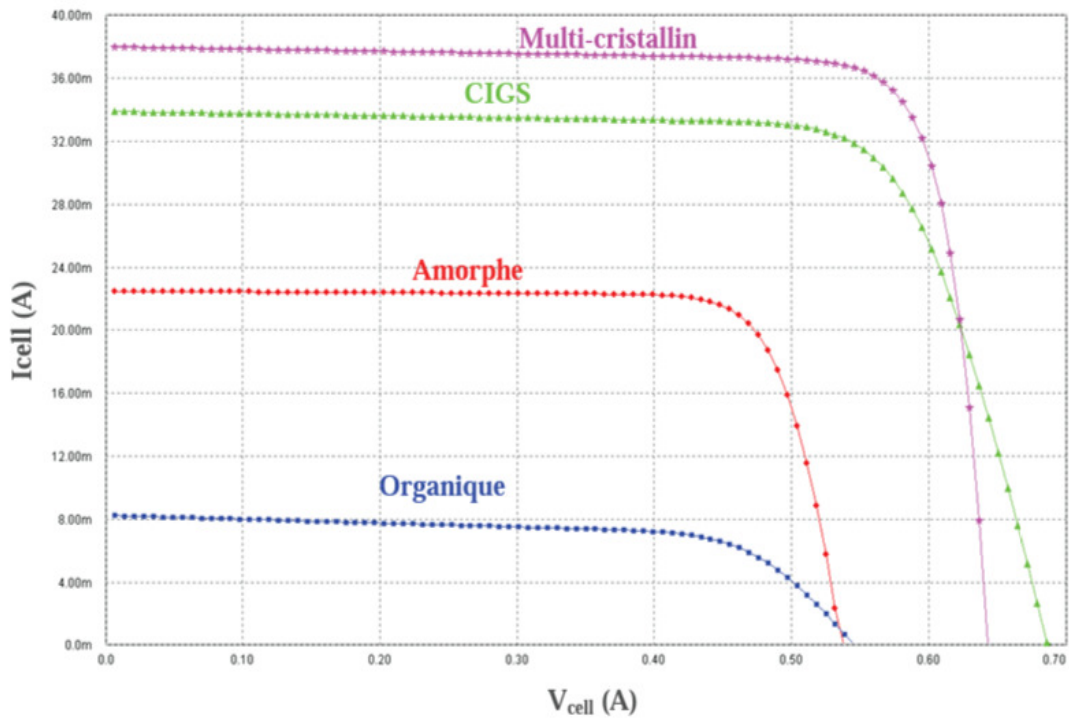


Figure I.28 : Caractéristiques électriques simulées de cellules à simple jonction issues de différente filières photovoltaïques. [40]

A côté des filières bien établies, sont apparues de nouvelles filières, basées sur l'utilisation de colorants ou de matériaux organiques [40].

I.6. Avantages et inconvénients de l'énergie photovoltaïque :

I.6.1. Avantages :

- ✚ Une haute fiabilité ; les modules sont garantis pendant 25 ans par la plupart des constructeurs .
- ✚ Elle ne comporte pas de pièces mobiles, qui la rendent particulièrement appropriée aux régions isolées. C'est la raison de son utilisation sur les engins spatiaux .
- ✚ Le caractère modulaire des panneaux photovoltaïques permet un montage simple et adaptable à des besoins énergétiques divers. Les systèmes peuvent être dimensionnés pour des applications de puissances allant du milliwatt au Mégawatt.
- ✚ Leurs coûts de fonctionnement sont très faibles vu les entretiens réduits, et ils ne nécessitent ni combustible, ni transport, ni personnel hautement spécialisé. Généralement la maintenance est limitée à une ou deux visites annuelles effectuées par un professionnel .
- ✚ La technologie photovoltaïque présente des qualités sur le plan écologique, car le produit final est non polluant, silencieux, peu de déchet, pas de ligne électrique supplémentaire et pas de nuisance sonore olfactive.[26]

I.6.2. Inconvénients :

- ✚ La fabrication du module photovoltaïque relève de la haute technologie et requiert des investissements d'un coût élevé .
- ✚ L'occupation de l'espace pour les installations de grandes dimensions .
- ✚ Le rendement réel de conversion d'un module est faible (la limite théorique pour une cellule au silicium cristallin est de 28 %) .
- ✚ Les générateurs photovoltaïques ne sont compétitifs par rapport aux générateurs Diesel que pour des faibles demandes d'énergie en régions isolées .
- ✚ Enfin, lorsque le stockage de l'énergie électrique sous forme chimique (batterie) est nécessaire, le coût du générateur photovoltaïque est accru. La fiabilité et les performances du système restent cependant équivalentes pour autant que la batterie et les composants de régulations associés soient judicieusement choisis.[26]

I.7. Les applications de l'énergie photovoltaïque :

En dehors des applications spatiales à l'origine du développement des techniques photovoltaïques et des applications en électronique (alimentation de calculettes, de montres, etc.), on trouve deux grandes familles d'applications à savoir :[26]

- a. **Les générateurs autonomes** : Pour l'alimentation de sites isolés du réseau de distribution d'électricité (habitat, relais hertzien, pompage, balisage en mer, électrification rurale des pays du sud, etc.) .
- b. **Les centrales photovoltaïques** : Il est possible d'utiliser un générateur photovoltaïque de façon non autonome, en le connectant au réseau public de distribution d'électricité. Nous aurons alors, une petite centrale de production d'électricité, dont l'énergie sera soit consommée sur place par le propriétaire, soit revendue sur le réseau. En cas de production excédentaire, le générateur photovoltaïque alimente le réseau et inversement, le réseau alimente la distribution en cas de déficit ou hors production solaire. L'ensemble est entièrement automatisé et géré par un ou plusieurs onduleurs.

Le système est donc beaucoup plus simple. Il n'y a plus de batterie (c'est le réseau qui joue ce rôle), il n'y a plus d'armoire de régulation complexe. Ces centrales peuvent être installées sur des maisons d'habitation individuelles, des bâtiments publics ou privés. Elles peuvent remplacer la toiture ou être installées en façade [26].

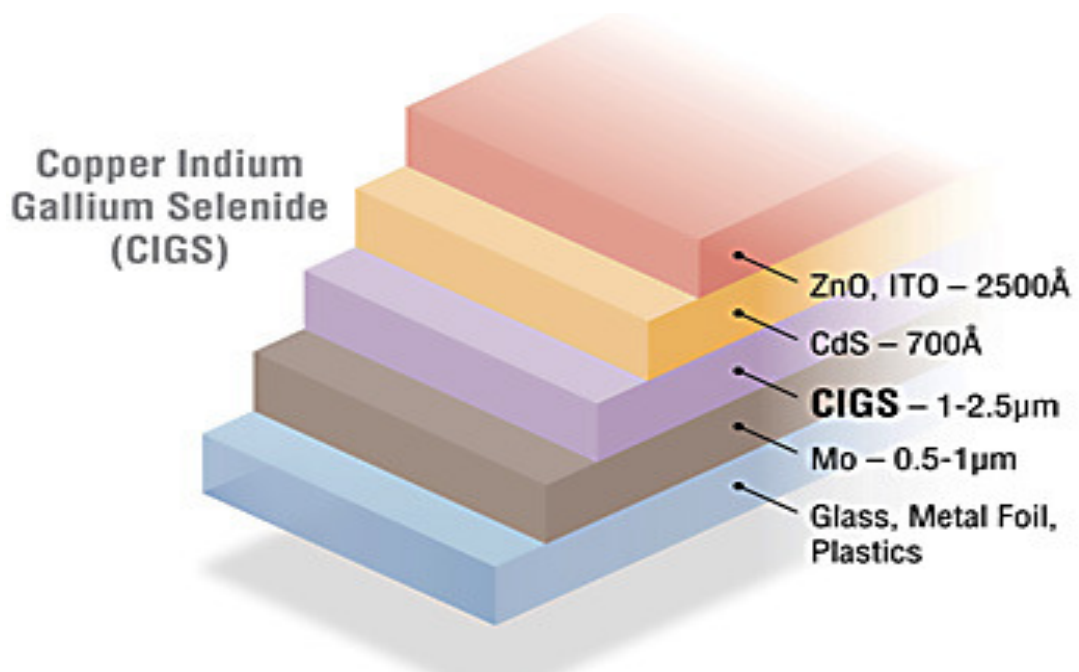
I.8. Conclusion :

Dans ce chapitre nous avons présenté un aperçu sur l'histoire de l'énergie photovoltaïque, le principe de base de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque, l'exploitation de la caractéristique courant tension de la cellule pour calculer ses différents paramètres physiques ainsi que les différents types des cellules solaires commercialisées.

Cette étude bibliographique nous a permis de spécifier le semiconducteur le plus prometteur pour la fabrication des cellules solaires en couches minces, le désiliciure de cuivre et d'indium $CuInSe_2$ noté CIS ou CISE sous sa forme chalcopyrite. Les propriétés physico chimique de ce matériau peuvent être améliorées par le changement d'une proportion d'indium et de sélénium respectivement par le gallium et le soufre pour former des composés quaternaires de type $Cu(In, Ga)(Se, S)_2$ (CIGS), ce qui augmente son efficacité. Dans le chapitre suivant, nous décrirons les propriétés fondamentales de ce matériau, les cellules solaires à base de CIGS ainsi que les différentes techniques d'élaboration utilisées pour leurs fabrication.

Chapitre II

Cellules solaires à base de $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ (CIGS)



II.1. Introduction :

Dans ce chapitre nous décrivons la structure d'une cellule solaire à base de CIGS, le rôle et les caractéristiques des différentes couches constituant la cellule. Ensuite nous présentons les propriétés fondamentales du matériau CuInSe_2 , à savoir sa structure cristalline, ses propriétés électriques et optiques. Le contrôle des propriétés optoélectroniques du semi-conducteur en fonction de la teneur en éléments Cu, In, Ga et Se rend compte d'une ingénierie fine du matériau à maîtriser, afin d'en accroître les performances. Enfin, nous donnons un aperçu sur les différentes méthodes de déposition des couches minces pour les cellules solaires à base de CIGS.

II.2. Cellule solaire à base de CIGS :

Les cellules solaires en couche mince à base de CIGS sont constituées de plusieurs couches. L'empilement le plus couramment rencontré est représenté sur la Figure II-1.

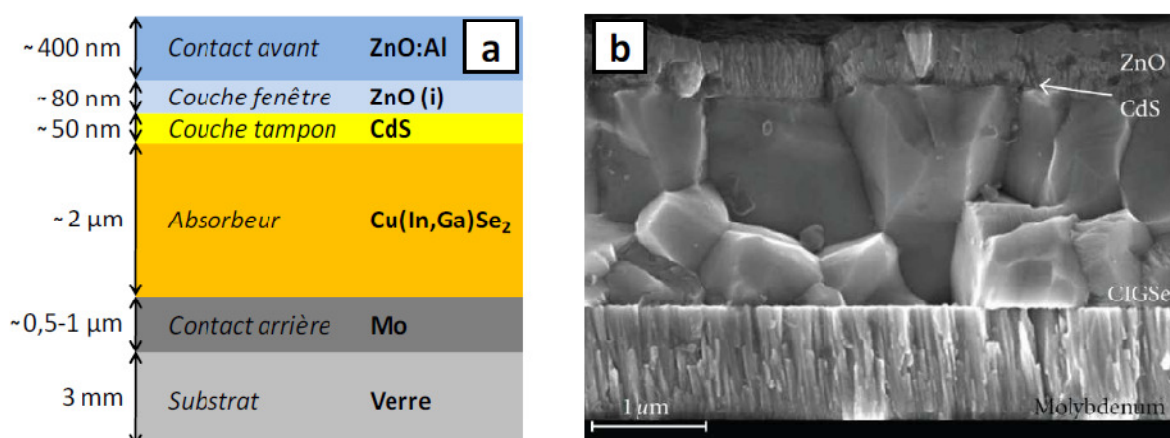


Figure II-1 : Structure d'une cellule solaire à base de CIGS. (a) Schéma de l'empilement des différentes couches ; (b) Image MEB de la tranche d'une cellule. [50]

Le substrat est une plaque de verre d'environ 3 mm d'épaisseur, sur lequel est déposé un contact métallique en molybdène (Mo) (de quelques centaines de nm à 1 μm). Sur ce substrat est déposé une couche de 1,5 à 2,5 μm de Cu(In,Ga)Se_2 . Il s'agit du semi-conducteur de type P, appelé absorbeur, dans lequel les photons vont être absorbés et vont créer des paires électrons-trous. Cet absorbeur est recouvert d'un semi-conducteur de type N, une couche de 50 nm de sulfure de cadmium (CdS), qui assure la formation de l'hétérojonction. La couche fenêtre est constituée d'une couche de 80 nm d'oxyde de zinc intrinsèque (noté ZnO (i)) et d'une couche de 400 nm d'oxyde de zinc dopé à l'aluminium (noté ZnO:Al).[34]

Le diagramme de bande de la cellule solaire ZnO / CdS / CIGS est illustré dans la figure II.2. Les photons ayant une énergie $E_{\text{ph}} < 3.3$ eV vont passer à travers la couche fenêtre de ZnO. Certains photons ayant une énergie $2.4 \text{ eV} < E_{\text{ph}} < 3.3$ eV seront absorbés dans la couche tampon de CdS, qui est introduite dans ces dispositifs pour des raisons technologiques, mais la plupart des photons atteignent la couche CIGS et sont fortement absorbés dans la région de charge d'espace (SCR). Le CIGS, ainsi que le CdTe, sont des semiconducteurs à gap direct avec de très forte absorption, de telle sorte que la longueur d'absorption est très courte, $\alpha^{-1} \ll 1 \mu\text{m}$. La mauvaise absorption de CdS est minimisée par l'amincissement de cette couche ou l'allier avec d'autres éléments afin d'augmenter son gap d'énergie [50].

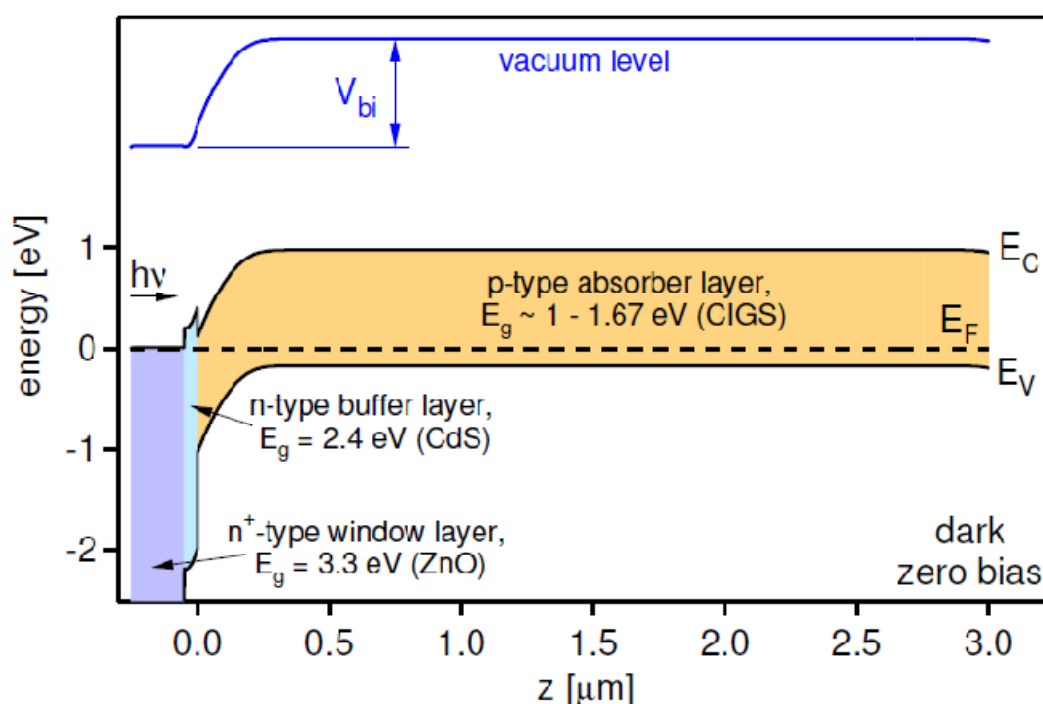


Figure II.2 : Bande de conduction et de valence pour une cellule solaire à hétérojonction ; le cas de ZnO / CdS / CIGS [50].

Les propriétés requises pour les différentes couches constituant la cellule solaire à base de CIGS, les alternatives existantes, et les différents moyens de dépôt sont décrits dans les paragraphes suivants.

II.2.1. Le substrat :

Le substrat est le support permettant la tenue mécanique des différentes couches, dont l'empilement ne dépasse pas quelques micromètres d'épaisseur. Il doit répondre à différents critères chimiques et mécaniques, qui le rendent apte à suivre toutes les étapes de fabrication de la cellule, sans en détériorer la qualité, tout en ayant un coût limité. Parmi les critères retenus, on

citera notamment les suivants : sa rigidité, son coefficient de dilatation (qui doit être proche de celui du CIGS), sa température maximale d'utilisation (qui doit être adaptée au procédé), son inertie chimique, son état de surface qui doit être parfaitement lisse. Il existe trois catégories de substrat : le verre, les métaux, et les polymères.

Le substrat le plus couramment utilisé est le verre sodocalcique, qui présente toutes les propriétés requises. Il contient notamment du sodium, qui diffuse vers le CIGS lors de l'étape de recuit. Son effet bénéfique sur le fonctionnement de la cellule a été démontré par de nombreux auteurs [51]–[52]. Les inconvénients rencontrés avec ce substrat sont liés à sa fragilité et sa tenue en température limitée par sa faible température de transition vitreuse (entre 550 et 600°C), mais également son coût et son poids élevés. L'utilisation d'un verre borosilicate permet de travailler à des températures plus élevées, mais son coefficient de dilatation plus faible est moins adapté au CIGS, et l'effet bénéfique du sodium est perdu. Celui-ci peut néanmoins être introduit par d'autres méthodes.

De nombreux substrats métalliques sont également utilisés. Ils ont l'avantage de bien résister aux températures rencontrées lors de la synthèse du CIGS, sont plus légers que le verre, et leur caractère souple permet de les utiliser dans des procédés « roll-to-roll », durant lequel le substrat est déroulé au fur et à mesure du procédé de fabrication et les différentes étapes sont réalisées en continu. Les substrats métalliques utilisés peuvent être l'acier inoxydable, l'aluminium Al, le titane Ti, ou le cuivre Cu. Les meilleurs rendements obtenus pour ces substrats sont de 17,7 % sur de l'acier inoxydable [53] et 16,2 % sur du titane [54] pour un procédé de co-évaporation, 17,1 % sur de l'aluminium pour un procédé d'impression [55]. L'utilisation de tels substrats nécessite le plus souvent le dépôt d'une couche barrière de façon à éviter la diffusion des atomes métalliques dans le CIGS lors de l'étape de traitement thermique [56], ce qui peut détériorer le rendement des cellules [57]. Les couches barrières les plus couramment utilisées sont l'alumine Al_2O_3 [57], la silice SiO_2 [58], et le nitrure de silicium Si_3N_4 [59], mais elles peuvent aussi être à base de ZnO [60]. Notons que cette couche barrière peut également être utilisée sur du verre sodocalcique afin de contrôler exactement la quantité de sodium dans le CIGS, en empêchant sa diffusion du verre et en l'introduisant lors de la synthèse du CIGS par un autre intermédiaire [61], tel que NaF.

Une alternative aux substrats métalliques réside dans certains polymères résistants à la température, comme les polyimides. Ils ont l'avantage d'être légers et flexibles, et ne nécessitent pas le dépôt de couche barrière. Néanmoins, la température maximale pouvant être appliquée sur ce type de substrat n'excède pas 450°C, contre 550°C pour un procédé normal de synthèse du CIGS. Le dépôt de la couche de Mo, qui induit des contraintes mécaniques sur les substrats, tend à courber ces substrats souples, mais ce problème peut être contourné en déposant une couche de matériau (comme du titane ou du molybdène) sur la face arrière [51]. La limitation de la

température de procédé à longterm a été considérée comme un frein pour une croissance optimale du CIGS, étant notamment à l'origine de la formation de petits grains, mais un rendement de 18,7 % obtenu par Chirilă et al. [62] a démontré que ce facteur n'était pas limitant.

II.2.2. Le contact métallique arrière :

Le contact métallique arrière doit, comme le substrat, répondre à différents critères chimiques, mécaniques et économiques. Il doit notamment être un bon conducteur électrique, ne pas réagir avec le CIGS ou y diffuser, résister aux températures élevées rencontrées lors du procédé de fabrication du CIGS (de l'ordre de 550 à 600°C). De nombreux métaux ont été étudiés, comme le tungstène W, le molybdène Mo, le chrome Cr, le tantale Ta, le niobium Nb, le vanadium V, le manganèse Mn dans la référence [63], l'or Au, l'aluminium Al et l'argent Ag et le cuivre Cu dans la référence [64]. Dans [63], Ti, Mn, Cr et V réagissent très fortement avec le sélénium, tandis que Ag diffuse dans le CIGS, Al s'oxyde et ne conduit pas assez, Cu réagit partiellement avec le CIGS et ne produit pas un contact ohmique dans la référence [64]. L'or produit un contact satisfaisant [64], mais n'est pas économiquement intéressant. Les piles incluant des contacts arrière en Mo, W, Ta, Nb ont donné des rendements comparables et ces métaux pourraient être utilisés comme contact arrière. Finalement, le matériau communément utilisé par les laboratoires de recherche et en industrie est le Mo. Le molybdène est déposé par pulvérisation cathodique sur le verre. Les deux modes de dépôts les plus couramment utilisés sont le dépôt par radiofréquence (RF) [65] et par magnétron (DC) [66] sous atmosphère d'argon. A l'IRDEP, le Mo est déposé par magnétron. Afin d'allier adhérence et conductivité, une procédure de dépôt en deux étapes est appliquée. Une première couche adhésive est d'abord déposée sous haute pression d'argon, puis une deuxième couche peu résistive est déposée à basse pression [67], [68]. Le molybdène est le siège de diffusion d'éléments qui proviennent à la fois du substrat : sodium Na lorsque le substrat est du verre sodo-calcique et de l'absorbeur CIGS : sélénium Se et gallium Ga. La concentration en Na dans le molybdène est plus importante dans la partie arrière du molybdène (partie en contact avec le verre), mais il est également présent dans l'absorbeur, montrant ainsi sa diffusion sur toute l'épaisseur du molybdène [69]. Le sodium se trouve principalement au niveau des joints de grains et ne diffuse pas de façon significative dans les grains eux-mêmes [70], [71]. De plus, il a été montré que les oxydes de molybdène présents au niveau des joints de grains sont responsables de la diffusion du sodium dans le Mo [70], [72]. Le gallium diffuse de façon importante dans le molybdène, mais l'éventuel composé formé lors de cette diffusion reste à déterminer. La diffusion du sélénium, quant à elle, ne se fait pas sur toute l'épaisseur du molybdène : ces deux composés forment une couche de MoSe_2 limitée à l'interface Mo/CIGS [69]. La couche de MoSe_2 qui se forme à l'arrière de la cellule permettrait une meilleure adhésion de la couche de Mo sur le verre

[73]. Elle serait également responsable d'un bon contact ohmique (faible résistivité) à l'interface Mo/CIGS [66], [72]. Dans le cas d'une couche de CIGS déposée par co-évaporation, l'épaisseur de MoSe_2 est de 10 nm [68], mais elle peut atteindre plusieurs centaines de nanomètres d'épaisseur dans des conditions de recuit mal contrôlées [74]–[75]. Le gap du MoSe_2 est de 1,4 eV, il est plus élevé que celui du CIGS et permet de diminuer les recombinaisons à l'interface de ces deux couches [76].

II.2.3. L'absorbeur :

L'absorbeur est la partie de la cellule dans laquelle les photons vont être convertis en paires électrons-trous. Dans le cas présent, il s'agit d'un semi-conducteur de type P de la famille I-III-VI, dont les différentes variantes déjà étudiées conduisent à la formule générale suivante : $(\text{Cu,Ag})(\text{In,Ga,Al})(\text{Se,S,Te})_2$. La substitution du Cu par de l'argent, de l'indium par du gallium ou de l'aluminium, du sélénium par du soufre ou du tellure, permet de modifier les propriétés du matériau comme sa largeur de bande interdite. Les composés les plus développés en recherche et en industrie sont le Cu(In,Ga)Se_2 et le Cu(In,Ga)(Se,S)_2 . [34]

II.2.4. La couche tampon :

La couche tampon est un semi-conducteur de type N, dont le gap doit être supérieur à celui de l'absorbeur. Son épaisseur avoisine les 50 nm. Deux rôles lui sont majoritairement attribués : un rôle électrique, et un rôle de couche protectrice. Du point de vue électrique, la couche tampon permet entre autre d'optimiser l'alignement des bandes entre le CIGS et la couche fenêtre et de limiter les recombinaisons des porteurs à l'interface de ces deux couches. Elle permet également de protéger la surface de l'absorbeur lors du dépôt par pulvérisation cathodique de la couche de ZnO , qui peut engendrer la formation de défauts à la surface du CIGS.

Plusieurs semi-conducteurs de type N ont été utilisés comme couche tampon, mais le plus couramment utilisé est le CdS déposé par bain chimique (CBD), qui a conduit jusqu'ici aux meilleurs rendements. Néanmoins, sa faible largeur de bande interdite, égale à 2,4 eV, engendre des pertes optiques pour les longueurs d'ondes inférieures à 500 nm. Pour cette raison, et en plus des contraintes liées à son utilisation (le Cd est un métal lourd, très polluant et dont l'utilisation est très réglementée), de nombreuses études sont menées pour substituer le CdS par d'autres matériaux. Parmi eux, on peut citer In_2S_3 , In(OH,S) , Zn(O,OH) , ZnS [77], [78], ou ZnSe [76], [78], [79].

Plusieurs procédés sont possibles pour déposer ces couches. Ceux-ci sont adaptés au procédé utilisé pour la synthèse du CIGS. Les techniques sous vide sont préférées pour les dépôts de Cu(In,Ga)Se_2 réalisés sous vide, ce qui permet de réaliser toutes les étapes successivement sans

interrompre la chaîne du vide. Néanmoins, il semblerait que les meilleurs rendements soient obtenus pour les méthodes de dépôt chimiques (Chemical Bath Deposition (CBD), Atomic Layer Deposition (ALD), Ion Layer Gaz Reaction (ILGAR)), comparé aux méthodes de dépôt physiques (évaporation, pulvérisation cathodique) [77].

II.2.5. La couche fenêtre :

La couche fenêtre doit être à la fois conductrice et transparente, de façon à collecter les électrons tout en laissant passer la lumière. Cette couche est constituée d'oxyde transparent conducteur (TCO), sur lequel une fine grille métallique (Ni-Al) est déposée, de façon à réduire la résistance série de la couche fenêtre. Le TCO généralement usité est l'oxyde de zinc (ZnO), mais l'oxyde d'indium dopé à l'étain (ITO) peut également être rencontré [80].

Cette couche fenêtre est constituée de deux couches, l'une fine (50 à 100 nm) et très résistive, l'autre épaisse (100 à 1500 nm) et peu résistive. La première couche est le plus souvent constituée de ZnO intrinsèque, dont la haute résistivité permettrait de réduire les courants de courts-circuits entre les deux électrodes de la cellule (le molybdène et la couche de TCO de faible résistivité) [81]. La couche conductrice est fréquemment du ZnO dopé à l'aluminium (ZnO:Al), mais d'autres dopants comme le bore (ZnO:B) [82] ou le gallium (ZnO:Ga) [83] existent aussi. L'épaisseur et le dopage de cette couche sont ajustés de façon à combiner transparence et conductivité.

La pulvérisation cathodique (ou sputtering) est très courante dans l'élaboration des cellules solaires, en raison de la maîtrise et la rapidité de cette technique. D'autres alternatives existent comme les dépôts par CBD, MOCVD, ALD ou ILGAR [76], [78]. Ces techniques ont l'avantage d'être moins agressives, et sont adaptées à la fabrication de cellules sans couche tampon. L'IRDEP a également développé un procédé de dépôt de ZnO dopé au chlore par électrolyse, montrant des résultats similaires au dépôt par pulvérisation cathodique [84].

II.3. Les différentes structures du CuInSe_2 :

Le CuInSe_2 cristallise sous différentes structures dérivées de la structure ZnS-blende (ou sphalérite). Celle-ci est constituée de deux réseaux cubiques à faces centrées interpénétrés, l'un constitué de cations Zn^{2+} , l'autre d'anions S^{2-} , et décalés l'un par rapport à l'autre d'un vecteur $(1/4, 1/4, 1/4)$ (Figure II-3). Dans le cas du CuInSe_2 , les cations Zn^{2+} de la structure ZnS-blende sont remplacés par les deux cations Cu^+ (cation de valence inférieure) et In^{3+} (cation de valence supérieure) et le soufre est remplacé par le sélénium.

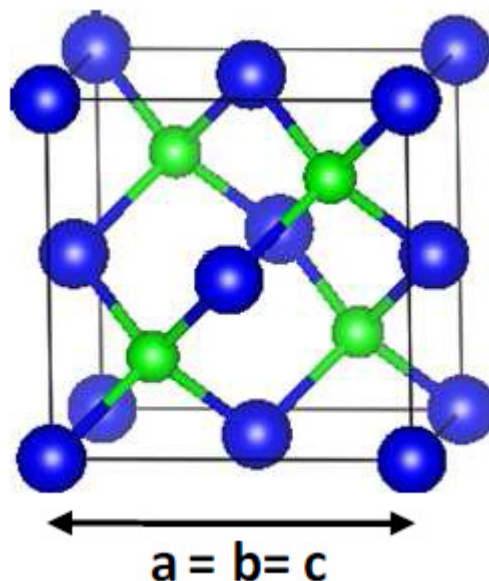


Figure II-3 : Structure Zinc-blende. Sphères bleues = zinc, sphères vertes = soufre.[34]

Différents agencements de ces cations conduisent à différentes structures de CuInSe_2 , représentées sur la Figure II-4 :[34]

- La structure sphalérite $\delta\text{-CuInSe}_2$: les ions Cu^+ et In^{3+} sont répartis de façon aléatoire sur les sites cationiques (Figure II-4-a).[34]
- La structure chalcopyrite $\alpha\text{-CuInSe}_2$: les ions Cu^+ et In^{3+} sont répartis de façon ordonnée dans les sites cationiques. Cet agencement conduit à un doublement du paramètre de maille selon la direction [001], et la symétrie de la structure passe de cubique à une quadratique (deux mailles de zinc-blende), dans laquelle chaque plan (001) est constitué d'un réseau ordonné de Cu^+ et In^{3+} (Figure II-4-b). La présence de deux cations différents induit une légère déformation de la structure par rapport à la structure ZnS-blende, et le rapport c/a est donc légèrement différent de 2; [34]
- La structure Cu-Au : cette structure résulte d'un agencement ordonné différent de celui rencontré pour la structure chalcopyrite. Les ions Cu^+ et In^{3+} sont là encore répartis de façon ordonnée sur les sites cationiques, mais les plans (001) sont constitués cette fois-ci alternativement des cations Cu^+ ou In^{3+} (Figure II-4-c).[34]

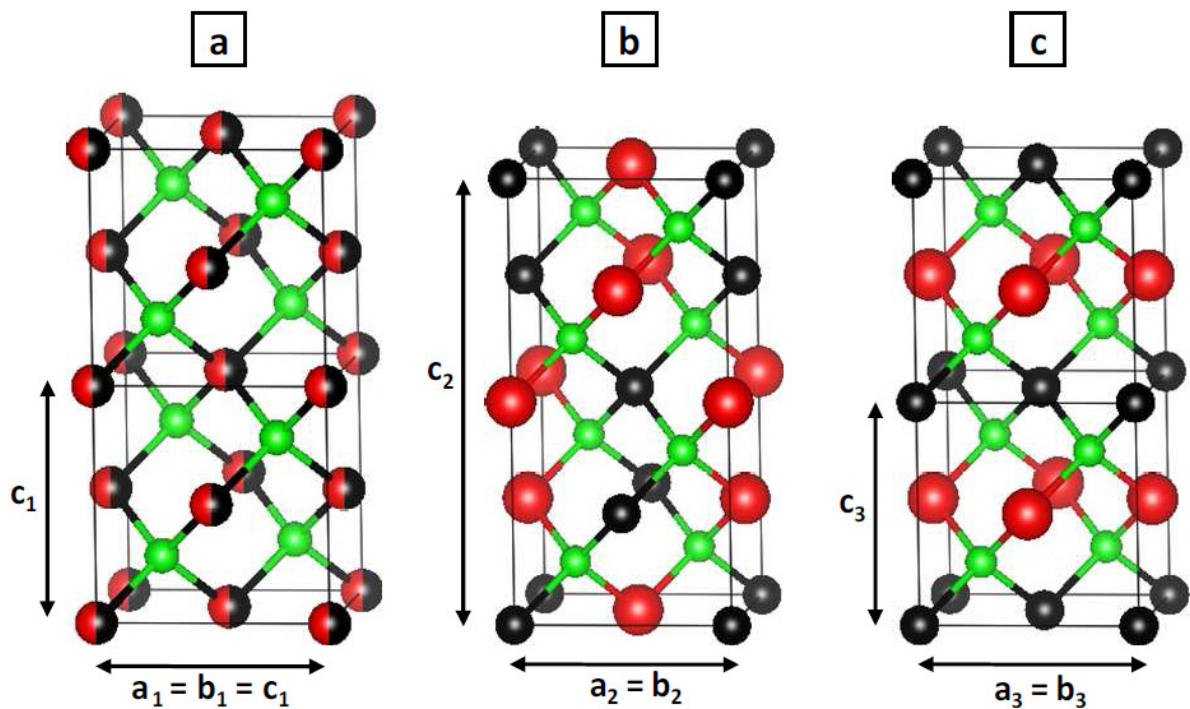


Figure II-4 : Structure cristallographiques du CuInSe_2 . (a) Sphalérite ; (b) Chalcopyrite ; (c) CuAu . Sphères noires = cuivre, sphères rouges = indium, sphères vertes = sélénium.[34]

II.4. Diagramme de phase pseudo-binaire $\text{Cu}_2\text{Se-In}_2\text{Se}_3$:

Le diagramme de phase pseudo-binaire du couple $\text{Cu}_2\text{Se-In}_2\text{Se}_3$ est représenté entre 500 et 1200°C sur la figure II-5. Le composé chalcopyrite $\alpha\text{-CuInSe}_2$ existe dans une gamme de composition restreinte comprise entre 23,8 et 24,8 %at de Cu, ce qui correspond à un rapport Cu/In compris entre 0,9 et 0,98, entre la température ambiante et 800°C. Avec l'augmentation de la température apparaît la structure sphalérite $\delta\text{-CuInSe}_2$, présente entre 600 et 1000°C. Pour un rapport Cu/In supérieur à 0,98 (entre 0 et 25,2 % at d'indium), les phases Cu_2Se et $\alpha\text{-CuInSe}_2$ coexistent jusqu'à 780°C environ. Pour un rapport Cu/In supérieur à 0,9 (entre 25,2 et 50 % at d'indium) apparaissent les phases de type OVC (Ordered Vacancy Compound) comme $\beta\text{-CuIn}_3\text{Se}_5$, puis $\gamma\text{-CuIn}_5\text{Se}_8$ stables jusqu'à 850°C environ. Ces deux phases sont dérivées de la phase $\alpha\text{-CuInSe}_2$ dans laquelle s'est formé le couple de défauts ($2V'_{\text{Cu}} + \text{In}\ddot{\text{c}}_{\text{Cu}}$) (deux lacunes de Cu(I) et substitution d'un atome de Cu(I) par un atome de In(III)), électriquement neutre.

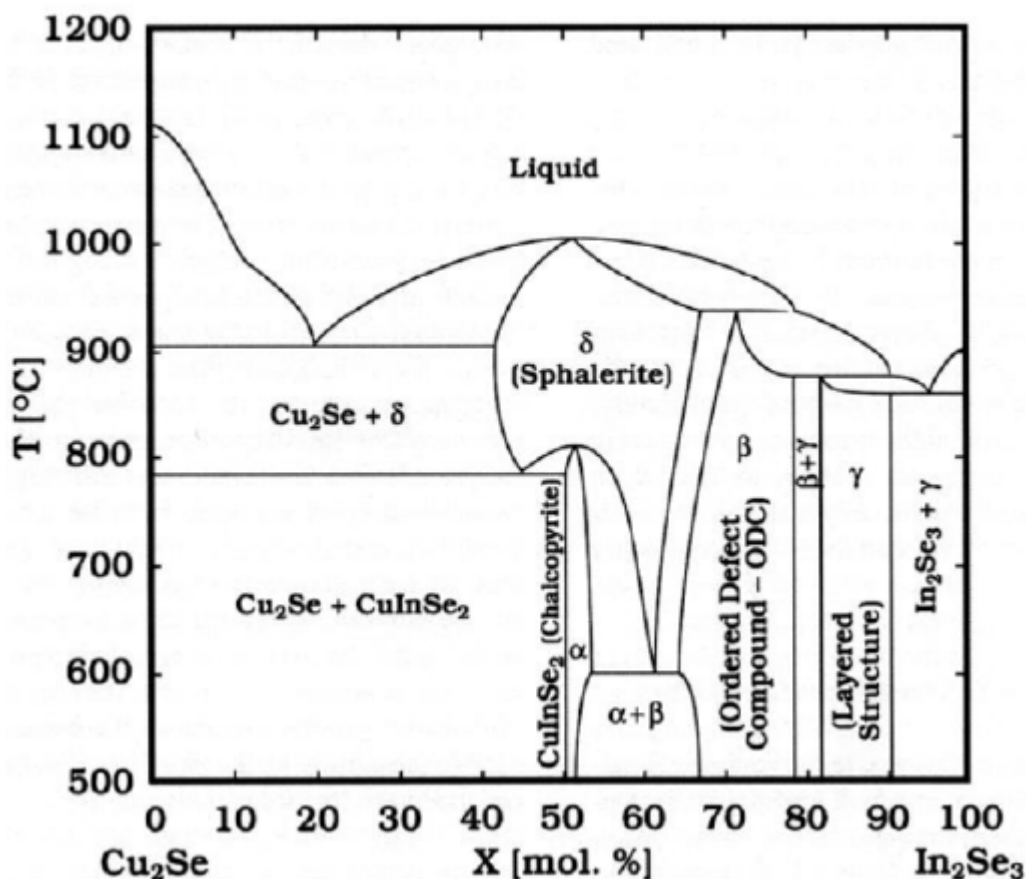


Figure II.5 : Diagramme de phase pseudo-binaire entre les composés Cu_2Se et In_2Se_3 .
 $\alpha = \text{CuInSe}_2$ chalcopryrite; $\beta = \text{CuIn}_3\text{Se}_5$; $\gamma = \text{CuIn}_5\text{Se}_8$; $\delta = \text{CuInSe}_2$ sphalérite.[84]

II.5. Les différents alliages dérivés du CuInSe_2 :

Parmi les différents composés chalcopryrite ABX_2 , on citera en particulier les quatre composés ternaires suivants : CuInSe_2 , CuGaSe_2 , CuInS_2 , CuGaS_2 [34]. Tous ces composés peuvent adopter les structures sphalérite, chalcopryrite et CuAu décrites précédemment. Le changement d'atomes entre chaque ternaire induit une modification de la longueur des liaisons inter-éléments, et donc une modification des paramètres de maille. Les valeurs de référence pour ces composés sont répertoriées dans le Tableau II-1.

Les différentes solutions solides quaternaires de type $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{Se}_2$, $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{S}_2$, $\text{CuIn}(\text{Se}_{1-y}\text{S}_y)_2$ ont été caractérisées par de nombreux auteurs. L'évolution des paramètres de maille lors de la substitution partielle des cations In^{3+} par Ga^{3+} , et/ou des anions Se^{2-} par S^{2-} , suit la loi de Vegard [85]–[86], c'est-à-dire que les paramètres évoluent linéairement entre les valeurs des deux ternaires associés. L'évolution des paramètres de maille du quaternaire $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)\text{Se}_2$, étudié dans ce travail, est représentée sur la Figure II-6.

Ternaire	$a=b(\text{Å})$	$c(\text{Å})$	c/a
$CuInSe_2$	5,7820	11,6190	2,0095
$CuGaSe_2$	5,6120	11,0320	1,9658
$CuInS_2$	5,5230	11,1200	2,0134
$CuGaS_2$	5,3600	10,4900	1,9571

Tableau II-1 : Paramètres de maille des ternaires chalcopyrites.[34]

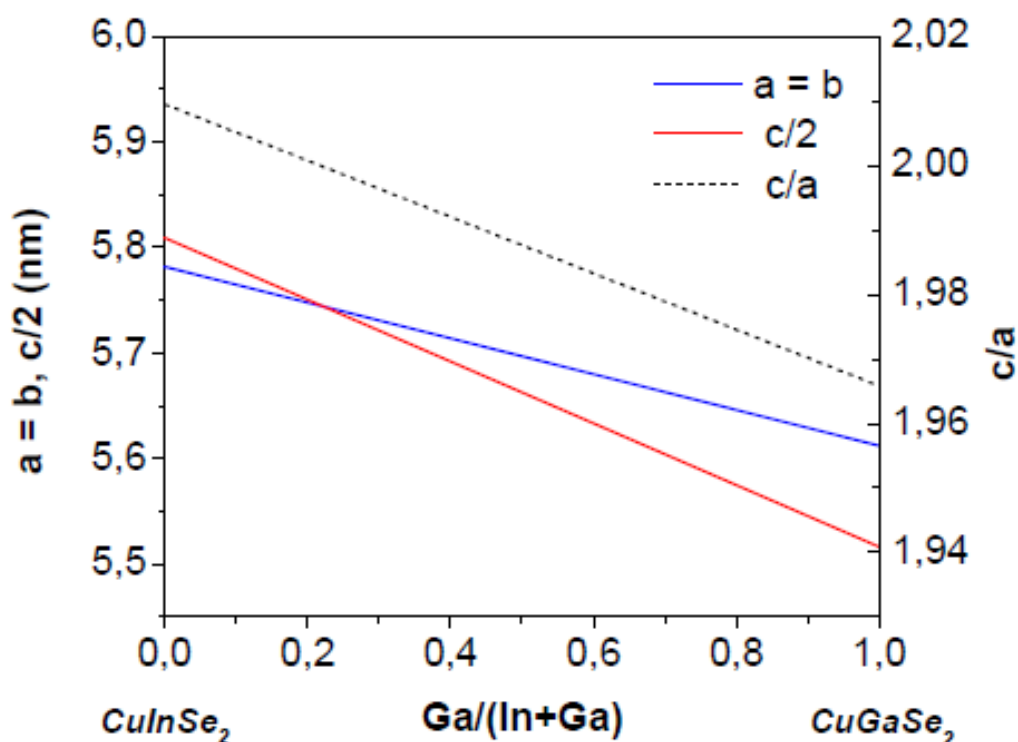


Figure II-6: Evolution des valeurs de paramètres de maille a et c, et du rapport c/a en fonction du rapport Ga/(In+Ga) pour la solution solide $Cu(In_{1-x}Ga_x)Se_2$. [34]

II.6. Propriétés semi-conductrices et ajustement de gap :

Les propriétés semi-conductrices des composés I-III-VI₂ dépendent de leur composition. Ainsi, la substitution de l'indium par le gallium, et/ou du sélénium par le soufre permet d'augmenter la largeur de la bande interdite. Le diagramme, présenté sur la Figure II-7, représente l'évolution de la largeur de bande interdite en fonction du paramètre de maille « a » pour les solutions solides $CuInSe_2$, $CuGaSe_2$, $CuInS_2$, $CuGaS_2$. Ce diagramme montre qu'il est facile de moduler la largeur de bande interdite entre 1,0 et 2,4 eV en variant la composition de la solution solide $Cu(In_{1-x}Ga_x)(Se_{1-y}Se_y)_2$. [34]

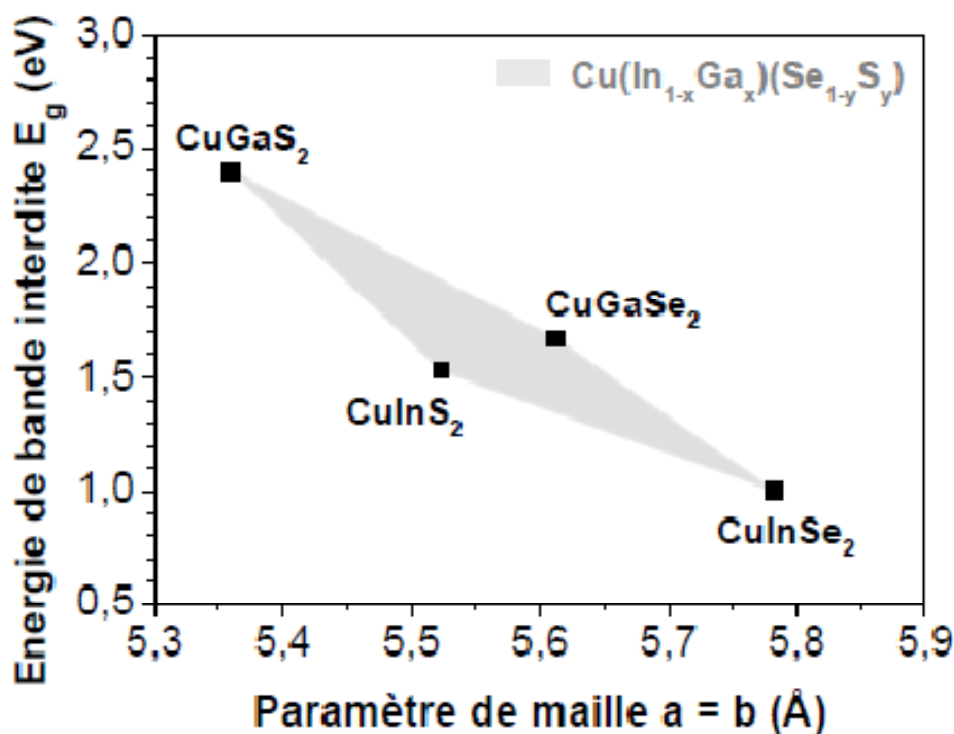


Figure II-7 : Diagramme représentant l'évolution de la largeur de bande interdite E_g (en eV) et du paramètre de maille a (en Å) des composés ternaires CuInSe_2 , CuGaSe_2 , CuInS_2 et CuGaS_2 . Le polygone gris représente toutes les valeurs de bande interdites accessibles par formation de l'alliage quinaire $\text{Cu}(\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x)(\text{Se}_{1-y}\text{S}_y)$. [34]

Les ternaires CuInS_2 et CuGaSe_2 ont une largeur de bande interdite égale à 1,53 et 1,67 eV, respectivement. Ces deux valeurs sont proches de la valeur optimale théorique pour une conversion optimale du spectre solaire, égale à 1,5 eV, mais n'ont permis d'obtenir jusqu'ici que des rendements de conversion égaux à 11,4 % pour le CuInS_2 [87] et 9,7 % pour le CuGaSe_2 [88]. Ces résultats sont loin des meilleures cellules de $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ pour lesquelles des rendement de conversion de l'ordre de 20 % sont obtenus [89], [90], [91].

De nombreuses études ont montré que les meilleurs rendements étaient obtenus par augmentation de la largeur de bande interdite au niveau des interfaces avant et arrière du CIGS (interfaces CdS/CIGS et Mo/CIGS). Ce double gradient de largeur de bande interdite peut être obtenu par augmentation du taux de gallium vers la face arrière du CIGS et augmentation du taux de gallium ou de soufre vers la face avant, selon la méthode de dépôt.

II.7. Propriétés électriques du CuInSe :

Plusieurs chercheurs ont étudié les propriétés électriques du CuInSe_2 , notamment l'identification et la caractérisation des défauts dans ce matériau. Comme nous avons cité

auparavant, on peut réaliser avec ce semi-conducteur des homo-jonctions et des hétérojonctions. Autrement dit, ce matériau peut présenter une conductivité de type n ou p et ceci par excès ou manque de sélénium. D'autre part, le $CuInSe_2$ présente une excellente stabilité électrique dans une

large bande des stœchiométrie. Des recherches ont montré qu'en agissant sur les rapports: $\left(\frac{Cu}{In}\right)$

et $\left(\frac{Se}{Cu + In}\right)$ On peut changer le type de conduction dans le semi-conducteur $CuInSe_2$.

Le tableau II.2 rassemble les évolutions des types de conduction du semi-conducteur $CuInSe_2$ en fonction des rapports $\left(\frac{Cu}{In}\right)$ et $\left(\frac{Se}{Cu + In}\right)$ après dépôt.

D'autres travaux ont montré que généralement les atomes de sélénium dans le $CuInSe_2$ se comportent comme des donneurs et conduisent ainsi à une conduction de type n. Les couches $CuInSe_2$ qui présentent un excès d'indium et qui contiennent des lacunes de cuivre sont généralement de type p. [92]

$\left(\frac{Se}{Cu + In}\right) > 1$		$\left(\frac{Se}{Cu + In}\right) < 1$	
$\left(\frac{Cu}{In}\right) > 1$	$\left(\frac{Cu}{In}\right) < 1$	$\left(\frac{Cu}{In}\right) > 1$	$\left(\frac{Cu}{In}\right) < 1$
Type p avec une résistivité faible	Type p avec une résistivité moyenne ou type n avec une résistivité forte	Type p avec une résistivité faible	Type p avec une résistivité forte ou type n avec une résistivité faible

Tableau II.2 : Type de conduction dans $CuInSe_2$ en fonction des rapport $\left(\frac{Cu}{In}\right)$ et $\left(\frac{Se}{Cu + In}\right)$ [92]

II.8. Propriétés optiques du $CuInSe_2$:

Le rendement des cellules solaires dépend principalement de la lumière absorbée par la couche absorbante. Du point de vue technologique, la couche absorbante doit avoir un gap optimal pour absorber la plus large gamme des longueurs d'ondes du spectre solaire avec un coefficient d'absorption élevé.

Les propriétés optiques des couches $CuInSe_2$ ont été largement étudiées par plusieurs groupes de recherche [93].

Le CuInSe_2 se distingue des autres matériaux photovoltaïques (CdTe , GaAs , CdS , etc.) par un coefficient d'absorption très élevé, plus grand que 10^5cm^{-1} dans le domaine du visible et le proche infrarouge (Figure. II-8). De plus, le CuInSe_2 a une bande interdite à transition directe de l'ordre de 1.04 eV [92].

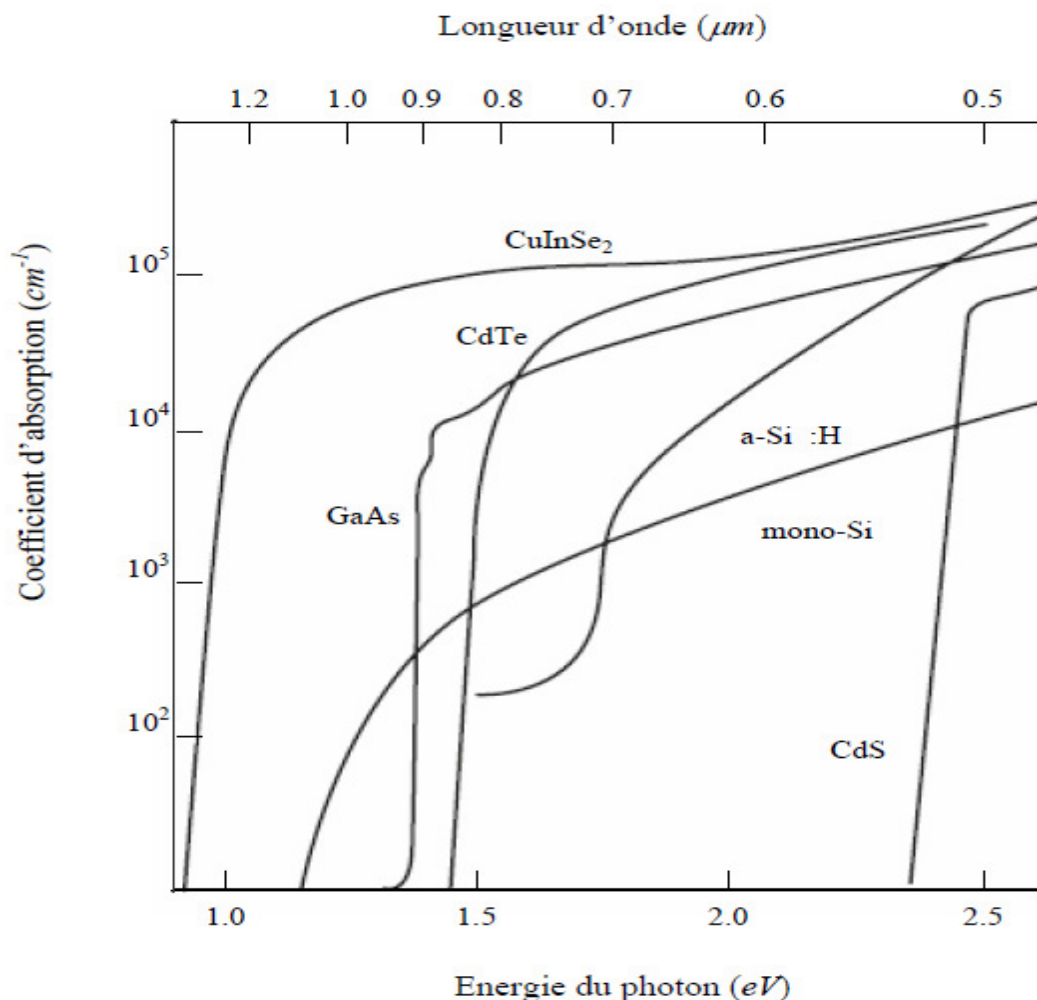


Figure II-8 : Coefficient d'absorption des matériaux (CuInSe_2 , CdTe , GaAs , a-Si:H , mono-Si et CdS) pour la fabrication des cellules solaires en couches minces [93]

Dans beaucoup d'études, il a été constaté que la relation entre le gap optique E_g et le coefficient d'absorption α pour un semiconducteur typique est comme suit :[94]

$$\alpha = \frac{A(E - E_g)^{\frac{1}{2}}}{E} \tag{Eq.II.1}$$

avec A, une constante de proportionnalité, qui dépend des densités des états liés à l'absorption de photon et E l'énergie d'irradiation. On peut obtenir un gap optique d'une valeur de $E_g = 1.02 \pm 0.02$ eV.

Le gap optique du CuInSe_2 est une fonction aussi de la température, il peut être décrit approximativement par la relation proposée par Varshni [95] :

$$E_0 - E_g(T) = \left(\frac{\delta T^2}{T + \beta} \right) \quad \text{Eq.II.2}$$

où E_0 est le gap à 0 K⁰ et β est un paramètre du même ordre que la température de Debye θ_d .

II.9. Les avantages du CuInSe_2 sous sa structure chalcopyrite :

Les principaux avantages de ce matériau semi-conducteur sous sa structure chalcopyrite sont les suivants[96]:

- Son gap direct avec une valeur de 1.04 eV, cette énergie lui permet d'absorber une large gamme du spectre solaire ;
- Son coefficient d'absorption qui est très élevé dans le domaine du visible et du proche infrarouge; une couche de CuInSe_2 avec une épaisseur de 1 μm permet l'absorption de 99 % des photons qui arrivent à la surface de la cellule, pour atteindre ce taux d'absorption dans le cas des cellules à base de silicium il faut une épaisseur d'environ de 350 μm ;
- La possibilité de changement de type de conduction (n ou p) de ce semi-conducteur et de son gap sans passer par le dopage par des atomes étrangers;
- La possibilité d'élaboration de ce semi-conducteur par plusieurs techniques et sur différents types de substrat;
- Il présente des paramètres de maille et une affinité électronique compatibles avec ceux des matériaux utilisés dans la fabrication des autres couches constituant la cellule solaire à savoir le CdS, ITO, ZnO, etc.;
- Sa stabilité électrique et thermique excellente sous les conditions d'opérations;
- Excellente résistance aux irradiations.

II.10. Les méthodes de déposition de couches minces pour les cellules solaires à base CuInSe_2 :

Une large gamme de méthodes de préparation pour les matériaux de couches minces utilisant le CIS. La méthode de déposition généralement a un large impact sur les propriétés physiques de la couche ainsi que le coût de production, la plupart des méthodes sont revues avec un principal intérêt pour le dépôt de la couche d'absorption. En plus les chalcopyrites CIS et CIGS sont les plus importants matériaux d'absorption.

La préparation de couche mince standard CIS nécessite plusieurs étapes importantes.

La préparation d'un substrat normal comme par le dépôt d'une couche (1-2) μm de Molybdène (Mo back contact), la qualité de cette couche et son adhésion au verre est très importante. Après le dépôt de la couche d'absorption, tampon et du conducteur transparent, les grilles métalliques sont

déposées sur le conducteur transparent pour augmenter sa conductivité, enfin une couche antireflet est ajoutée pour minimiser les pertes de réflexion et augmenter le rendement.

Plusieurs techniques peuvent être utilisées pour obtenir des couches stœchiométriques CIS et CIGS, seulement peu de ces techniques ont un rendement supérieur à 15%, jusqu'ici les couches d'absorption de haut rendement sont généralement préparées par co-évaporation (Élémentaire ou couche composée) sans considérer les méthodes de déposition des couches d'absorption (CIS) à haut rendement ont une surface lisse. Les couches de structure chalcopyrite sont cristallines, et leurs compositions globales sont légèrement déficientes en cuivre pour permettre la formation de couche pauvre en cuivre (OVC) « ordered vacancy compound » sur la surface.[97]

a) La sénéisation des couches métalliques :

Trois méthodes de sénéisation sont comparées :

- 1) $\text{H}_2\text{Se}/\text{Ar}$ à la pression atmosphérique.
- 2) Se solide sous un flux d'Air à la pression atmosphérique.
- 3) Le vapeur de Se dans le vide.

Dans les trois cas des échantillons étaient chauffés pendant 10 min, à des températures au dessous de 500°C le Se obtenu par toutes les méthodes. Les couches de CuInSe_2 étaient obtenues en une seule phase par la méthode H_2Se à 400°C .

b) Évaporation à partir de Cu-In-Se :

L'évaporation thermique du CuInSe_2 de type p en couche mince à partir d'une seule source CIS au substrat avec des températures de 200 à 600°C était présentée par Sadigov et al. Parce que des difficultés de perfection stœchiométrique, cristalline et la phase binaire des films libres avec une bonne surface morphologique, on ajoute du Cu et de l'In en vapeur sur des films à la température ambiante et puis les films étaient sénéisés en une atmosphère contenant du Se.

c) La pyrolyse spray :

Des couches minces CIS et CIGS de chalcopyrite d'une seule phase de forte orientation de type-p avaient été préparées par cette technique à partir de solutions acides et de solutions d'éthanol de CuCl_2 , InCl_3 , GaCl_3 et d'azote (N). Malgré ces résultats prometteurs le rendement des cellules solaires, atteint était faible.

d) Les techniques de dépôt de particules :

Un important avantage de ces méthodes est que depuis la proportion de métal est déjà fixé dans le matériau, la stœchiométrie du film final est indépendante de l'épaisseur et par conséquent des films de composition uniforme peuvent être préparés sur de larges surfaces et relativement des variations d'épaisseurs peuvent être tolérées. Le rendement des cellules entre 10 et 13% a été accompli par ces techniques [97].

II. 11. Performances d'une cellule solaire à base de CuInSe_2 :

Les rendements des cellules photovoltaïques réalisées à base de l'absorbeur CuInSe_2 sont résumés dans le tableau II.3 . Dans la plupart des cas, les rendements élevés sont obtenus pour des cellules photovoltaïques de laboratoire de très petite taille ($< 1 \text{ cm}^2$). L'augmentation de la tension en circuit ouvert et la diminution de la densité de courant qui en résulteraient permettraient , d'une part, une réduction du nombre d'interconnexions et d'autre part, éviteraient l'usage de couches d'oxydes transparents fortement conductrices. En outre, les pertes de rendement seraient moins prononcées en fonction de la température, ce qui représente un avantage concurrentiel dans les applications.

Type de cellule	Rendement(%)
$\text{CuInSe}_2/\text{CdS}/\text{ZnO}/\text{MgF}_2$	14.8
$\text{Cu(In,Ga)Se}_2/\text{CdS}/\text{ZnO}/\text{MgF}_2$	18.8
$\text{Cu(In,Ga)Se}_2/\text{CdS}/\text{ZnO}/\text{MgF}_2$	17.7
$\text{Cu(In,Ga)Se}_2/\text{CdS}/\text{ZnO}/\text{MgF}_2$	17.6
$\text{CuInSe}_2/\text{CdS}/\text{ZnO}/\text{MgF}_2$	12
$\text{CuIn}_{1-x}\text{Ga}_x\text{Se}_2$	19.2
$\text{Cu(In,Ga)Se}_2/\text{CdS}/\text{ZnO}/\text{MgF}_2$	19.3
$\text{Cu(In,Ga)Se}_2/\text{CdS}$	20
Cu(In,Ga)(S,Se)_2	20

Tableau II.3 : Rendement des cellules photovoltaïques à base des absorbeurs de type Cu(In,Ga)(S,Se)_2 .

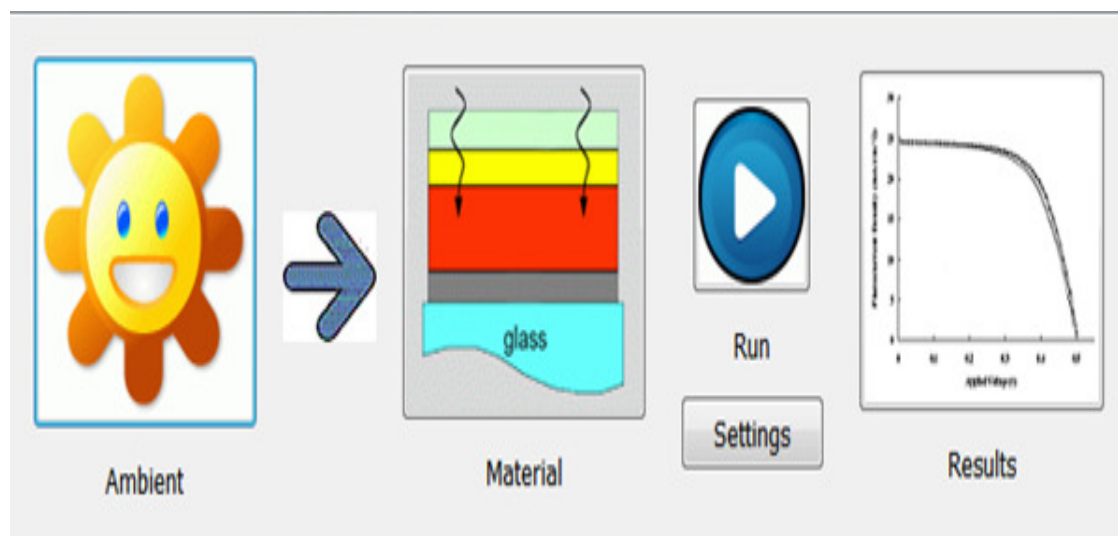
Le développement de matériaux de gap un peu plus élevé est d'un intérêt particulier. L'élargissement de la bande interdite par l'introduction d'un taux élevé du Ga dans le CuInSe_2 n'est

possible que dans le cas de procédé d'évaporation, parce que l'on trouve toujours une ségrégation du Ga vers le contact arrière dans le procédé de sélénisation. Le CuInS_2 ayant un gap de 1.5 eV est perçu par une partie de la communauté comme particulièrement intéressant [26] pour une production plus écologique de cellules où le sélénium est remplacé par le soufre. Dans les deux procédés (séquentiel et coévaporation), une bonne homogénéité est obtenue parce que le matériau est préparé riche en Cu et la stœchiométrie est obtenue par une attaque chimique autoajustante.

La famille des chalcopyrites est aussi particulièrement attractive parce qu'elle offre des semiconducteurs de gap compris entre 1 et 2.4 eV . Cela suggère le développement de cellules photovoltaïques multispectrales capables d'exploiter au mieux les composantes du spectre solaire. De plus, des hauts rendements sont obtenus par la combinaison du CuGaSe_2 et de CuInSe_2 dans une structure tandem. Notons qu'une efficacité de 33.9% est obtenue pour un tandem CGS/CIS pour une illumination de AM1.5 [26].

Chapitre III

Description du transport dans la cellule solaire à base de CIGS et le logiciel de simulation AMPS-1D



III.1. Le transport dans la cellule solaire à base de CIGS :

Introduction :

Dans ce chapitre, nous présentons en première partie les modèles physiques appropriés pour décrire les phénomènes de transport, d'absorption, de génération et de recombinaison, se produisant dans un milieu semi-conducteur. Ces modèles constituent les éléments de base de la simulation numérique du transport dans les cellules solaires.

En deuxième partie, nous présentons un aperçu sur le logiciel de simulation unidimensionnelle AMPS-1D que nous utilisons pour générer les résultats de l'étude de la cellule solaire à hétérojonction CdS/CIGS.

III.2. Equations de transport:

L'ensemble des équations phénoménologiques décrivant le processus de transport dans un dispositif à base de semi-conducteur contient [98,99,100], généralement, l'équation de Poisson (équation (III.1)), les équations de continuité des électrons et des trous libres (équations (III.2)-(III.3)), et les équations des densités de courants des électrons et des trous (équation (III.4)-(III.5)). En absence d'un champ magnétique et d'un gradient de température le long du dispositif, les équations s'écrivent comme suit :

$$\Delta\psi = -\frac{\rho}{\epsilon_r\epsilon_0} \quad \text{Eq.III.1}$$

$$\frac{\partial n}{\partial t} = \frac{1}{q} \text{div } J_n - U_n + G \quad \text{Eq.III.2}$$

$$\frac{\partial p}{\partial t} = -\frac{1}{q} \text{div } J_p - U_p + G \quad \text{Eq.III.3}$$

$$J_n = -\frac{1}{q} q n \mu_n \text{grad } \psi + q D_n \text{grad } n \quad \text{Eq.III.4}$$

$$J_p = -q p \mu_p \text{grad } \psi - q D_p \text{grad } p \quad \text{Eq.III.5}$$

Dans ces équations, t est le temps (s), $\epsilon_r\epsilon_0$ la permittivité du semi-conducteur (F cm^{-1}), ψ est le potentiel électrique (V). ρ la densité de charge d'espace (C cm^{-3}). J_n et J_p les densités de courants des électrons et des trous (A cm^{-2}). G est le taux de génération optique ($\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$). U_n et U_p sont les taux nets de recombinaison des électrons et des trous ($\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$) respectivement. n et p les densités des électrons et des trous libres (cm^{-3}). μ_n et μ_p sont les mobilités des électrons et

des trous ($cm^2V^{-1}s^{-1}$). D_n et D_p sont les coefficients de diffusion des électrons et des trous (cm^2s^{-1}). $\frac{\partial n}{\partial t}$ et $\frac{\partial p}{\partial t}$ sont les taux de variation des densités des électrons et des trous libres avec le temps ($cm^{-3}s^{-1}$).

Pour le cas stationnaire, en considérant la cellule comme un dispositif unidimensionnel, ces équations s'écrivent comme suit [98,99]

$$\frac{d^2\psi(x)}{dx^2} = -\frac{\rho(x)}{\epsilon_r\epsilon_0} \quad \text{Eq.III.6.a}$$

$$\frac{1}{q} \frac{dJ_n(x)}{dx} - U_R(x) + G(x) = 0 \quad \text{Eq.III.6.b}$$

$$-\frac{1}{q} \frac{dJ_p(x)}{dx} - U_R(x) + G(x) = 0 \quad \text{Eq.III.6.c}$$

avec

$$\rho(x) = q(P(x) - n(x) + P_t(x) - n_t(x) + N_{AD}(x)) \quad \text{Eq.III.7.a}$$

$$J_n(x) = -q\mu_n n(x) \frac{d\psi(x)}{dx} + k_B T \mu_n \frac{dn(x)}{dx} \quad \text{Eq.III.7.b}$$

$$J_p(x) = -q\mu_p p(x) \frac{d\psi(x)}{dx} - k_B T \mu_p \frac{dp(x)}{dx} \quad \text{Eq.III.7.c}$$

$$J_T = \frac{1}{d} \int_0^d (J_n(x) + J_p(x)) dx \quad \text{Eq.III.7.d}$$

Ici, les coefficients de diffusion $D_{n,p}$ sont exprimés en fonction de $\mu_{n,p}$ selon la relation d'Einstein

$$D_{n,p} = \frac{k_B T}{q} \mu_{n,p}, \quad J_T \text{ est la densité du courant total (A cm}^{-2}\text{)}.$$

Dans l'équation (III.7.a), $n_t(x)$ et $p_t(x)$ sont les densités de charges (cm^{-3}) négatives et positives dans les états des défauts :

$N_{AD}(x)$ est la densité du dopage le long de la cellule. Pour une cellule à unique jonction $n-p$ abrupte :

$$N_{AD}(x) = \begin{cases} +Nd & \text{au région } n \\ -Na & \text{au région } p \end{cases} \quad \text{Eq.III.8}$$

En cas d'illumination, le taux de génération optique, $G(x)$, dans les équation (III.6.b)-(III.6.c), est donné par la loi exponentielle décroissante depuis la région de photo-génération.

Dans l'état stationnaire, le taux de recombinaison total des électrons à égale à celui des trous. On peut définir le taux de recombinaison total $U_R(x)$; tel que

$$U_n(x) = U_p(x) = U_R(x) \quad \text{Eq.III.9}$$

Les équations de transport, définies par les équations (III.6)-(III.7), sont des équations couplées formant un système non linéaire. Ce système ne peut être résolu analytiquement mais par des méthodes numériques avec l'approche typique : (1) discrétisation (maillage) du dispositif, (2) discrétisation des équations (III.6)-(III.7), (3) application des conditions aux limites (contacts), et (4) résolution de l'équation matricielle résultante par itération. Lors de la résolution, le potentiel ψ , les densités n et p des électrons et des trous libres sont utilisées comme étant les variables principales (primaires) à déterminer. Les autres quantités telles que ; le champ électrique ξ , les densités de courant J_n et J_p , sont les variables dérivées ou secondaires calculées d'après la dérivation des variables principales. Les densités de charges dans les états des défauts et le taux de recombinaison dépendent aussi des densités des électrons et trous libres.

III.3. Absorption- Génération optique des paires électron-trou :

III.3.1. Absorption optique :

Le phénomène d'absorption qui se produit dépend de l'énergie (fréquence) de la lumière (photon) incidente. L'énergie minimale nécessaire au photon incident pour provoquer la transition électronique dépend de la largeur du gap d'énergie E_g du matériau constituant la cellule [101], les photons de faibles énergies, ($h\nu < E_g$), passent à travers le semi-conducteur, n'apportant alors aucune contribution à la conversion photovoltaïque. Le coefficient d'absorption est négligeable et la radiation lumineuse traverse le matériau avec une atténuation quasiment nulle. Si, les photons sont de grandes énergies ($h\nu \geq E_g$), l'absorption augmente. En outre, l'énergie au-dessus de E_g n'augmente pas l'absorption au-dessus de son seuil. Cet excès est perdu sous forme de chaleur [101].

L'énergie des photons correspondant à une radiation donnée est reliée à sa longueur d'onde par la relation [102] :

$$E_{ph} = h\nu = \frac{hc}{\lambda} \quad \text{Eq.III.10}$$

ν : fréquence de la radiation , λ : longueur d'onde de la radiation en μm , c : vitesse de la lumière, E_{ph} : Energie du photon en eV et h : constante de Planck.

Une radiation lumineuse rencontrant un semi-conducteur est absorbée suivant la loi de Bougner-Lambert [102] :

$$I(x) = I(1 - R)\exp(-\alpha x) = I_0 \exp(-\alpha x) \quad \text{Eq.III-11}$$

$I(x)$: intensité du flux au point x , I_0 : intensité du flux incident sur une surface,

$\alpha(\lambda)$: coefficient d'absorption, traduit la probabilité d'absorption d'un photon par unité de longueur. Il change selon le matériau, R : coefficient de réflexion représente la part de l'énergie lumineuse incidente I , réfléchié à la surface du matériau et x : profondeur d'absorption du faisceau dans le matériau à partir de la surface du semi-conducteur.

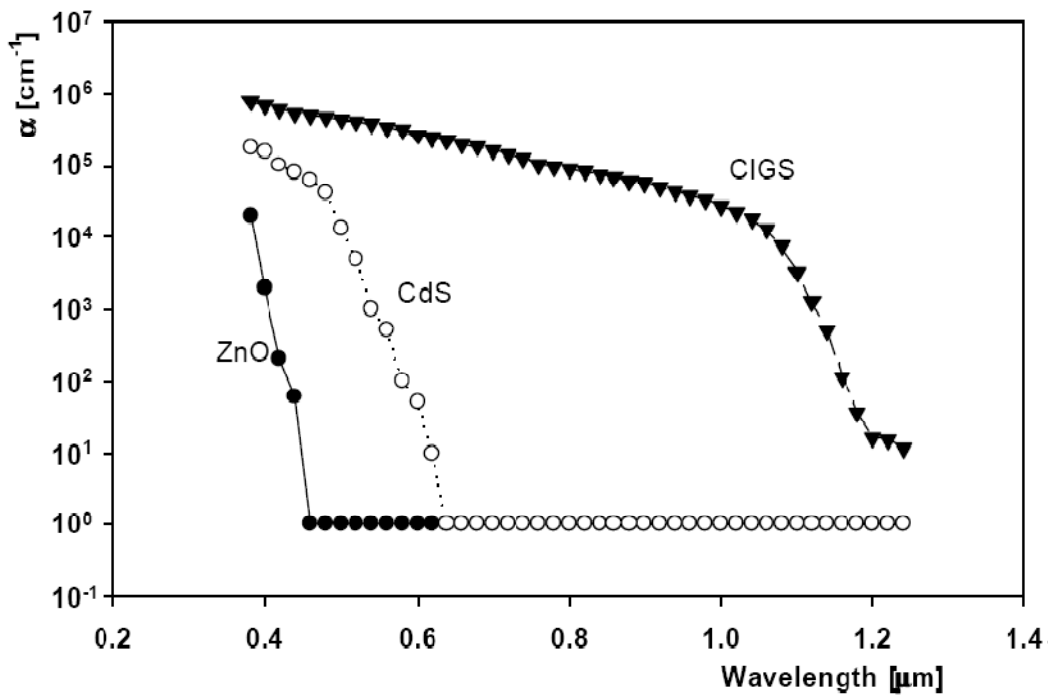


Figure III-1 : Spectre d'absorption de ZnO, CdS, CIGS [103]

Quand les photons incidents ont une énergie suffisante pour provoquer le transfert des électrons de la bande de valence vers la bande de conduction, des paires électron-trou peuvent se créer. Ce phénomène, appelé mode d'absorption intrinsèque ou fondamentale, prédomine dans les cellules solaires [102].

III.3.2. Génération optique des porteurs :

La génération des porteurs est un processus pour reconstituer l'équilibre d'un semi-conducteur qui a été perturbé [104]. Dans un semi-conducteur homogène, l'intensité de radiation incidente diminue dans le matériau en vertu d'une loi exponentielle avec la profondeur x . On définit la densité de flux $\phi(x)$ à la profondeur x de la surface x_0 [105] :

$$\phi(x) = \phi(x_0) \cdot \exp(-\alpha_m(x - x_0)) \tag{Eq.III.12}$$

$\phi(x_0)$: la densité du flux de photons à la surface x_0 (photons/cm²s). $\alpha_m(\lambda)$: le coefficient d'absorption et m un indice reflétant le matériau ou la région (ZnO, CdS ou CIGS) dont le coefficient d'absorption est α_m .

Le taux de génération $G(x)$ est [105] :

$$G(x) = -\frac{d\phi}{dx} = \alpha_m \phi(x_0) \exp(-\alpha_m(x - x_0)) \tag{Eq.III.13}$$

Cette équation s'applique dans toutes les régions de la cellule en considérant les $\Phi(x_0)$ et x_0 donnés dans le tableau (III-1).

Région	$\Phi(x_0)$	(x_0)
ZnO	$\Phi_0(1 - R_F)$	-0.25 μm
CdS	$\Phi_0(1 - R_F) \cdot \exp(-\alpha_{ZnO} \cdot 0.2 \mu\text{m})$	-0.05 μm
CIGS	$\Phi_0(1 - R_F) \cdot \exp(-\alpha_{ZnO} \cdot 0.2 \mu\text{m}) \cdot \exp(-\alpha_{CdS} \cdot 0.05 \mu\text{m})$	0 μm

Tableau III-1 : Paramètres décrivant la photo-génération dans une cellule solaire ZnO/CdS/CIGS en supposant que la position de la surface du contact frontal est à $x = -0.25 \mu\text{m}$, l'interface ZnO/CdS est à $x = -0.05 \mu\text{m}$, et l'interface CdS/CIGS est à $x = 0$ [41].

La réflexion arrière implique qu'une fraction de la lumière qui atteint le contact arrière, $R_B < 1$, inverse sa direction de propagation au niveau du contact arrière et devient incidente sur le dispositif "depuis l'arrière." Si l'épaisseur de la couche absorbante CIGS est W_{CIGS} , l'intensité de la lumière réfléchie est [105].

$$\phi_{\text{reflected}} = R_B \cdot \phi(W_{CIGS}) \tag{Eq.III.14}$$

L'équation (III-13) décrit la génération due à une source de lumière monochromatique. Dans la pratique, la lumière incidente à tout un spectre et la simulation suppose une illumination standard "one-sun", également désignée par "AM1.5". Le taux de génération totale est la somme de tous les taux de génération fonction de λ . La figure : III-2 (a) illustre la génération aux longueurs d'onde longues et courtes de la lumière, ainsi que le taux de génération total due à l'illumination (AM1.5 ou one-sun).

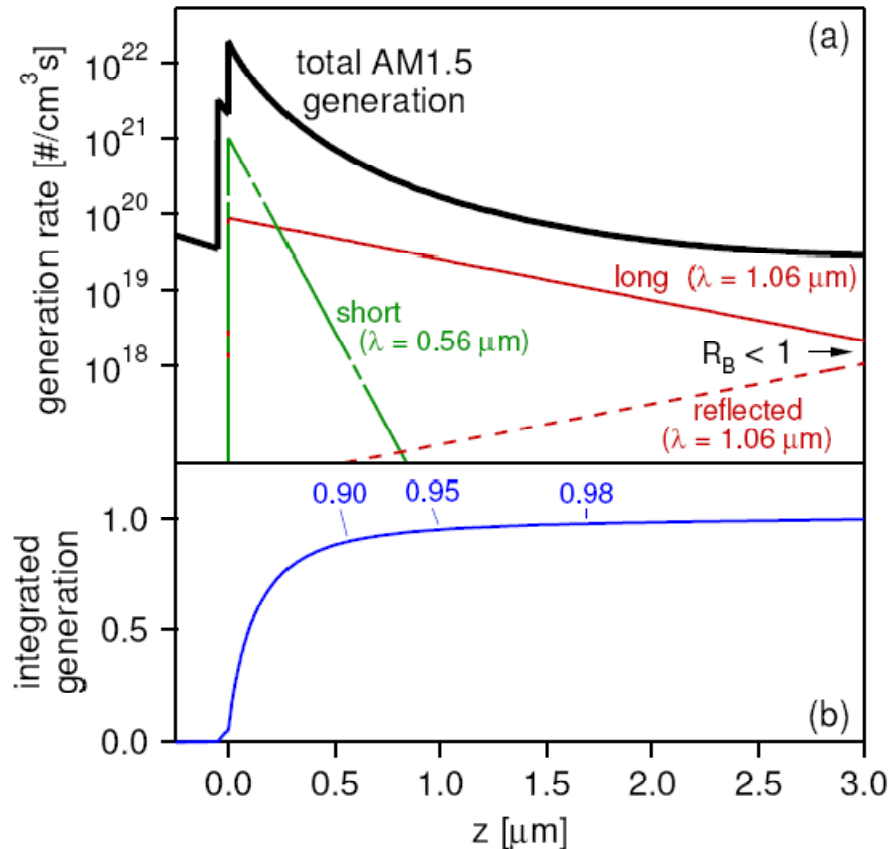


Figure III-2: (a) Taux de génération total calculé dans la cellule solaire ZnO/CdS/CIGS. Les longueurs d'onde courtes éprouvent une forte absorption. Pour les énergies des photons proches du gap d'énergie du CIGS, le taux de génération est plus faible et plus uniforme dans le dispositif. Seulement la lumière faiblement absorbée éprouve une réflexion arrière. (b) Le taux de génération intégré et normalisé [105].

La lumière aux longueurs d'onde courtes ($\lambda = 0.56 \mu\text{m}$) est fortement absorbée et, par conséquent, il n'y a pas de génération significative au-delà de la profondeur $0.5 \mu\text{m}$. La lumière aux longueurs d'onde longues ($\lambda = 1.06 \mu\text{m}$), qui a un coefficient d'absorption α significativement plus petit, montre une absorption plus profonde dans le dispositif, et une certaine fraction non négligeable peut être réfléchiée depuis la surface arrière (voir figure: III-2 (a)). Cela devient de plus en plus

intéressant lorsque les dispositifs sont plus minces afin de réduire les temps de développement et usage des matériaux. La génération intégrée (figure III-2 (b)), montre que 95% de lumière du soleil est absorbée dans les premiers micromètres du matériau CIGS [105].

III.4. Recombinaison :

Quand un semi-conducteur est ramené hors d'équilibre, par une illumination instantanée ou par une polarisation électrique, les concentrations des électrons et des trous libres tendent à relaxer vers leurs valeurs de l'équilibre par un processus appelé **recombinaison** dans lequel un électron de la bande de conduction tombe dans la bande de valence en éliminant un trou. Il existe plusieurs types de recombinaison. La recombinaison à travers les pièges dans le gap interdit, la recombinaison **radiative** directe (bande de conduction-bande de valence), et la recombinaison **Auger**. Ces trois processus sont illustrés dans la figure (III-3) [106].

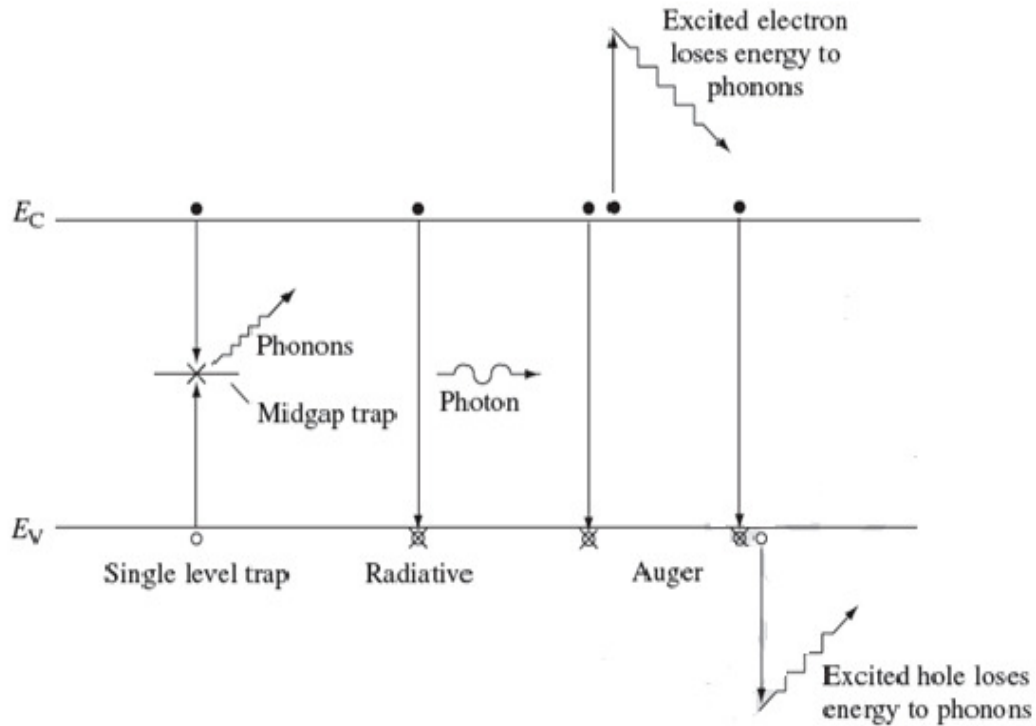


Figure III-3 : Les processus des recombinaisons dans un semi-conducteur [106].

Le taux de recombinaison net à travers un piège $E = E_T$ dans le gap d'énergie, appelé également la recombinaison Shockley –Read –Hall est donnée par [107]:

$$R_{srh} = \frac{n \cdot p - n_i^2}{\tau_{srh,n}(p + n_i e^{(E_i - E_T) / KT}) + \tau_{srh,p}(n + n_i e^{(E_T - E_i) / KT})} \tag{Eq.III.15}$$

Où la durée de vie des porteurs est donnée par [107]:

$$\tau_{srh} = \frac{1}{\sigma v_{th} N_T} \quad \text{Eq.III.16}$$

Où σ est la section efficace de capture, v_{th} est la vitesse thermique des porteurs libres, et N_T la densité des pièges

La probabilité des pièges augmente quand la concentration des pièges augmente, par conséquent la durée de vie des porteurs libres est inversement proportionnelle à la concentration des pièges [107].

Quelques simplifications raisonnables permettent de simplifier l'équation (III-15). Si le matériau est de type p , $p \approx p_0 \gg n$ et si le niveau d'énergie du piège est près du milieu du gap, le taux de recombinaison peut s'écrire [107]:

$$R_{srh} = \frac{n - n_0}{\tau_{srh}} \quad \text{Eq.III.17}$$

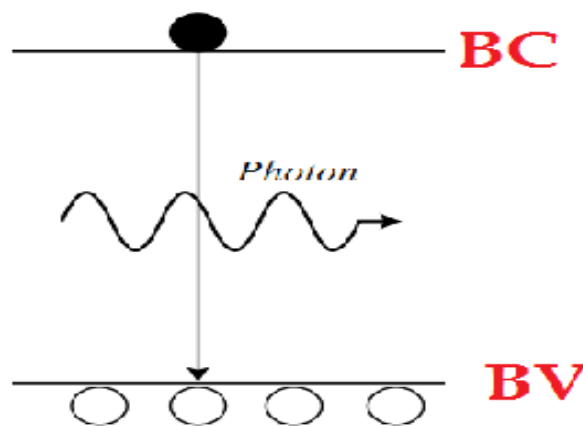


Figure III-4 : Schéma descriptif du processus de recombinaison de type radiatif [30].

La recombinaison radiative bande vers bande est simplement l'inverse du processus de génération optique. Il est plus important dans les semi-conducteurs à gap direct. Quand la recombinaison directe se produit l'énergie de l'électron recombiné se transforme en un photon, c'est le principe de fonctionnement des diodes lasers et des diodes électroluminescentes (LED). Dans les semi conducteurs à gap indirect une partie de l'énergie de recombinaison peut être sous forme de phonons.

Le taux net de recombinaison radiative est donné par [107]:

$$R_d = B(n \cdot p - n_i^2) \quad \text{Eq.III.18}$$

Si nous avons un semi-conducteur de type n ($n \approx n_0 \gg p$), le taux de recombinaison radiative peut s'écrire en terme de la durée de vie effective $\tau_{d,p}$ [107]:

$$R_d = \frac{p - p_0}{\tau_{d,p}} \quad \text{Eq.III.19}$$

Ou [89]:

$$\tau_{d,p} = \frac{1}{B.n_0} \quad \text{Eq.III.20}$$

Une expression similaire peut être déduite pour un semi-conducteur de type p.

La recombinaison Auger un peu à la recombinaison directe sauf que l'énergie de l'électron recombinaison est transmise à un autre électron dans la bande de conduction (ou à un trou de la bande de valence). L'électron va occuper un niveau d'énergie plus haut dans la bande de conduction ensuite il se désexcite vers le minimum de la bande de conduction en émettant un phonon (voir la figure (III-3) ou la figure (III-5)).

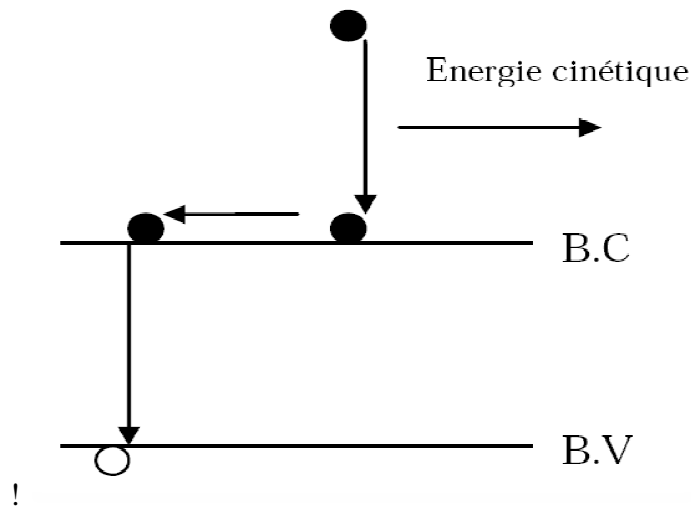


Figure III.5 : Schéma descriptif du processus de recombinaison de type Auger [30].

Le taux net de la recombinaison Auger est donné par [107]:

$$R_{Auger} = (\Delta_n n + \Delta_p p)(n.p - n_i^2) \quad \text{Eq.III.21}$$

Dans un semiconducteur de type n , le taux de recombinaison Auger peut être simplifié à [30] :

$$R_{Auger} = \frac{p - p_0}{\tau_{Auger,p}} \quad \text{Eq.III.22}$$

avec :

$$\tau_{Auger,p} = \frac{1}{\Delta_n n_0^2} \quad \text{Eq.III.23}$$

Une expression similaire peut être déduite pour la durée de vie des électrons minoritaires dans un matériau de type p .

Ces processus de recombinaison peuvent se dérouler en même temps, par conséquent le taux de recombinaison total est donné par [108]:

$$R = \sum_i R_{srh,i} + R_d + R_{Auger} \quad \text{Eq.III.24}$$

Une durée de vie effective de porteurs minoritaires est donnée par [108]:

$$\frac{1}{\tau} = \sum_i \frac{1}{\tau_{srh,i}} + \frac{1}{\tau_d} + \frac{1}{\tau_{Auger}} \quad \text{Eq.III.25}$$

Les états de surface sont différentes du volume à cause de la fin abrupte du réseau cristallin. Ceci est le cas d'un contact semiconducteur –métal ou le contact entre deux semiconducteurs différents [107].

Les pièges des surfaces donnent un taux de recombinaison par unité de surface et par unité de temps qui est exprimé par la relation suivante pour un semiconducteur de type- n [107]:

$$R_s = S_p(p - p_0) \quad \text{Eq.III.26}$$

et par la relation suivante pour un semiconducteur de type- p [107]:

$$R_s = S_n(n - n_0) \quad \text{Eq.III.27}$$

S_n, S_p sont, respectivement, les vitesses de recombinaison surfacique des électrons et des trous.

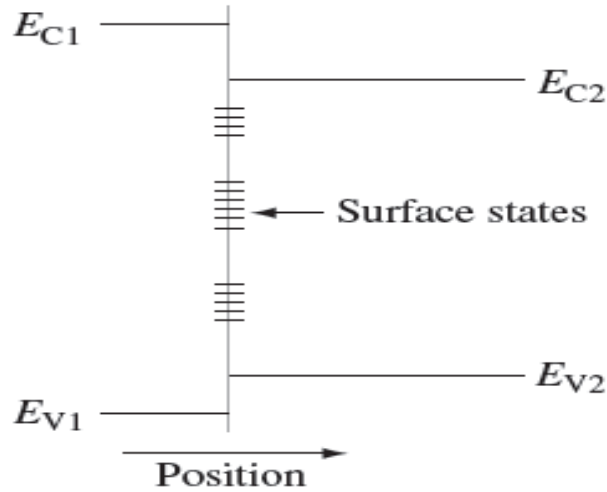


Figure III-6 : Illustration des états de surface dans une surface semi-conductrice ou une interface entre deux matériaux différents tels que deux semi-conducteurs différents (hétérojonction) ou un métal et un semi-conducteur (contact Schottky) [106].

Dans la figure III.7, sont présentées les différentes recombinaisons pouvant se produire dans une cellule solaire ZnO/CdS/CIGS.

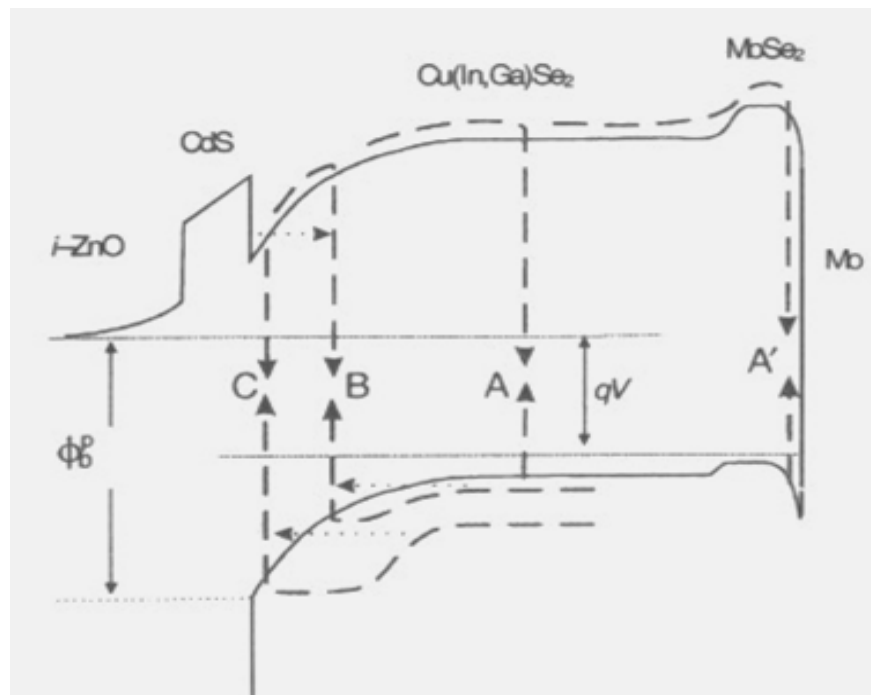


Figure III-7: Présentation des différentes recombinaisons se produisant dans une cellule solaire ZnO/CdS/CIGS [109].

La recombinaison dans le volume du CIGS est indiquée par (A), à la surface arrière de l'absorbeur CIGS est indiquée par (A'). La recombinaison dans la région de charge d'espace (SCR) est indiquée par (B), et la recombinaison à l'interface couche tampon (CdS)/absorbeur (CIGS) est indiquée par (C) [109].

III.5. Le logiciel de simulation AMPS-1D :

III.5.1. Définition du logiciel :

AMPS-1D est une abréviation de la phrase anglaise : **A**nalysis of **M**icroelectronic and **P**hotonic **S**tructures-**O**ne **D**imensional (analyse unidimensionnelle des structures micro-électroniques et photoniques) [110]. Il a été conçu pour être un outil informatique très général et polyvalent pour la conception, la simulation et l'analyse physique unidimensionnelle des dispositifs à deux terminales comme les diodes, les capteurs à photodiodes et les dispositifs photovoltaïques [110].

III.5.2. Bref historique :

AMPS a été développé par le professeur *Stephen Fonash* et un certain nombre de chercheurs et post-doctorants à l'institut « Electric Power Research Institute (EPRI) » de l'université de Pennsylvanie. Le projet **AMPS-1D** a été initié et développé pour le système d'exploitation UNIX. Quelques années plus tard, il y avait une demande d'AMPS-1D sur PC. Par conséquent, une version PC a été développée pour le système d'exploitation OS / 2.

A l'origine, les versions PC étaient avec des interfaces textuelles UNIX et OS / 2. Avec la popularité croissante de Windows 95, 98 et NT, la version **AMPS-1D** pour Windows 95/98/NT a été développée et c'est cette version qui va être utilisée dans ce travail [110].

III.5.3. L'objectif d'AMPS :

Il permet de définir les propriétés du matériau (par exemple : la largeur de sa bande interdite (gap d'énergie), l'affinité, le dopage, les mobilités ... etc.), et la conception du dispositif ; structure contrôlant l'ensemble de la physique du dispositif et sa réponse à la lumière, à la tension appliquée et à la température [110].

L'utilisation d'AMPS permet d'obtenir la réponse du dispositif à une situation donnée, par exemple à la polarisation par la lumière, par la tension électrique ou le changement de la température. Ainsi que l'exploration des changements que subissent les paramètres internes du dispositif tels que le diagramme de bande, la composante du courant, le taux de recombinaison et le champ électrique en fonction de la position, de l'intensité lumineuse, de la tension électrique et de la température. [110].

III.5.4. Capacité d'AMPS :

Générer les caractéristiques ($J-V$) du dispositif à l'obscurité et sous illumination.

Générer le rendement quantique externe (quantum efficiency) (QE) des cellules solaires et des photodiodes sous tension de polarisation et lumière.

Traiter avec des dispositifs constitués de matériau monocristallin, poly-cristallin, amorphe, ou toute une combinaison de ceux-ci [110].

III.6. Description du cas de base:

Trois types de spécification sont nécessaires avant le lancement de la simulation par AMPS-1D :

- A) Les conditions environnementales.
- B) Les propriétés du matériau constituant chaque couche.
- C) Les paramètres de modélisation: le type du modèle, l'espacement de la grille pour les calculs numériques, les tensions de polarisation pour lesquelles les caractéristiques de sortie ($J-V$) et ($QE(\lambda)$) sont générées [103].

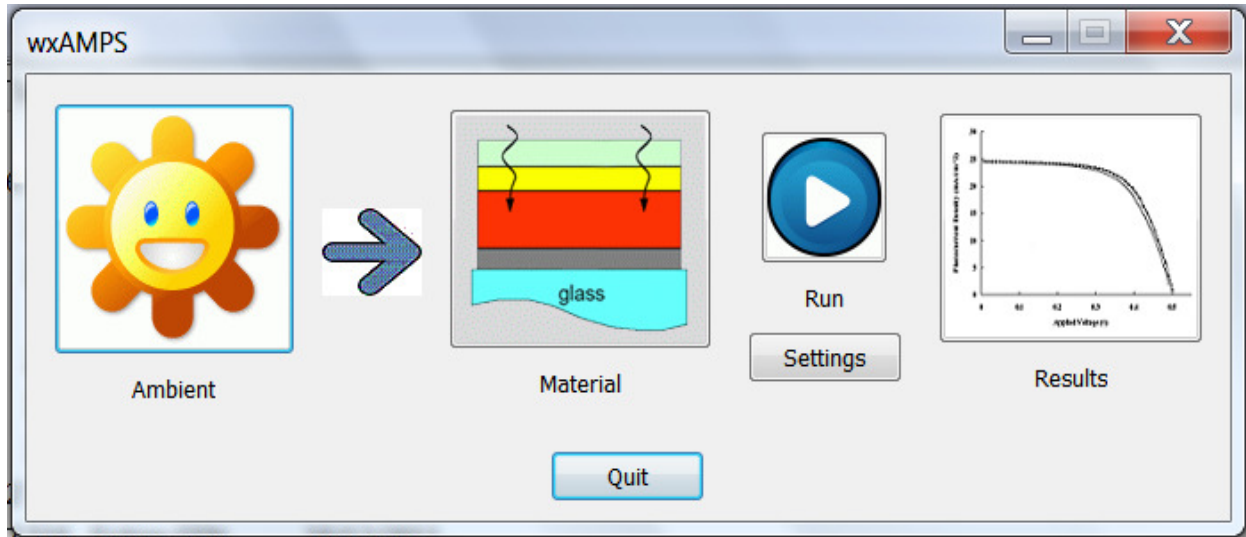


Figure III-8: L'interface d'AMPS-1D

A) Conditions environnementales :

La figure III-9 présente l'interface des conditions environnementales. Nous fixons la température à 300 °K (température ambiante). Si on augmente ou on diminue la température nous entrons l'effet du facteur de température dans la simulation. Si on simule en présence de la lumière on coche dans la case correspondante.

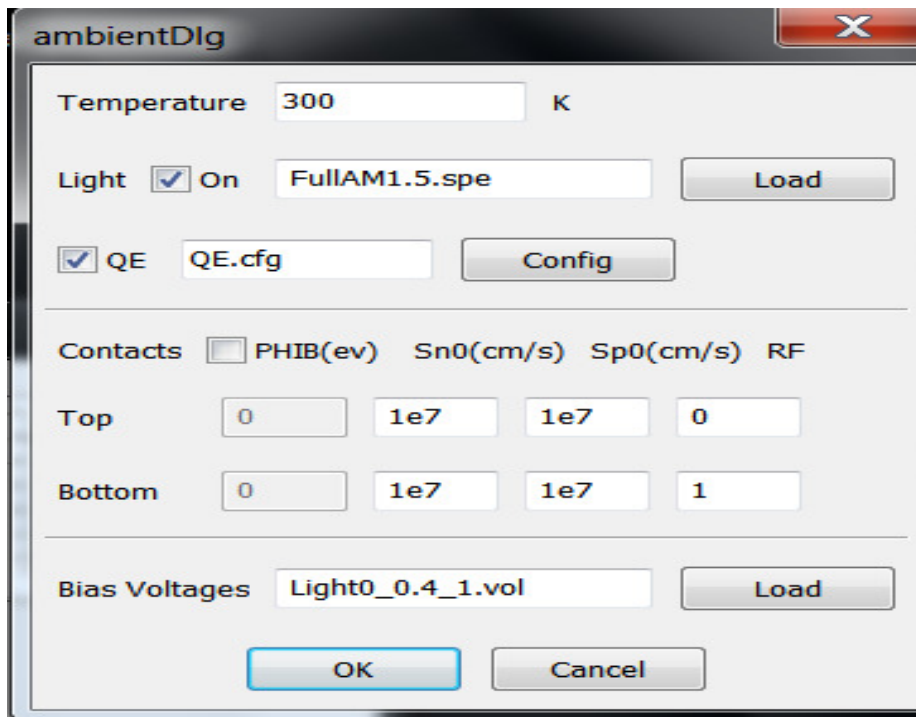


Figure III-9 : L'interface des conditions environnementales

Si on définit l'éclairage au spectre FullAM1.5.spe ; ici l'angle 41.8° correspond à la position du soleil au moment du levé ou du couché du soleil (figure III-10);

Le spectre discret $I_{dis}(\lambda_i)$ est donnée par [103]:

$$I_{dis}(\lambda_i) = \int_{\lambda_i - 0.01\mu\text{m}}^{\lambda_i + 0.01\mu\text{m}} I_{AM1.5}(\lambda) d\lambda \quad \text{Eq.III.28}$$

λ la longueur d'onde (μm). $I_{AM1.5}(\lambda)$ le spectre standard AM1.5 ; ou le flux des photons (nombre des photons par unité de surface de temps et de longueur d'onde [(photons/ (cm²×s)/ μm)]).

Si on coche dans la case de QE , le calcul comprendra aussi le calcul du rendement quantique $QE(\lambda)$:

$$QE(\lambda) = \frac{I_{ph}(\lambda)}{q\phi(\lambda)} \quad \text{Eq.III.29}$$

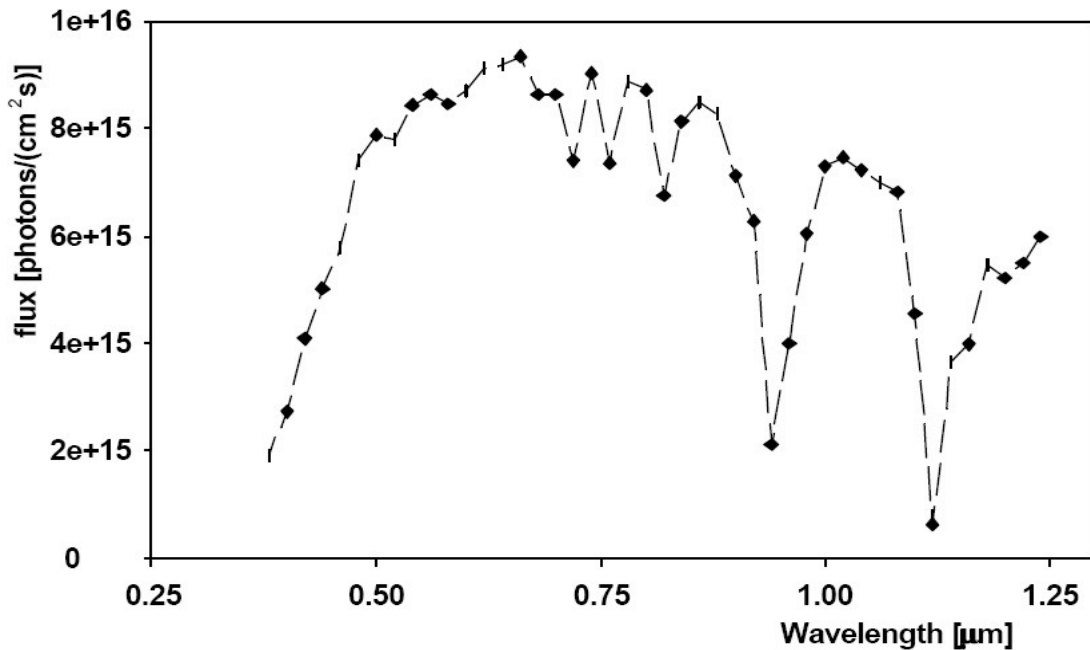


Figure III-10: Spectre d'illumination AM1.5 [103].

Définir la polarisation appliquée par la case « **Bias voltages** », en cliquant sur « **load** » on choisit la tension voulue, par exemple le choix (Light0_0.4_1.vol) (figure III-9) signifie une gamme de tension de 0 volt à 1 volt avec un pas de 0.4 volt.

Enfin, nous appuyons sur le bouton « **ok** ».

Propriétés générales du dispositif		
	Surface avant ($x = 0\mu\text{m}$)	Surface arrière ($x = L$)
$\phi_{b0/L} = E_C - E_F$	0 eV	0.9 eV
Vitesse de recombinaison surfacique des électrons	10^7 cm/s	10^7 cm/s
Vitesse de recombinaison surfacique des trous	10^7 cm/s	10^7 cm/s
Réfectivité	0.1	0.8

Tableau III-2 : Propriétés générales du dispositif [103].

Les contacts avant et arrière sont exclusivement définis par les travaux de sortie et les réflectivités aux interfaces contact/semiconducteur : $\Phi_{b0} = 0$ eV à $x = 0 \mu\text{m}$ (le contact avant) aligne le minimum de la bande de conduction E_C au niveau de Fermi E_F . $\Phi_{bL} = 0.9$ eV à $x = L$ (le contact arrière) aligne E_C à 0.9 eV au dessus du niveau de Fermi E_F . Ces valeurs créent un contact ohmique idéale au front du dispositif , et une barrière de Schottky négligeable à l'arrière. Des barrières Schottky arrières considérables sont fréquemment observées dans les cellules solaires en couches minces à base des composés CdTe. Cependant, de tels effets ne sont pas considérés dans le cas de base.

Les interfaces entre les couches poly-cristallines sont riches en états de défauts, générés par le désaccord des réseaux et les impuretés, ce qui cause des courants de recombinaison surfaciques. Le paramètre utilisé pour décrire ces courants de recombinaison est donné en terme de vitesse de recombinaison surfacique [111]. Tous les calculs numériques dans ce travail utilise une vitesse de recombinaison surfacique de 10^7 cm/s qui correspond approximativement à la vitesse thermique des électrons.

La réflectivité en surface avant limite le rendement quantique et limite ainsi la densité de courant de court circuit. Si on pose ce paramètre égale à 0.1, ceci peut refléter les données expérimentales du rendement quantique (QE) (figure III.11). La réflectivité en surface arrière a un effet négligeable sur les performances du dispositif puisque seulement quelques photons absorbés (ayant une énergie proche du gap d'énergie du CIGS) traversent le dispositif et ont la chance d'être reflétés.

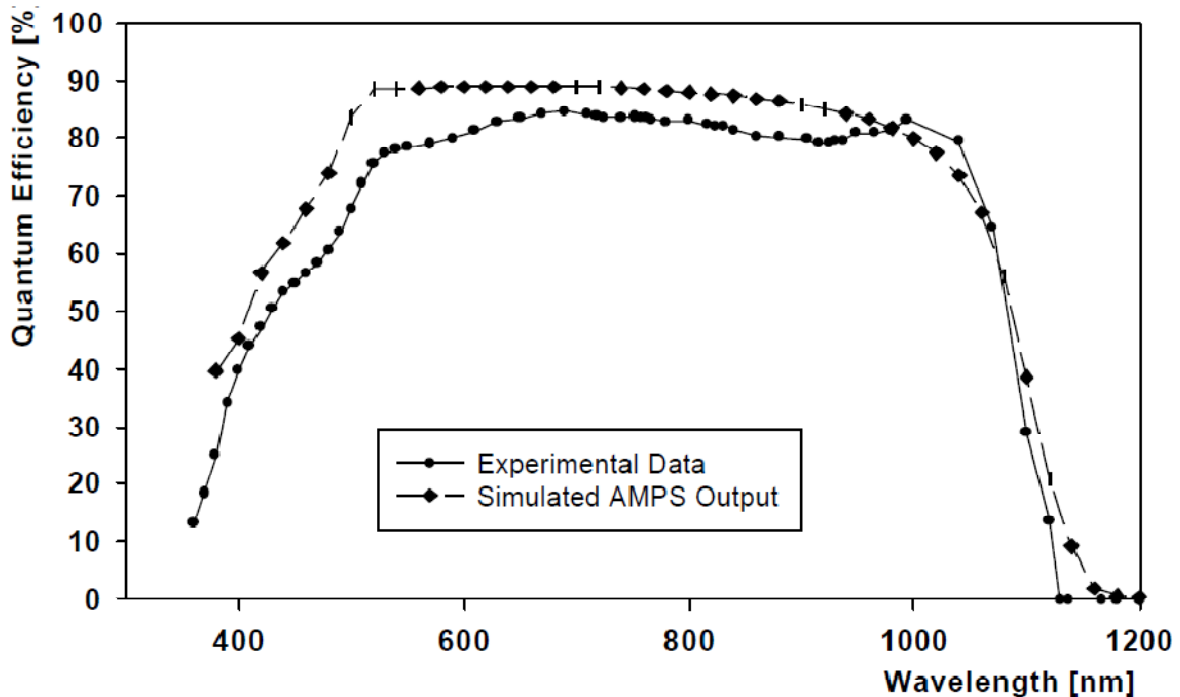


Figure III. 11 : Rendement quantique mesuré et calculé.

B) Propriétés du matériau de chaque couche:

En cliquant sur (load) (figure III-12) on peut choisir la structure à simuler, par exemple : (CIGS_M.G.dev) présente une cellule solaire à hétérojonction (ZnO/CdS/CIGS) constituée des trois couches : ZnO d'épaisseur $0.2 \mu\text{m}$, CdS d'épaisseur $0.05 \mu\text{m}$ et CIGS d'épaisseur $3 \mu\text{m}$. En cliquant sur la case de ZnO on peut accéder à ses caractéristiques (figures III-12, III-13). De même pour les couches (CdS) et (CIGS) (figures III-14, III-15, III-16, III-17).

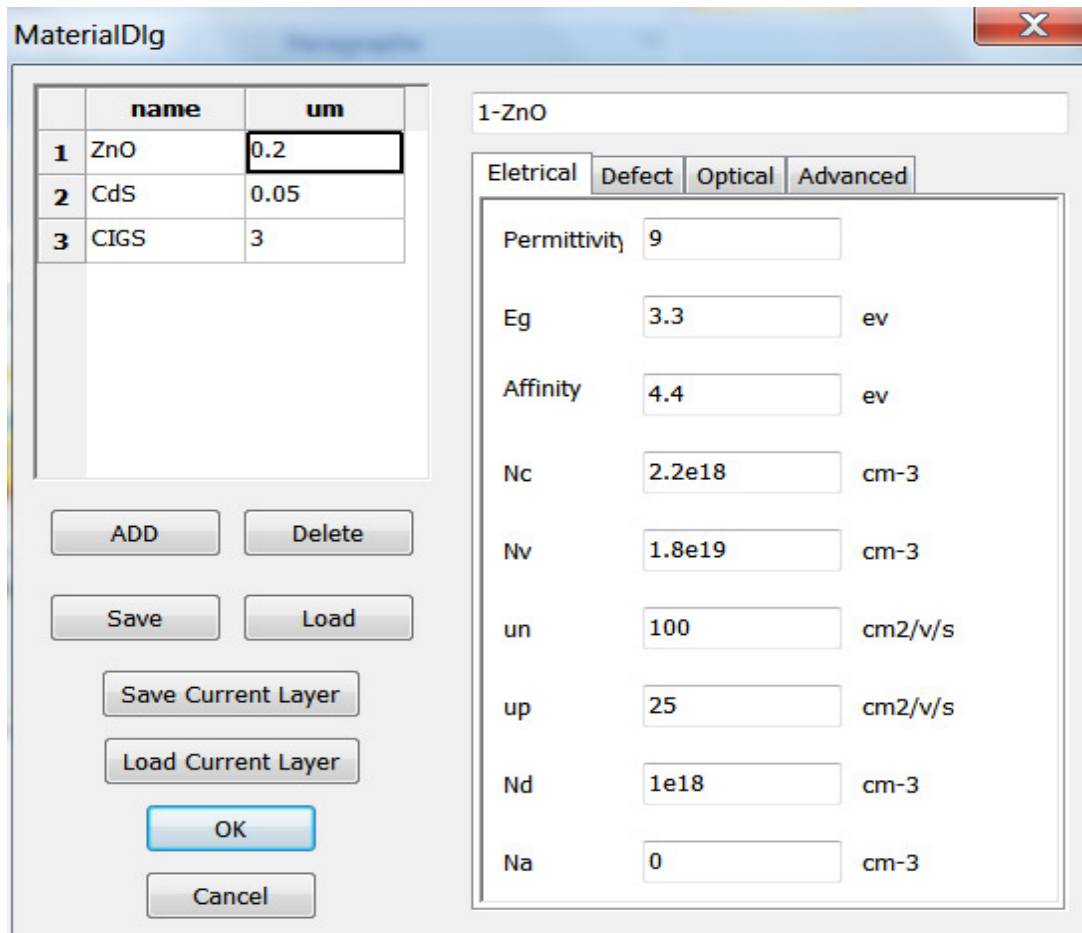


Figure III-12 : L'interface des propriétés électriques de la couche ZnO

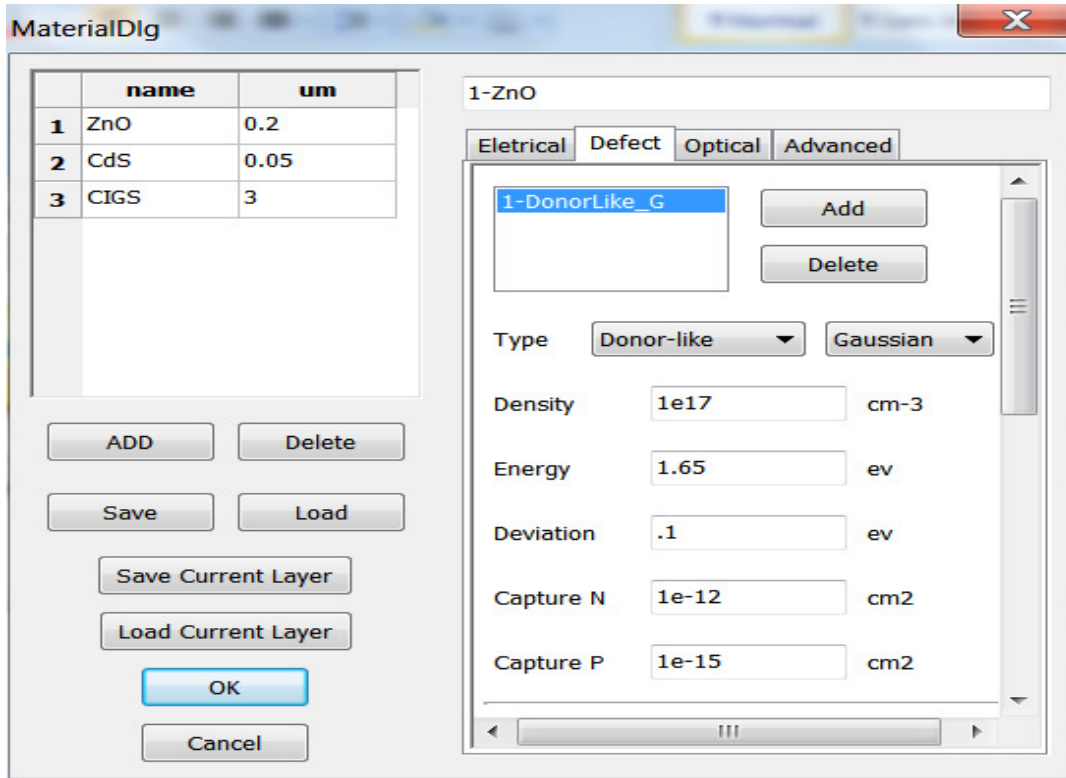


Figure III-13 : L'interface des défauts de la couche ZnO

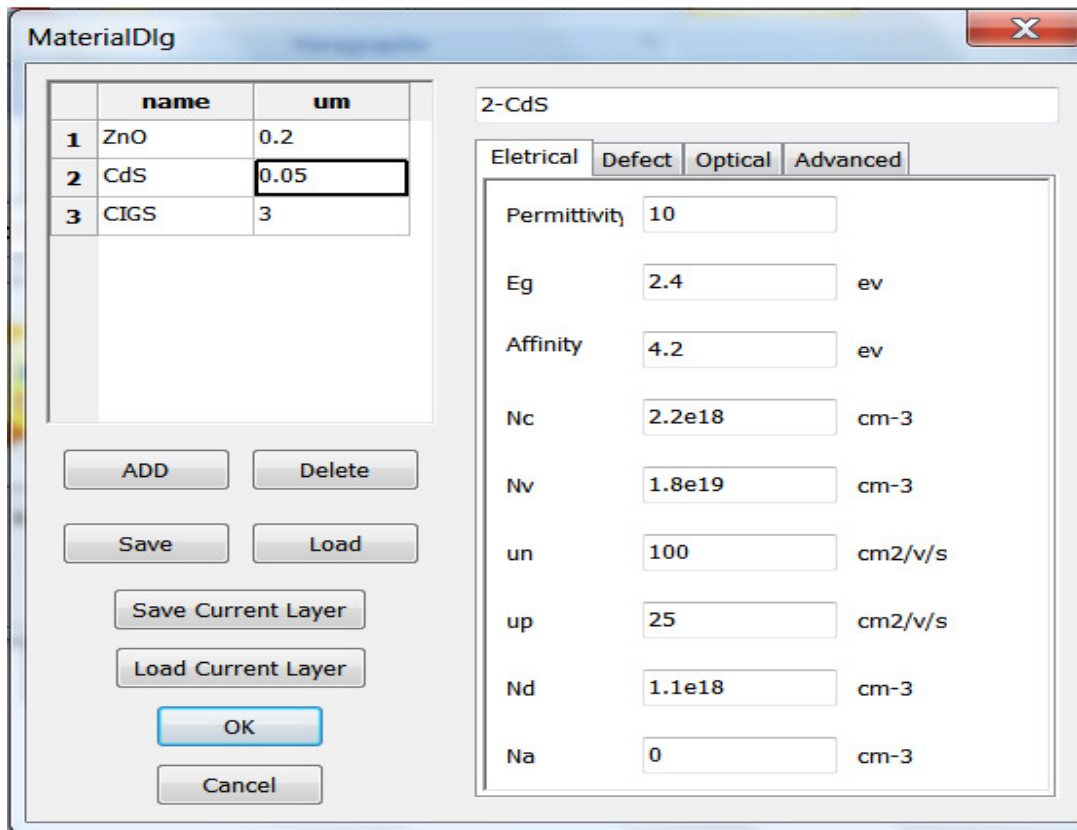


Figure III-14 : L'interface des propriétés électriques de la couche CdS.

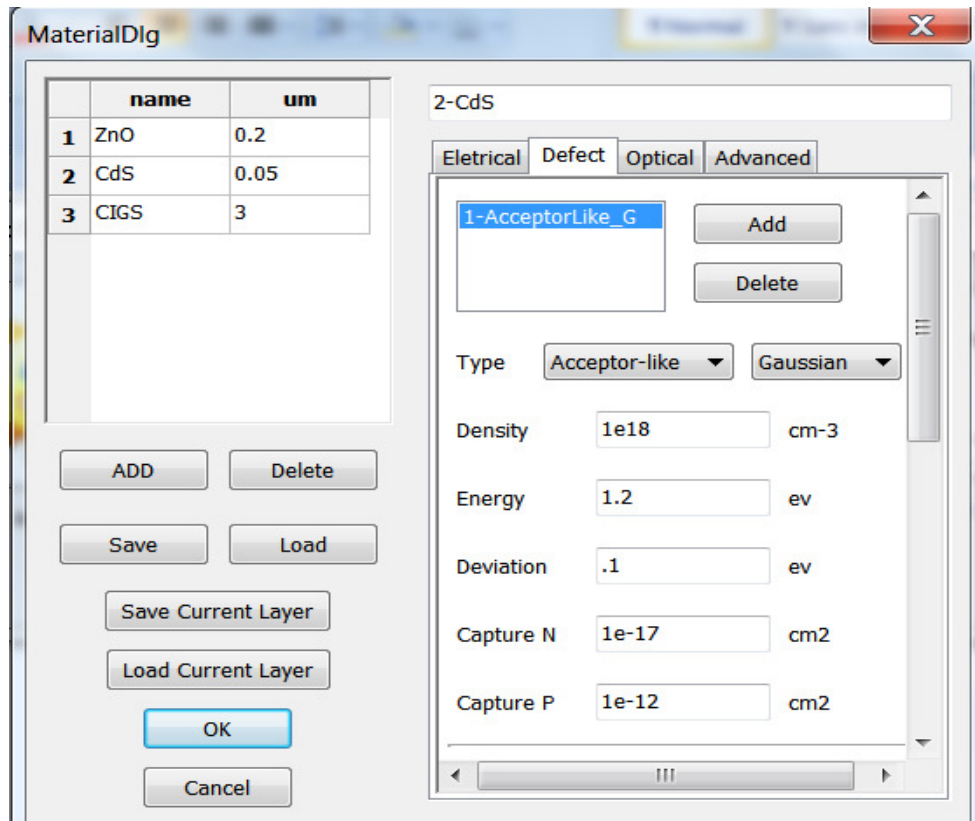


Figure III-15 :L'interface des défauts de la couche CdS.

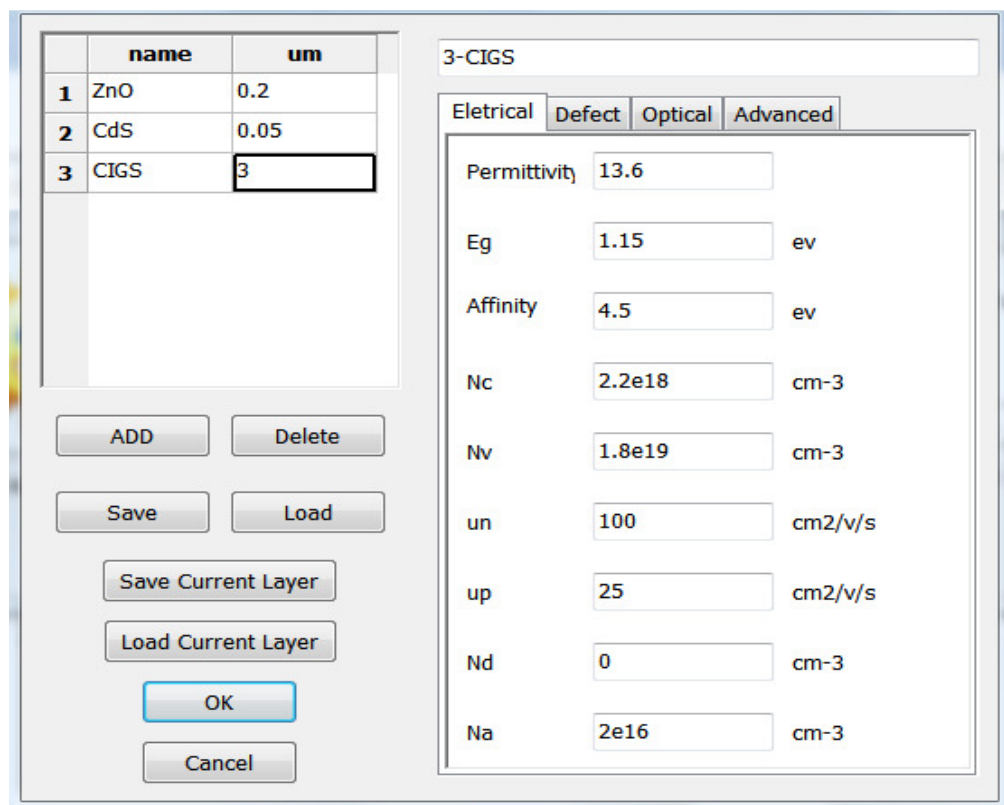


Figure III-16 : L'interface des propriétés électriques de la couche CIGS.

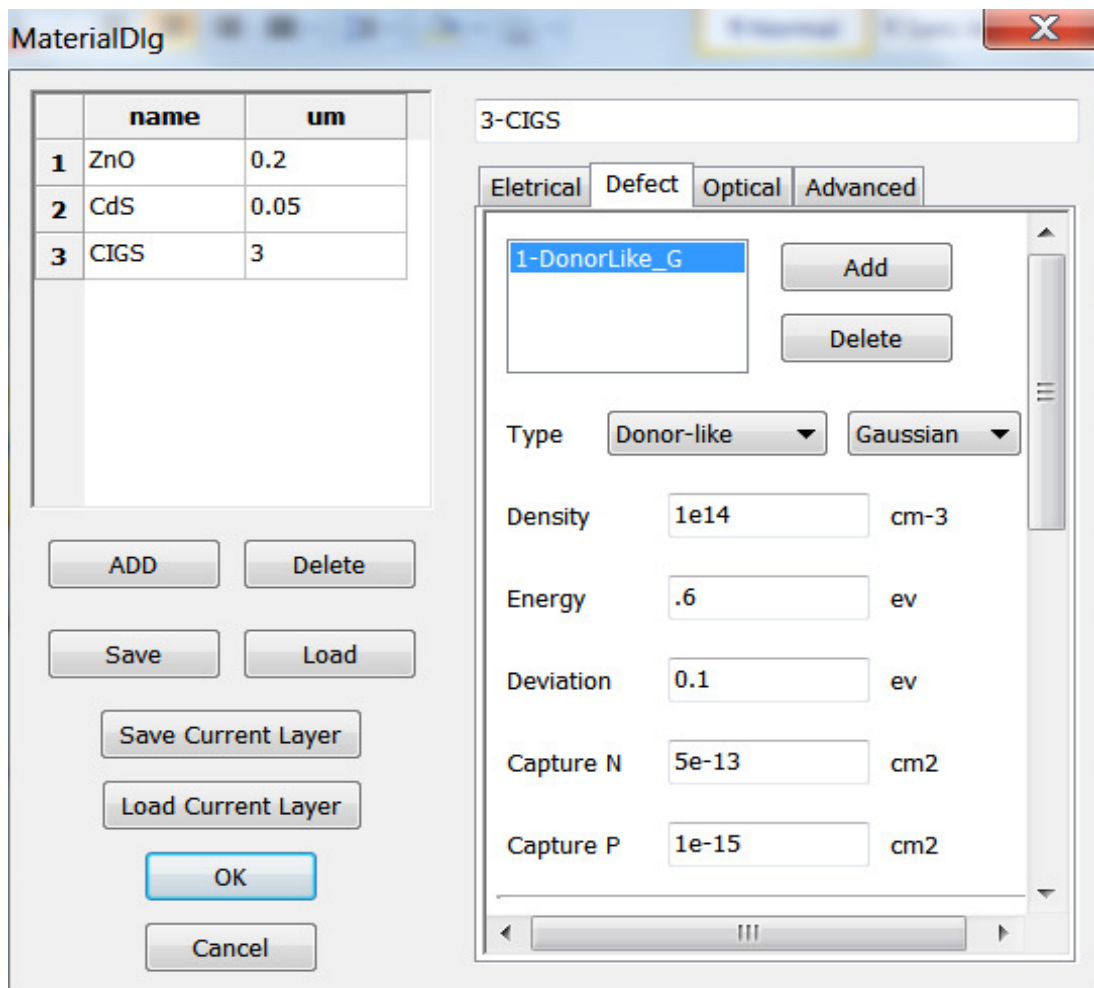


Figure III-17 : L'interface des défauts de la couche CIGS.

Enfin nous appuyons sur le bouton « ok ».

Les mobilités et les densités des états effectives (N_C , N_V) sont originalement inconnues. Les arguments suivants sont utilisés dans le choix de ces paramètres:

- Les mobilités du CIGS monocristallin ont été mesurées être égales à $\mu_n = 300 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ pour les électrons et $\mu_p = 30 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ pour les trous. Les mobilités pour les matériaux poly-cristallins doivent être inférieures à ces valeurs dû aux effets des joints de grains, mais pas trop inférieures puisque l'épaisseur de couche est de l'ordre des tailles des grains.

- Le rapport (μ_n / μ_p) est supposé être égale au rapport m_t^*/m_e^* impliqué (m_t^* , m_e^* les masses effectives des trous et les électrons).

- Les masses effectives sont estimées égales à $m_e^* = 0.2 m_0$ et $m_t^* = 0.8 m_0$ similaires aux valeurs trouvées dans la littérature [111].
- Les densités des états effectives sont calculées à partir des masses estimées en utilisant [111]:

$$N_C = 2 \left(\frac{2\pi m_e^* kT}{h^2} \right)^{3/2} \quad N_V = 2 \left(\frac{2\pi m_t^* kT}{h^2} \right)^{3/2} \quad \text{Eq.III.30}$$

Les mêmes valeurs sont utilisées pour les matériaux ZnO, CdS et CIGS.

Les couches ZnO et CdS sont désignés comme des matériaux de type n avec des concentrations élevées des porteurs de charge. Le CIGS est de type p avec une concentration des porteurs de charge couramment observée.

Les épaisseurs des différentes couches sont choisies tel que trouvé dans des dispositifs expérimentales typiques. Les valeurs des constantes diélectriques et les gaps d'énergie sont les couramment connues soit d'après la littérature ou d'après des mesures directes [111].

Les défauts sont supposés être des donor-like dans les couches ZnO et CIGS, et des acceptor-like dans la couche CdS. Cette sélection est influencée par le fait de ce qui est habituellement trouvé être le type de défauts dominant caractérisant les dispositifs expérimentales [111].

C) Exécution du logiciel AMPS-1D pour le cas de base:

Pour accomplir la simulation, nous cochons sur la case « **oui** » et ainsi le logiciel commence l'exécution de l'exemple (CIGS_M.G.dev) correspondant à la structure d'une cellule solaire à hétérojonction (ZnO/CdS/CIGS) (figure III-17).

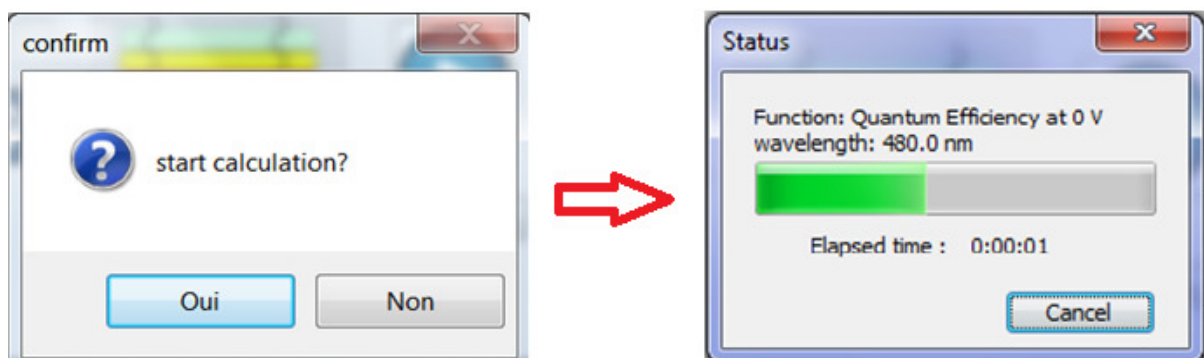


Figure III-18 : L'interface de l'exécution du calcul par le logiciel AMPS-1D.

Une fois le calcul est terminés, les résultats sont stockée et présentés par des courbes comme il est illustré sur la figure III-18 pour les caractéristiques densité de courant - tension ($J-V$) à l'obscurité et sous l'éclairement AM1.5, pour la caractéristique rendement quantique externe - longueur d'onde ($QE(\lambda)$) (figure III-19) , et le diagramme de bande d'énergie sous la polarisation et l'éclairage AM1.5 (figure III.20).

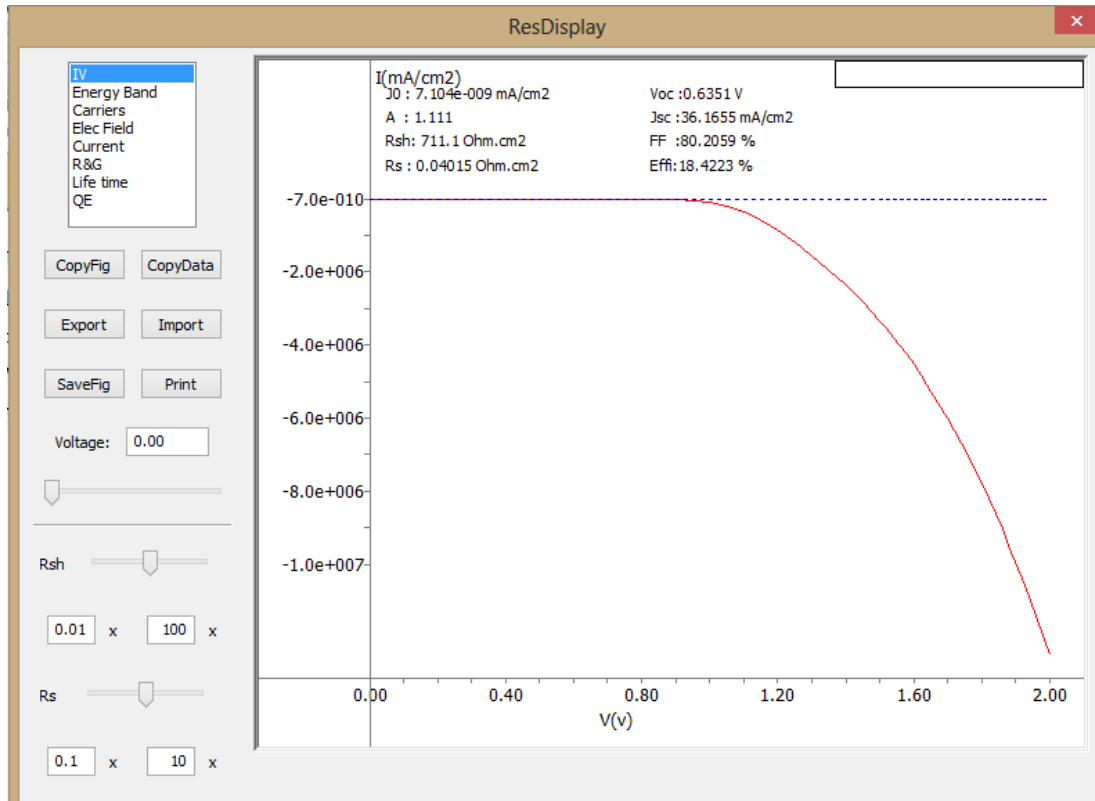


Figure III-19 : L'interface des résultats pour les caractéristiques $J-V$ à l'obscurité et sous l'éclairement AM1.5 .

Les résultats concernent les caractéristiques ($J-V$) à l'obscurité et sous éclairage AM1.5, les valeurs de la densité de courant de saturation (J_0), du facteur d'idéalité (A), de la résistance parallèle (shunt) R_{sh} , de la résistance série R_s , de la densité de courant de court circuit (J_{CC}), de la tension de circuit ouvert (V_{CO}), du facteur de remplissage (FF), du rendement de conversion photovoltaïque (η), du rendement quantique externe ($QE(\lambda)$) ainsi que les grandeur internes comme le diagramme du gap d'énergie , les densités des porteurs libres ou piégés , le champ et potentiel électrique, le taux de recombinaison, les composantes du courant des électrons et des trous, les durées de vie..etc.

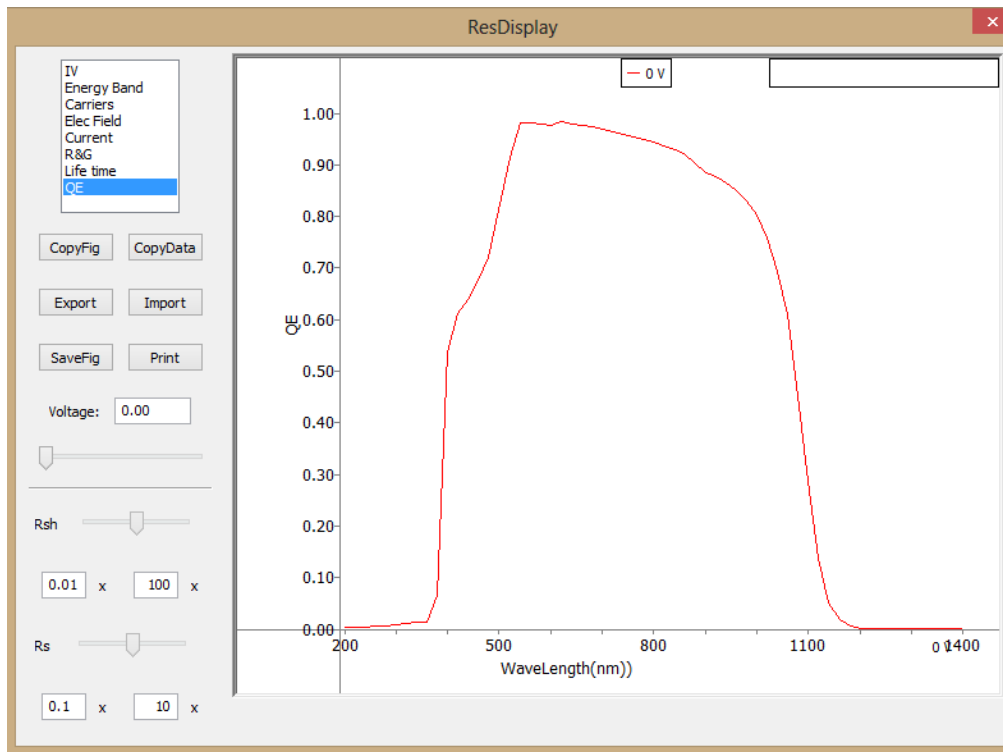


Figure III-20 : L'interface des résultats pour $QE(\lambda)$ à 0 V et l'éclairement AM1.5 (condition de court circuit) .

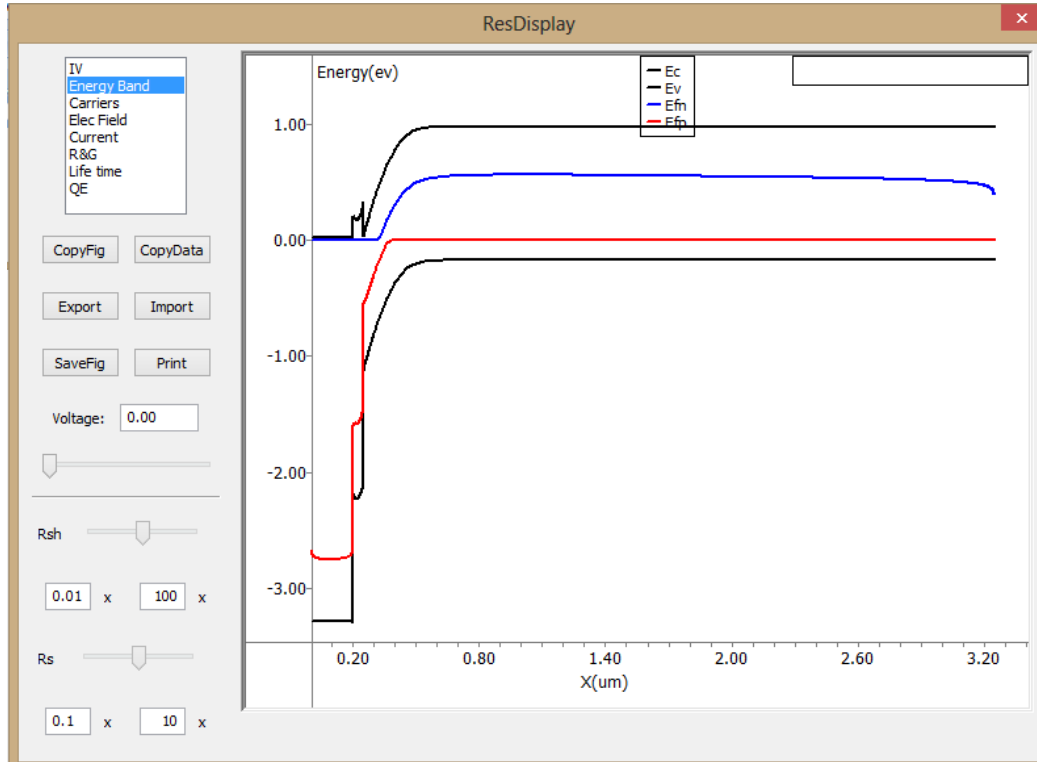
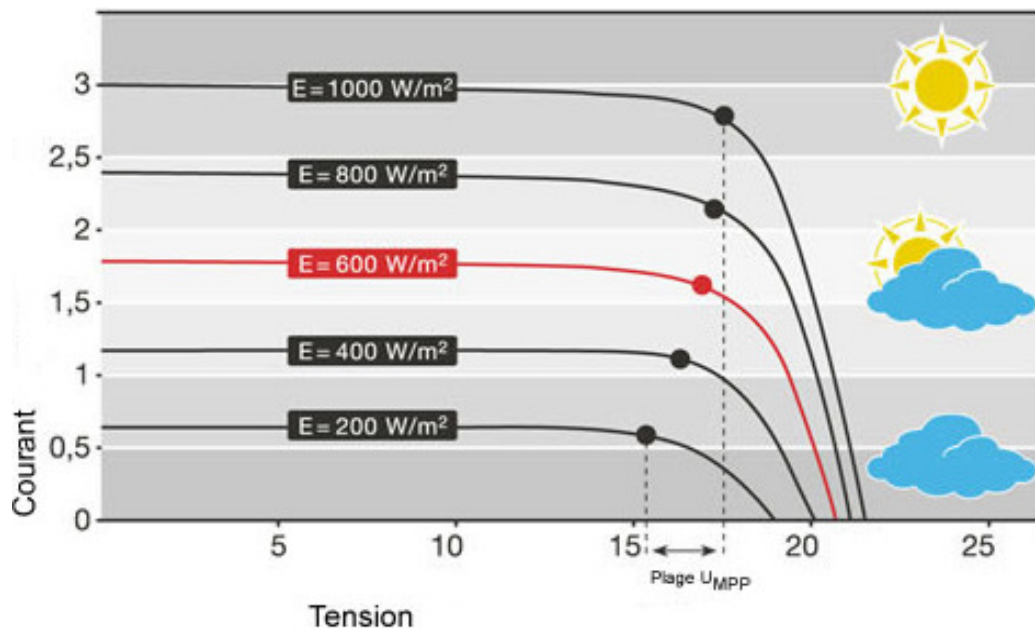


Figure III-21 : L'interface des résultats pour le diagramme de bande d'énergie sous la polarisation et l'éclairage AM1.5

On peut sauvegarder tous les résultats comme des fichiers de données (fichier.dat) par la commande « **Export** » puis les tracer par un autre logiciel des graphes comme Origin.

Simulation des caractéristiques électriques de la cellule solaire à base de CIGS - Effet de la température.



IV.1. Introduction :

Dans ce chapitre, nous présentons l'étude des caractéristiques électriques de la cellule solaire à hétérojonction (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) . Où le semiconducteur de type p, le Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS), est l'absorbeur de la cellule (c'est-à dire la zone où les paires électrons trous sont générées sous l'illumination). En augmentant la fraction molaire (x) du gallium dans le CIGS, la largeur de son gap d'énergie E_g varie généralement de 1.04 eV (pour le CuInSe₂) à 1.67 eV (pour le CuGaSe₂) selon l'équation IV-1 [112,113]:

$$E_g(x) = 1.02 + 0.67x + 0.11x(x - 1) \quad \text{Eq.IV.1}$$

Au premier cas de l'étude, E_g est pris égale à 1.15 eV ; c'est la valeur utilisée par défaut dans AMPS et qui correspond approximativement à une fraction de gallium $x \sim 0.22$ estimée d'après l'équation IV-1. Dans le second cas, E_g est pris égale à 1.5 eV; la valeur considérée théoriquement comme optimale pour une conversion optimale du spectre solaire. La fraction molaire du gallium correspondant à cette valeur est $x \sim 0.75$ (voir figure IV.1).

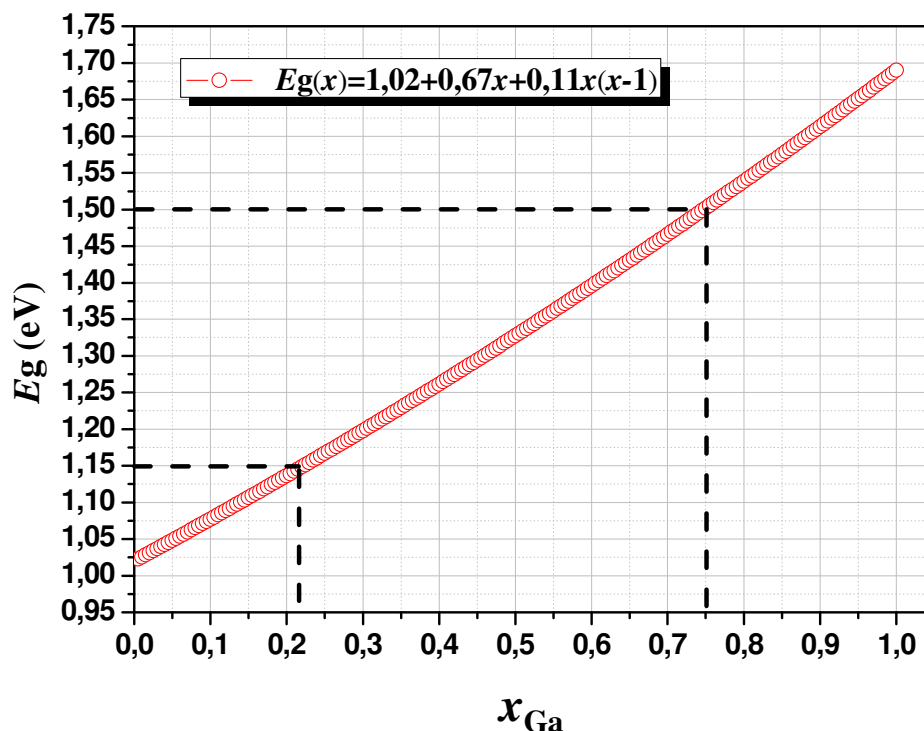


Figure IV.1: Variation du gap d'énergie E_g du Cu(In_{1-x}, Ga_x)Se₂ en fonction de la fraction molaire (x) du gallium, tracée d'après l'équation IV-1.

L'étude pour les deux cas ($E_g = 1.15 \text{ eV}$, $E_g = 1.5 \text{ eV}$) est menée pour voir et discuter l'effet de variation de la température ambiante (T) sur les caractéristiques électriques de la cellule solaire à base du CIGS, à savoir les caractéristiques de la cellule à l'obscurité comme la densité du courant de saturation (J_0), le facteur de qualité (A), les résistances série (R_s) et parallèle ou de shunt (R_{sh}). En considérant les conditions de l'illumination par le spectre AM1.5, la caractéristique densité de courant - tension ($J-V$), le spectre du rendement quantique externe ($QE(\lambda)$), la densité du courant du court circuit (J_{sc}), la tension du circuit ouvert (V_{OC}), le facteur de forme (FF) ainsi que le rendement de conversion photovoltaïque (η) sont aussi générées sous l'effet de variation de la température ambiante.

IV.2. Structure et paramètres de la cellule étudiée :

La structure de la cellule solaire à hétérojonction (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) étudiée dans ce travail est illustrée dans la figure IV-2. Les épaisseurs des différentes couches incluses dans la simulation par le logiciel AMPS sont fixées aux valeurs illustrées toujours dans la figure IV-2.

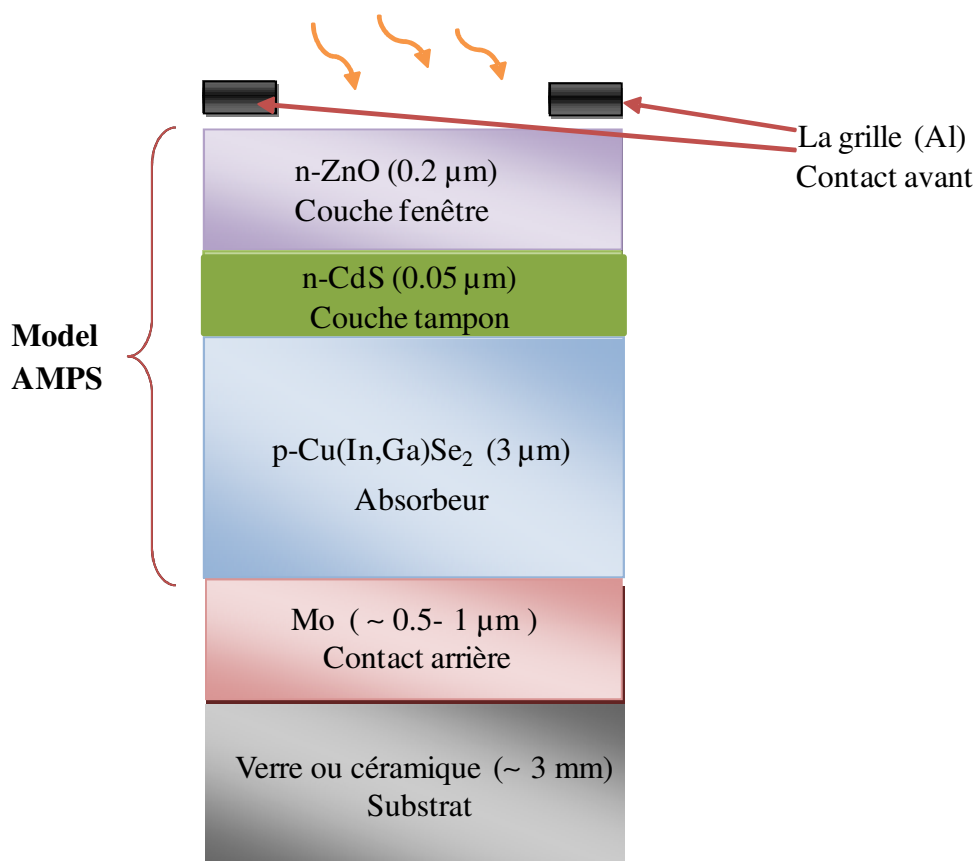


Figure IV.2 : Structure de la cellule solaire à hétérojonction (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) étudiée.

Les paramètres des couches ZnO, CdS et CIGS ainsi que les propriétés de leurs défauts sont présentés respectivement dans les tableaux IV.1- IV.6 d'après la base des données d'AMPS.

Permittivité	9	
E_g	3.3	eV
N_c	2.2×10^{18}	cm^{-3}
N_v	1.8×10^{19}	cm^{-3}
μ_n	100	$\text{cm}^2/\text{V/s}$
μ_p	25	$\text{cm}^2/\text{V/s}$
N_d	1×10^{18}	cm^{-3}
N_a	0	cm^{-3}

Tableau IV.1 : Paramètres de la couche n-ZnO.

Type de défauts	Donneurs	Distribution gaussienne
Maximum de la densité	1×10^{17}	cm^{-3}
Niveau d'énergie	1.65	eV
Section de capture des électrons	1×10^{-12}	cm^2
Section de capture des trous	1×10^{-15}	cm^2

Tableau IV.2 : Propriétés des défauts de la couche n-ZnO.

Dans ces tableaux, E_g présente le gap d'énergie, N_c et N_v les densités des états effectives, μ_n et μ_p les mobilités des électrons et trous respectivement. N_d et N_a concentrations des dopants donneurs et accepteurs respectivement.

Permittivité	10	
E_g	2.4	eV
N_c	2.2×10^{18}	cm^{-3}
N_v	1.8×10^{19}	cm^{-3}
μ_n	100	$\text{cm}^2/\text{V/s}$
μ_p	25	$\text{cm}^2/\text{V/s}$
N_d	1.1×10^{18}	cm^{-3}
N_a	0	cm^{-3}

Tableau IV.3: Paramètres de la couche n-CdS.

Type de défauts	Accepteurs	Distribution gaussienne
Maximum de la densité	1×10^{18}	cm^{-3}
Niveau d'énergie	1.2	eV
Section de capture des électrons	1×10^{-17}	cm^2
Section de capture des trous	1×10^{-12}	cm^2

Tableau IV.4 : Propriétés des défauts de la couche n-CdS.

Permittivité	13.6	
E_g	1.15 , 1.5	eV
N_c	2.2×10^{18}	cm^{-3}
N_v	1.8×10^{19}	cm^{-3}
μ_n	100	$\text{cm}^2/\text{V/s}$
μ_p	25	$\text{cm}^2/\text{V/s}$
N_d	0	cm^{-3}
N_a	2×10^{16}	cm^{-3}

Tableau IV.5 : Paramètres de la couche p-CIGS.

Type de défauts	Donneurs	Distribution gaussienne
Maximum de la densité	1×10^{14}	cm^{-3}
Niveau d'énergie	0.6	eV
Section de capture des électrons	5×10^{-13}	cm^2
Section de capture des trous	1×10^{-15}	cm^2

Tableau IV.6 : Propriétés des défauts de la couche p-CIGS.

Dans la figure IV. 3 est présenté le spectre du coefficient d'absorption ($\alpha(\lambda)$) pour les couches ZnO, CdS et CIGS d'après les données d'AMPS.

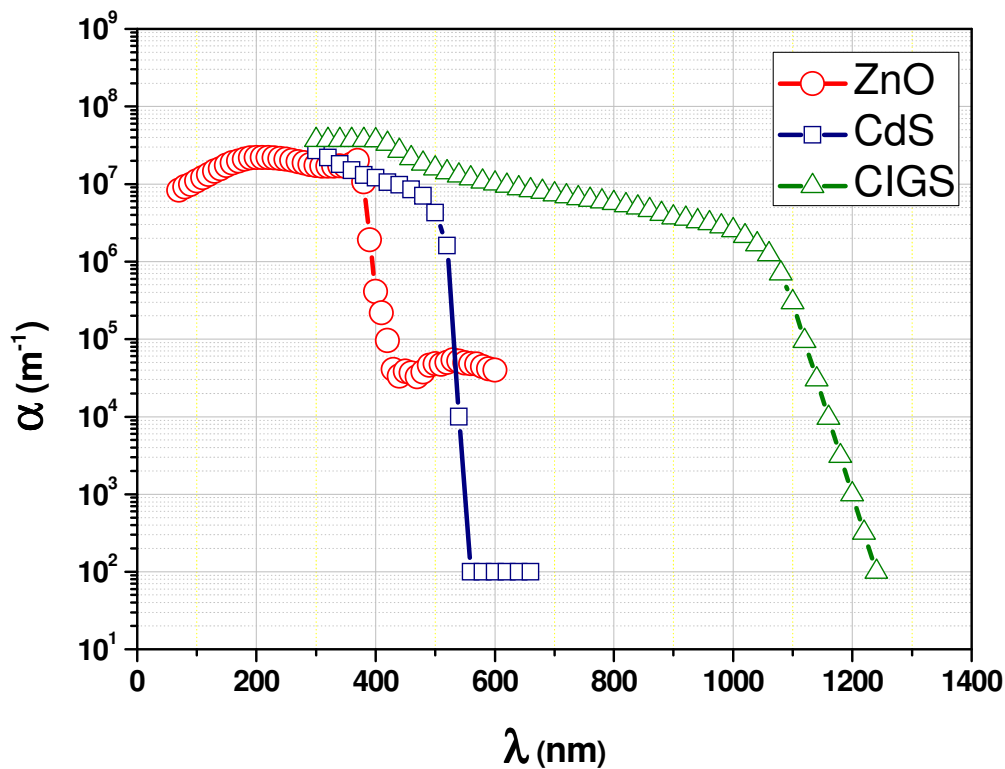


Figure IV.3 : Spectre du coefficient d'absorption ($\alpha(\lambda)$) pour les couches ZnO, CdS et CIGS d'après les données d'AMPS

IV.3. Résultats et discussion de l'effet de la température sur les caractéristiques électriques de la cellule solaire étudiée :

Le tableau IV.7 présente les valeurs de la densité du courant de saturation J_0 à l'obscurité estimée pour différentes températures allant dans la gamme 240 °K - 360°K pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement. Les résultats du tableau IV.7 sont tracés dans la figure IV.4.

On remarque, d'après le tableau IV.7 et la figure IV.4, que lorsque E_g augmente et (ou) $\frac{1}{kT}$ augmente, J_0 diminue. Cette variation de J_0 avec le gap d'énergie E_g et (ou) avec l'inverse de la température s'accorde bien avec le model électrique simplifié de la diode selon lequel la caractéristique densité de courant - tension (J - V) à l'obscurité est définie par :

$$J(V) = J_0 \left[\exp\left(\frac{qV}{A kT}\right) - 1 \right] \tag{Eq.IV.2}$$

dans le cas où les résistances série et shunt, R_s et R_{sh} , ont des effets négligeables, ou par l'équation à diode unique suivante, en tenant compte de l'effet de R_s et R_{sh} :

$$J(V) = J_0 \cdot \left(\exp\left(\frac{q \cdot (V - J \cdot R_s)}{A \cdot kT}\right) - 1 \right) + \left(\frac{V - J \cdot R_s}{R_{sh}}\right) \tag{Eq.IV.3}$$

tel que :

$$J_0 = q n_i^2 \left[\frac{L_p}{\tau_p N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] \tag{Eq.IV.4}$$

Dans les équations IV-2 - IV-4, A présente le facteur de qualité ou d'idéalité, n_i la concentration intrinsèque, L_n et L_p les longueurs de diffusion des électrons et trous respectivement, τ_n et τ_p les durées de vie des électrons et trous respectivement, N_d et N_a concentrations des dopants donneurs et accepteurs respectivement et k la constante de Boltzmann.

D'après l'équation IV-4, $J_0 \propto n_i^2 = N_c N_v \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right)$, en remplaçant les densités effectives N_c et N_v par leurs expressions en fonction de la température, on obtient :

$$J_0 = q \cdot \left[\frac{L_p}{\tau_p N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] \cdot 4 \left(\frac{2\pi kT}{h^2} \right)^3 (m_e^* m_t^*)^{3/2} \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \tag{Eq.IV.5}$$

$$J_0 = q \cdot \left[\frac{L_p}{\tau_p N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] \cdot B_T \cdot T^3 \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \cong B'_T \cdot T^3 \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \tag{Eq.IV.6}$$

avec $B'_T = q \cdot \left[\frac{L_p}{\tau_p N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] \cdot B_T$ et $B_T = 4 \left(\frac{2\pi k}{h^2} \right)^3 (m_e^* m_t^*)^{3/2}$ sont des coefficients indépendants de la température, et m_t^*, m_e^* sont les masses effectives des trous et les électrons.

D'après la figure IV.4, nous pouvons voir que le comportement de J_0 s'accorde bien avec l'équation IV-6, il est activée thermiquement et peut être représentée sous la forme [114] :

$$J_0 = J_{00} \exp\left(-\frac{E_{act}}{kT}\right) \tag{Eq.IV.7}$$

avec J_{00} une quantité faiblement dépendant de la température, et E_{act} qui est l'énergie d'activation a une valeur bien proche de la valeur du gap d'énergie . Pour le cas $E_g = 1.15 \text{ eV}$, $E_{act} \cong 1.1007 \text{ eV}$, pour le cas $E_g = 1.5 \text{ eV}$, $E_{act} \cong 1.4260 \text{ eV}$. Ceci confirme la proportionnalité de J_0 avec n_i^2 . Donc relativement à la recombinaison, le courant est limité beaucoup plus par les processus diffusion- entrainement.

$E_g = 1.15 \text{ eV}$		$E_g = 1.5 \text{ eV}$	
$J_0 \text{ (mA/cm}^2\text{)}$	$T \text{ (K}^\circ\text{)}$	$J_0 \text{ (mA/cm}^2\text{)}$	$T \text{ (K}^\circ\text{)}$
9.152×10^{-13}	240	1.909×10^{-18}	240
4.454×10^{-12}	260	3.063×10^{-18}	260
1.936×10^{-10}	280	5.276×10^{-16}	280
7.104×10^{-9}	300	8.219×10^{-14}	300
3.629×10^{-8}	320	3.059×10^{-13}	320
4.617×10^{-7}	340	9.638×10^{-12}	340
4.854×10^{-6}	360	2.502×10^{-10}	360

Tableau IV.7 : Valeurs de la densité du courant de saturation J_0 à l'obscurité calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.

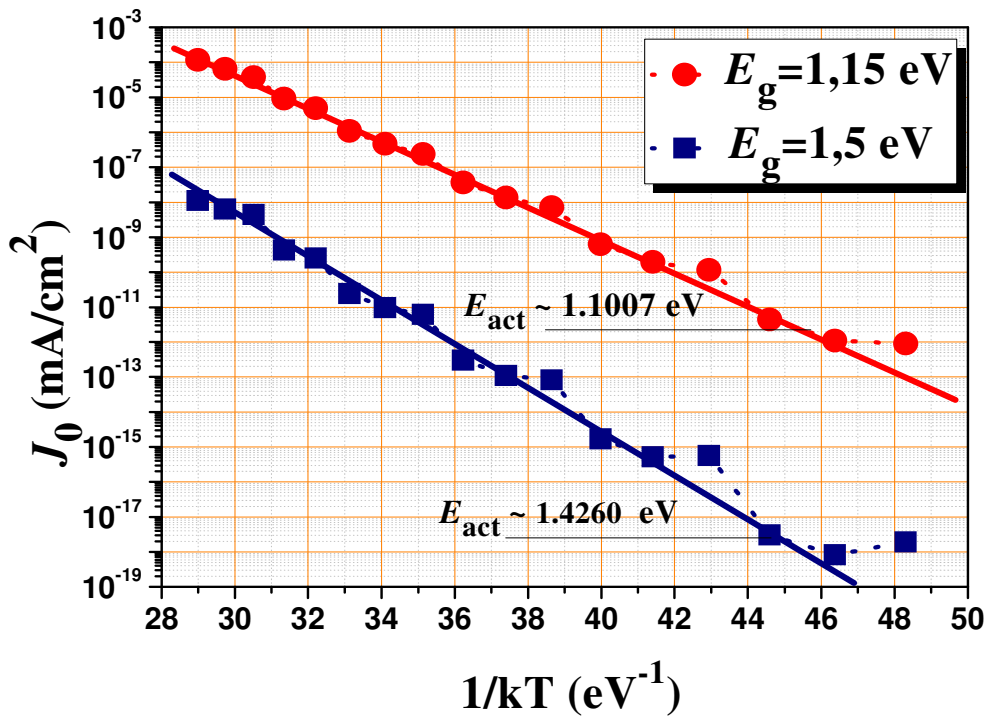


Figure IV.4 : Dépendance de la densité du courant de saturation J_0 en $\frac{1}{kT}$ pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$

Le tableau IV.8 présente les valeurs du facteur d'idéalité A calculées pour différentes températures allant dans la gamme 240 °K - 360°K pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement. Les résultats du tableau IV.8 sont tracés dans les figures IV.5 et IV.6 pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

$E_g = 1.15 eV$		$E_g = 1.5 eV$	
A	T(K°)	A	T(K°)
1.155	240	1.195	240
1.07	260	1.079	260
1.081	280	1.098	280
1.111	300	1.138	300
1.062	320	1.071	320
1.073	340	1.086	340
1.092	360	1.111	360

Tableau IV.8 : Valeurs du facteur d'idéalité A calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

On remarque pour les deux cas de E_g , que les valeurs de A fluctuent dans une gamme de grandeurs proche de la valeur unité (1), ce qui confirme également que, relativement à la recombinaison, le transport est limité beaucoup plus par les processus diffusion- entrainement .

D'autre part, la fluctuation de A présente une tendance générale de diminution avec l'augmentation de la température (figures IV.5 , IV.6) . ce qui s'accorde avec le comportement thermique de A observé généralement dans la littérature d'après des travaux expérimentaux, des simulations, des études analytiques ou semi-analytiques [115,116,117].

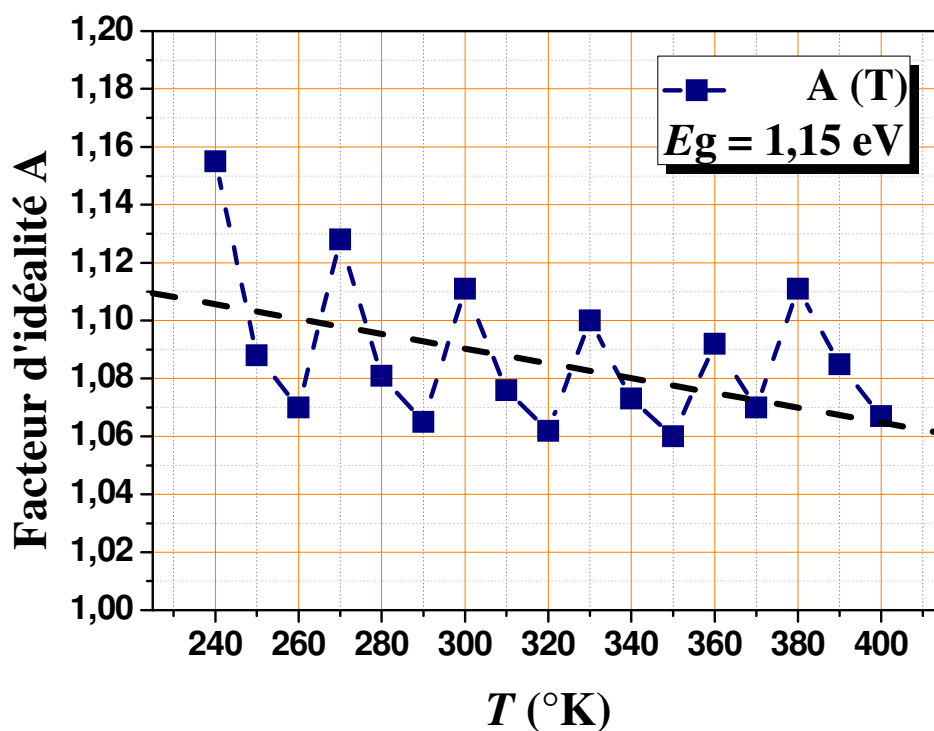


Figure IV.5 : Variation du facteur d'idéalité A avec la température pour $E_g = 1.15 eV$

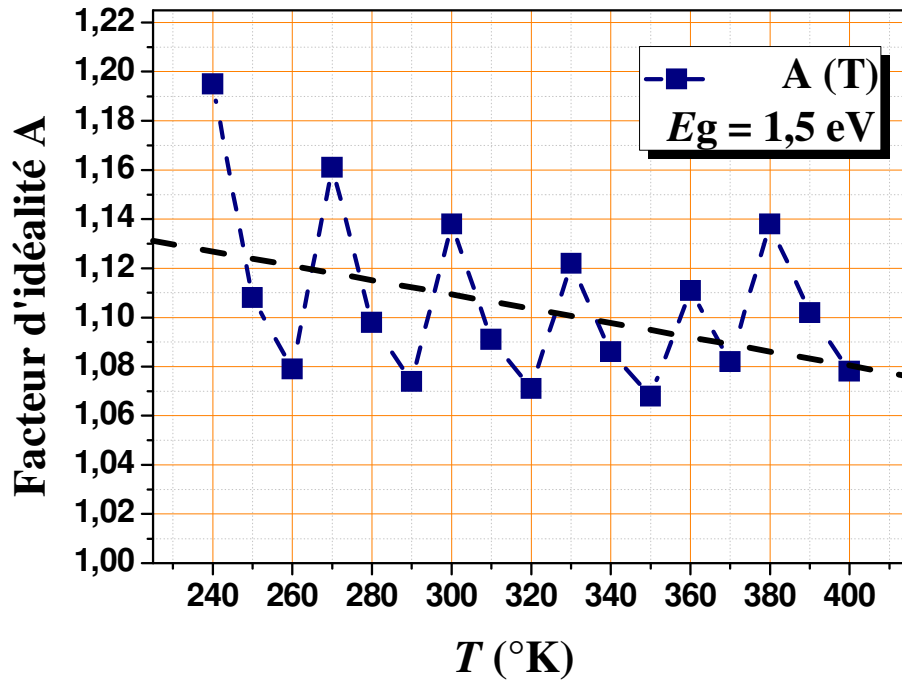


Figure IV.6 : Variation du facteur d'idéalité A avec la température pour $E_g = 1.5 eV$

Le tableau IV.9 présente les valeurs de la résistance série R_s calculées pour différentes températures allant dans la gamme 240 °K - 360°K pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

$E_g = 1.15 eV$		$E_g = 1.5 eV$	
$R_s(\Omega.cm^2)$	T(K°)	$R_s(\Omega.cm^2)$	T(K°)
0.03995	240	0.02837	240
0.04055	260	0.03969	260
0.04671	280	0.04392	280
0.04015	300	0.03188	300
0.04172	320	0.04075	320
0.04604	340	0.04347	340
0.04247	360	0.03617	360

Tableau IV.9 : Valeurs de la résistance série R_s calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement

Les résultats du tableau IV.9 sont tracés dans les figures IV.7 et IV.8 pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.

D'après les figures IV.7 et IV.8, la résistance série R_s ne présente pas de variation monotone avec l'augmentation de la température mais plutôt une variation fluctuante dans la gamme $\sim 0.03 - 0.05 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et dans la gamme $\sim 0.015 - 0.047 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ pour $E_g = 1.5 \text{ eV}$. Cependant, cette fluctuation montre en générale une tendance d'augmentation avec l'accroissement de la température.

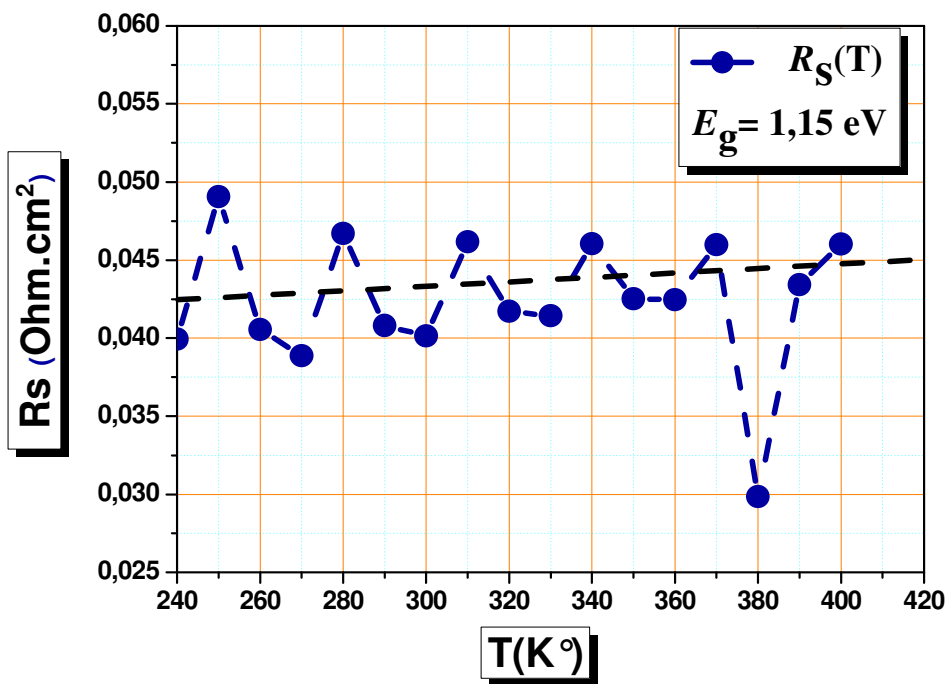


Figure IV.7 : Variation de la résistance série R_s avec la température pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$

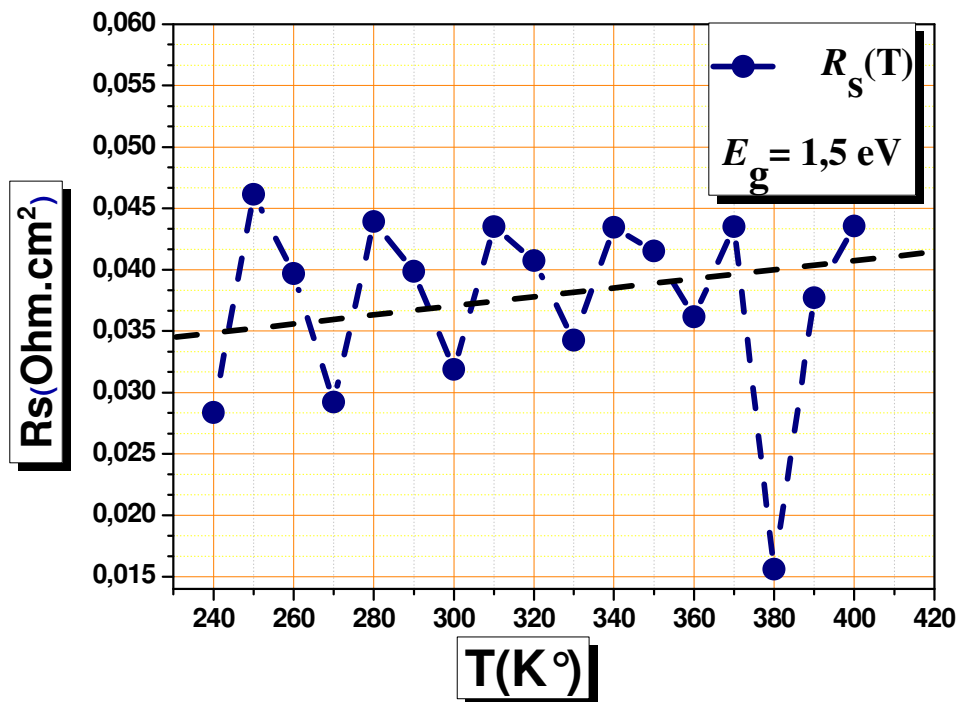


Figure IV.7 : Variation de la résistance série R_s avec la température pour $E_g = 1.5 \text{ eV}$

Des travaux d'après la littérature montre effectivement un accroissement de la résistance série avec l'augmentation de la température [115,116,118,119]. Cependant, on a trouvé une certaine similarité avec nos résultats dans l'article de M. Sabry et al (2007) [120]; nous reportons dans la figure IV.8 la variation de la résistance série avec la température qu'il a obtenu pour deux intensités lumineuses (750 W/m^2 , 1000 W/m^2) aux quelles est soumise une cellule solaire à base silicium monocristallin de section carrée de 104 cm^2 [120].

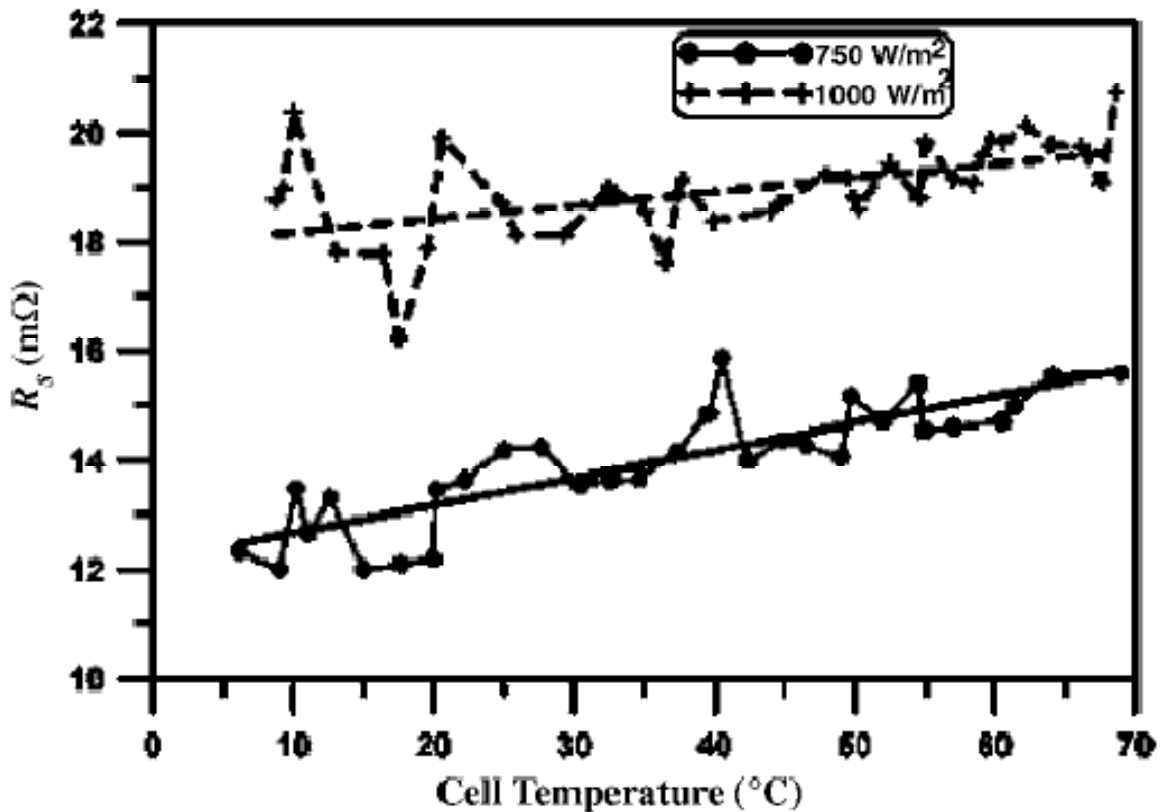


Figure IV.8: Résultats de M. Sabry et al de la variation de la résistance série avec la température pour deux intensités d'illumination (750 W/m^2 , 1000 W/m^2) appliquées sur une cellule solaire à base silicium monocristallin de section carrée de 104 cm^2 [120].

Notons que l'auteur a mesuré les caractéristiques $I-V$ de la cellule solaire aux différents températures puis il a appliquée la méthode dite méthode à diode unique (One-Diode Method) proposée par Chan and Phang [121] pour calculer la résistance série [120].

Rappelons que la résistance série dans la cellule solaire est due à trois causes: le mouvement du courant à travers l'émetteur et la base de la cellule solaire, la résistance du contact entre le contact métallique et le semi-conducteur, et la résistance des contacts métalliques avant et arrière.

Le tableau IV.10 et la figure IV.9 présentent la variation de la résistance shunt R_{Sh} avec la température pour $E_g = 1.5 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.

On peut remarquer un comportement décroissant de la résistance shunt R_{Sh} avec l'augmentation de la température pour les deux cas de E_g (figure IV.9) . Ce résultats est en accord avec des travaux

précédents d'après la littérature [122,115,118] . A titre d'exemple, nous reportons dans la figure IV-10 les résultats de S. Bensalem et al [118] pour une cellule solaire à base de silicium poly-cristallin soumise à une illumination constante (1000 W/m^2). L'auteur a adapté le model de la diode unique (single diode model) [123] pour présenter la caractéristique $J- V$ de la cellule solaire. La technique que l'auteur a utilisé pour extraire les paramètres de cellule solaire éclairée y compris les résistances série et shunt est bien détaillée dans l'article de K. Bouzidi et al (2007) [124].

$E_g = 1.15 \text{ eV}$		$E_g = 1.5 \text{ eV}$	
$R_{Sh}(\text{Ohm.cm}^2)$	$T(\text{K}^\circ)$	$R_{Sh}(\text{Ohm.cm}^2)$	$T(\text{K}^\circ)$
742.9	240	1056	240
733.2	260	1047	260
722.5	280	1037	280
711.1	300	1026	300
699.4	320	1015	320
687.5	340	1004	340
675.4	360	993.2	360

Tableau IV.10 : Valeurs de la résistance shunt R_{Sh} calculées aux différentes températures pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.

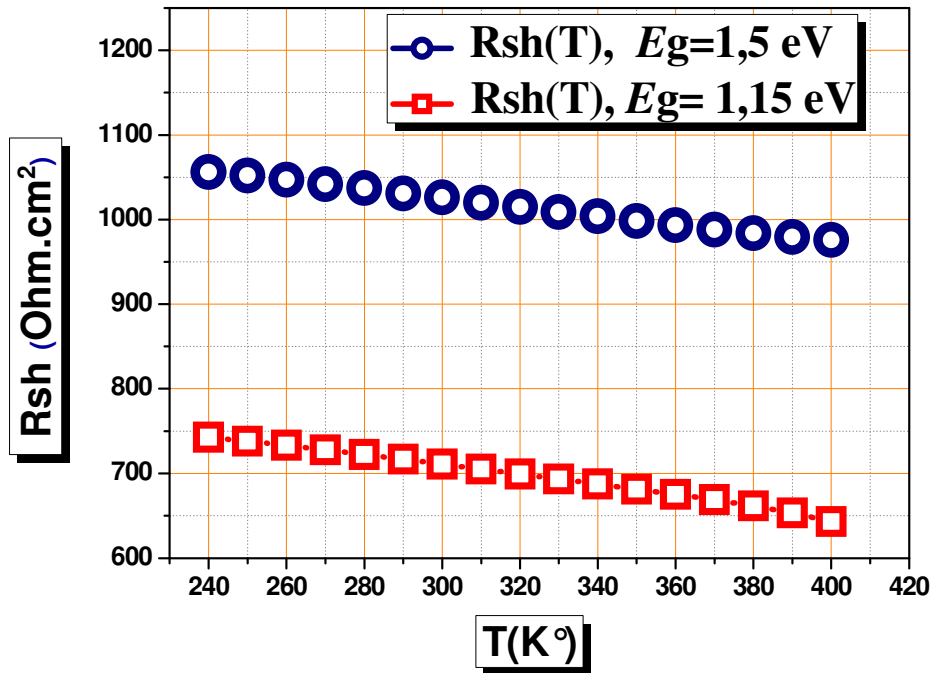


Figure IV.9 : Variation de la résistance shunt R_{Sh} avec la température pour $E_g = 1.5 eV$ et $E_g = 1.15 eV$

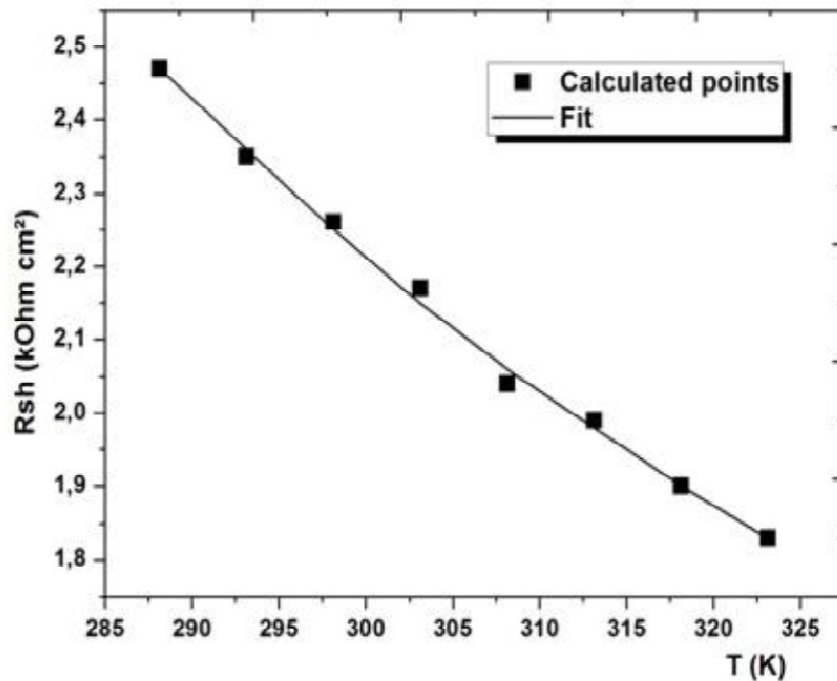


Figure IV.10: Résultats de S. Bensalem et al de l'évolution de la résistance shunt avec la température pour une cellule solaire à base de silicium poly-cristallin soumise à une illumination constante ($1000 W/m^2$) [118].

Selon la théorie, il existe trois types de résistance sensible à la température [118,119] : type conducteur , type à coefficient de la température négatif et type à coefficient de la température positif.

i. Type conducteur :

Dans ce type, la dépendance de la résistance avec la température est définie par la formule [118, 119] :

$$R(T) = R_0. (1 + \alpha \times T) \quad \text{Eq.IV.8}$$

où α est le coefficient de la température spécifique au conducteur ($\alpha > 0$) et R_0 la résistance aux conditions initiales. La dérivée de la l'équation IV-8 donne :

$$\frac{dR}{dT} = \alpha \times R_0 > 0 \quad \text{Eq.IV.9}$$

ii. Type à coefficient de la température négatif :

La dépendance de la résistance avec la température est définie par la formule [118, 119]:

$$R(T) = R_0. \exp\left(\frac{B}{T}\right) \quad \text{Eq.IV.10}$$

où $B > 0$ est un coefficient spécifique au matériau semiconducteur et R_0 la résistance aux conditions initiales. La dérivée de la l'équation IV-10 donne :

$$\frac{dR}{dT} = - \frac{B \times R}{T^2} < 0 \quad \text{Eq.IV.11}$$

iii. Type à coefficient de la température positif :

La dépendance de la résistance avec la température est définie par la formule [118,119]:

$$R(T) = R_0. \exp(B \times T) \quad \text{Eq.IV.12}$$

où $B > 0$ est un coefficient spécifique au matériau semiconducteur et R_0 la résistance aux conditions initiales. La dérivée de la l'équation IV-12 donne :

$$\frac{dR}{dT} = B \times R > 0 \quad \text{Eq.IV.13}$$

Malgré la variation fluctuante de la résistance série R_s , elle montre une tendance générale d'augmentation avec l'accroissement de la température. Donc R_s peut être une résistance de type conducteur ou de type à coefficient de température positif. D'après nos résultats, R_s semble être une résistance de type conducteur puisque la tendance générale de son augmentation semble plutôt être linéaire que exponentielle. Cependant, Ding et al (2005) [119] confirme, en utilisant l'approche de .K. El-Adawi et al (2002) [126,119] , que la résistance série est de type à coefficient de température positif, et qu'il est possible de la mettre sous la forme [118, 119] :

$$R_s(T) = R_{s0} \cdot \exp(B_s \times T) \quad \text{Eq.IV.14}$$

où $B_s > 0$ est un coefficient spécifique au matériau semiconducteur et R_{s0} la résistance aux conditions initiales.

Concernant les résultats de la résistance shunt R_{sh} , nous avons $\frac{dR_{sh}}{dT} < 0$. Donc , la résistance shunt est de type à coefficient de température négatif, elle peut être exprimée de la forme :

$$R_{sh}(T) = R_{sh0} \times \exp\left(\frac{B_{sh}}{T}\right) \quad \text{Eq.IV.15}$$

où $B_{sh} > 0$ est un coefficient spécifique au matériau semiconducteur et R_0 la résistance aux conditions initiales.

Dans les figures IV.11 et IV.12 est présentée la caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous le spectre AM1.5 pour différentes températures allant dans la gamme 240 °K - 360°K pour $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.

Pour les deux cas de E_g , on peut remarquer une faible sensibilité de la densité du courant de court circuit, J_{SC} , à la température. Cependant la tension du circuit ouvert , V_{OC} , qui prend des valeurs plus élevées pour $E_g = 1.5 \text{ eV}$, présente une réduction notable avec l'augmentation de la température. Le spectre du rendement quantique externe ($QE(\lambda)$) présente, comme le photocourant, une sensibilité négligeable à la température pour les deux cas de E_g , (voir figures IV.13 et IV.14).

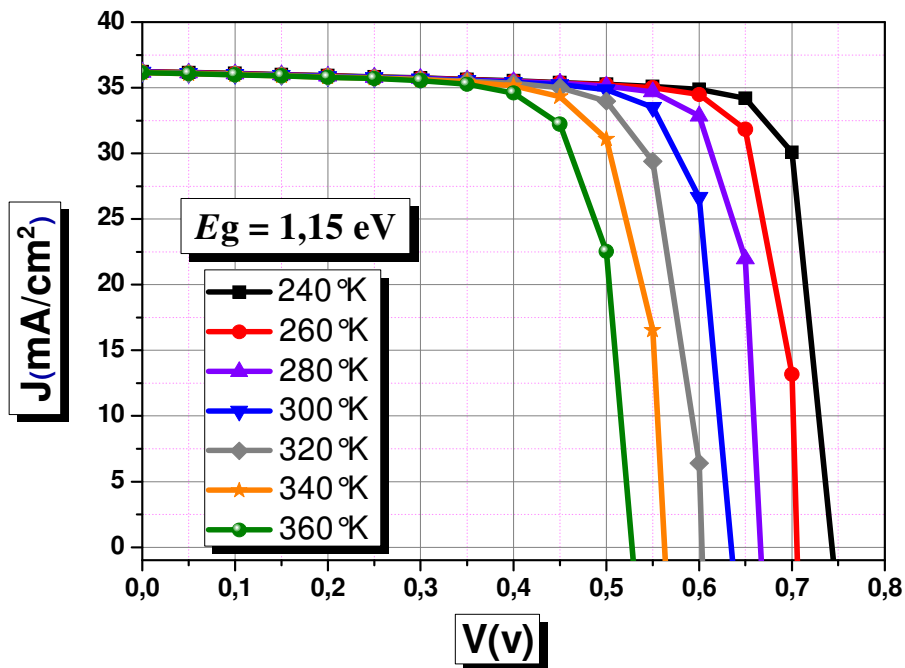


Figure IV.11 : Caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous le spectre AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.15 \text{ eV}$.

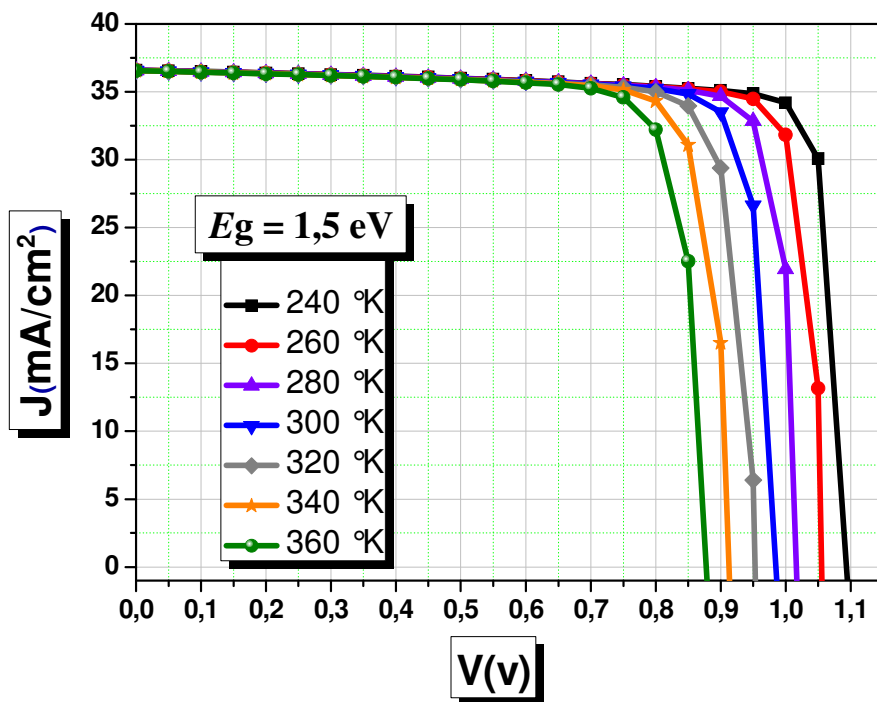


Figure IV.12 : Caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous le spectre AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.

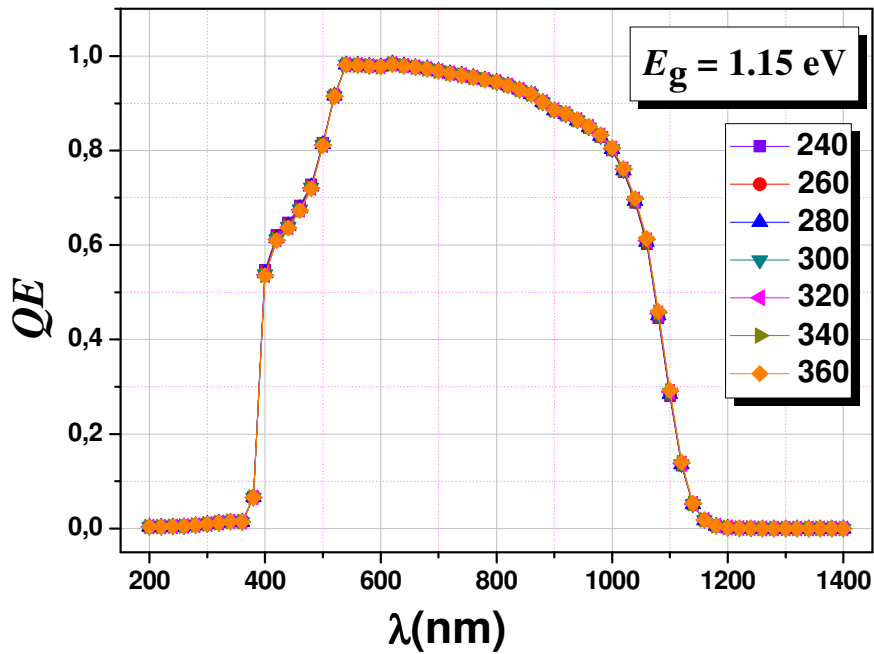


Figure IV.13 : Spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$ de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous l'éclairement AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.15 \text{ eV}$

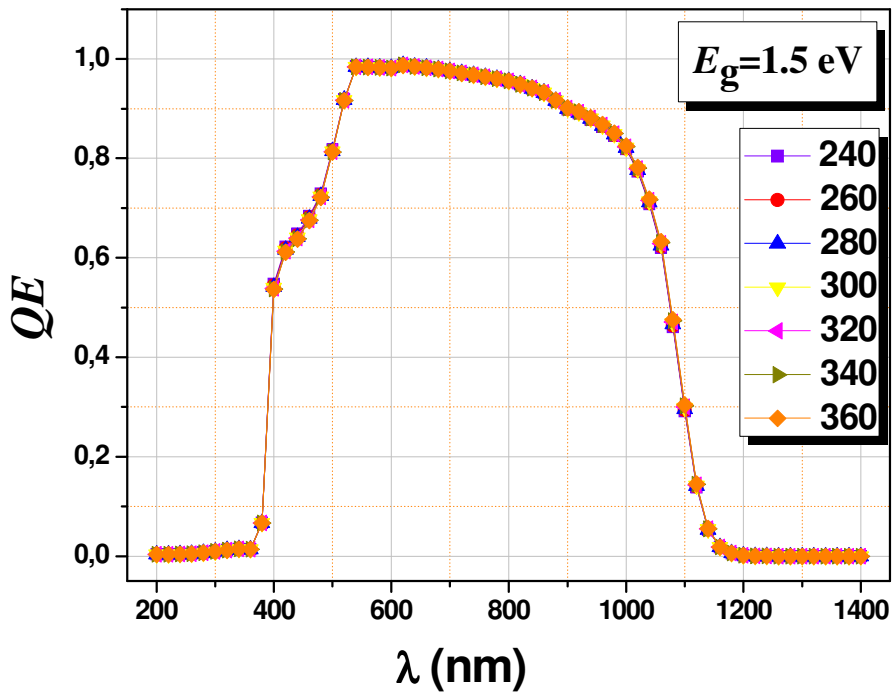


Figure IV.14 : Spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$ de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) sous l'éclairement AM1.5 pour différentes températures et $E_g = 1.5 \text{ eV}$.

Le tableau IV.11 et la figure IV.15 présentent la variation de la densité du courant de court circuit J_{SC} avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$.

$E_g = 1.15 eV$		$E_g = 1.5 eV$	
$J_{sc}(mA/cm^2)$	$T(K^\circ)$	$J_{SC} (mA/cm^2)$	$T(K^\circ)$
36.2126	240	36.5962	240
36.1959	260	36.5836	260
36.1801	280	36.5723	280
36.1655	300	36.5626	300
36.1521	320	36.5542	320
36.1401	340	36.5472	340
36.1302	360	36.5419	360

Tableau IV.11 : Valeurs de la densité du courant de court circuit J_{SC} aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

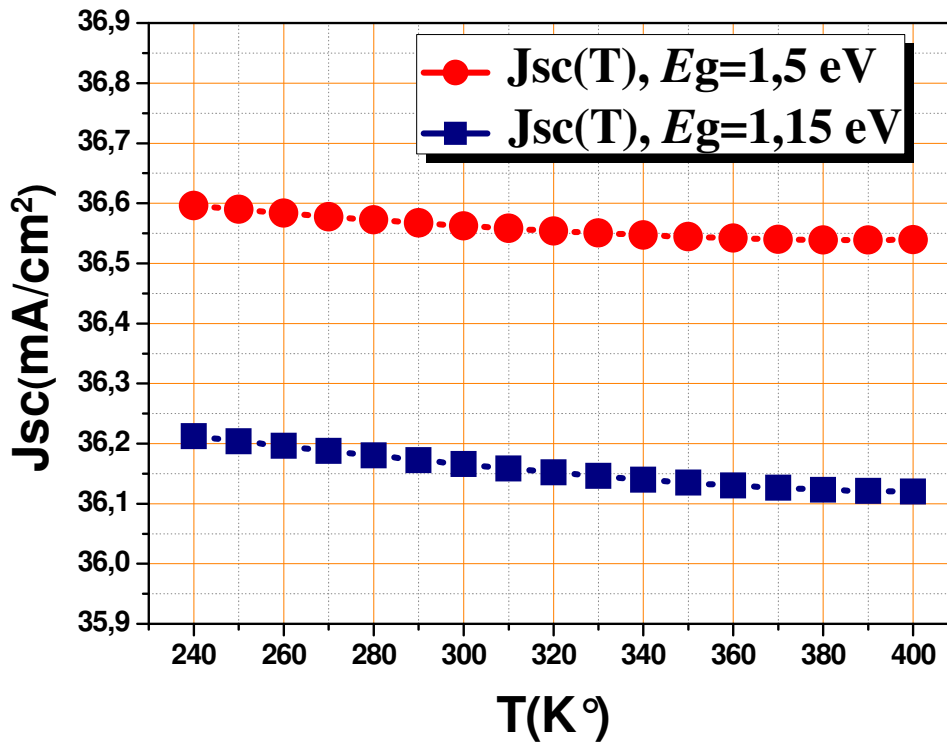


Figure IV.15 : Variation de la densité du courant de court circuit J_{SC} avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$.

Le tableau IV.12 et la figure IV.16 présentent la variation de la tension du circuit ouvert V_{OC} avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$.

$E_g = 1.15 eV$		$E_g = 1.5 eV$	
$V_{CO} (V)$	$T(K^\circ)$	$V_{CO} (V)$	$T(K^\circ)$
0.7436	240	1.0936	240
0.7055	260	1.0555	260
0.6666	280	1.0166	280
0.6351	300	0.9851	300
0.6030	320	0.9530	320
0.5629	340	0.9129	340
0.5280	360	0.8780	360

Tableau IV.12 : Valeurs de la tension du circuit ouvert V_{OC} aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

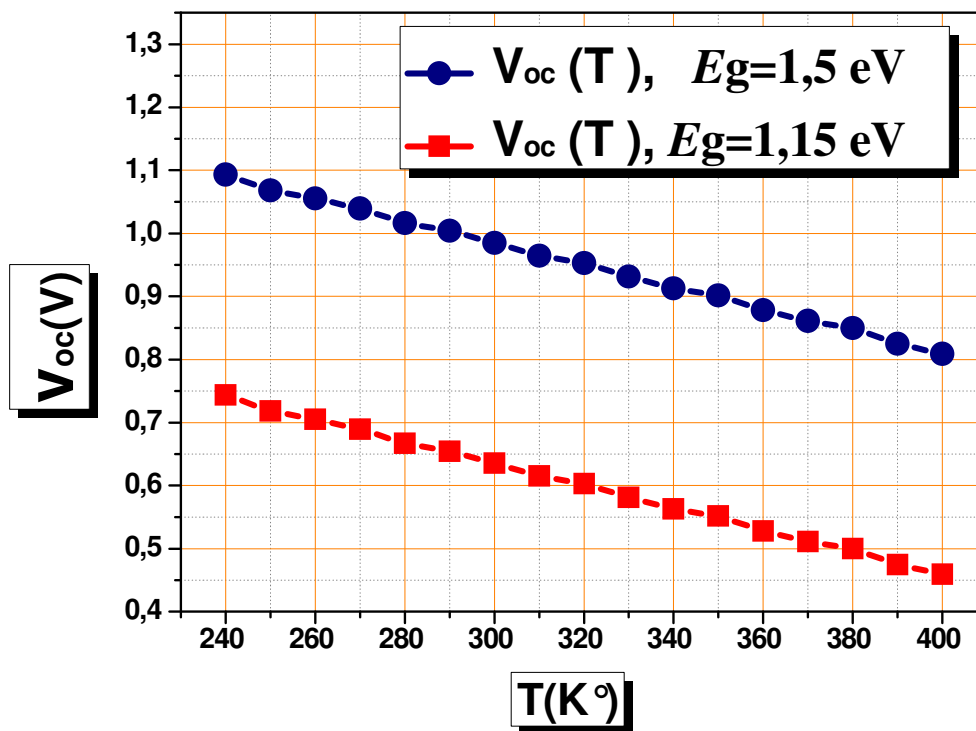


Figure IV.16 : Variation de la tension du circuit ouvert V_{OC} avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$.

Le tableau IV.13 et la figure IV.17 présentent la variation du facteur de forme ($FF\%$) avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

$E_g = 1.15 eV$		$E_g = 1.5 eV$	
FF(%)	T(K°)	FF(%)	T(K°)
82.5531	240	85.4503	240
80.9807	260	84.7841	260
81.6838	280	83.9247	280
80.2059	300	83.6950	300
77.8811	320	82.8515	320
76.3830	340	82.2532	340
75.9811	360	80.8370	360

Tableau IV.13: Valeurs du facteur de forme ($FF\%$) aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

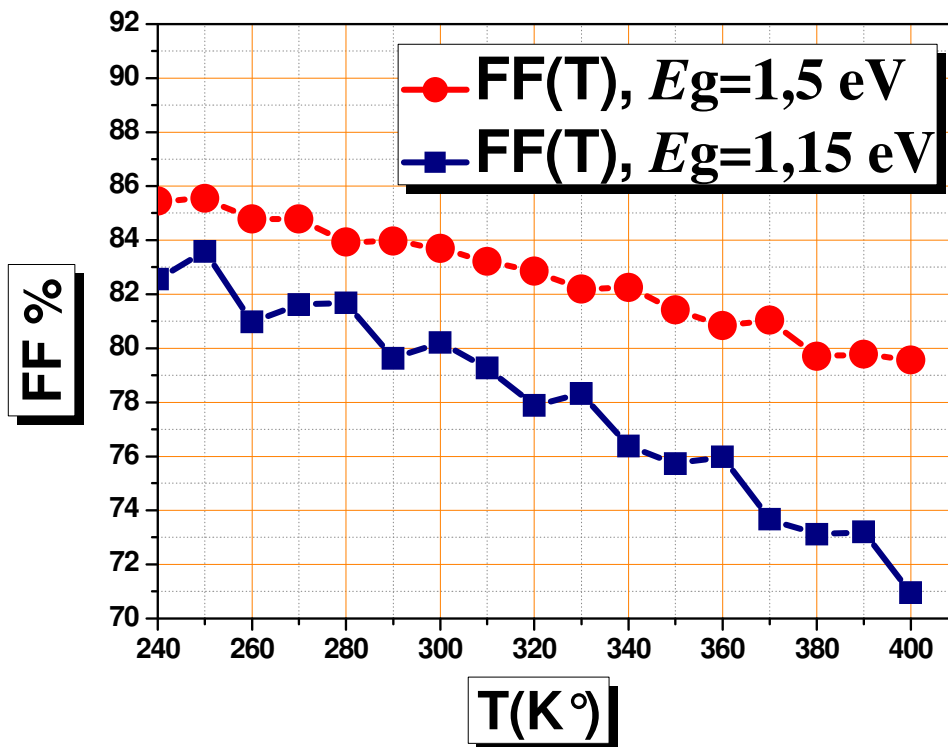


Figure IV.17 : Variation du facteur de forme ($FF\%$) avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$.

Le tableau IV.14 et la figure IV.18 présentent la variation du rendement de conversion photovoltaïque (η %) de la cellule avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

$E_g = 1.15 eV$		$E_g = 1.5 eV$	
$\eta(\%)$	T(K°)	$\eta(\%)$	T(K°)
22.2282	240	34.1971	240
20.6791	260	32.7382	260
19.7008	280	31.2033	280
18.4223	300	30.1451	300
16.9790	320	28.8635	320
15.5391	340	27.4431	340
14.4944	360	25.9347	360

Tableau IV.14: Valeurs du rendement de conversion photovoltaïque (η %) aux différentes températures pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

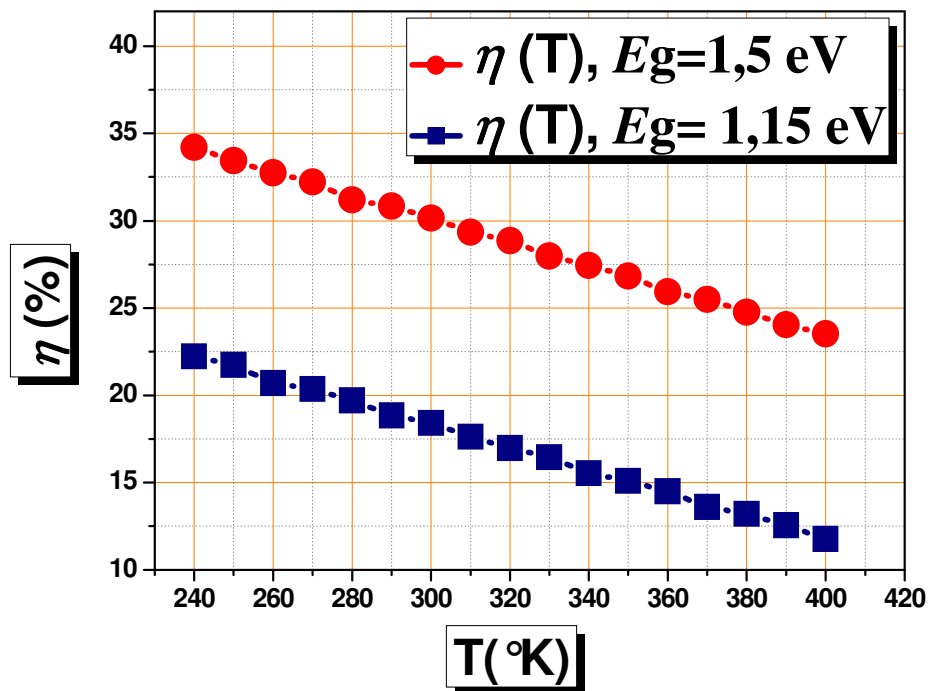


Figure IV.18 : Variation du rendement de conversion photovoltaïque (η %) avec la température pour $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$.

Le paramètre le plus affecté par l'accroissement de la température est la tension du circuit ouvert, alors que la densité du courant du court circuit J_{SC} montre moins de sensibilité à la température. La réduction du V_{OC} avec l'augmentation de la température entraîne ainsi la réduction de la puissance maximale P_{max} fournie par la cellule et par la suite la réduction du rendement de la conversion photovoltaïque η . Le comportement thermique du J_{SC} , V_{OC} , FF et η s'accorde avec les résultats d'après la littérature [127, 128, 129, 130, 131]. A titre d'exemple, nous présentons dans la figure IV.19 la dépendance en température du I_{SC} , V_{OC} , FF et η mesurés d'un module photovoltaïque (PV) en CIGS sous l'illumination 1000 W/m^2 d'après les travaux de Y. Hishikawa et al [129].

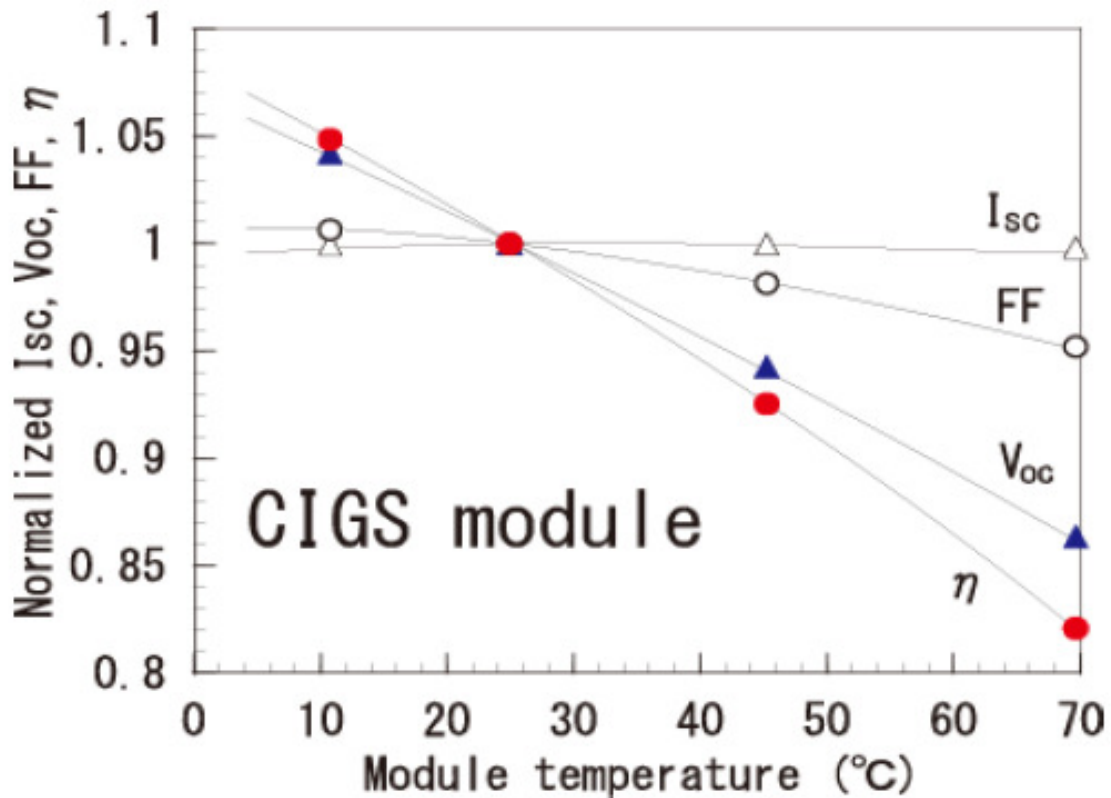


Figure IV.19: Dépendance en température du I_{SC} , V_{OC} , FF et η mesurés d'un module photovoltaïque (PV) en CIGS sous l'illumination 1000 W/m^2 d'après les travaux de Y. Hishikawa et al [129].

La tension du circuit ouvert V_{OC} décroît avec l'augmentation de la température à cause de la dépendance (l'accroissement) de la densité du courant de saturation J_0 avec la température, en effet:

$$V_{OC} = \frac{kT}{q} \ln \left(\frac{J_{SC}}{J_0} + 1 \right) \cong \frac{kT}{q} \ln \left(\frac{J_{SC}}{J_0} \right) = \frac{kT}{q} [\ln J_{SC} - \ln J_0] \quad \text{Eq.IV.16}$$

$$J_0 = q \cdot \left[\frac{L_P}{\tau_P N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] n_i^2 =$$

$$q \cdot \left[\frac{L_P}{\tau_P N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] \cdot 4 \left(\frac{2\pi kT}{h^2} \right)^3 (m_e^* m_t^*)^{3/2} \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \quad \text{Eq.IV.17}$$

$$J_0 = q \cdot \left[\frac{L_P}{\tau_P N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] \cdot B_T \cdot T^3 \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \cong B'_T \cdot T^\gamma \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \quad \text{Eq.IV.18}$$

où $B'_T = q \cdot \left[\frac{L_P}{\tau_P N_d} + \frac{L_n}{\tau_n N_a} \right] \cdot B_T$, $B_T = 4 \left(\frac{2\pi k}{h^2} \right)^3 (m_e^* m_t^*)^{3/2}$ sont des coefficients indépendants de la température, γ est utilisé dans l'équation IV-18 au lieu du nombre 3 afin d'incorporer les dépendances possibles en température d'autres paramètres des matériaux, m_t^* , m_e^* sont les masses effectives des trous et les électrons.

L'impact de J_0 sur la tension du circuit ouvert V_{OC} peut être calculé en substituant J_0 dans l'équation IV-16 par son expression dans l'équation IV-18 comme suit :

$$V_{OC} = \frac{kT}{q} [\ln J_{SC} - \ln J_0] = \frac{kT}{q} \cdot \ln J_{SC} - \frac{kT}{q} \cdot \ln J_0$$

$$= \frac{kT}{q} \cdot \ln J_{SC} - \frac{kT}{q} \cdot \ln \left[B'_T \cdot T^\gamma \cdot \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \right]$$

$$= \frac{kT}{q} \cdot \left(\ln J_{SC} - \ln B'_T - \gamma \cdot \ln T + \frac{E_g}{kT} \right) \quad \text{Eq.IV.19}$$

Posons $E_g = q \cdot V_g$, donc:

$$V_{OC} = \frac{kT}{q} \cdot \left(\ln J_{SC} - \ln B'_T - \gamma \cdot \ln T + \frac{q \cdot V_g}{kT} \right) \quad \text{Eq.IV.20}$$

On trouve $\frac{dV_{OC}}{dT}$ comme suit :

$$\frac{dV_{OC}}{dT} = \left(\frac{V_{OC} - V_g}{T} \right) + \frac{kT}{q} \cdot \frac{1}{J_{SC}} \cdot \frac{dJ_{SC}}{dT} - \gamma \cdot \frac{k}{q} \quad \text{Eq.IV.21}$$

En supposant $\frac{dJ_{SC}}{dT} \cong 0$:

$$\frac{dV_{OC}}{dT} = \left(\frac{V_{OC} - V_g}{T} \right) - \gamma \cdot \frac{k}{q} < 0 \quad \text{Eq.IV.22}$$

Le facteur de forme FF qui est défini comme la fraction entre la puissance maximale P_{max} fournie par la cellule et le produit $J_{SC} \times V_{OC}$:

$$FF = \frac{P_{max}}{J_{SC} \times V_{OC}} = \frac{J_m \times V_m}{J_{SC} \times V_{OC}} \quad \text{Eq.IV.23}$$

peut être exprimé par une formule déterminée empiriquement par M.A. Green et al (1981) [133, 134,132]. Pour le cas où R_s et R_{sh} ont des effets négligeables sur les performances de la cellule solaire, le FF peut être exprimée par cette formule simple et précise [133,134,132] :

$$FF = \frac{v_{OC} - \ln(v_{OC} + 0.72)}{v_{OC} + 1} \quad \text{Eq.IV.24}$$

où v_{OC} est la tension du circuit ouvert normalisée par le voltage thermique $V_T = \frac{A.kT}{q}$:

$$v_{OC} = \frac{V_{OC}}{V_T} = \frac{q.V_{OC}}{A.kT}, \text{ et } A \text{ le facteur d'idéalité de la diode.}$$

La dépendance du facteur de forme FF avec la température peut être déterminée à partir de l'équation IV-24 comme suit :

$$\frac{dFF}{dT} = \left(\frac{1}{v_{OC} + 1} \right) \cdot \frac{dv_{OC}}{dT} \cdot \left\{ \left(\frac{v_{OC} - 0.28}{v_{OC} + 0.72} \right) - FF \right\} \quad \text{Eq.IV.25}$$

$$\frac{dFF}{dT} = \left(\frac{\frac{dV_{OC}}{dT} \cdot \frac{V_{OC}}{T}}{V_{OC} + V_T} \right) \cdot \left\{ \left(\frac{\frac{V_{OC}}{V_T} - 0.28}{\frac{V_{OC}}{V_T} + 0.72} \right) - FF \right\} \quad \text{Eq.IV.26}$$

L'effet de la température sur la puissance maximale P_{max} fournie par la cellule est :

$$\frac{1}{P_{max}} \cdot \frac{dP_{max}}{dT} = \frac{1}{V_{OC}} \frac{dV_{OC}}{dT} + \frac{1}{FF} \frac{dFF}{dT} + \frac{1}{J_{SC}} \frac{dJ_{SC}}{dT} \quad \text{Eq.IV.27}$$

Pour le rendement de la conversion photovoltaïque η , nous avons $\eta = \frac{P_{max}}{P_{inc}}$, donc :

$$\frac{1}{\eta} \cdot \frac{d\eta}{dT} = \frac{1}{P_{max}} \cdot \frac{dP_{max}}{dT} = \frac{1}{V_{OC}} \frac{dV_{OC}}{dT} + \frac{1}{FF} \frac{dFF}{dT} + \frac{1}{J_{SC}} \frac{dJ_{SC}}{dT} \quad \text{Eq.IV.28}$$

IV.4. Conclusion:

Dans ce chapitre, nous avons présenté et discuté les résultats de l'étude des caractéristiques électriques de la cellule solaire à hétérojonction (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS), aux conditions de l'obscurité et de l'éclairement AM1.5, sous l'effet de la variation de la température ambiante (T) dans la gamme 240 °K - 400 °K , pour les deux cas où le gap d'énergie, E_g , de l'absorbeur Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS) prend respectivement les valeurs 1.15 eV et 1.5 eV.

Les résultats sont générés par le logiciel de simulation AMPS-1D, et concernent la caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire, la densité du courant de saturation (J_0) , le facteur de qualité (A), les résistances série (R_s) et parallèle ou de shunt (R_{sh}), le spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$, la densité du courant du court circuit (J_{sc}), la tension du circuit ouvert (V_{oc}), le facteur de forme (FF) et le rendement de conversion photovoltaïque (η).

La dépendance de la densité du courant de saturation J_0 avec la température montre un comportement activé thermiquement avec une énergie d'activation E_{act} bien proche de la valeur du gap d'énergie E_g pour les deux cas $E_g = 1.15$ eV et $E_g = 1.5$ eV ; ce qui confirme le rapprochement du résultat au modèle électrique simple à diode unique selon lequel J_0 est proportionnel à n_i^2 .

Le facteur d'idéalité A présente des variations fluctuantes dans une gamme de grandeurs proche de la valeur unité (1) avec une tendance générale de diminution avec l'augmentation de la température, ce qui s'accorde avec les résultats observés généralement dans la littérature.

Malgré la variation fluctuante de la résistance série R_s , elle montre une tendance générale d'augmentation avec l'accroissement de la température; ce qui est en accord avec des travaux d'après la littérature. Une certaine similarité avec notre résultat est notifiée dans le travail de M. Sabry et al (2007).

Un comportement décroissant est notifié pour la résistance shunt R_{sh} avec l'augmentation de la température; ce résultat est en accord avec des travaux d'après la littérature.

D'après les courbes de la caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire sous l'éclairement AM1.5 et différentes températures allant dans la gamme 240 °K - 360°K , une faible sensibilité à la température est notifiée pour la densité du courant de court circuit, J_{sc} pour les deux cas de E_g . Cependant la tension du circuit ouvert , V_{oc} , qui prend des valeurs plus élevées pour

$E_g = 1.5 \text{ eV}$, présente une réduction notable avec l'augmentation de la température. Le spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$ présente, comme le photo-courant, une sensibilité négligeable à la température pour les deux cas de E_g .

La réduction du V_{OC} avec l'augmentation de la température entraîne ainsi la réduction de la puissance maximale P_{max} fournie par la cellule solaire, et par la suite la réduction du rendement de la conversion photovoltaïque η . Le comportement thermique du J_{SC} , V_{OC} , FF et η s'accorde avec les résultats d'après la littérature.

Le tableau IV.15 présente une estimation du taux de réduction du J_{SC} , V_{OC} , FF et η par $^{\circ}\text{C}$ pour les deux cas $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ respectivement.

	$\frac{\Delta J_{SC}}{\Delta T} \left(\frac{\text{mA}}{\text{cm}^2 \text{ } ^{\circ}\text{C}} \right)$	$\frac{\Delta V_{OC}}{\Delta T} \left(\frac{\text{V}}{^{\circ}\text{C}} \right)$	$\frac{\Delta FF}{\Delta T} \left(\frac{\%}{^{\circ}\text{C}} \right)$	$\frac{\Delta \eta}{\Delta T} \left(\frac{\%}{^{\circ}\text{C}} \right)$
$E_g = 1.15 \text{ eV}$	$\cong -6.8667 \times 10^{-4}$	-0.0018	-0.0548	-0.0644
$E_g = 1.5 \text{ eV}$	$\cong -4.5250 \times 10^{-4}$	-0.0018	-0.0384	-0.0689

Tableau IV.15: Taux de réduction du J_{SC} , V_{OC} , FF et η par $^{\circ}\text{C}$ pour les deux cas $E_g = 1.15 \text{ eV}$ et $E_g = 1.5 \text{ eV}$ de la cellule solaire (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS).

2014

Conclusion générale



Conclusion générale

Il est important d'étudier l'effet de variation de la température sur les caractéristiques électriques des cellules solaires puisque, dans les applications terrestres, les cellules solaires sont généralement exposées à des températures dans la gamme 15°C (288 °K) à 50°C (323 °K) et même à des températures encore plus élevées comme dans les régions extrêmement chaudes, les systèmes concentrateurs ou l'espace. Des études antérieures ont montré que les performances des cellules solaires se dégradent avec l'augmentation de la température, ces performances sont déterminées essentiellement par les paramètres : densité du courant de court circuit (J_{SC}), la tension du circuit ouvert (V_{OC}), le facteur de forme (FF), et le rendement de la conversion photovoltaïque (η). La variation de la température affecte ces paramètres et, ainsi, la performance des cellules solaires. Les paramètres de la diode de la cellule solaire comme: la densité du courant de saturation (J_0), le facteur d'idéalité A , la résistance série (R_s) et la résistance shunt (R_{sh}) contrôlent l'effet de la température sur le V_{OC} , FF et η de la cellule. Spécifiquement, J_0 est un paramètre critique dépendant des propriétés du matériau, comme la largeur de son gap d'énergie E_g , et influençant le rendement des cellules solaires à travers un accroissement exponentiel de J_0 avec l'augmentation de la température entraînant une rapide diminution de V_{OC} .

L'effet de la température a été largement étudié dans des cellules solaires à base de silicium (Si), GaAs, germanium (Ge) ou silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H), cependant, peu d'études sont consacrées au cas des cellules solaires en couches minces telles que celles à base de tellure de cadmium (CdTe), ou de diséléniure de cuivre, d'indium et de gallium (CIGS). Pour cette raison, nous nous sommes intéressés, dans ce travail, à l'étude de l'effet de variation de la température ambiante sur les caractéristiques électriques de la cellule solaire à base de Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS); comme : la caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire, la densité du courant de saturation (J_0), le facteur de qualité (A), les résistances série (R_s) et parallèle ou de shunt (R_{sh}), le spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$, la densité du courant du court circuit (J_{SC}), la tension du circuit ouvert (V_{OC}), le facteur de forme (FF) et le rendement de la conversion photovoltaïque (η).

Nous avons utilisé comme outil de simulation, le logiciel AMPS-1D; un logiciel dont la manipulation est relativement simple et sa base de données est conforme aux résultats expérimentaux.

Conclusion générale

Les résultats sont générés pour une cellule solaire à hétérojonction de structure (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS), en considérant les conditions de l'obscurité et de l'éclairement AM1.5. La gamme de variation de la température est 240 °K - 400 °K en considérant deux cas pour la largeur du gap d'énergie, E_g , de l'absorbeur Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS) : $E_g = 1.15$ eV; la valeur utilisée par défaut dans AMPS et qui correspond approximativement à une fraction de gallium $x \sim 0.22$, et $E_g = 1.5$ eV ; la valeur considérée théoriquement comme optimale pour une conversion optimale du spectre solaire, et qui correspond approximativement à une fraction de gallium $x \sim 0.75$.

La dépendance de la densité du courant de saturation J_0 avec la température montre un comportement activé thermiquement avec une énergie d'activation E_{act} bien proche de la valeur du gap d'énergie E_g pour les deux cas $E_g = 1.15$ eV et $E_g = 1.5$ eV ; ce qui confirme le rapprochement du résultat au modèle électrique simple à diode unique selon lequel J_0 est proportionnel à n_i^2 . Donc relativement à la recombinaison, le transport est limité beaucoup plus par les processus diffusion- entraînement.

Le facteur d'idéalité A présente des variations fluctuantes dans une gamme de grandeurs proche de la valeur unité (1) avec une tendance générale de diminution avec l'augmentation de la température, ce qui s'accorde avec les résultats observés généralement dans la littérature.

Malgré la variation fluctuante de la résistance série R_s , elle montre une tendance générale d'augmentation avec l'accroissement de la température; ce qui est en accord avec des travaux d'après la littérature. Une certaine similarité avec notre résultat est notifiée dans le travail de M. Sabry et al (2007).

Un comportement décroissant est notifié pour la résistance shunt R_{sh} avec l'augmentation de la température; ce résultat est en accord avec des travaux d'après la littérature.

D'après les courbes de la caractéristique densité de courant - tension (J - V) de la cellule solaire sous l'éclairement AM1.5 et différentes températures allant dans la gamme 240 °K - 360°K , une faible sensibilité à la température est notifiée pour la densité du courant de court circuit, J_{SC} pour les deux cas de E_g . Cependant la tension du circuit ouvert , V_{OC} , qui prend des valeurs plus élevées pour $E_g = 1.5$ eV , montre une réduction notable avec l'augmentation de la température. Le spectre du rendement quantique externe $QE(\lambda)$ présente, comme le photo-courant, une sensibilité négligeable à la température pour les deux cas de E_g .

Conclusion générale

La réduction du V_{OC} avec l'augmentation de la température entraîne la réduction de la puissance maximale P_{max} fournie par la cellule solaire, et par la suite la réduction du rendement de la conversion photovoltaïque η . Le comportement thermique du J_{SC} , V_{OC} , FF et η s'accorde bien avec les résultats d'après la littérature.

Dans le tableau ci-dessous nous présentons une estimation du taux de réduction du J_{SC} , V_{OC} , FF et η par $^{\circ}C$ pour les deux cas $E_g = 1.15 eV$ et $E_g = 1.5 eV$ respectivement.

	$\frac{\Delta J_{SC}}{\Delta T} \left(\frac{mA}{cm^2 \cdot ^{\circ}C} \right)$	$\frac{\Delta V_{OC}}{\Delta T} \left(\frac{V}{^{\circ}C} \right)$	$\frac{\Delta FF}{\Delta T} \left(\frac{\%}{^{\circ}C} \right)$	$\frac{\Delta \eta}{\Delta T} \left(\frac{\%}{^{\circ}C} \right)$
$E_g = 1.15 eV$	$\cong -6.8667 \times 10^{-4}$	-0.0018	-0.0548	-0.0644
$E_g = 1.5 eV$	$\cong -4.5250 \times 10^{-4}$	-0.0018	-0.0384	-0.0689

2014

Bibliographie



Bibliographie

- [1] Solar Energy Perspectives. International Energy Agency, 2011.
- [2] M. Agrawal, C. Bolman, S. Carnahan, B. Merewitz, G. Phipps, M. Rogol, S. Willhaus, and T. Xu, “Solar Annual 2012: The Next Wave.” Photon Consulting, 2012.
- [3] M. A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta, and E. D. Dunlop, “Solar cell efficiency tables (version 39),” *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 20, no. 1, pp. 12–20, 2012.
- [4] Marketbuzz, “Annual World Photovoltaic Market Review,” 2012.
- [5] “First Solar Sets Another World Record for CdTe Solar PV Efficiency (NASDAQ:FSLR).” [Online]. Available: <http://investor.firstsolar.com/releasedetail.cfm?releaseid=639463>. [Accessed: 16-Oct- 2012].
- [6] P. Jackson, D. Hariskos, E. Lotter, S. Paetel, R. Wuerz, R. Menner, W. Wischmann, and M. Powalla, “New world record efficiency for Cu(In,Ga)Se₂ thin-film solar cells beyond 20%,” *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 19, no. 7, pp. 894–897, 2011.
- [7] “MiaSolé Sets Efficiency Record for Solar on Flexible Substrate, Plus Recent PV Highs : Greentech Media.” [Online]. Available: <http://www.greentechmedia.com/articles/read/MiaSole-Sets-Efficiency-Record-for-Solar-on-Flexible-Substrate-Plus-Recent>. [Accessed: 16-Oct-2012].
- [8] A. Yella, H. W. Lee, H. N. Tsao, C. Yi, A. K. Chandiran, M. K. Nazeeruddin, E. W. G. Diau, C. Y. Yeh, S. M. Zakeeruddin, and M. Grätzel, “Porphyrin-sensitized solar cells with cobalt (II/III)-based redox electrolyte exceed 12 percent efficiency,” *Science*, vol. 334, no. 6056, pp. 629–634, 2011.
- [9] R. F. Service, “Outlook brightens for plastic solar cells,” *Science*, vol. 332, pp. 293–293, 2011.
- [10] S.M. Sze ,*Physics of Semiconductor Devices*, John Wiley & Sons, NewYork, 1981, p.264(Chapter14).
- [11] G. Landis, R. Rafaele, D. Merritt, High temperature solar cell development, 19th European Photovoltaic Science and Engineering Conference,Paris, France, June7–11,2004.

Bibliographie

- [12] J. J. Wysocki ,P. Rappaport , Effect of temperature on photovoltaic solar energy conversion, Journal of Applied Physics 31 (1960) 571–578.
- [13] J. C. C. Fan, Theoretical temperature dependence of solar cell parameters, Solar Cells 17(1986) 309–315.
- [14] P. Singh,S. N. Singh, M. Lal, M. Husain, Temperature dependence of I–V characteristics and performance parameters of silicon solar cell,Solar Energy Materials and Solar Cells 92(2008) 1611–1616.
- [15] D. J. Friedman, Modeling of tandem cell temperature coefficients. in:25th IEEE Photovoltaic Specialists Conference,Washington DC, IEEE, NewYork, 1996, pp.89–92.
- [16] M.A. Contreras, T. Nakada, A.O. Pudov, R. Sites, ZnO/ZnS(O,OH)/Cu(In,Ga)Se₂/ Mo solar cell with 18.6% efficiency, in : Proceedings of the Third World Conference of Photovoltaic Energy Conversion, 2003, pp.570–573.
- [17] M. J. Jeng, Yu. L. Lee, L.B. Chang, Temperature dependences of In_xGa_{1-x}N multiple quantum well solar cells, Journal of Physics D:Applied Physics 42 (2009) 105101.(pp.6).
- [18] S. J. Fonash, J. Arch, J. Cuiffi, J. Hou, W. Howland, P. McElheny, A. Moquin, M. Rogosky, T. Tran, H. Zhu, and F. Rubinelli, A manual for AMPS-1D for Windows 95/ NT; A one-dimensional device simulation program for the analysis of microelectronic and photonic structures, Pennsylvania State University, 1997. See also <http://www.ampsmodeling.org>.
- [19] Ed. Becquerel, C.R. Acad. Sci., 9 (1839) 561.
- [20] D.M. Chapin, C.S. Fuller, G.L. Pearson, J. Appl. Phys., 25 (1954) 676.
- [21] M.A. Contreras, B. Egaas, K .Ramanathan, F. Hasoon, R. Noufi, Thin Solid Films 361 (2000) 353.
- [22] Science Université de Nantes. [En ligne]. [Consulté le 15 Mai 2009]. Disponible sur : <http://www.sciences.univ-nantes.fr/physique/recherche/lamp/fr/photop/part3.pdf>
- [23] M.A. Green, "Solar Cells", Ed. Prentice Hall (1982).

Bibliographie

- [24] M. Bouafia & L. Deblaoui, « Modélisation et simulation d'une cellule solaire en couche mince à base de diséléniure de Cuivre, d'Indium et de Gallium (CIGS) », diplôme de Master professionnel, 2012, Université de Ouargla.
- [25] Wenham S. R., Green M. A. and Watt M. E, «Applied Photovoltaic», Bridge Printer, Sidney, (1994).
- [26] A. BOURAIOU, «Élaboration et Caractérisation des Couches Minces CuInSe_2 par Électrodéposition » ;thèse de doctorat,2009 université mentouri – constantine, PP 15-26 ; 43-44.
- [27] Anne Labouret & Pascal Cumuenel & Jean-Paul Braun & Benjamin Faraggi: « Cellules Solaires Les bases de l'énergie photovoltaïque », Dunod 5^{ème} édition, 2005.
- [28] B. Zouak, « Etude de l'évolution des caractéristiques des matériaux thermoélectriques des anciennes et nouvelles générations et applications photovoltaïque-thermoélectricité », mémoire de magister, 2012, Université de Tizi-Ouzou.
- [29] M. Adaika, « Étude par Simulation Numérique de L'effet des Couches Sur-dopées Coté Contacts Avant et Arrière sur Les Caractéristiques Électriques d'une Cellule Solaire n /p en Silicium», thèse de master, 2012, Université de Biskra.
- [30] N. Benabdallah, « Propriétés physiques des semi-conducteurs (Si monocristallin et Ge) et Simulation des cellules solaires à base de Si et SiGe », thèse de magister, 2006, université Abou Bekrbelkaid Tlemcen.
- [31] A. Ricaud, “Gisement solaire et transferts énergétiques ”, Master Energies Renouvelables, Université de Cergy-Pontoise. Jan 2011.
- [32] A. Ricaud, “photopiles solaires de la physique de la conversion photovoltaïque aux filières, matériaux et procédés”, ©1997.presses polytechniques et universitaires romandes.
- [33] L. Ribeaucourt « Electrodepôt et sélénisation d'alliages Cu-In-Ga en vue de la synthèse de couches minces de Cu(In,Ga)Se_2 pour cellules solaires », These De Doctorat De L'universite Pierre Et Marie Curie,2011 ; PP17-20.

Bibliographie

- [34] A. Duchatelet « Synthèse de couches minces de Cu(In,Ga)Se₂ pour cellules solaires par électrodépôt d'oxydes mixtes de cuivre-indium-gallium », These De Doctorat De L'universite Lille1 ;2012, pp17-27
- [35] Site oja service : [www.oja services.nl/iea pvps](http://www.oja.services.nl/iea_pvps)
- [36] Site NREL : <http://www.NREL.com>
- [37] Jianhua Zhao; Aihua Wang; Campbell, P.; Green, M.A.; « A 19.8% efficient honeycomb multicrystalline silicon solar cell with improved light trapping », Electron Devices, IEEE Transactions on Volume 46, Issue10, Oct.1999, pp1978–1983
- [38] Huang, A.Q.; Sun, N.X.; Zhang, B.; Zhou, X.; Lee, F.C. ; « Low voltage power devices for future VRM »; Power Semiconductor Devices and ICs, 1998. ISPSD 98. Proceedings of the 10th International Symposium on, 3-6 June 1998 Page(s):395 – 398
- [39] K. Kobayashi, H. Matsuo and Y. Sekine, « An Excellent operating point tracker of the solar-cell power supply system, IEEE Trans. On Industrial Electronics », Vol, 53, no. 2, April 2006.
- [40] M. PETIBON Stéphane « Nouvelles architectures distribuées de gestion et de conversion de l'énergie pour les applications photovoltaïques », thèse de doctorat de l'université de toulouse ;2009 pp18-33
- [41] Stephan, U.; Kuske, J.; Frammelsberger, W.; Lechner, P.; Psyk, W.; Schade, H.; « Large area deposition technique for PECVD of amorphous silicon [solar cells] », Photovoltaic Specialists Conference, 1997., Conference Record of the Twenty-Sixth IEEE 29 Sept.-3 Oct. 1997 Page(s):647 – 650, Digital Object Identifier 10.1109/PVSC.1997.654172
- [42] Ki Hwan Kim; Min Sik Kim; Byung Tae Ahn; Jae Ho Yun; Kyung HoonYoon; « Improvement of CIGS microstructure and its effect on the conversion efficiency of CIGS solar cells »; Photovoltaic Energy Conversion, Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on Volume1, May 2006 pp575–578, Digital Object Identifier 10.1109/WCPEC.2006.279521
- [43] Abushama, J.A.; Wax, J.; Berens, T.; Tuttle, J.; « Progress Toward Improved Device Performance in Large-Area Cu(In,Ga)Se₂ Thin Film Solar Cells »; Photovoltaic Energy

Bibliographie

- Conversion, Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on Volume 1, May 2006, Page(s):487–490 Digital Object Identifier 10.1109/WCPEC.2006.279497
- [44] Takatsuka, H.; Yamauchi, Y.; Takeuchi, Y.; Fukagawa, M.; Kawamura, K.; Goya, S.; Takano, A.; « The World's Largest High Efficiency Thin Film Silicon Solar Cell Module » ; Photovoltaic Energy Conversion, Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on Volume2, May 2006 Page(s):w<<202833.
- [45] Communiqué de presse du NREL, 24 mars 2008, Record Makes Thin-Film Solar Cell Competitive with Silicon Efficiency. www.nrel.gov/news/press/2008/574.html
- [46] Life cycle impact analysis of cadmium in CdTe PV production, Renewable and Sustainable Energy Reviews, Volume 8, Issue 4, August 2004, Pages 303-334, Vasilis M. Fthenakis.
- [47] Liyuan Han; Fukui, A.; Fuke, N.; Koide, N.; Yamanaka, R.; « High Efficiency of Dye-Sensitized Solar Cell and Module », Photovoltaic Energy Conversion, Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on Volume 1, May 2006 Page(s):179 – 182 Digital Object Identifier 10.1109/WCPEC.2006.279411
- [48] Cunningham, D.; Davies, K.; Grammond, L.; Mopas, E.; O'Connor, N.; Rubcich, M.; Sadeghi, M.; Skinner, D.; Trumbly, T.; « Large area Apollo(R) module performance and reliability », Photovoltaic Specialists Conference, 2000. Conference Record of the Twenty-Eighth IEEE, 15-22 Sept. 2000, Page(s):1318, Digital Object Identifier 10.1109/PVSC.2000.915743
- [49] Platz, R.; Vaucher, N.P.; Fischer, D.; Meier, J.; Shah, A.; « Improved micromorph tandem cell performance through enhanced top cell currents », Photovoltaic Specialists Conference, 1997., Conference Record of the Twenty-Sixth IEEE, 29 Sept.-3 Oct. 1997, Page(s):691 – 694, Digital Object Identifier 10.1109/PVSC.1997.654183
- [50] Yoshida, T.; Tabuchi, K.; Takano, A.; Tanda, M.; Sasaki, T.; Sato, H.; Fujikake, S.; Ichikawa, Y.; Harashima, K.; « Fabrication technology of a-Si/a-SiGe/a-SiGe triple-junction plastic film substrate solar cells », Photovoltaic Specialists Conference, 2000. Conference Record of the Twenty-Eighth IEEE, 15-22 Sept. 2000 Page(s):762 – 765, Digital Object Identifier 10.1109/PVSC.2000.915995
- [51] F. Kessler, D. Herrmann, and M. Powalla, “Approaches to flexible CIGS thin-film solar cells,” Thin Solid Films, vol. 480, pp. 491–498, 2005

- [52] K. Granath, M. Bodegård, and L. Stolt, "The effect of NaF on Cu(In,Ga)Se₂ thin film solar cells," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 60, no. 3, pp. 279–293, Jan. 2000.
- [53] F. Pianezzi, A. Chirilă, P. Blösch, S. Seyrling, S. Buecheler, L. Kranz, C. Fella, and A. N. Tiwari, "Electronic properties of Cu(In,Ga)Se₂ solar cells on stainless steel foils without diffusion barrier," *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 20, no. 3, pp. 253–259, 2012.
- [54] C. A. Kaufmann, A. Neisser, R. Klenk, and R. Scheer, "Transfer of Cu(In,Ga)Se₂ thin film solar cells to flexible substrates using an in situ process control," *Thin Solid Films*, vol. 480–481, pp. 515–519, Juin 2005.
- [55] "Nanosolar:Blog." [Online]. Available: <http://www.nanosolar.com/company/blog/nanosolar-achieves-171-%20aperture-efficiency-through-printed-cigs-process>. [Accessed: 19-Sep-2012].
- [56] Brémaud D. and Tiwari A.N., "Flexible Cu(In,Ga)Se₂ Solar Cells and Technologies," in 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, Milano, 2007.
- [57] K. Herz, A. Eicke, F. Kessler, R. Wächter, and M. Powalla, "Diffusion barriers for CIGS solar cells on metallic substrates," *Thin Solid Films*, vol. 431, pp. 392–397, 2003.
- [58] K. Herz, F. Kessler, R. Wächter, M. Powalla, J. Schneider, A. Schulz, and U. Schumacher, "Dielectric barriers for flexible CIGS solar modules," *Thin solid films*, vol. 403, pp. 384–389, 2002.
- [59] G. Bilger, T. Voss, T. Schlenker, and A. Strohm, "High-temperature diffusion barriers from Si-rich silicon-nitride," *Surface and interface analysis*, vol. 38, no. 12–13, pp. 1687–1691, 2006.
- [60] C. Y. Shi, Y. Sun, Q. He, F. Y. Li, and J. C. Zhao, "Cu(In,Ga)Se₂ solar cells on stainless-steel substrates covered with ZnO diffusion barriers," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 93, no. 5, pp. 654–656, 2009.
- [61] M. Bodegård, J. Hedström, K. Granath, A. Rockett, and L. Stolt, "Na precursors for coevaporated Cu(In,Ga)Se₂ photovoltaic films," in 13th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Nice, France, 1995, p. 2080.

- [62] A. Chirilă, S. Buecheler, F. Pianezzi, P. Bloesch, C. Gretener, A. R. Uhl, C. Fella, L. Kranz, J. Perrenoud, S. Seyrling, R. Verma, S. Nishiwaki, Y. E. Romanyuk, G. Bilger, and A. N. Tiwari, “Highly efficient Cu(In,Ga)Se₂ solar cells grown on flexible polymer films,” *Nature Materials*, 2011.
- [63] K. Orgassa, H. W. Schock, and J. H. Werner, “Alternative back contact materials for thin film Cu(In,Ga)Se₂ solar cells,” *Thin Solid Films*, vol. 431–432, pp. 387–391, Mai 2003.
- [64] R. J. Matson, O. Jamjoum, A. D. Buonaquisti, P. E. Russell, L. L. Kazmerski, P. Sheldon, and R. K. Ahrenkiel, “Metal contacts to CuInSe₂,” *Solar cells*, vol. 11, no. 3, pp. 301–305.
- [65] L. Assmann, J. C. Bernede, A. Drici, C. Amory, E. Halgand, and M. Morsli, “Study of the Mo thin films and Mo/CIGS interface properties,” *Applied Surface Science*, vol. 246, no. 1–3, pp. 159–166, 2005.
- [66] M. Powalla and B. Dimmler, “Scaling up issues of CIGS solar cells,” *Thin Solid Films*, vol. 361–362, pp. 540–546, février 2000.
- [67] Menner, “Investigations on sputter-deposited molybdenum back contacts for Cu(In,Ga)Se₂ solar cells.,” 13th EPVSC, 1995.
- [68] J. H. Scofield, A. Duda, D. Albin, B. L. Ballard, and P. K. Predecki, “Sputtered molybdenum bilayer back contact for copper indium diselenide-based polycrystalline thin-film solar cells,” *Thin Solid Films*, vol. 260, no. 1, pp. 26–31, Mai 1995.
- [69] L. Weinhardt, M. Blum, M. Bär, C. Heske, O. Fuchs, E. Umbach, J. D. Denlinger, K. Ramanathan, and R. Noufi, “Chemical properties of the Cu(In,Ga)Se₂/Mo/glass interfaces in thin film solar cells,” *Thin Solid Films*, vol. 515, no. 15, pp. 6119–6122, Mai 2007.
- [70] K. Granath, L. Stolt, M. Bodegård, A. Rockett, and D. J. Schroeder, “Sodium in sputtered Mo back contacts for CIGSe devices: incorporation, diffusion, and relationship to oxygen,” in 14th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Barcelona, Spain, 1997, p. 1278.
- [71] A. Rockett, J. S. Britt, T. Gillespie, C. Marshall, M. M. Al Jassim, F. Hasoon, R. Matson, and B. Basol, “Na in selenized Cu(In,Ga)Se₂ on Na-containing and Na-free glasses: distribution, grain structure, and device performances,” *Thin Solid Films*, vol. 372, no. 1–2, pp. 212–217, Sep. 2000.

- [72] A. Rockett, K. Granath, S. Asher, M. M. Al Jassim, F. Hasoon, R. Matson, B. Basol, V. Kapur, J. S. Britt, T. Gillespie, and C. Marshall, "Na incorporation in Mo and CuInSe₂ from production processes," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 59, no. 3, pp. 255–264, Oct. 1999.
- [73] N. Kohara, S. Nishiwaki, Y. Hashimoto, T. Negami, and T. Wada, "Electrical properties of the Cu(In,Ga)Se₂/ MoSe₂/Mo structure," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 67, no. 1–4, pp. 209–215, Mar. 2001.
- [74] L. Ribeaucourt, E. Chassaing, G. Savidand, and D. Lincot, "Synthesis of Cu(In,Ga)Se₂ absorber using one-step electrodeposition of Cu-In-Ga precursor," *Thin Solid Films*, vol. 519, no. 21, pp. 7241–7244, 2010.
- [75] D. Abou-Ras, D. Mukherji, G. Kostorz, D. Brémaud, M. Kalin, D. Rudmann, M. Dobeli, and A. N. Tiwari, "Dependence of the MoSe₂ Formation on the Mo Orientation and the Na Concentration for Cu(In,Ga)Se₂ Thin-Film Solar Cells," in *Materials Research Society Symposium Proceedings*, 2005, vol. 865, p. 287.
- [76] M. Kemell, M. Ritala, and M. Leskelä, "Thin Film Deposition Methods for CuInSe₂ Solar Cells," *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, vol. 30, no. 1, pp. 1–31, 2005.
- [77] N. Naghavi, D. Abou-Ras, N. Allsop, N. Barreau, S. Bücheler, A. Ennaoui, C. H. Fischer, C. Guillen, D. Hariskos, J. Herrero, and others, "Buffer layers and transparent conducting oxides for chalcopyrite Cu(In,Ga)(S,Se)₂ based thin film photovoltaics: present status and current developments," *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 18, no. 6, pp. 411–433, 2010.
- [78] A. Romeo, M. Terheggen, D. Abou-Ras, D. L. Batzner, F. J. Haug, M. Kalin, D. Rudmann, and A. N. Tiwari, "Development of thin-film Cu(In,Ga)Se₂ and CdTe solar cells," *Progress in Photovoltaics*, vol. 12, no. 2–3, pp. 93–112, 2004.
- [79] C. H. Fischer, M. Bär, T. Glatzel, I. Lauermann, and M. C. Lux-Steiner, "Interface engineering in chalcopyrite thin film solar devices," *Solar energy materials and solar cells*, vol. 90, no. 10, pp. 1471–1485, 2006.

- [80] T. Nakada, Y. Hirabayashi, T. Tokado, D. Ohmori, and T. Mise, "Novel device structure for Cu(In,Ga)Se₂ thin film solar cells using transparent conducting oxide back and front contacts," *Solar Energy*, vol. 77, no. 6, pp. 739–747, décembre 2004.
- [81] S. Ishizuka, K. Sakurai, A. Yamada, K. Matsubara, P. Fons, K. Iwata, S. Nakamura, Y. Kimura, T. Baba, H. Nakanishi, and others, "Fabrication of wide-gap Cu(In_{1-x}Ga_x)Se₂ thin film solar cells: a study on the correlation of cell performance with highly resistive i-ZnO layer thickness," *Solar energy materials and solar cells*, vol. 87, no. 1, pp. 541–548, 2005.
- [82] Y. Hagiwara, T. Nakada, and A. Kunioka, "Improved Jsc in CIGS thin film solar cells using a transparent conducting ZnO:B window layer," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 67, no. 1–4, pp. 267–271, Mar. 2001.
- [83] B. Sang, K. Kushiya, D. Okumura, and O. Yamase, "Performance improvement of CIGS-based modules by depositing high-quality Ga-doped ZnO windows with magnetron sputtering," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 67, no. 1–4, pp. 237–245, Mar. 2001.
- [84] J. Rousset, F. Donsanti, P. Genevée, G. Renou, and D. Lincot, "High efficiency cadmium free Cu(In,Ga)Se₂ thin film solar cells terminated by an electrodeposited front contact," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 95, no. 6, pp. 1544–1549, juin 2011.
- [85] D. K. Suri, K. C. Nagpal, and G. K. Chadha, "X-ray study of CuGa_xIn_{1-x}Se₂ solid solutions," *Journal of Applied Crystallography*, vol. 22, no. 6, pp. 578–583, Dec. 1989.
- [86] K. Zeaiter, Y. Llinares, and C. Llinarès, "Structural and photoluminescence study of the quaternary alloys system CuIn(S_xSe_{1-x})₂," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 61, no. 3, pp. 313–329, Mar. 2000.
- [87] K. Siemer, J. Klaer, I. Luck, J. Bruns, R. Klenk, and D. Bräunig, "Efficient CuInS₂ solar cells from a rapid thermal process (RTP)," *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 67, no. 1–4, pp. 159–166, Mar. 2001.
- [88] M. Saad, H. Riazi, E. Bucher, and M. C. LuxSteiner, "CuGaSe₂ solar cells with 9.7% power conversion efficiency," *Appl. Phys. A-Mater. Sci. Process.*, vol. 62, no. 2, pp. 181–185, Feb. 1996.

Bibliographie

- [89] I. Repins, M. A. Contreras, B. Egaas, C. DeHart, J. Scharf, C. L. Perkins, B. To, and R. Noufi, “19.9%-efficient ZnO/CdS/CuInGaSe₂ solar cell with 81.2% fill factor,” *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 16, no. 3, pp. 235–239, 2008.
- [90] P. Jackson, R. Würz, U. Rau, J. Mattheis, M. Kurth, T. Schlötzer, G. Bilger, and J. H. Werner, “High quality baseline for high efficiency, Cu(In_{1-x},Ga_x)Se₂ solar cells,” *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 15, no. 6, pp. 507–519, 2007.
- [91] P. Jackson, D. Hariskos, E. Lotter, S. Paetel, R. Wuerz, R. Menner, W. Wischmann, and M. Powalla, “New world record efficiency for Cu(In,Ga)Se₂ thin-film solar cells beyond 20%,” *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, vol. 19, no. 7, pp. 894–897, 2011.
- [92] B. Eguer, [Energie solaire photovoltaïque], Vol.1, (1993). Ellipses
- [93] A. Luque, Practical Handbook of Photovoltaics (Second Edition)-2012
- [94] J.I. Pankove, "Optical Process in Semiconductors", Dover, New York (1971).
- [95] Y.P. Varshni, *Physica*, 34 (1967) 149.
- [96] A. Luque, Practical Handbook of Photovoltaics (Second Edition)-2012
- Cuici fatm14-79-[97] Marianna-Kemell, "Electrodeposition of CuInSe₂ and doped ZnO thin films for solar cells", University of Helsinki Finland, ISBN 952-91-5823-8, Helsinki (2003).
- [98] Selberherr, S. (1984) “*Analysis and Simulation of Semiconductor Devices*” (Berlin: Springer).
- [99] Kurata, M. (1982) “*Numerical Analysis for Semiconductor Devices*” (Lexington, MA Heath).
- [100] Zeman, M., Kroon, M., and Heuvel, J. (1999) “*Amorphous Semiconductor Devices*”, User’s Manual of Optoelectronic Simulator for Amorphous Semiconductor Devices, Delft University of Technology, Netherlands 1999.
- [101] L. Zighed, “ Etude de l’influence de nouveaux films antiréfléchissants sur la conversion photovoltaïque”, Thèse doctorat, Université de Mentori Constantine.2007.
- [102] M. Orgeret, “les piles solaires le composant et ses applications”, Masson,, paris, 1985.
- [103] Selberherr, S. (1984) “*Analysis and Simulation of Semiconductor Devices*” (Berlin: Springer).

Bibliographie

- [104] M.Benaïcha, “ Etude des matériaux semiconducteur III-V Application à la conversion photovoltaïque”, mémoire Magister, Université de Batna ,2007.
- [105] M. Gloeckler, « Device Physics of Cu (In, Ga) Se₂ Thin-Film Solar Cells», thesis of Doctor of Philosophy, 2005, Colorado State University.
- [106] Jeffery L. Gray “The Physics of the Solar Cel” Purdue University, West Lafayette, Indiana, USA.
- [107] Pierret R, in Pierret R, Neudeck G (Eds), *Modular Series on Solid State Devices, Volume VI:Advanced Semiconductor Fundamentals*, Chap. 5, Addison-Wesley, Reading, MA, 139–179 (1987).
- [108] Pierret R, in Pierret R, Neudeck G (Eds), *Modular Series on Solid State Devices, Volume VI: Advanced Semiconductor Fundamentals*, Addison-Wesley, Reading, MA (1987).
- [109] Series on Photovoltaic of Solar Energy. Vol.1. Editors: Mary. D. Archer. 2001.
- [110] S.J. Fonash et al., A manual for AMPS-1D for Windows 95/ NT; A one-dimensional device simulation program for the analysis of microelectronic and photonic structures, Pennsylvania State University, 1997. See also <http://www.ampsmodeling.org>.
- [111] S.M. Sze, Physics of Semiconductor Devices, 2nd Edition, John Wiley & Sons, New York, 1981.
- [112] M. Gloeckler, A.L. Fahrenbruch, and J.R. Sites Numerical Modeling of CIGS and CdTe Solar cells: Setting the Baseline.
- [113] M. A. Matin, M. S. Islam , and A. J. Datta, International Journal of Computer Applications (0975 – 8887), Modeling, Simulation and Optimization of High Performance CIGS Solar Cell, Volume 57– No.16, November 2012
- [114] Sakai, H., Yoshida, T., Fujikake, S., Hama, T., and Ichikawa, Y. (1990) *J. Appl. Phys.* **67**. 3494
- [115] E. Karatepe , M. Boztepe, M. Colak, Energy Conversion and Management 47 (2006) 1159–1178
- [116] D.J. Crain, S.E. Rock, J.E. Garland, D. Roy, Current Applied Physics 13 (2013) 2087–2097

- [117] F. Khan, S-H. Baek, Y. Park, J. H. Kim, *Energy Conversion and Management* 76 (2013) 421–429
- [118] S. Bensalem and M. Chegaar, *Revue des Energies Renouvelables* Vol. 16 N°1 (2013) 171 - 176
- [119] J. Ding, X. Cheng, T. Fu, *Analysis of series resistance and P–T characteristics of the solar cell*, *Vacuum* 77 (2005) 163–167
- [120] M. Sabry, Ahmed E. Ghitas, *Journal of Solar Energy Engineering* (2007) Vol. 129 / 331.
- [121] Chan, D. S. H., and Phang, J. C. H., 1987, “Analytical Methods for the Extraction of Solar Cell Single- and Double-Diode Model Parameters from I-V Characteristics,” *IEEE Trans. Electron Devices*, ED-34 (2), pp. 286–293.
- [122] E. Radziemska, ‘Dark I–U–T Measurements of Single Crystalline Silicon Solar Cells’, *Energy Conversion and Management*, Vol. 46, N°9-10, pp. 1485 - 1494, 2005.
- [123] S.M. Sze, ‘Physics of Semiconductor Devices’, John Wiley & Sons, New York, 868 p., 1981.
- [124] K. Bouzidi, M. Chegaar, A. Bouhemadou, *Solar cells parameters evaluation considering the series and shunt resistance*, *Solar Energy Materials & Solar Cells* 91 (2007) 1647–1651
- [125] J. C. H. Phang, D. S. H. Chan, and J. R. Phillips, “Accurate analytical method for the extraction of solar cell model parameters,” *Electron. Lett.*, vol. 20, no. 10, pp. 406-408, 1984.
- [126] M.K. El-Adawi, I.A. Al-Nuaim, *A method to determine the solar cell series resistance from a single I–V. Characteristic curve considering its shunt resistance - new approach*, *Vacuum* 64 (2002) 33–36
- [127] H-K. Seo a,b, E-A. Ok , W-M. Kim , J-K. Park , T-Y. Seong , D. W. Lee , H. Y. Cho , J-h. Jeong , *Electrical and optical characterization of the influence of chemical bath deposition time and temperature on CdS/Cu(In,Ga)Se₂ junction properties in Cu(In,Ga)Se₂ solar cells*, *Thin Solid Films* 546 (2013) 289–293

- [128] Y. Cho, E. Lee, D-W. Kim , S. Ahn, G. Y. Jeong, J. Gwak, J. H. Yun, H. Kim, Influence of shunt conduction on determining the dominant recombination processes in CIGS thin-film solar cells, *Current Applied Physics* 13 (2013) 37-40
- [129] Y. Hishikawa, H. Tobita, A. Sasaki, K. Yamagoe, T. Onuma and Y. Tsuno, Current-Voltage Characteristics of Novel PV Devices under Various Irradiance and Temperature Conditions, 978-1-4799-3299-3/13/\$31.00 ©2013 IEEE.
- [130] S. Lineykin, M. Averbukh, A. Kuperman, An improved approach to extract the single-diode equivalent circuit parameters of a photovoltaic cell/panel, *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 30 (2014) 282–289.
- [131] E. Cuce , P. M. Cuce, T. Bali, An experimental analysis of illumination intensity and temperature dependency of photovoltaic cell parameters, *Applied Energy* 111 (2013) 374–382.
- [132] <http://www.pveducation.org/pvcdrom>
- [133] M.A. Green, Solar cell fill factors: General graph and empirical expressions, *Solid-State Electronics* Vol. 24, No. 8, pp. 788 - 789, 1981.
- [134] P. Singh, N.M. Ravindra, Temperature dependence of solar cell performance—an analysis, *Solar Energy Materials & Solar Cells* 101 (2012) 36–45.

2014

Annexe

A. Resistance shunt , résistance série :

i. Résistance shunt :

Les pertes significatives de la puissance de la cellule solaire par la présence de la résistance shunt R_{sh} , sont typiquement dues aux défauts de fabrication, plutôt qu'au design de la cellule solaire. Une résistance shunt faible cause des pertes de puissance dans la cellule solaire par la formation d'une voie alternative pour le courant photo-généré. Une telle diversion réduit la quantité du courant circulant à travers la jonction de la cellule solaire et réduit la tension de la cellule solaire. L'effet de la résistance shunt est particulièrement sévère aux niveaux d'illumination faibles, puisqu'il y aura moins de courant photo-généré. La perte de ce courant due à la résistance shunt aura ainsi un impact large. En plus, au faible voltage où la résistance effective de la cellule solaire est élevée, l'impact de la résistance shunt (parallèle) est large.

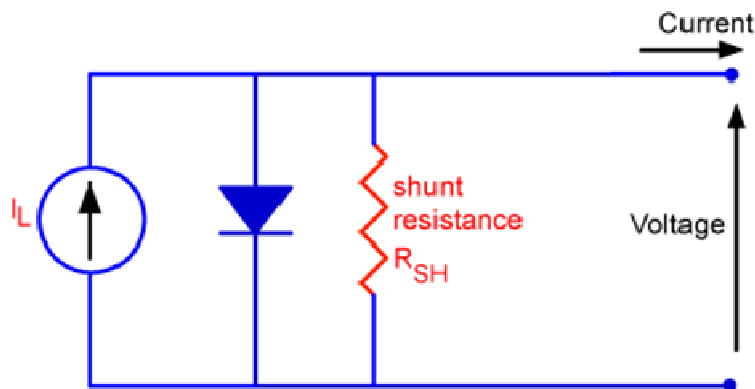


Figure A.1 : Diagramme du circuit d'une cellule solaire incluant la résistance shunt.

L'équation de la cellule solaire en présence de la résistance shunt est :

$$I = I_{ph} - \left(\frac{V}{R_{sh}}\right) - I_0 \cdot \exp\left(\frac{q \cdot V}{A \cdot k \cdot T}\right) \quad \text{A.1}$$

où : I est le courant de sortie de la cellule, I_{ph} le courant photo-généré, V le voltage aux bornes de la cellule, I_0 le courant de saturation, T la température, q et k la charge élémentaire et la constante de Boltzmann, A le facteur d'idéalité et R_{sh} la résistance shunt.

Annexe

L'effet de la résistance shunt sur la caractéristique densité de courant - tension (J - V) d'une cellule solaire éclairée à base de silicium cristallin est illustré dans la figure A.2 [132].

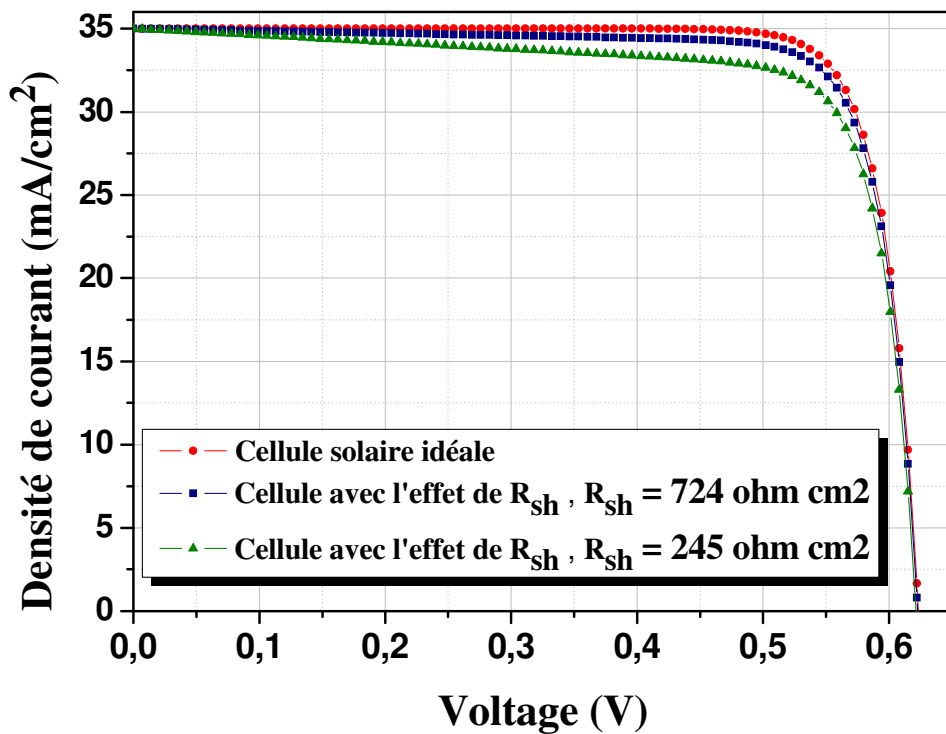


Figure A.2 : Effet de la résistance shunt sur le facteur de forme dans une cellule solaire. La surface de la cellule solaire est 1 cm^2 , la résistance série est zéro, la température est 300°K et le courant de saturation $I_0 = 10^{-12} \text{ A}/\text{cm}^2$ [132].

Une estimation de la valeur de la résistance shunt peut être déterminée à partir de la pente de la courbe I - V de la cellule près du point du courant de court circuit I_{SC} . La puissance maximale de la cellule (P'_{max}) peut être approximée à la puissance en l'absence de la résistance shunt (P_{max}) moins la perte de la puissance dans la résistance shunt:

$$P'_{max} \cong V_m \times I_m - V_m \times \frac{V_m}{R_{sh}} = V_m \times I_m \left(1 - \frac{V_m}{I_m} \cdot \frac{1}{R_{sh}} \right) \cong P_{max} \cdot \left(1 - \frac{V_{OC}}{I_{SC}} \cdot \frac{1}{R_{sh}} \right) \quad \text{A.2}$$

avec $\frac{V_m}{I_m} \cong \frac{V_{OC}}{I_{SC}} = R_{CH}$ la résistance caractéristique de la cellule solaire.

Annexe

$$P'_{max} = P_{max} \cdot \left(1 - \frac{R_{CH}}{R_{sh}}\right) \quad A.3$$

Définissant la résistance shunt normalisée comme :

$$r_{sh} = \frac{R_{sh}}{R_{CH}} \quad A.4$$

D'autre part :

$$P_{max} = FF \cdot V_{OC} I_{SC}, P'_{max} = FF' \cdot V'_{OC} I'_{SC} \quad A.5$$

En supposant que V_{OC} et I_{SC} ne sont pas affectés par la résistance shunt, l'impact de R_{sh} sur le facteur de forme FF peut être déterminé comme :

$$FF' \cdot V'_{OC} I'_{SC} \cong FF' \cdot V_{OC} I_{SC} = FF \cdot V_{OC} I_{SC} \cdot \left(1 - \frac{R_{CH}}{R_{sh}}\right) \quad A.6$$

Donc:

$$FF' = FF \left(1 - \frac{1}{r_{sh}}\right). \quad A.7$$

On indique par FF_0 le facteur de forme qui n'est pas affecté par la résistance shunt et par FF_{sh} le facteur de forme affecté par la résistance shunt, donc l'équation A.7 devient :

$$FF_{sh} = FF_0 \left(1 - \frac{1}{r_{sh}}\right) \quad A.8$$

ii. Résistance série:

La résistance série dans la cellule solaire est due à trois causes: le mouvement du courant à travers l'émetteur et la base de la cellule solaire, la résistance du contact entre le contact métallique et le semi-conducteur, et la résistance des contacts métalliques avant et arrière. L'impact essentiel de la résistance série est la réduction du facteur de forme, et même des valeurs élevées de la résistance série peuvent aussi réduire le courant de court circuit.

L'équation de la cellule solaire en présence de la résistance série R_S est :

$$I = I_{ph} - I_0 \cdot \exp\left(\frac{q(V+I.R_S)}{A.kT}\right) \quad A.9$$

Annexe

L'équation A.9 est un exemple d'une fonction implicite due à l'apparition du terme de courant, I , dans les deux membres de l'équation, elle nécessite des méthodes de résolution numériques.

L'effet de la résistance série sur la courbe I - V est illustré sur la figure A.4 [132].

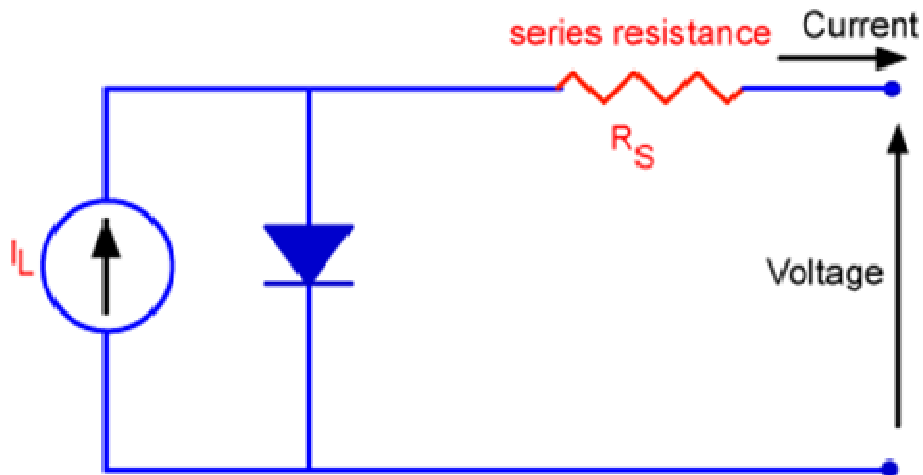


Figure A.3 : Diagramme du circuit d'une cellule solaire incluant la résistance série.

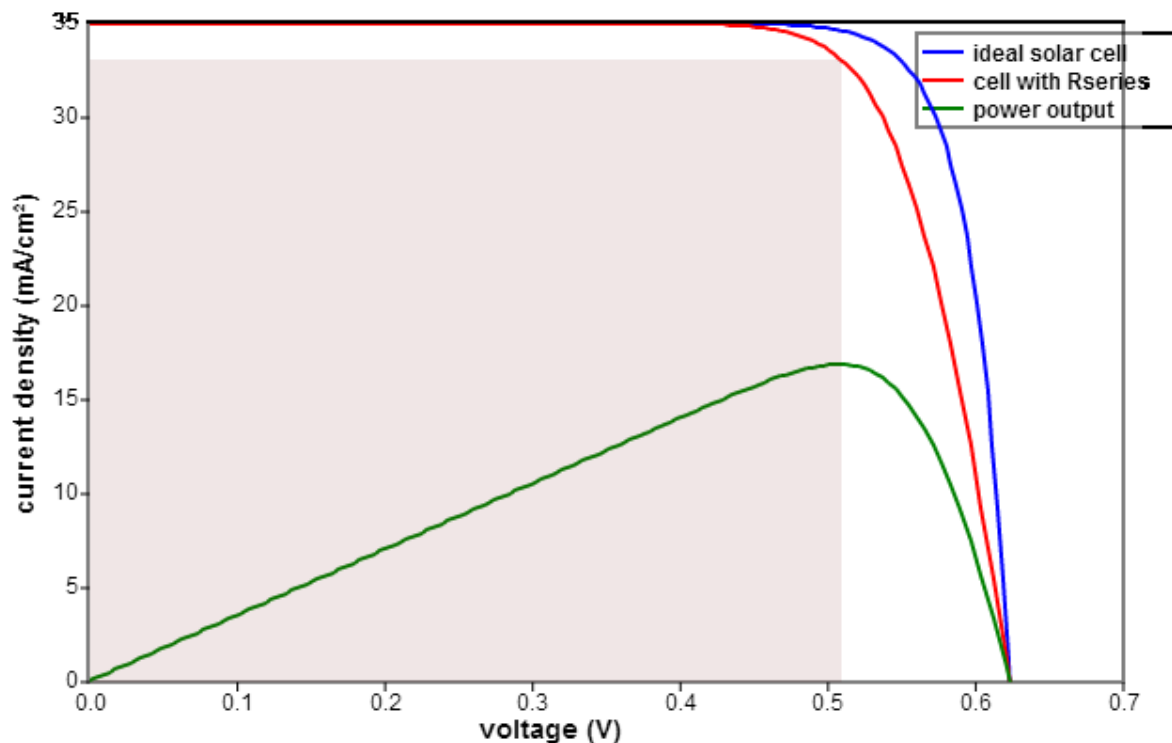


Figure A.4 : Effet de la résistance série sur le facteur de forme. La surface de la cellule solaire est 1 cm². $R_S = 1.2 \text{ ohm} \cdot \text{cm}^2$. Le courant du court circuit I_{SC} n'est affecté par la résistance série que lorsqu'elle soit très large [132].

Annexe

La résistance série n'affecte pas la cellule solaire au point de la tension du circuit ouvert puisque le courant circulant à travers la cellule et par la suite à travers la résistance série est nul. Cependant, près du point de la tension du circuit ouvert, la courbe $I-V$ est fortement affectée par la résistance série. Une méthode directe d'estimation de la résistance série à partir de la cellule solaire est de trouver la pente de la courbe $I-V$ au point de la tension du circuit ouvert.

Une équation pour le facteur de forme FF en fonction de la résistance série peut être déterminée pour des valeurs modérées de R_S . La puissance maximale de la cellule (P'_{max}) peut être approximée à la puissance en l'absence de la résistance série (P_{max}) moins la perte de la puissance dans la résistance série:

$$P'_{max} \cong V_m \times I_m - R_S \cdot I_m \times I_m = V_m \times I_m - R_S \cdot I_m^2 \quad \text{A.10}$$

$$P'_{max} = V_m \times I_m \left(1 - \frac{I_m}{V_m} \cdot R_S\right) \cong P_{max} \cdot \left(1 - \frac{I_{SC}}{V_{OC}} \cdot R_S\right) \quad \text{A.11}$$

$$P'_{max} = P_{max} \cdot \left(1 - \frac{R_S}{R_{CH}}\right) \quad \text{A.12}$$

Définissant la résistance série normalisée comme :

$$r_s = \frac{R_S}{R_{CH}} \quad \text{A.13}$$

donc :

$$P'_{max} = P_{max} \cdot (1 - r_s) \quad \text{A.14}$$

En supposant que V_{OC} et I_{SC} ne sont pas affectés par la résistance série, l'impact de R_S sur le facteur de forme FF peut être déterminé comme :

$$FF' = FF(1 - r_s). \quad \text{A.15}$$

On indique par FF_0 le facteur de forme qui n'est pas affecté par la résistance série et par FF_S le facteur de forme affecté par la résistance série, donc l'équation A.15 devient :

$$FF_S = FF_0(1 - r_s) \quad \text{A.16}$$

B. Méthode à diode unique (one-Diode Method):

La méthode (ou le model) à diode unique proposée par Chan and Phang [121, 125] est une méthode analytique qui assume que le courant peut être décrit par une seule loi exponentielle modifiée par le facteur d'idéalité A. Ainsi, la relation courant- voltage peut être donnée par [120,121,125] :

$$I = I_{ph} - \left(\frac{V+I.R_S}{R_{sh}} \right) - I_0 \cdot \left(\exp \left(\frac{V+I.R_S}{A.V_T} \right) - 1 \right) \quad A.17$$

où

I_{ph} est le photo-courant ; I_0 est le courant de saturation de la diode; A le facteur de qualité de la diode; R_S la résistance série; R_{sh} la résistance shunt et $V_T = \frac{kT}{q}$ est le potentiel thermique. Les expressions analytiques pour l'extraction des paramètres du model sont [120,121,125] :

$$A = \frac{V_m + I_m \cdot R_{S0} - V_{OC}}{V_T \left\{ \ln \left(I_{SC} - \frac{V_m}{R_{sh0}} - I_m \right) - \ln \left(I_{SC} - \frac{V_{OC}}{R_{sh}} \right) + \frac{I_m}{I_{SC} - \left(\frac{V_{OC}}{R_{sh0}} \right)} \right\}} \quad A.18$$

$$I_0 = \left(I_{SC} - \frac{V_{OC}}{R_{sh}} \right) \exp \left(- \frac{V_{OC}}{A.V_T} \right) \quad A.19$$

$$R_S = R_{S0} - \frac{A.V_T}{I_0} \left(\exp \left(- \frac{V_{OC}}{A.V_T} \right) \right) \quad A.20$$

$$R_{sh} = R_{sh0} \quad A.21$$

$$I_{ph} = I_{SC} \left(1 + \frac{R_S}{R_{sh}} \right) + I_0 \cdot \left(\exp \left(\frac{I_{SC} \cdot R_S}{A.V_T} \right) - 1 \right) \quad A.22$$

où R_{S0} est la pente de la courbe $I-V$ à $I = 0$; R_{sh0} est la pente de la courbe $I-V$ à $V = 0$; V_m et I_m sont respectivement le voltage et le courant correspondant à la puissance maximale; I_{SC} le courant de court circuit et V_{OC} la tension du circuit ouvert .

Ces paramètres sont illustrés dans la figure A.5.

Annexe

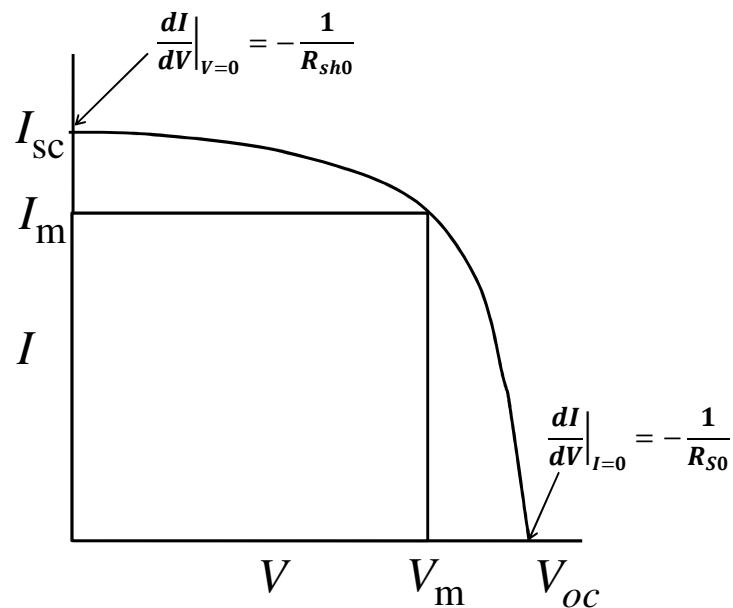


Figure A.5: Paramètres de la cellule solaire à partir de la caractéristique I - V .

Comme il est illustré sur la figure A.6, la tendance de la résistance série est d'augmenter avec la température, et elle est plus élevée pour le niveau d'illumination le plus élevé.

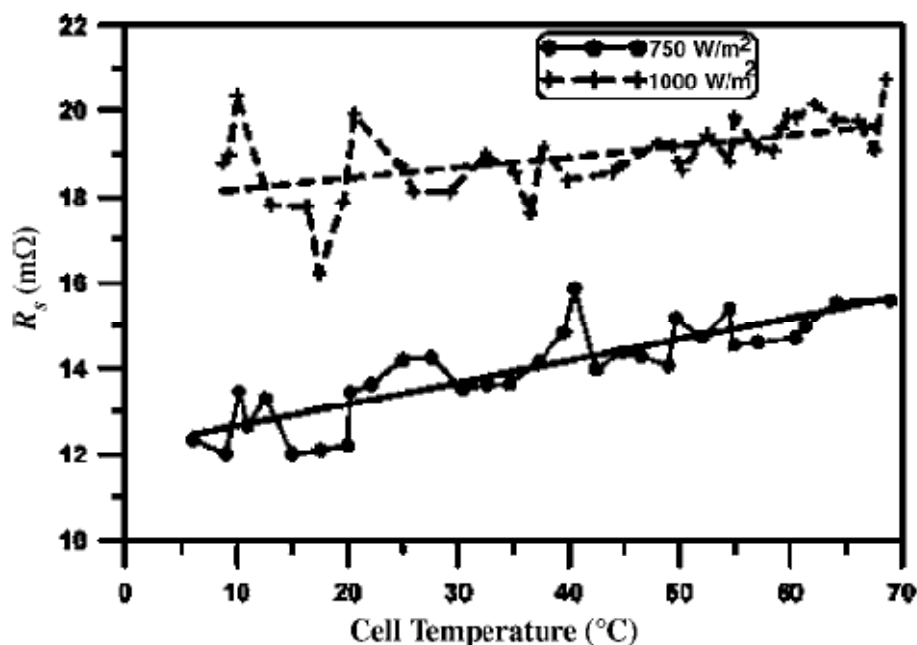


Figure A.6: Résultats de M. Sabry et al de la variation de la résistance série avec la température pour deux intensités d'illumination (750 W/m^2 , 1000 W/m^2) appliquées sur une cellule solaire à base silicium monocristallin de section carrée de 104 cm^2 [120].

C. Approche de .K. El-Adawi et al [108]:

En partant toujours de l'expression générale de la caractéristique $I-V$ de la cellule solaire sous illumination constante :

$$I = I_{ph} - \left(\frac{V + I.R_S}{R_{sh}} \right) - I_0 \cdot (\exp[\lambda(V + I.R_S)] - 1) \quad A.23$$

avec $\lambda = \frac{1}{A.V_T}$.

L'auteur about à l'équation suivante qui permet l'extraction des valeurs de la résistance série R_S à partir de la caractéristique $I-V$ à une certaine température [126,119] :

$$R_S = \left(\frac{1}{\lambda} \right) \cdot \left(\frac{1}{I_2 - I_1} \right) \cdot \ln \left[\frac{I_{ph} - I_2}{I_{ph} - I_1} \right] - \left(\frac{V_2 - V_1}{I_2 - I_1} \right) \quad A.24$$

où I_{ph} est le photo-courant et I_1 , I_2 , V_1 et, V_2 sont les courants et les tensions à deux points différents de la même courbe $I-V$.

J. Ding el al [119] a utilisé cette expression de R_S (équation A.24) pour extraire les valeurs de la résistance série à partir des courbes $I-V$ mesurées expérimentalement dans la gamme de température 20°C- 70°C et sous l'illumination 1000 W/m² d'une cellule solaire à base de silicium. Puis il a fait un fitting des valeurs de R_S en utilisant l'expression théorique [119]:

$$R_S(T) = R_{S0} \cdot \exp(B_S \times T) \quad A.25$$

où $B_S > 0$ est un coefficient spécifique au matériau semiconducteur et R_{S0} la résistance aux conditions initiales.

Le résultat est illustré sur la figure A.7 [119]. Il montre que l'expression théorique de R_S (équation A.25) peut être en accord avec les résultats expérimentaux avec une précision de 0.99266 [119] .

Annexe

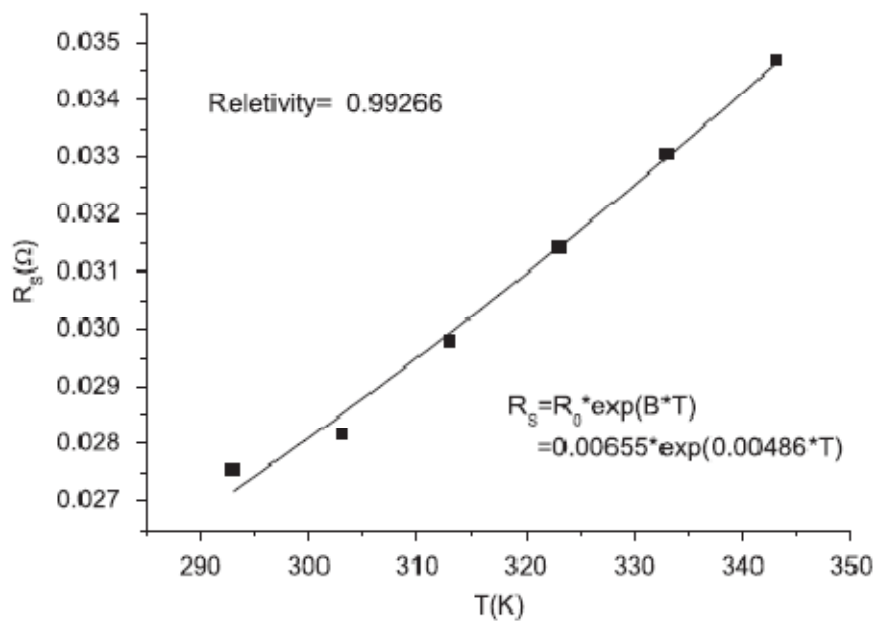


Figure A.7 : Courbe du fitting exponentiel de la résistance série de la cellule solaire à base de silicium, résultat de J. Ding et al [119].

درسنا في هذا العمل تأثير تغير درجة الحرارة المحيطة في المجال (240°K- 400°K) على الخصائص الكهربائية لخلية شمسية من (Cu(In,Ga)Se₂: (CIGS)) ذات البنية (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) باعتبار الحالتين أين يأخذ الفاصل الطاقي E_g للمنطقة الممتصة CIGS القيم (1.15 eV و 1.5 eV) على التوالي .

استعملنا برنامج المحاكاة الرقمي (AMPS-1D) لاستخراج النتائج باعتبار شروط الظلام و الإضاءة AM1.5. تعلق كثافة تيار التشبع J_0 بدرجة الحرارة يظهر سلوكا منشطا حراريا مع طاقة تنشيط E_{act} قريبة من قيمة الفاصل الطاقي E_g ، ما يؤكد تناسب J_0 مع مربع التركيز الجوهرى n_i^2 . معامل المثالية A يقدم تغيرات متأرجحة في مجال قيم قريبة من الواحد (1) مع اتجاه عام متناقص مع زيادة درجة الحرارة.

التغيرات المتأرجحة لمقاومة التسلسل R_s تظهر اتجاهها عاما متزايدا مع زيادة درجة الحرارة . مقاومة التوازي R_{sh} تظهر تناقصا في قيمها مع زيادة درجة الحرارة. السلوك الحراري لكل من (R_s , A , J_0 و R_{sh}) يتوافق عموما مع النتائج الملاحظة في المراجع المعتمدة في هذا المجال.

تأثر طفيف بدرجة الحرارة لوحظ بالنسبة لكثافة تيار الدارة القصيرة J_{sc} من أجل كلا الحالتين لـ E_g . طيف المردود الكوانتي الخارجي $QE(\lambda)$ يظهر مثل التيار الضوئي تأثرا طفيفا بدرجة الحرارة. في حين جهد الدارة المفتوحة V_{oc} يظهر تناقصا ملاحظا في قيمه مع زيادة درجة الحرارة من أجل كلا الحالتين لـ E_g . تناقص V_{oc} مع زيادة درجة الحرارة يؤدي إلى تناقص في الاستطاعة الأعظمية P_{max} الممنوحة من قبل الخلية ، و بالتالي تناقص في مردود التحول الفوتوفولطائي η . السلوك الحراري لكل من (J_{sc} ، V_{oc} ، FF و η) يتوافق عموما مع النتائج الملاحظة في المراجع المعتمدة في هذا المجال.

Abstract

We have studied the room temperature variation effect in the range 240 °K - 400 °K on the electrical characteristics of Cu(In,Ga)Se₂ (CIGS) based solar cell of (n-ZnO/n-CdS/p-CIGS) structure for the two cases where the CIGS absorber band gap E_g takes respectively the values 1.15 eV et 1.5 eV. The results are generated by AMPS-1D software with considering the dark and AM1.5 light conditions. The temperature dependency of the saturation current density J_0 shows a thermal activated behaviour with an activation energy E_{act} well close to the band gap E_g value; which confirm the J_0 proportionality with n_i^2 . The ideality factor A shows a fluctuant variations in a value range close to the unity (1) with a general tendency to decrease with the temperature increase. The fluctuant variation of the series resistance R_s shows a general tendency to increase with the temperature increase. The shunt resistance R_{sh} shows a decrease with the temperature increase. The thermal behaviour of J_0 , A , R_s and R_{sh} is in agreement with the general results from the literature.

A slight sensitivity to the temperature is notified for the short circuit current density J_{sc} for the two cases of E_g . The external quantum efficiency spectrum $QE(\lambda)$ shows, as the photocurrent, a slight sensitivity to the temperature. However , the open circuit voltage, V_{oc} decreases remarkably with the temperature increase. The reduction of the V_{oc} with the temperature increase leads to the reduction of the maximum power P_{max} provided from the solar cell, and so the reduction of the photovoltaic efficiency η . The thermal behaviour of J_{sc} , V_{oc} , FF and η is in agreement with the general results from the literature.