

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE ABOU-BAKR BELKAID - TLEMEN
FACULTE DES SCIENCES
DEPARTEMENT DE PHYSIQUE



ECOLE DOCTORALE << ENERGIES RENOUVELABLES >>
UNITE DE RECHERCHE DES MATERIAUX ET ENERGIES RENOUVELABLES

Mémoire de Magister

Présenté par :

YESREF Djamel

Sur le thème :

**Optimisation d'une cellule solaire
à base du silicium polycristallin en couche mince
déposé sur un substrat en céramique**

Soutenu le 04 juillet 2013, devant le jury composé de :

Président	: CHERMITI Ali	Professeur	(U.A.B. Tlemcen)
Encadreur	: BENYOUCEF Boumediene	Professeur	(U.A.B. Tlemcen)
Examineur	: GHELLAI Nacéra	Professeur	(U.A.B. Tlemcen)
	: KHEROUS Abdelghani	MCA	(U.A.B. Tlemcen)

Remerciements

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

Ce travail a été réalisé dans l'Unité de Recherche des Matériaux et des Energies Renouvelables (URMER) de la faculté des sciences. Je tiens à remercier mon directeur de thèse, Monsieur **Boumediene BENYOUCEF**, Professeur à l'Université Abou Bekr Belkaïd- Tlemcen, pour m'avoir fait encourager à prendre ce thème d'étude, je lui exprime particulièrement toutes mes reconnaissances pour ses conseils et ses encouragements apportés dans mes démarches et pour m'avoir fait bénéficier de ces compétences scientifiques, ses qualités humaines et sa constante disponibilité.

Merci aussi à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à ces travaux en m'aidant ponctuellement ou de manière plus continue, en commençant par :

- Monsieur **CHERMITI Ali**, Professeur à l'Université Abou-bekr Belkaïd- Tlemcen, pour m'avoir accepté de présider le Jury de ce travail.
- M^{me} **GHELLAI Nacéra**, Professeur à l'Université Abou-Bekr Belkaïd-Tlemcen et monsieur **KHEROUS Abdelghani**, MCA à l'Université Abou BekrBelkaïd-Tlemcen qui m'ont fait l'honneur d'accepter sans hésiter à faire partie du jury.

Je remercie le docteur ZERGA Abdelatif, l'un de mes professeurs de première année post-graduation, pour ses aides au cours de l'année théorique et après, surtout dans le domaine photovoltaïque.

Je souhaite maintenant remercier L'ensemble du personnel dirigeant de l'«URMER» sans oublier les étudiants.

Je pense également à l'animation du secrétariat. Merci pour toutes les facilités et les arrangements administratifs.

Pour finir, je remercie plus particulièrement ma petite famille, mes très chers frères et mes sœurs, tous mes enseignants et tous mes amis et tout le personnel de la DDW14.

Le dernier mot sera pour mes parents, tout mon respect et affection en témoignage de leur soutien, sacrifice, patience, ainsi que pour leurs conseils et orientations dans ma vie. Merci du fond du cœur !

Table des matières

Introduction générale.....	01
<u>Chapitre I : Généralités sur la cellule photovoltaïque</u>	
I-1. Introduction.....	04
I-2. Notions préliminaires sur le rayonnement solaire.....	04
I-2-1. Le soleil.....	04
I-2-2. La constante solaire et l'air masse.....	06
I-2-3. Répartition spectrale du rayonnement solaire.....	07
I-3. Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque.....	08
I-3-1. Brève histoire des photopiles.....	08
I-3-2. Conversion photovoltaïque.....	09
I-3-3. Fonctionnement de la cellule solaire.....	15
I-3-4. Caractéristiques électriques de la cellule photovoltaïque.....	16
I-3-5. Les différents paramètres de la cellule photovoltaïque.....	17
I-3-6. Modélisation électrique de la cellule photovoltaïque.....	19
I-3-7. Facteurs limitant le rendement.....	20
I-3-8. Technologies pour la réduction des pertes.....	23
I-3-9. Rendement quantique et réponse spectrale.....	26
I-3-10. Le silicium et les couches minces.....	28
I-4. Conclusion.....	34
<u>Chapitre II : Filières et matériaux pour la conversion photovoltaïque</u>	
II-1. Introduction.....	35
II-2. Filière haute température.....	36
II-3. Problème liés à la filière haute température.....	39
II-3-1. Adhésion de la couche de silicium au substrat.....	39
II-3-2. Contamination des couches par les impuretés du substrat.....	39
II-3-3. Confinement optique de la lumière incidente.....	39
II-3-4. Coût du substrat.....	40
II-4. Propriétés du silicium polycristallin.....	40
II-4-1. Généralités.....	40
II-4-2. Les défauts cristallins dans le silicium.....	41
II-4-2-1. <i>Interaction des impuretés et défauts</i>	41
II-4-2-2. <i>Défauts natifs</i>	43
II-4-2-3. <i>Impuretés non métalliques (oxygène et carbone)</i>	44
II-4-2-4. <i>Impuretés métalliques et leurs complexes</i>	44
II-4-2-5. <i>Activité électrique des défauts étendus</i>	45
II-5. Effet des joints de grains sur les performances des cellules solaires...	45
II-6. Propriétés optiques.....	47
II-7. Mécanismes de recombinaison et durée de vie des porteurs minoritaires dans le silicium polycristallin.....	48
A) Durée de vie des porteurs minoritaires.....	48
B) Vitesse de recombinaison aux joints des grains.....	53
C) Longueur de diffusion des porteurs minoritaires.....	54
II-7. Conclusion.....	56

Chapitre III : Procèdes de dépôts du silicium polycristallin en couches minces sur substrat étranger

III-1. Introduction.....	57
III-2. L'élaboration d'une cellule photovoltaïque en couches minces.....	57
III-3. Techniques de dépôt de silicium sur substrat étranger.....	58
III-4. Principe du dépôt chimique en phase vapeur "CVD ".....	59
III-4-1. CVD dépôt chimique en phase gazeuse.....	59
III-4-2. Différents type de réacteur CVD.....	61
III-4-3. Sources chimiques pour un dépôt de silicium.....	63
III-5. Dépôt CVD assisté par lampes halogènes (RT-CVD).....	64
III-5-1. Le procédé RT-CVD.....	64
III-5-2. Présentation du réacteur RT-CVD.....	64
III-5-3. Morphologie de la section transversale des couches Si-poly/mullite....	66
III-6. Le substrat de mullite.....	67
III-6-1. Le choix du substrat étranger.....	67
III-6-2. La mullite.....	68
III-6-2-1. <i>Propriétés de la mullite</i>	69
III-6-2-2. <i>Élaboration de la mullite</i>	71
III-7. Architecture d'une cellule solaire en couche mince déposée sur un substrat étranger.....	72
III-8. Conclusion.....	73

Chapitre IV : Simulation des cellules solaires à base de Silicium polycristallin en couche mince déposé sur un substrat céramique

IV-1. Introduction.....	74
IV-2. Optimisation des cellules solaires conventionnelles.....	75
IV-3. Logiciel de simulation : PC1D.....	75
IV-3-1. Aperçu du logiciel.....	75
IV-3-2. L'environnement de PC1D.....	76
IV-3-3. Le fonctionnement du PC1D.....	78
IV-4. Structure simulée et paramètres.....	79
IV-4-1. Structure simulée.....	79
IV-4-2. Paramètres de la structure simulée.....	80
IV-5. Exploitation des résultats de la simulation.....	81
1)- Influence de l'épaisseur sur le rendement, I_{cc} et V_{co}	82
2)- Influence de l'émetteur.....	83
3)- Influence de la base.....	86
4)- Influence du BSF.....	89
5)- Influence de passivation.....	92
6)- Caractéristique I(V).....	95
7)- Réponse spectrale.....	95
IV-6. Conclusion.....	97
Conclusion Générale.....	98

Introduction générale



Introduction générale

L'énergie est le moteur de toute activité humaine, le pilier de l'économie moderne. Ses sources se sont diversifiées au cours du temps afin de satisfaire les besoins de plus en plus élevés de l'industrie et des consommateurs. Les pays développés sont passés du bois au charbon, du pétrole aux gaz (des hydrocarbures), à l'hydroélectricité puis au nucléaire. Cependant, les réserves de combustibles fossiles sont limitées. Les inventaires (rapport entre les réserves prouvées à ce jour et la production actuelle) sont estimés à environ 40 ans pour le pétrole, 65 ans pour le gaz et 220 ans pour le charbon [1].

Il y a quelques années seulement, l'énergie paraissait abondante et peu chère. Le prix du pétrole est même tombé à 10 \$ le baril à la fin de l'année 1998. Dix ans plus tard en 2008, son prix dépassait les 140 \$ sonnant le glas de l'énergie bon marché [2]. La future gestion de l'énergie est désormais une question d'actualité majeure pour de multiples raisons. Tout d'abord, la question démographique ainsi que l'évolution rapide des pays en voie de développement posent le problème des besoins à long terme en matière énergétique des prévisionnistes, la consommation de l'énergie primaire commerciale devrait doubler d'ici 2030, puis tripler aux horizons de 2050 [3].

Face à l'importante demande en besoins énergétiques mondiaux, plusieurs formes d'énergies renouvelables ont vu le jour ces dernières années, parmi lesquelles l'énergie photovoltaïque. Actuellement, deux principales filières permettent l'élaboration des modules et des cellules photovoltaïques: la filière du silicium massif et la filière des matériaux en couches minces. Le marché de l'énergie solaire a connu une importante croissance durant les dernières années et les prévisions confirment cette tendance pour les prochaines années. Fin 2012, le marché atteint les 45000 MWc. en 2014, il devrait atteindre 65000 MWc dont 25% de couche mince (Figure 1). Pour faire face à cette croissance, la recherche dans le domaine s'oriente sur deux axes essentiels, qui peuvent sembler opposés : augmenter le rendement des cellules, tout en diminuant les coûts de production. Toutefois, la contribution de cette forme d'énergie au bilan énergétique mondial reste négligeable en raison du prix élevé de l'électricité produite, qui est en partie liée au coût de fabrication des modules photovoltaïques. Ce handicap qui freine le développement du marché du photovoltaïque a amené de nombreuses équipes de recherche à mettre en place de nouvelles solutions, parmi lesquelles la réalisation de cellules photovoltaïques en couches minces.

Pour réduire le coût du matériau de base de façon très significative, il est nécessaire de diminuer l'épaisseur des couches actives. En effet, des considérations théoriques ont montré qu'il était possible d'obtenir des rendements de conversion élevés tout en réduisant l'épaisseur du matériau.

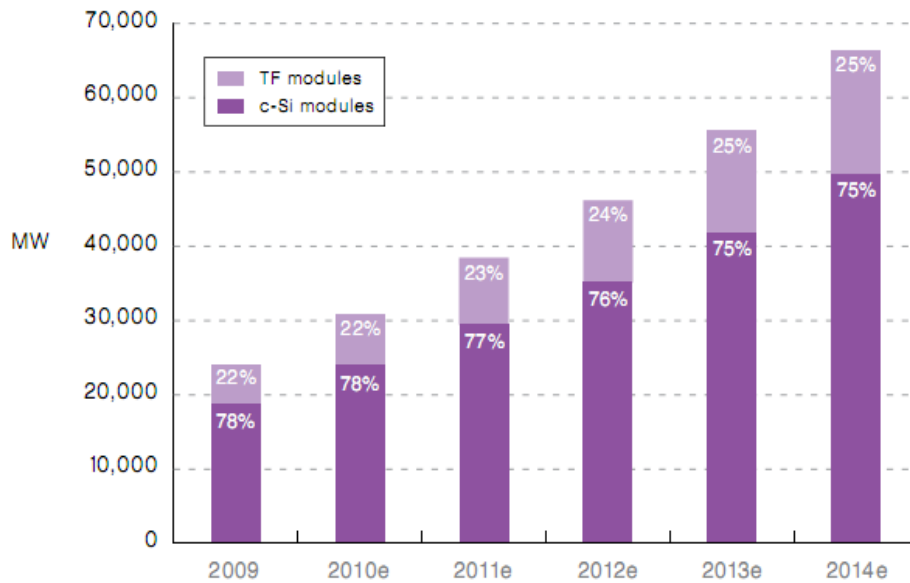


Figure 1 : Capacité de production jusqu'en 2014 pour le silicium (c-Si) et les couches minces (TF modules) [4].

Plusieurs filières de cellules photovoltaïques en couches minces ont été développées. Parmi celles-ci, les cellules à base du silicium amorphe (a-Si), Tellurure de Cadmium(CdTe) et diséléniure d'indium cuivre(CIGS). Particulièrement, les cellules photovoltaïques à base de couches minces de silicium cristallin, de par sa stabilité chimique dans le temps et son rendement théorique élevé, s'avère être une solution prometteuse qui fait l'objet de nombreux travaux de recherche.

Une alternative à moyen terme pourrait venir des cellules solaires en couches minces à base de silicium amorphe (centaine de nm) ou polycristallin (2-20 μ m). L'avantage de ces structures est lié à la très faible quantité de silicium utilisé, les couches étant en effet déposées par PECVD ou par épitaxie à haute température sur des substrats étrangers moins coûteux de type céramique ou verre[5][6]. Les techniques de dépôts de films minces (pc-Si) à haute température nécessitent l'utilisation de substrat céramique [7], qui tolère les températures les plus élevées, jusqu'à les températures de fusion de silicium (1410°C) et qu'il doit avoir un coefficient d'expansion thermique proche de celui du silicium, et un faible coût pour une utilisation à échelle industrielle. Ainsi, le choix d'un substrat étranger doit donc tenir compte de la possibilité d'utiliser le substrat comme réflecteur arrière. Parmi les matériaux céramiques adaptés à ces critères, il y'a la mullite. Ce matériau pc-Si sur mullite est destiné à des applications photovoltaïques.

Objectifs et structure de mémoire

L'objectif principal de notre sujet de travail est l'élaboration d'un modèle pour la simulation numérique et l'optimisation du fonctionnement des cellules photovoltaïques à base de silicium polycristallin en couche mince déposé sur un substrat en céramique (la mullite).

Nous verrons que la réduction de l'épaisseur des plaquettes de silicium peut avoir une possibilité d'augmentation du rendement de conversion.

Ce travail sera développé suivant quatre chapitres :

Chap.1, Présente quelques notions sur le rayonnement solaire et son application dans le domaine photovoltaïque, nous avons ensuite expliqué le fonctionnement des cellules photovoltaïques et leurs caractéristiques principales ainsi que les différents facteurs influençant le rendement de conversion. Nous exposons également les technologies utilisées pour réduire les pertes. Puis nous nous intéressons à l'utilisation du matériau silicium et ses principales formes utilisées dans le domaine photovoltaïque.

Chap.2, Dans un premier temps nous aborderons d'une part les principales voies technologiques exploitées pour la réalisation de cellules à base de silicium en couche mince par une approche haute température et d'autre part nous présenterons les différents défauts de structure présents dans le silicium polycristallin (impuretés introduites et leurs influences sur les propriétés du matériau). Dans un second temps nous exposerons les divers mécanismes de recombinaison des porteurs minoritaires.

Chap.3, Présente une étude de dépôt et de caractérisation des couches minces de silicium polycristallin déposées en phase vapeur chimique par recuit thermique rapide (RT-CVD). Par la suite nous exposerons les aspects liés à la technologie d'élaboration des cellules solaires en couches minces, les différentes étapes dans le processus de fabrication des cellules (procédés de dépôt, le choix de substrat et l'architecture de la cellule).

Chap.4, est consacré à la simulation numérique à l'aide du logiciel PC1D pour permettre en évidence les paramètres prépondérants pour l'obtention de rendement élevé d'une cellule photovoltaïque à base du silicium polycristallin déposé sur un substrat céramique (mullite).

Enfin, nous concluons ce modeste travail par une synthèse des travaux réalisés et des perspectives d'amélioration.

Chapitre I

Généralités sur la cellule photovoltaïque

I-1. Introduction

Ce chapitre introduit le cadre dans lequel s'inscrit ce travail : le domaine photovoltaïque. Après une brève présentation de l'élément énergétique essentiel que constitue le rayonnement solaire, nous aborderons le principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque, ses caractéristiques, son architecture et ses limitations. Puis nous nous intéresserons à l'utilisation du matériau silicium dans le domaine photovoltaïque.

I-2. Notions préliminaires sur le rayonnement solaire

I-2-1. Le soleil :

a- Caractéristiques générales

Le Soleil est une « petite » étoile, une boule de gaz, dont le diamètre est de 1 391 000 km, et qui est placée à 150 000 000 km de nous. Cette distance est si grande que sa lumière nous parvient 8 minutes après avoir été émise. N'oublions pas qu'elle voyage à la vitesse de 300 000 km/s, c'est-à-dire qu'elle fait 7 fois le tour de la Terre en 1 seconde.

Quant à son volume, il pourrait contenir 1 300 000 Terre. Sa masse est de 330 000 fois celle de la Terre ($1,99.10^{30}$ kg ou 2 milliards de milliards de milliards de tonnes). Il représente 99,867 % de la masse totale du système solaire, c'est-à-dire que l'ensemble de toutes les planètes et comètes ne représente que le millième du Soleil. Notre Soleil est donc une énorme boule de gaz composée de 70% d'hydrogène et de 28% d'hélium, les 2% restants représentent la plupart des autres atomes présents dans l'univers. Il ne faut pas oublier non plus que les étoiles sont les usines qui créent tous les matériaux existant dans l'univers, à partir de l'hydrogène. Plus de 60 éléments chimiques furent identifiés, tel OH (radical hydroxyle), CH (radical méthylique) et aussi du titane, du plomb, du mercure, du chlore, du silicium, cuivre, calcium, indium, antimoine, zirconium, rhodium, etc... [8]. La couche externe du Soleil, dénommée photosphère, celle qui est visible de la Terre, à une température considérablement plus faible qui décroît vers l'extérieur, jusqu'à un palier d'environ 5 800 K.

b- Son énergie : Energie « humainement » inépuisable

L'énergie dégagée par le Soleil (3.86×10^{33} ergs/seconde, ou 386 milliards de milliards de mégawatts) est produite par fusion nucléaire. Chaque seconde au cœur du Soleil, environ 700 millions de tonnes d'hydrogène sont converties en 695 millions de tonnes d'hélium et 5 millions de tonnes d'énergie sous forme de rayons gamma. Sur le plan énergétique un réacteur de centrale nucléaire produit typiquement 1.000 MW. Le Soleil fournit donc une puissance équivalente à celle de 4.10^{17} réacteurs nucléaires, un chiffre difficilement imaginable et véritablement « astronomique ».

L'énergie émise par le Soleil est d'abord sous la forme de rayonnements électromagnétiques dont l'ensemble forme le **rayonnement solaire**, qui constitue la seule source externe notable d'énergie pour l'atmosphère. Ce rayonnement solaire se propage à la vitesse de la lumière c ; il lui faut donc, en moyenne, 499 secondes, soit 8 minutes et 19 secondes, pour atteindre notre atmosphère. Notre œil perçoit une partie seulement du rayonnement solaire, celle située dans le domaine dit visible, de longueurs d'onde comprises entre 0,40 et 0,70 μm [9].

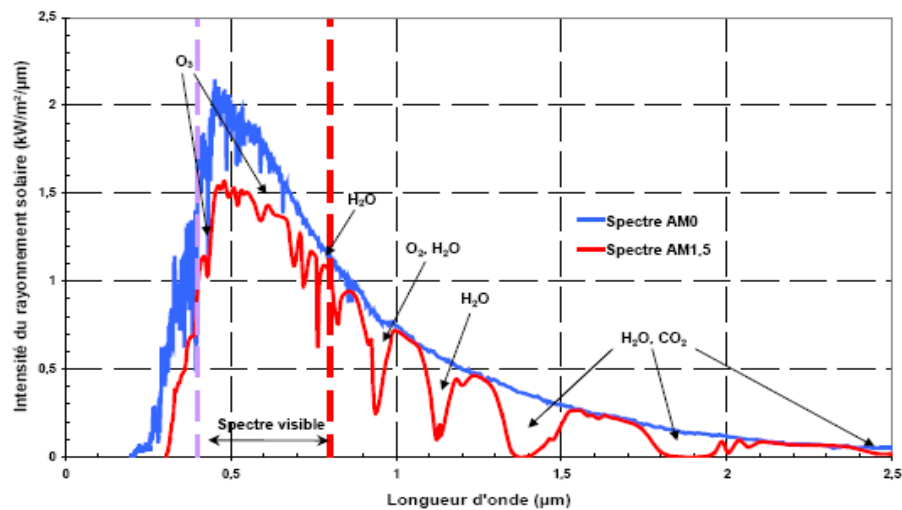


Figure I-1: Représentation des spectres solaires AM0 et AM1.5 et des différentes molécules provoquant les principales atténuations

I-2-2. La constante solaire et l'air masse

Le soleil décharge continuellement une énorme quantité d'énergie radiante dans le système solaire, la terre intercepte une toute petite partie de l'énergie solaire rayonnée dans l'espace. Une moyenne de 1367 watts atteint chaque mètre carré du bord externe de l'atmosphère terrestre (pour une distance moyenne Terre-soleil de 150 Millions de km), c'est ce que l'on appelle la constante solaire égale à 1367W/m^2 . La part d'énergie reçue sur la surface de la terre dépend de l'épaisseur de l'atmosphère à traverser. Celle-ci est caractérisée par le nombre de masse d'air **AM**.

Le rayonnement qui atteint le niveau de la mer à midi dans un ciel clair est de 1000W/m^2 et est décrit en tant que rayonnement de la masse d'air "1" (ou **AM1**). Lorsque le soleil se déplace plus bas dans le ciel, la lumière traverse une plus grande épaisseur d'air, perdant plus d'énergie. Puisque le soleil n'est au zénith que durant peu de temps, la masse d'air est donc plus grande en permanence et l'énergie disponible est donc inférieure à 1000W/m^2 .

Les scientifiques ont donné un nom au spectre standard de la lumière du soleil sur la surface de la terre : AM1.5G ou AM1.5D. Le nombre "1.5" indique que le parcours de la lumière dans l'atmosphère est 1.5 fois supérieur au parcours le plus court du soleil, c'est-à-dire lorsqu'il est au zénith (correspondant à une inclinaison du soleil de 45° par rapport au zénith).

Le « G » représente le rayonnement "global" incluant rayonnement direct et rayonnement diffus et la lettre « D » tient compte seulement du rayonnement direct [10].

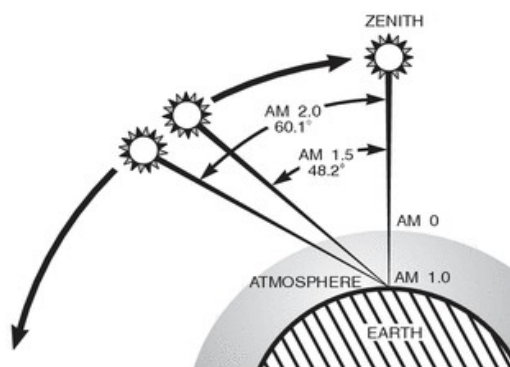


Figure I-2 Définition de l'air masse.

I-2-3. Répartition spectrale du rayonnement solaire

La densité spectrale d'éclairement énergétique du rayonnement solaire hors de l'atmosphère est représentée sur la figure I-1. (Elle est exprimée en $W.m^{-2}.\mu m^{-1}$). La répartition de cet éclairement énergétique dans les divers domaines de longueur d'onde est résumée dans le tableau I.1. On peut noter que le rayonnement ultraviolet (UV) représente, tous types confondus, plus de 8 % du total en termes d'énergie.

Il est intéressant de noter que, du point de vue de l'émission de rayonnement, le Soleil et la surface terrestre se comportent de façon similaire à un corps noir.

Région spectrale	Longueurs d'onde (μm)	Eclairement énergétique ($W.m^{-2}$)	Pourcentage (%)
Infrarouge	> 0.70	695	50.8
Visible	0.40 à 0.70	559	40.9
UV-A	0.32 à 0.40	86	6.3
UV-B	0.28 à 0.32	21	1.5
UV-C	< 0.28	6	0.4

Tableau I.1 L'éclairement du rayonnement solaire de l'atmosphère dans les divers domaines de longueur d'onde

La traversée de l'atmosphère induit une atténuation non négligeable de l'énergie incidente. L'atténuation est due aux phénomènes d'absorption par les molécules de l'atmosphère (H_2O , H_2 , CO_2 , O_3 POUR l'essentiel). La dépendance des mécanismes d'atténuation vis-à-vis de la Longueur d'onde s'explique le déficit solaire au sol (AM1, 5) par rapport à celui mesuré hors atmosphère (AM0). (cf. figure I1).

L'atténuation est également fonction des conditions climatiques, de la saison, ou de latitude du point d'observation[11].

I-3. Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque

I-3-1. Brève histoire des photopiles

Le physicien français *Antoine Becquerel* (1788-1878) décrit le premier l'effet photovoltaïque. IL à découvert un photocourant lorsque des électrodes de platine, recouvertes avec du bromure d'argent ou du chlorure d'argent, étaient illuminées dans une solution aqueuse. De manière, plus rigoureuse c'est un effet photo électrochimique [12]. Smith et Adam firent les premiers états de photoconductivité respectivement en 1873 et 1876 dans le sélénium [13-14] et *Albert Einstein* en expliqua les mécanismes en 1912. La première *cellule photovoltaïque (ou photopile)* a été développée aux États-Unis en 1954 par les chercheurs des laboratoires Bell (Chapin, Pearson et Prince), qui ont découvert que la photosensibilité du silicium pouvait être augmentée en ajoutant des "impuretés". C'est une technique appelée le "dopage" qui est utilisée pour tous les semi-conducteurs. Mais en dépit de l'intérêt des scientifiques au cours des années, ce n'est que lors de la course vers l'espace que les cellules ont quitté les laboratoires. En effet, les photopiles représentent la solution idéale pour satisfaire les besoins en électricité à bord des satellites, ainsi que dans tout site isolé [10]. Cette première cellule était à base de silicium et développait un rendement de 6%. Depuis, un rendement de 24% a été atteint pour une cellule en silicium cristallin [15].

Par la suite, le développement des techniques utilisées dans l'industrie des semi-conducteurs (redresseurs et transistors) a permis d'améliorer la qualité des matériaux utilisés, des méthodes de fabrication et de l'organisation des piles photovoltaïques. Cette recherche est encouragée par la naissance de l'industrie spatiale qui cherche des solutions nouvelles pour alimenter ses satellites.

Quelques années plus tard, en 1973-1974, en pleine crise pétrolière, on se précipite sur toutes les possibilités de remplacer le pétrole et les énergies fossiles. Parmi les énergies renouvelables envisagées, la production directe d'électricité par l'effet photovoltaïque est en bonne place. On disposait, en effet, de photopiles à base de silicium monocristallin d'assez bon rendement, héritées des applications spatiales, mais ces photopiles étaient vraiment trop chères pour être économiquement utilisées sur terre. Ce n'est que depuis le deuxième choc pétrolier au début des années 80 qu'un intérêt véritable s'est rapidement manifesté à travers le monde pour les applications énergétiques terrestres des photopiles. La baisse constante du prix de l'énergie qui a suivi cette période de crise a ralenti les développements, mais comme nous allons le voir, même si on est encore loin d'une source compétitive d'énergie de remplacement, rien ne peut plus arrêter les progrès de cette filière [16][17].

I-3-2. Conversion photovoltaïque

Pour obtenir une conversion photovoltaïque efficace, les matériaux choisis doivent satisfaire les conditions suivantes :

- En premier lieu, ils doivent absorber les photons issus du rayonnement solaire incident.
- Des charges libres doivent être créées à l'intérieur de ces matériaux.
- Ces charges doivent ensuite rejoindre les électrodes ce qui suppose des mobilités de porteurs suffisamment élevées associées à une collection de charges efficace.

Le silicium constitue un matériau photovoltaïque performant : il présente des propriétés optiques et électriques spécifiques pour assurer la conversion photovoltaïque [18].

I-3-2-A Propriétés optiques

Lorsque le flux solaire pénètre dans un semi-conducteur inorganique, une partie de ce rayonnement est réfléchi, une autre est absorbée et une dernière transmise composante traverse la couche de matériau sans être absorbée (nous les présenterons dans la figure ci-dessous).

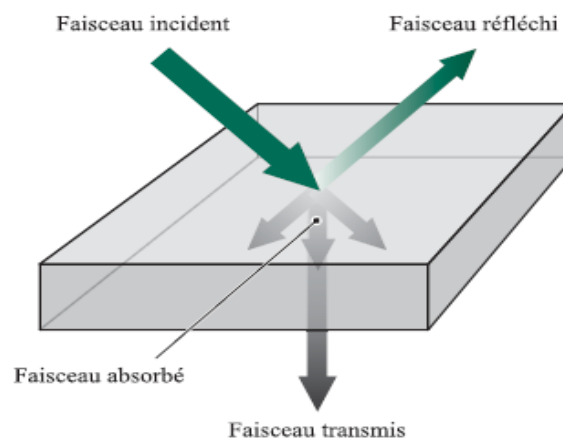


Figure I-3. Les trois événements optiques d'un rayonnement lumineux

■ La réflexion

Pour une incidence quasi normale sur une surface de séparation entre deux milieux 1 et 2, le coefficient de réflexion, ou la fraction de l'intensité lumineuse réfléchi, est donné par la formule de Fresnel. Si le premier milieu est le vide :

$$R = \left[\frac{n - 1}{n + 1} \right]^2 = \left[\frac{\sqrt{\varepsilon_r} - 1}{\sqrt{\varepsilon_r} + 1} \right]^2 \quad \text{I.1}$$

n étant l'indice de réfraction et ε_r la constante diélectrique relative

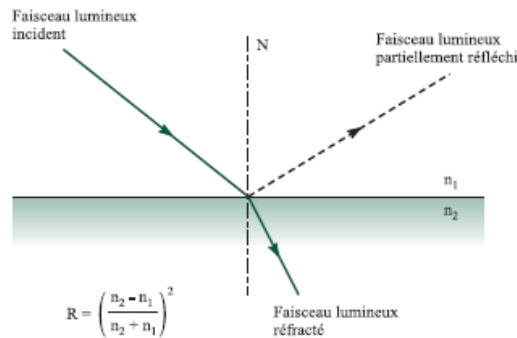


Figure I-4. Taux de réflexion.

Pour tous les semi-conducteurs inorganiques, n varie entre 3 et 4, de sorte qu'environ 30 % du rayonnement incident est réfléchi. Plus la différence des indices de réfraction est élevée de part et d'autre d'une surface, plus elle est réfléchissante. Par exemple, le silicium brut, d'un indice de réfraction de 3,75, au contact direct avec l'air (d'un indice de réfraction de 1) réfléchit 33 % de la lumière incidente, pourcentage trop élevé pour assurer un rendement acceptable de la conversion photovoltaïque.

Le phénomène de la réflexion est l'un des problèmes qui impose la meilleure conversion d'énergie. Généralement, la lumière se perd en deux formes, soit par réflexion, soit par transmission. Dans une structure photovoltaïque, les trois niveaux suivants de la réflexion sont responsables des pertes optiques[19].

- 1) Réflexion par les contacts ohmiques.
- 2) Réflexion par la surface avant du semi-conducteur.
- 3) Réflexion par la couche arrière (BSR).

La figure (I-5) illustre ces trois niveaux de réflexion.

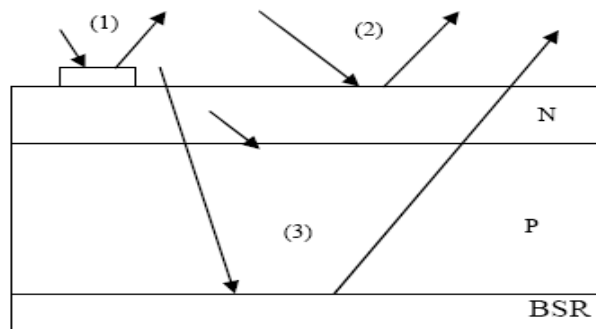


Figure I-5. Les trois niveaux de la Réflexion

■L'absorption

L'absorption de la lumière par le matériau solaire étant sans doute le mécanisme principal du phénomène de la génération, la majorité des semi-conducteurs de base des cellules solaire absorbe convenablement le spectre visible. En effet, on utilise toujours les semi-conducteurs ayant un coefficient d'absorption élevé.

A chaque photon, on associe une énergie $E_{ph} = h\nu$ ou ν est la fréquence associée à la longueur d'onde du photon ($\lambda = c/\nu$, avec c la célérité de la lumière dans le vide). Pour passer de l'énergie du photon E_{ph} à la longueur d'onde, on utilise la relation suivante où λ est en μm :

$$E_{ph}(eV) = \frac{1.24}{\lambda(\mu m)} \quad \text{I.2}$$

Les photons incidents sont absorbés par le silicium en fonction de leur longueur d'onde et ce phénomène est décrit par la loi de Lambert.

$$I = I_0 \exp(-\alpha z) \quad \text{I.3}$$

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

Avec I_0 : Intensité lumineuse incidente

I : Intensité lumineuse transmise

z : Profondeur (cm)

α : Coefficient d'absorption dépendant de la longueur d'onde λ

k : Coefficient d'extinction du matériau (cm^{-1})

Les photons de basse longueur d'onde et donc plus énergétiques (Ultra-Violet) seront absorbés dans les premiers micromètres de la cellule tandis que les photons de plus grandes longueur d'onde (Infra-Rouge) peuvent atteindre la face arrière et être réfléchis par cette dernière[20].

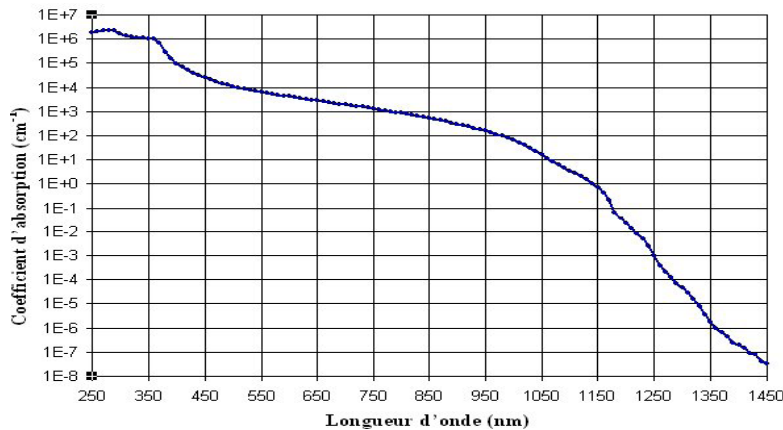


Figure I.6 : Coefficient d'absorption du silicium en fonction de la longueur d'onde [21].

Dans un semi-conducteur, la structure des bandes de conduction et de valence définissent un gap plus faible que dans le cas des isolants : de 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 dit direct, les transitions sont donc directes et radiatives. Dans le cas du silicium, le gap est indirect : les transitions électroniques entre les extrema des bandes sont obliques, donc non radiatives puisqu'elles impliquent un changement du vecteur d'onde de l'électron. Les électrons du sommet de la bande de valence peuvent toutefois être directement excités vers le minimum relatif central de la bande de conduction grâce à un photon de plus grande énergie ; pour que la transition s'effectue dans le gap indirecte, il faut qu'un phonon soit au préalable absorbé (ou émis) par l'électron, afin que le vecteur d'onde de ce dernier corresponde au maximum de la bande de valence, pour absorber un photon (Figure I-7). Notons que la valeur du gap indirect du silicium est de 1.12 eV à 300K (ce qui correspond à une longueur d'onde de 1107 nm), mais celle du premier gap direct vaut 3.4 eV (soit 365 nm).

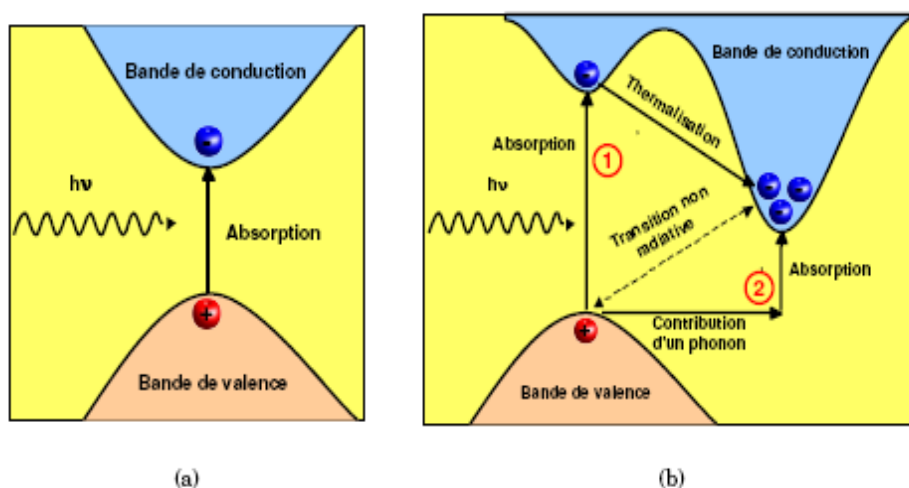


Figure I.7: *Transitions inter-bandes d'électrons dans un semi-conducteur :*
 (a) *dans le cas d'un semi-conducteur à gap direct,*
 (b) *dans le cas d'un semi-conducteur à un gap indirect [22].*

On définit le taux de génération de paires électrons-trous G créées dans un cristal à une distance x de la surface par la relation:

$$G(x) = \alpha(\lambda)N_0 \exp(-\alpha(\lambda)x)$$

Avec a : Coefficient d'absorption, λ la longueur d'onde

N_0 : Nombre de photons incidents

Ce modèle de génération considère une décroissance exponentielle de l'absorption avec l'épaisseur du film.

■ Transmission

Selon l'épaisseur du matériau, la transmission de la lumière est plus ou moins importante : les cellules au silicium cristallin à forte épaisseur ($0,2\mu\text{m}$) ne transmettent pas de lumière, contrairement aux dispositifs en couche mince de type silicium amorphe (épaisseur $< 1 \mu\text{m}$) à travers lesquels la transmission n'est pas négligeable. Pour diminuer cette transmission, il est possible d'appliquer, à l'arrière d'un matériau « rugueux », une électrode présentant une propriété de réflexion adaptée (comme l'aluminium) qui piège la lumière dans le matériau par diffusion de la lumière réfléchiée sur l'aluminium.

I-3-2-B Propriétés électriques

■ Photoconductivité

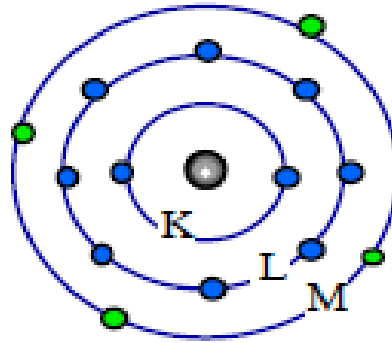


Figure I.8 Représentation d'un atome de silicium et ses quatre électrons de valence sur la couche périphérique.

Caractérisée par la présence de quatre électrons sur sa couche périphérique (fig. I.8), le silicium présente toutes les propriétés électriques d'un semi-conducteur permettant de convertir la lumière absorbée en électricité. Ce transfert d'énergie des photons aux charges électriques s'appelle la photoconductivité : il s'explique par la propriété que présente le silicium à contenir quatre électrons relativement mobiles dotés d'une faible énergie de liaison.

Dans l'obscurité, les électrons sont peu mobiles ; à la lumière, les photons absorbés par le silicium apportent une telle énergie que la mobilité des électrons du matériau s'en trouve fortement accrue, ce qui se traduit par une augmentation de la conductivité du matériau.

■ Collecte des charges

Le principe d'une cellule photovoltaïque est d'exploiter ce déplacement d'électrons pour le convertir en un courant électrique utilisable. Pour cela, on attire les électrons hors du matériau via une électrode de collecte reliée à un circuit électrique extérieur.

I-3-3. Fonctionnement de la cellule solaire

L'effet photovoltaïque utilisé dans les cellules solaires permet de convertir directement l'énergie lumineuse des rayons solaires en électricité par le biais de la production et du transport dans un matériau semi-conducteur de charges électriques positives et négatives sous l'effet de la lumière. Ce matériau comporte deux parties, l'une présentant un excès d'électrons et l'autre un déficit en électrons, dites respectivement *dopée de type n* et *dopée de type p*. Lorsque la première est mise en contact avec la seconde, une jonction p-n se crée. Au niveau de cette jonction, les électrons mobiles de la couche « n » se combinent aux trous de la couche « p ». Le potentiel de jonction déplace l'électron mobile vers la couche « n » et le trou vers la couche « p ». Une cathode en forme de grille capte les électrons mobiles sur la face supérieure de la couche « n ». Les trous migrent vers une anode compacte disposée sur la face inférieure de la couche « p ». Si les électrodes sont reliées à un circuit extérieur, un courant peut circuler.

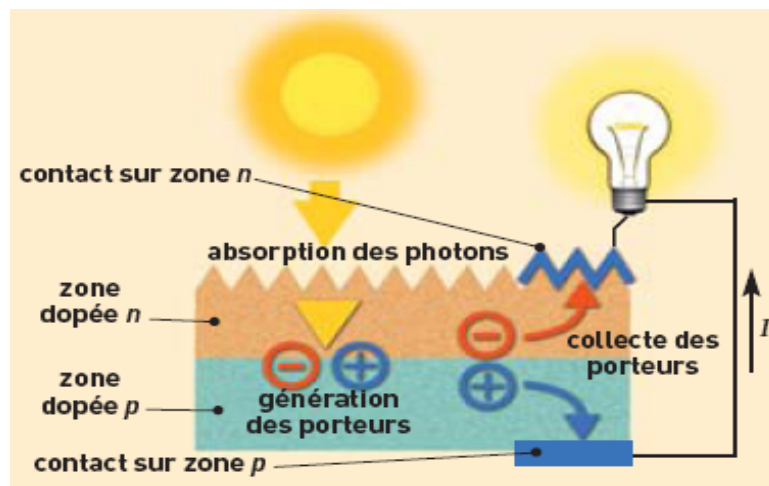


Figure I.09 Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque

Comme la longueur de diffusion des électrons photogénérés (L_n) est supérieure à celle des trous photogénérés (L_p), on exploite préférentiellement la base de type P. Elle est faiblement dopée (10^{15} à 10^{16} at.cm⁻³) afin de limiter les recombinaisons. La zone de type N, appelée émetteur est fortement dopée, elle assure l'existence d'un champ électrique suffisant dans la ZCE (coté p) et minimise la résistance série au niveau du contact métallique.

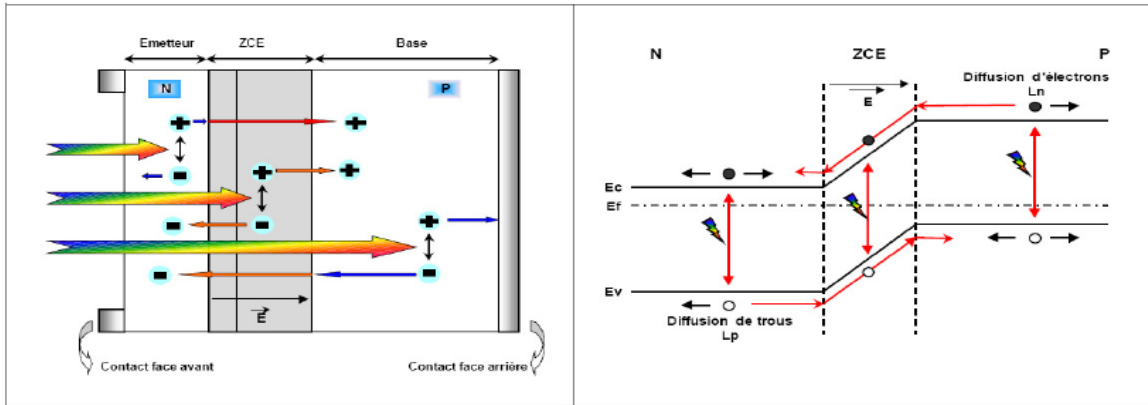


Fig. I-10. Structure d'une cellule photovoltaïque (à gauche) et son diagramme de bande (à droite).

I-3-4. Caractéristiques électriques de la cellule photovoltaïque

Sous éclairage, les photons incidents vont générer des paires électron-trou dont le comportement va différer selon la zone d'absorption :

- Dans la zone de charge d'espace (ZCE) engendré par la jonction p-n, les paires électron-trou créées sans être dissociées par le champ électrique. Les électrons sont accélérés puis injectés dans la zone n (émetteur) et les trous dans la zone p (base). Un photocourant de génération est créé.
- Dans les zones de base et d'émetteur, les porteurs minoritaires générés (trous dans l'émetteur et l'électron dans la base) vont diffuser vers la ZCE. S'ils atteignent cette dernière avant de se recombiner, ils sont injectés dans la zone n pour les électrons et dans la zone p pour les trous et deviennent majoritaires. Un photocourant de diffusion est créé.

Ces deux contributions s'ajoutent pour donner le photocourant de porteurs minoritaires résultant I_{ph} . Il est proportionnel à l'intensité lumineuse.

Sous obscurité, le courant dans une telle structure de type jonction p-n est appelé courant d'obscurité et a la forme suivante :

$$I_{obs} = I_s \left[\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right] \quad I.6$$

Avec : q = charge élémentaire = $1.6 \cdot 10^{-19}$ C

V = tension aux bornes de la jonction (V)

K = constante de Boltzmann = $1.38 \cdot 10^{-23}$ J.K⁻¹

T = température (K)

I_s = courant de saturation inverse de la jonction p-n

n = coefficient d'idéalité de la jonction

Ce courant d'obscurité correspond au courant de diode (I_d), il résulte de la polarisation de la jonction.

Le courant délivré sur une charge par une cellule photovoltaïque éclairée s'écrit alors :

$$I(V) = I_{ph} - I_{obs}(V) \quad \text{I.7}$$

Soit :

$$I(V) = I_{ph} - I_s \left[\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right] \quad \text{I.8}$$

Ainsi, dans une cellule photovoltaïque deux courants s'opposent : le courant d'éclairement et le courant d'obscurité.

I-3-5. Les différents paramètres de la cellule photovoltaïque

La caractéristique sous éclairement de la cellule PV (figure I-11) permet de déterminer le courant en court-circuit I_{cc} , la tension en circuit ouvert V_{oc} , le rendement η et le facteur de forme FF.

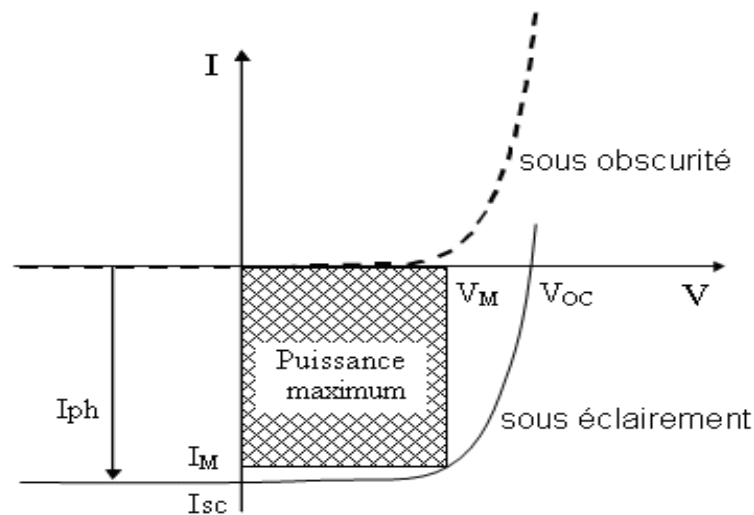


Figure I-11. Caractéristique $I(V)$ d'une cellule solaire sous obscurité et sous éclairement.

A partir de la caractéristique $I(V)$ sous éclairement de la cellule photovoltaïque, on déduit les différents paramètres électriques propre de la cellule sont les suivants :

• **I_{cc}** : courant de court-circuit (obtenu pour V=0)

• **V_{co}** : tension en circuit ouvert (obtenu pour I=0)

Elle représente la tension aux bornes de la cellule, elle est donnée par la relation :

$$V_{co} = \frac{kT}{q} \ln \left[\frac{I_{cc}}{I_s} - 1 \right] \quad \text{I.9}$$

• **I_m** : courant correspondant à la puissance maximale fournie.

• **V_m** : tension correspondante à la puissance maximale fournie.

Le point de fonctionnement est imposé par la résistance de charge et non par la cellule elle-même. Un choix judicieux de la résistance de charge permettra donc d'obtenir la puissance maximale, soit : $P_m = V_m \cdot I_m$

- On définit les deux autres paramètres suivants :

• **FF** : Facteur de forme : il détermine la qualité électrique de la cellule.

$$FF = \frac{V_m \cdot I_m}{V_{co} \cdot I_{cc}} \quad \text{I.10}$$

Dans le cas d'une cellule idéale le facteur de forme FF ne peut pas être supérieur à 0.89 du fait de la relation exponentielle liant courant et tension.

• **η** : Rendement de conversion:

Le rendement de conversion d'une cellule solaire η est représenté comme le rapport entre la puissance maximale fournie P_{\max} et la puissance solaire incidente P_i

$$\eta = \frac{P_{\max}}{P_i S} = \frac{V_m \cdot I_m}{P_i S} = \frac{FF \cdot V_{co} \cdot I_{cc}}{P_i S} \quad \text{I.11}$$

Avec P_i : Puissance totale d'éclairement exprimée en watt/cm² reçue par unité de surface,

S : Surface de la cellule.

I-3-6. Modélisation électrique de la cellule photovoltaïque

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

Pour tenir compte des différentes limitations de la cellule photovoltaïque, on introduit le modèle à deux diodes représenté sur la figure suivante (fig I.12)

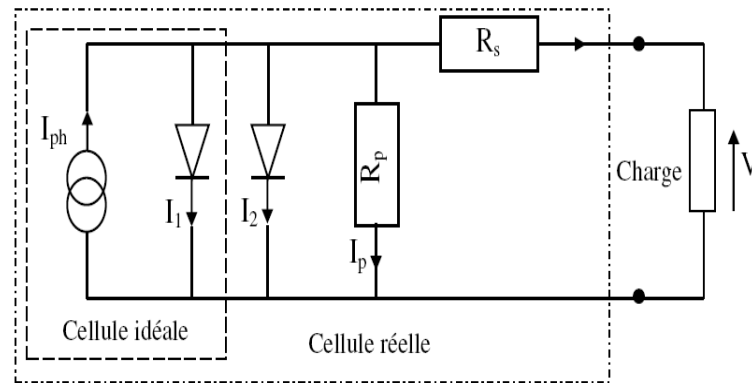


Figure I-12 : *Modèle à deux diodes d'une cellule sous éclairage*

Les différents paramètres de ce modèle sont :

Le générateur de courant

Il délivre le courant I_{ph} correspondant au courant photogénéré.

La résistance série R_s

Elle prend en compte la résistivité propre aux contacts entre les différentes régions constitutives de la cellule, à savoir l'émetteur, la base et les contacts métalliques.

La résistance série R_p

Également connue sous le nom de résistance de court-circuit. Elle traduit l'existence de shunts à travers l'émetteur.

La diode d_1

Modélise la diffusion des porteurs dans la base et l'émetteur. Son influence sera d'autant plus grande que le matériau présentera une bonne longueur de diffusion.

La diode d_2 :

Modélise la génération/recombinaison des porteurs dans la zone de charge d'espace.

L'équation du courant devient :

$$I = I_1 + I_2 + I_p - I_{ph} \quad \text{I.12}$$

Le courant au sein de la cellule photovoltaïque est donc donné par la relation[11]:

$$I = I_{s1} \left[\exp \left(\frac{q \{V - IR_s\}}{n_1 kT} \right) - 1 \right] + I_{s2} \left[\exp \left(\frac{q \{V - IR_s\}}{n_2 kT} \right) - 1 \right] + \frac{V - IR_s}{R_p} - I_{ph} \quad \text{I.13}$$

La première diode (facteur d'idéalité $n_1 \approx 1$) correspond au courant de diffusion dans la base et l'émetteur. I_{s1} est le courant de saturation de ce phénomène. I_{s2} est le courant de génération/recombinaison dans la zone de charge d'espace. n_2 est le facteur d'idéalité de la seconde diode ($n_2 \approx 2$).

I-3-7. Facteurs limitant le rendement

En pratique, la conversion d'énergie lumineuse en énergie électrique n'est pas totale. Différentes pertes viennent influencer le rendement d'une cellule. Ces pertes peuvent être classées en deux catégories : les pertes dues à la nature du matériau et les pertes dues à la technologie utilisée.

Pertes engendrées par l'utilisation du silicium :

a) *Pertes par les photons de longueur d'onde supérieure au gap :*

Tous les photons possédant une longueur d'onde supérieure à celle associée au gap du semi-conducteur ($\lambda > \lambda_g$) ne peuvent générer de paire électron/trou et sont donc perdus. Les mécanismes d'absorption assistée par phonons permettent néanmoins de repousser la limite inférieure de l'énergie correspondant au gap du matériau (1.052 eV au lieu de 1.124 eV dans le cas d'une absorption assistée par un phonon dans le silicium [23]). Sous un éclairement AM1.5, ces pertes sont évaluées à 23.5% dans le cas du silicium [24].

b) *Pertes dues à l'énergie excédentaire des photons*

Les photons possédant une énergie supérieure au gap absorbé génèrent une seule paire électron/trou. L'excès d'énergie, supérieur à la largeur de la bande interdite, est principalement dissipé sous forme de chaleur (thermalisation – *Figure I.14*). Sous un éclairage de AM1.5, ces pertes sont évaluées à 33% de la puissance totale dans le cas du silicium[24].

c) Facteur de tension

C'est le rapport de la tension maximale développée par la cellule (v_{0C}) par la tension de gap $\frac{Eg}{q}$.

La tension aux bornes d'une cellule n'est qu'une fraction de la tension de gap à cause notamment de la chute de potentiel au niveau des contacts et de la jonction. Les meilleures valeurs obtenues de v_{0C} sont de l'ordre de **700 mV**, pour les cellules à haut rendement.

d) Facteur de forme FF

Les équations courant-tension est régie par les équations de Boltzmann sous forme exponentielle ($\exp[qV/kT]$). La courbe I(V) ne peut donc avoir une forme rectangulaire et, même dans le cas d'une cellule idéale, le facteur de forme ne peut dépasser 0.89 [25]. Ce terme dépend également de la qualité de la jonction p-n de la résistance série et parallèle [26].

Pertes technologiques :

a) Réflexion à la surface de la cellule

Le coefficient de réflexion R du semi-conducteur n'est pas nul, une partie du flux incident est réfléchi et donc perdue. Le coefficient de réflexion est voisin de 40% pour le silicium monocristallin poli optique. Une texturisation et une couche antireflet permettent de réduire ce coefficient en dessous de 5 % [27].

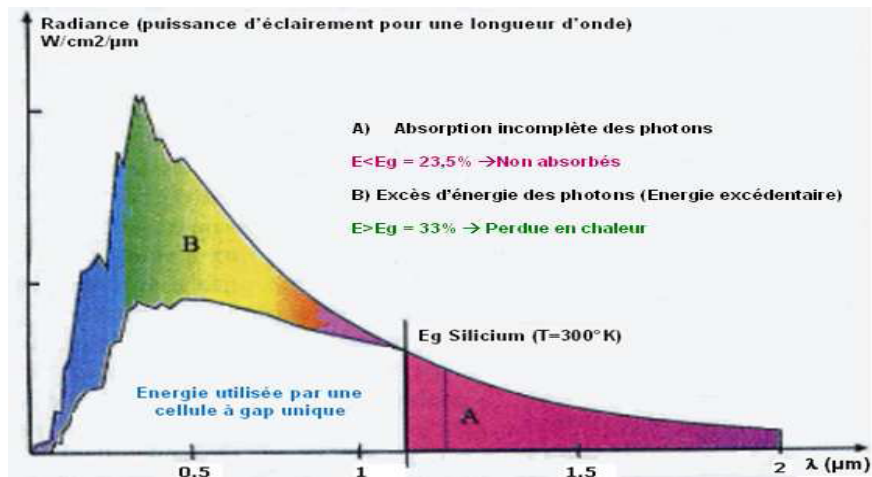


Figure I.13: Courbe de l'irradiance solaire en fonction de la longueur d'onde[24]
 Le gap du silicium est situé à une longueur d'onde de 1107 nm.
 la partie A correspond aux pertes optiques des photons ayant une énergie inférieure au gap du silicium. La partie B est la zone des pertes liées à la thermalisation des électrons issus de photons énergétique.

b) taux d'ombrage de la surface active de la cellule.

Le dépôt des contacts métalliques nécessaires pour collecter les charges photogénérées entraîne une zone d'ombrage $S_{\text{métal}}/s$ sur la surface exposée de la cellule en face avant qui est « perdue » pour la conversion photovoltaïque. Dans le cas des cellules à contacts arrières (ou RCC pour Rear Contact Cell), le taux d'ombrage est nul.

c) rendement d'absorption.

L'épaisseur finie des cellules peut limiter l'absorption de certains photons. Dans le cas du silicium, du fait de son gap indirect, les photons infrarouges sont particulièrement exposés à ce problème. Des techniques de piégeage par réflexion sur la face arrière peuvent augmenter de manière significative l'absorption, particulièrement dans le cas des cellules minces.

d) rendement de collecte.

Le rendement de collecte correspond au rapport entre le nombre de porteurs de charge effectivement collectés et le nombre total de charges photogénérés. Ce terme prend en compte les recombinaisons électrons-trous en volume et en surface de la cellule. Il dépend directement de la durée de vie des porteurs minoritaires (temps moyen entre la génération et la recombinaison d'un porteur) et donc de leur longueur de diffusion L via la relation :

$L = \sqrt{D\tau}$ avec D coefficient de diffusion. Pour le silicium multicristallin, L est de l'ordre de la centaine de μm pour les électrons.

I-3-8. Technologies pour la réduction des pertes

Comme nous l'avons vu précédemment le fonctionnement des cellules photovoltaïques est basé sur trois mécanismes : l'absorption des photons, la conversion de l'énergie optique en énergie électrique et la collecte de cette énergie sur un circuit extérieur. Chacun de ces mécanismes engendrent des pertes et la partie suivante présente les principaux composants utilisés à ce jour pour améliorer le rendement de conversion.

Ces composants sont utilisés dans de nombreuses structures de cellules et nous les présenterons sur la structure la plus commune, la cellule photovoltaïque avec contacts sur les deux faces F.I-14.

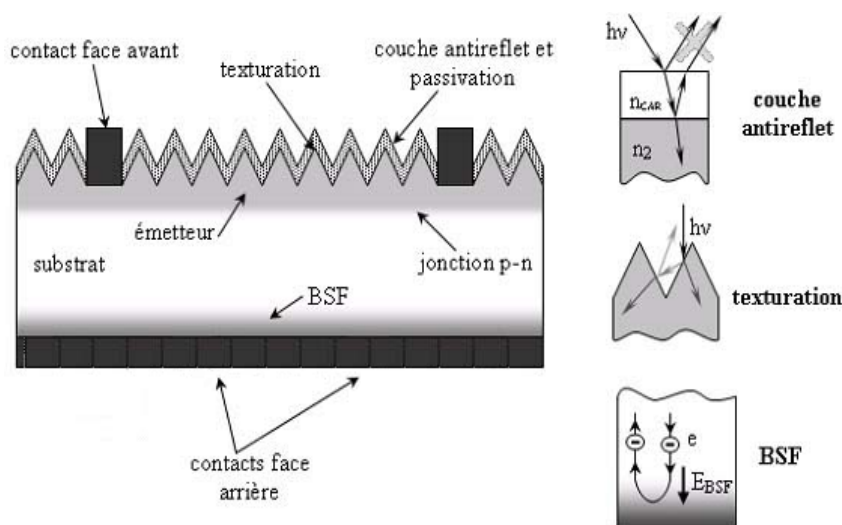


FIGURE I.14: Structure d'une cellule photovoltaïque en silicium (d'après [28]).

– **L'émetteur et la base** : L'émetteur (dopage type N) est réalisé par dopage en surface d'un substrat de silicium de type P. La partie dopée P du substrat (c'est-à-dire la majeure partie de celui-ci sauf la surface) constitue la base. L'interface de ces deux zones est celle d'une jonction PN qui permet de dissocier les paires électron-trou créées. L'épaisseur totale de la cellule est actuellement proche de 200 μm . Les trous photogénérés ayant une longueur de diffusion (L_p) plus faible que celle des électrons (L_n), on réalise en pratique un émetteur de faible épaisseur (0,2-0,3 μm) mais fortement dopé ($\approx 10^{20} \text{ cm}^{-3}$) et une base de plus grande épaisseur faiblement dopée ($\approx 10^{15}$ à 10^{16} cm^{-3}).

Le fort dopage de l'émetteur permet de limiter la résistance du contact métal-semi-conducteur (créé par la connexion entre les contacts métalliques et l'émetteur) et de créer un champ électrique suffisant au niveau de la ZCE.

– **La texturisation de la surface:** La réflexion est à l'origine de pertes importantes pour la cellule. La texturisation est utilisée pour diminuer la réflectivité de la surface de la cellule. Cette opération vise à développer en surface un relief micrométrique, généralement de forme pyramidale. Le relief créé permet d'augmenter la surface et induit des réflexions multiples sur les facettes des pyramides. La texturisation assure ainsi le piégeage d'un maximum de lumière réduisant les pertes liées à la réflectivité.

Différents procédés sont utilisés pour réaliser la texturisation : attaques chimiques de la surface (KOH, NaOH, acides), texturisation mécanique, plasma ou laser. Ces méthodes peuvent faire passer la réflectivité effective de 40 % à moins de 10 %.

– **Les contacts face avant et face arrière:** Les contacts constituent la structure de collecte qui récupère et envoie les porteurs photogénérés vers le circuit externe. Pour assurer efficacement ce rôle, les contacts doivent être ohmiques. De mauvais contacts, c'est à dire entraînant une forte résistance série, auront essentiellement une répercussion sur le facteur de forme de la cellule et sur le courant récupéré.

– **La couche antireflet:** La texturisation de la surface de la cellule permet de limiter les réflexions face avant. Pour réduire encore la réflexion, une couche antireflet (CAR) est ajoutée. L'indice et l'épaisseur de cette couche sont ajustés pour obtenir une lame quart d'onde, l'objectif étant de minimiser le coefficient de réflexion de la cellule en créant des interférences destructives[28].

– **BSF :** Le champ électrique arrière (BSF : Back Surface Field) consiste à créer une barrière de potentiel (par exemple, jonction p^+-p) sur la face arrière de la cellule pour assurer une passivation. La barrière de potentiel induite par la différence de niveau de dopage entre la base et le BSF tend à confiner les porteurs minoritaires dans la base. Ceux-ci sont donc tenus à l'écart de la face arrière qui est caractérisée par une vitesse de recombinaison très élevée.

– **La passivation :** Sur les surfaces de la cellule, le réseau cristallin s'interrompt brutalement. Certaines liaisons électroniques du silicium sont pendantes et deviennent des centres de recombinaisons pour les porteurs de charges. A ces liaisons s'ajoutent les impuretés présentes dans le réseau cristallin et les défauts du cristal (dislocations. . .). La passivation consiste à améliorer la qualité électronique en surface et en volume en neutralisant les sites actifs, sources de

recombinaisons. Les deux mécanismes de passivation de la surface qui permettent de réduire les recombinaisons sont les suivants :

1. Passivation par neutralisation des défauts d'interface

C'est une passivation chimique des défauts de l'interface par un matériau ayant une affinité chimique forte avec le substrat (SiN, SiO₂ thermique). Les atomes de ce matériau comblent les liaisons pendantes et induisent une diminution de la valeur de D_{it} (densité d'états d'interface).

2. Passivation par effet de champ

La présence de charges dans certains matériaux déposés (comme dans le nitrure de silicium déposé par plasma) entraîne l'existence d'un potentiel de surface et d'une courbure de bande au sein du silicium (on note Q_f la densité de charges fixes). Cette courbure réduit la concentration

d'un des deux types de porteurs en surface et limite le taux de recombinaison entre eux. La passivation par effet de champ peut également être mise en place à l'aide d'un dopage supplémentaire. C'est ce qui est fait habituellement sur la face arrière des cellules : la barrière de potentiel induite par la différence de niveau de dopage entre la base et la face arrière tend à confiner les porteurs minoritaires dans la base et à les éloigner du bord du cristal. Ce dopage est généralement réalisé grâce aux contacts arrière à base d'aluminium qui viennent former un alliage avec le silicium lors de leur recuit. Dans ce cas, il se forme une zone dopée P^+ sur l'ensemble de la face arrière de la cellule (on parle de BSF ou champ de surface arrière).

Une bonne passivation impose d'avoir de faibles valeurs de D_{it} et de grandes valeurs de Q_f . La passivation en volume se fait essentiellement par diffusion d'hydrogène : soit par hydrogénation du substrat soit par un recuit haute température d'une couche hydrogénée déposée au préalable (SiN_x : H).

– L'effet getter

L'effet getter ou "gettering" est un moyen complémentaire à l'hydrogénation pour la passivation en volume. Le principe du gettering est de réduire l'impact des impuretés métalliques en les

éliminant du substrat ou en les isolant vers des régions électriquement inactives. On distingue deux types d'effet getter : intrinsèque et extrinsèque.

- L'effet getter intrinsèque a lieu dans le cas où la désactivation du défaut se fait sans intervention d'élément extérieur au matériau. Par exemple, l'oxygène qui est une impureté recombinante lorsqu'il se trouve en grande quantité dans le silicium peut précipiter en SiO₂ [29]. Le SiO₂ est un complexe non recombinant qui va pouvoir jouer le rôle de site de gettering.

- L'effet getter extrinsèque consiste à introduire délibérément des sites de piégeage sur une ou plusieurs faces du substrat. Ceci peut être effectué en appliquant une contrainte, en endommageant la surface ou en déposant un matériau dont le coefficient d'expansion thermique est différent de celui du silicium. De nombreux paramètres influent sur l'efficacité de l'effet getter tel que la température, la durée du traitement thermique ou encore la contrainte induite au matériau. Notons que chaque technique d'effet getter aura des résultats sur un type particulier d'impuretés et que la combinaison de plusieurs méthodes sera, en général, plus efficace qu'un unique traitement [30]. Dans le cas des cellules photovoltaïques en silicium multicristallin, les impuretés comme l'oxygène et les éléments métalliques à diffusion rapide (Fe, Cu, Ni, Cr) peuvent être extraits efficacement du volume par le processus de gettering extrinsèque pendant la diffusion de l'émetteur depuis le verre de phosphore (P₂O₅) et/ou pendant le procédé d'alliage de l'aluminium et du silicium utilisé pour la formation du champ de surface arrière [31]. La combinaison simultanée des effets getter du phosphore et de l'aluminium conduit à une synergie positive, les résultats étant meilleurs que la simple addition des deux traitements.

I-3-9. Rendement quantique et réponse spectrale

Les paramètres électriques de la cellule photovoltaïque obtenus avec une caractérisation I(V) nous renseignent sur les performances globales de celle-ci sans indiquer précisément leurs origines. La réponse spectrale, et plus particulièrement le rendement quantique externe permet de déterminer la réponse de la cellule en fonction de la longueur d'onde et permet de localiser dans la cellule les sources qui limitent (ou non) ses performances.

Le rendement quantique externe (ou EQE pour External Quantum Efficiency) est le rapport du nombre de porteurs collectés sur le nombre de photons incidents d'une énergie donnée.

Le coefficient d'absorption du silicium varie avec la longueur d'onde du rayonnement. Les photons de faible longueur d'onde sont absorbés près de la surface (dans l'émetteur) alors que ceux de longueur d'onde plus élevée sont majoritairement absorbés au cœur de la cellule (dans la base). Il est donc possible d'accéder au comportement et à l'efficacité de chaque région de la cellule. Plusieurs facteurs sont responsables de la diminution du rendement quantique externe :

citons les phénomènes de recombinaison aussi bien en surface qu'en volume et la réflexion de la face avant ainsi que la longueur de diffusion des porteurs. La figure I.15 détaille les principaux facteurs de pertes selon la longueur d'onde considérée.

Le rendement quantique externe tient compte des pertes optiques comme la réflexion (R) ou la transmission à travers la cellule. Le rendement quantique externe peut être corrigé des pertes optiques liées à la réflexion de la cellule en négligeant l'absorption de la couche antireflet : on obtient alors le rendement quantique interne (IQE) qui tient compte des caractéristiques propres de la cellule (longueur de diffusion, recombinaisons en surface et en volume) :

$$IQE = \frac{EQE}{1-R} \quad \text{I.14}$$

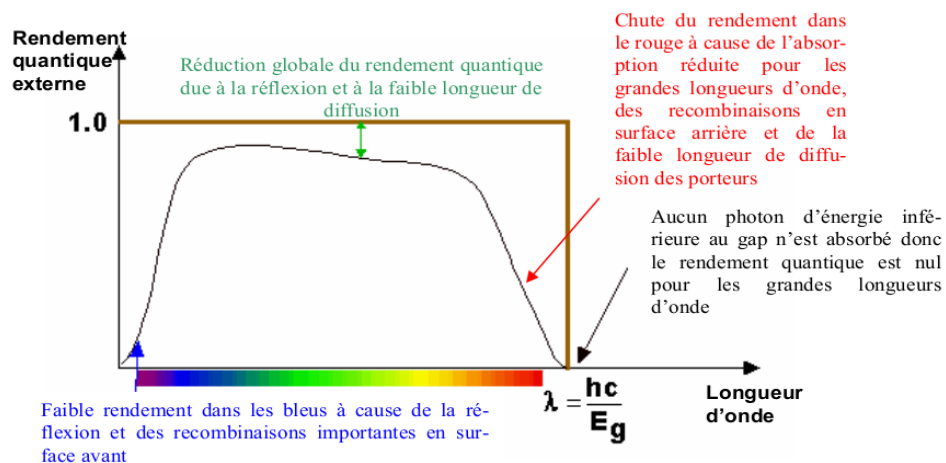


Figure I.15: Rendement quantique externe d'une cellule photovoltaïque[32].

Le rendement quantique est déterminé à l'aide de la réponse spectrale (SR pour Spectral Response) de la cellule. Celle-ci correspond au rapport de l'intensité $I(\lambda)$ générée par la cellule sur la puissance incidente $P_{inc}(\lambda)$:

$$SR = \frac{I(\lambda)}{P_{inc}(\lambda)} = \frac{I(\lambda)}{\phi(\lambda)S} \quad \text{I.15}$$

Où $\phi(\lambda)$ est le flux lumineux incident (en $\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$) et S est la surface de la cellule (en m^2). C'est en général cette grandeur qui est mesurée et qui permet de calculer le rendement quantique, en prenant en compte l'énergie des photons :

$$SR = \frac{q\lambda}{hc} EQE \text{ I.16}$$

I-3-10. Le silicium et les couches minces

Dans un premier temps, nous allons donner un aperçu de l'utilisation et des différentes formes du silicium employées dans le domaine photovoltaïque. Puis, dans un second temps, nous reviendrons sur la filière silicium en couches minces dans les paragraphes suivantes (Chap. III).

I.3.10.1- L'utilisation du silicium dans le domaine photovoltaïque

Aujourd'hui, plus de 99% des équipements photovoltaïques utilisent le silicium comme matériau de base. Ce dernier se présente sous différentes formes (Fig. I-16), les plus répandues étant le silicium monocristallin, le silicium multicristallin et le silicium amorphe.

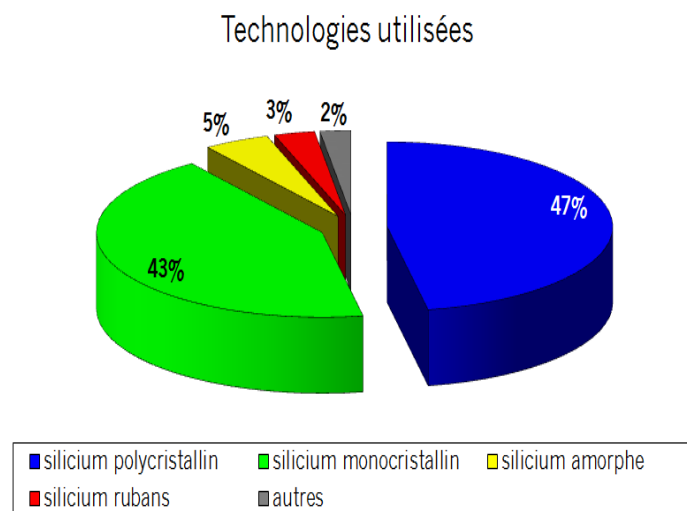


Figure I.16. Parts de marché des différentes technologies photovoltaïques Utilisées (source Photon International) [4]

Le silicium est le plus abondant sur terre après l'oxygène (27,6%), il n'existe pas dans la nature à l'état libre. On le trouve principalement, sous forme de dioxyde, dans la silice et dans les silicates (feldspaths, kaolinite par exemple...). Son nom vient du latin *silex* – caillou. Antoine Lavoisier avait soupçonné son existence en 1787, mais il ne fut isolé, dans un état de pureté suffisant pour entreprendre son étude, qu'en 1823 par Jöns Jacob Berzelius. [33].

I.3.10.2 La silice : matière première d'une cellule photovoltaïque

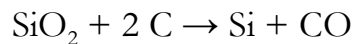
La silice est un composé chimique nommé aussi dioxyde de silicium, de formule chimique SiO_2 , elle se présente sous la forme d'un minéral dur. Dans la nature, on la trouve en grande quantité dans :

- Les roches sédimentaires détritiques (sables, grès),
- Les roches métamorphiques, (schistes, gneiss, quartzites) (Les *roches métamorphiques* sont formées par la recristallisation (et généralement la déformation) de roches sédimentaires ou de roches magmatiques sous l'action de la température et de la pression qui croissent avec la profondeur dans la croûte terrestre ou au contact d'autres roches.
- Les roches magmatiques.

L'extraction de la silice s'effectue dans des carrières de silice.

1- Extraction du silicium à partir de la silice

Le silicium (Si) est donc extrait de la silice (SiO_2) grâce à la réaction chimique simplifiée suivante :



Cette réaction se réalise dans un four à arc car elle nécessite de faire fondre la silice. La température du four peut atteindre 3000 °C. La puissance du four peut aller jusqu'à 30 MW, afin d'enclencher les réactions chimiques. En réalité, la réaction de réduction de la silice en silicium résulte d'un grand nombre de réactions chimiques intermédiaires.

Après cette opération, le silicium est obtenu sous forme liquide. Sa pureté est de 98 %. Il faut le purifier encore de plusieurs ordres de grandeur afin d'obtenir un matériau adéquate pour les applications photovoltaïques.

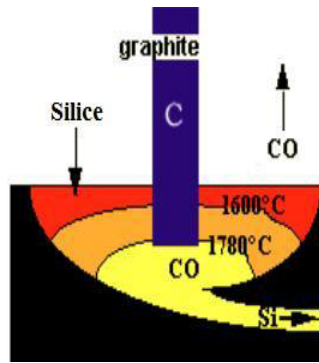


Figure I.17 Four à silicium

2-Purification du silicium :

Il s'agit, en partant du silicium métallurgique, de faire une purification chimique. De nombreux procédés ont été développés par les différents producteurs mondiaux de silicium. Au final, le procédé de purification aboutit à l'obtention de lingots de silicium purifiés à 99.99 % :

3- Obtention des lingots de silicium

Une fois l'étape de purification terminée, vient l'étape de cristallisation du silicium liquide. Le produit issu de cette étape est un lingot de silicium à l'état solide. Il existe deux grandes méthodes de cristallisation. La première permet d'obtenir du silicium polycristallin (composé de plusieurs cristaux). La deuxième permet d'obtenir du silicium monocristallin (composé d'un seul cristal).

• *Le silicium polycristallin :*

Le silicium liquide est mis dans un creuset en graphite. La technique est simple et peu énergivore. Le silicium polycristallin est obtenu par coulage en lingotière dans laquelle s'opère un refroidissement lent, de l'ordre de quelques dizaines d'heures. On obtient au final des lingots cubique. Cette forme est recherchée afin d'optimiser l'espace lorsque les plaquettes (obtenues par découpage en lamelles des lingots de silicium) seront placées en série sur un module photovoltaïque.

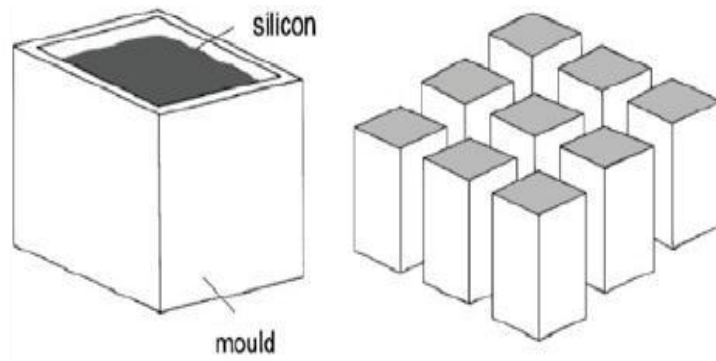


Figure I.18 *Mise en forme des lingots de silicium multicristallin*

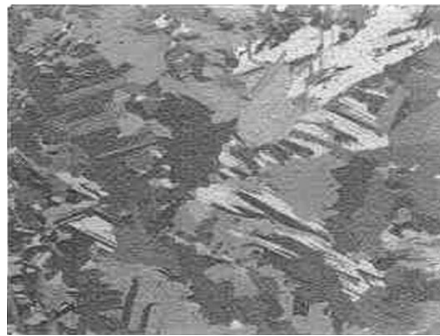


Figure I.19 *Plaque de silicium polycristallin*

Le silicium polycristallin présente une couleur grise. Il est constitué d'une mosaïque de cristaux monocristallins de silicium, d'orientation et de tailles différentes.

• ***Le silicium monocristallin***

Une des méthodes pour fabriquer du silicium monocristallin est la méthode dite de Czochralski. Le silicium est placé dans un creuset de quartz et maintenu liquide à l'aide d'éléments chauffants. Lorsque la surface est à la température limite de solidification, on y plonge un germe monocristallin. Le silicium se solidifie sur ce germe selon la même orientation cristallographique. On tire lentement le germe vers le haut, avec un mouvement de rotation, tout en contrôlant minutieusement la température et la vitesse.

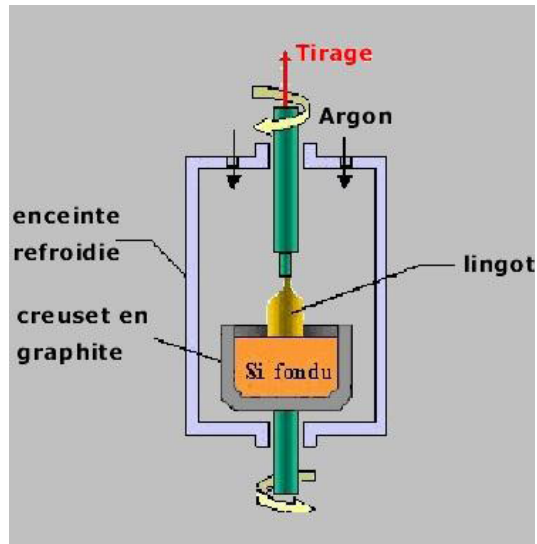


Figure I.20 *La méthode d'Czochralski*

Le silicium monocristallin ainsi obtenu, sous forme de lingots circulaires, est constitué d'un seul type de cristal et présente une couleur uniforme grise. Le silicium monocristallin, plus élaboré que le silicium polycristallin, présente un rendement (conversion de l'énergie lumineuse en énergie électrique) supérieure. Sa production demande cependant une plus grande dépense énergétique.

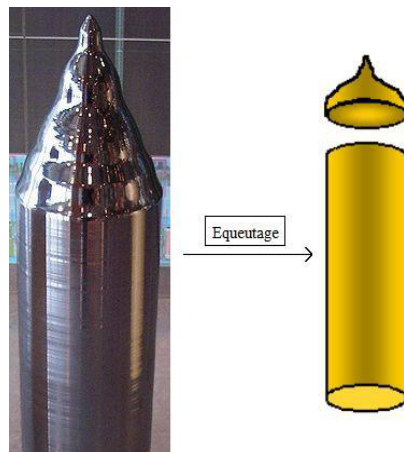


Figure I.21 *Tirage des lingots*

L'équeutage consiste à éliminer les extrémités du lingot soit mal cristallisées soit riches en impuretés. Les extrémités sont ensuite refondues pour le départ d'un nouveau cycle de production.

Lors du tirage, le diamètre du lingot varie légèrement ce qui constitue des ondulations à sa surface. Pour obtenir des plaquettes de même diamètre un polissage cylindrique est nécessaire.

4. Obtention des wafers photovoltaïques

Les lingots cylindriques (silicium monocristallin) ou parallélépipédiques (silicium polycristallin) de silicium obtenus à l'issue de l'étape de solidification sont ensuite sciés en fines plaques de 200 micromètres d'épaisseur qui sont appelées « wafers » (en anglais, "wafer" signifie "galette"). La coupe des lingots est effectuée par une scie à fil.

Compte-tenu de la faible épaisseur des tranches à découpées (300 μm), le principal problème du sciage est la perte de découpe. Afin de minimiser ces pertes, la solution technique retenue est la scie à fil. En effet, la perte de découpe (kerf) typique des scies à fil est de 200 μm à 240 μm , ce qui représente 55% de perte en moins par rapport aux scies à diamètre intérieur (perte de découpe de 310 μm à 350 μm).

Avec une scie à fil, il faut donc 570 μm de silicium pour produire une tranche de 350 μm . L'étape du sciage représente un élément déterminant dans le coût de la production des cellules photovoltaïques[34][35].

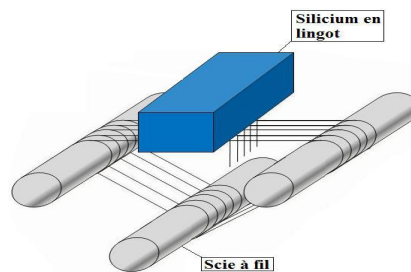


Figure I.22 *scie à fil*

I.3.10.3 *L'influence de la taille de grains du silicium sur le rendement*

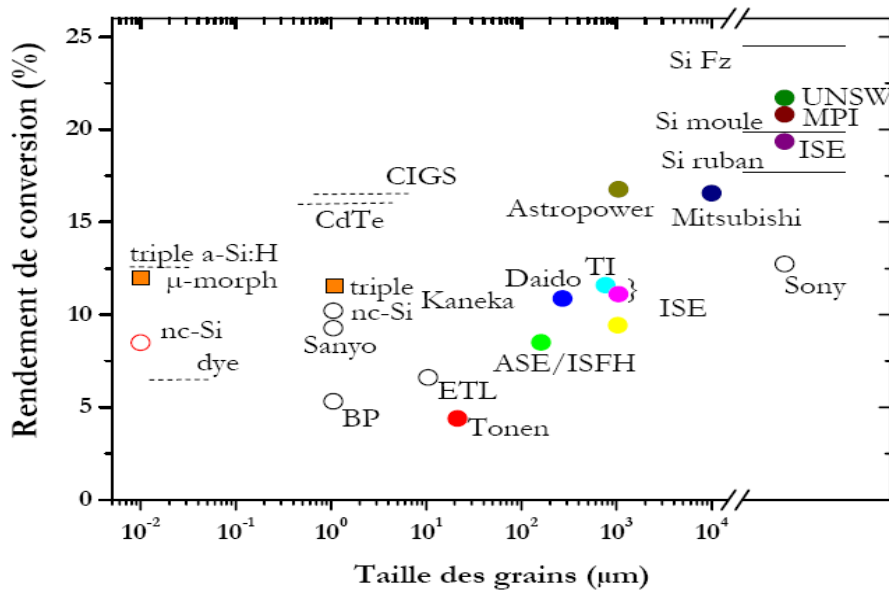


Figure I-23. Rendement de conversion de cellules photovoltaïques silicium en couches minces en fonction de la taille des grains (d'après 5)

Cependant, la structure granulaire limite le rendement comme le montre la figure I-23. La taille de grain du polysilicium joue un rôle dominant dans la détermination des propriétés électriques et photovoltaïques du silicium. Les joints de grain agissent en tant que pièges et centres de recombinaison. Si la taille de grain est petite, les porteurs rencontrent un plus grand nombre de joints de grains. Sachant que le joint de grains se comporte souvent comme piège pour les électrons, la résistance augmente, ce qui conduit à un léger échauffement de la cellule solaire[36].

I-4. Conclusion

Ce chapitre nous a permis d'aborder le fonctionnement et les caractéristiques d'une cellule photovoltaïque, ainsi que les contraintes relatives aux propriétés du matériau constitutif des cellules pour assurer un bon rendement de conversion. La présentation des différentes filières d'utilisation du silicium dans l'industrie photovoltaïque permet de saisir le potentiel offert par l'utilisation des couches minces : économie de matériau pour un rendement convenable.

Le but de ce travail est de faire la simulation d'une cellule photovoltaïque en couches minces à base de silicium polycristallin déposé sur un substrat économique (céramique) et de justifier la réduction du matériau utilisé.

Chapitre II

Filières et matériaux pour la conversion photovoltaïque

II.1 Introduction

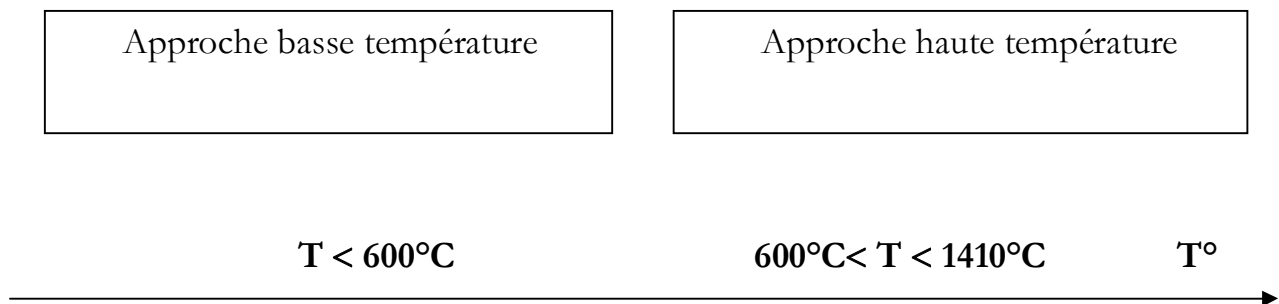
Pour la réalisation des cellules solaires en couche mince à base de silicium, deux voies technologiques sont exploitées. La première voie concerne l'épitaxie de la couche mince silicium sur substrat cristallin, la deuxième voie concerne le dépôt direct du silicium sur un substrat non silicium (Figure II.1). Un compromis entre la qualité du matériau est le coût de sa fabrication doit être trouvé. Dans un premier temps, la recherche s'est orientée vers la fabrication de cellules photovoltaïques basées sur du silicium microcristallin ($\mu\text{c-Si}$), avec une taille de grains $g < 1\mu\text{m}$, élaboré sur verre les rendements de conversion obtenus sont voisins de 10%. Dans un second temps, les études se sont dirigées vers l'utilisation de silicium polycristallin (poly-Si) à larges grains déposé sur des substrats résistants à haute température (graphite ou céramique). Les rendements de conversion sont alors de l'ordre de 15% (16,6% par exemple pour le procédé silicon Film™ développé par la société Astropower [37]). Ces substrats permettent en effet une plus haute température de dépôt donc une plus grande taille des grains.

En particulier le silicium polycristallin déposé sur un substrat adapté par une approche haute température apparaît être le matériau le moins coûteux à élaborer. Ce matériau est un semiconducteur dont les propriétés sont très facilement altérées par les impuretés (métalliques) et les défauts cristallographiques (dislocations, joints de grains, etc.) [38].

De ce fait, ce deuxième chapitre dans un premier temps présente l'ensemble des axes de recherche et un état de l'art entrepris dans la voie haute température pour la réalisation des couches minces Si-poly et de mettre en évidence les nombreuses difficultés que rencontre actuellement cette filière. Dans un second temps nous présenterons les différents défauts et impuretés présents dans la matrice du silicium polycristallin. Enfin nous décrirons les principaux phénomènes de recombinaisons des porteurs au sein du matériau en se focalisant sur les recombinaisons volumiques et surfaciques.

II.2 Filière haute température

Pour les applications photovoltaïques on peut distinguer entre deux familles de technique de dépôt de silicium selon que la température maximale de procédé utilisé permet l'emploi d'un substrat de verre ou pas [39]. La température maximale supportée par le substrat de verre se situe aux alentours de 600°C. Ce qui permet à la distinction entre la voix «basse température» et la voix «haute température» :



Par ailleurs, la réalisation des couches minces en silicium polycristallin sur substrats, avec une taille du grain importante, nécessite des températures assez élevées. De ce fait, la voie haute température reste privilégiée et elle fait l'objet jusqu'à ce jour de plusieurs travaux de recherche. La figure II-1 illustre l'ensemble des axes de recherche et de développement entrepris dans la voie haute température pour la réalisation des couches minces pc-Si.

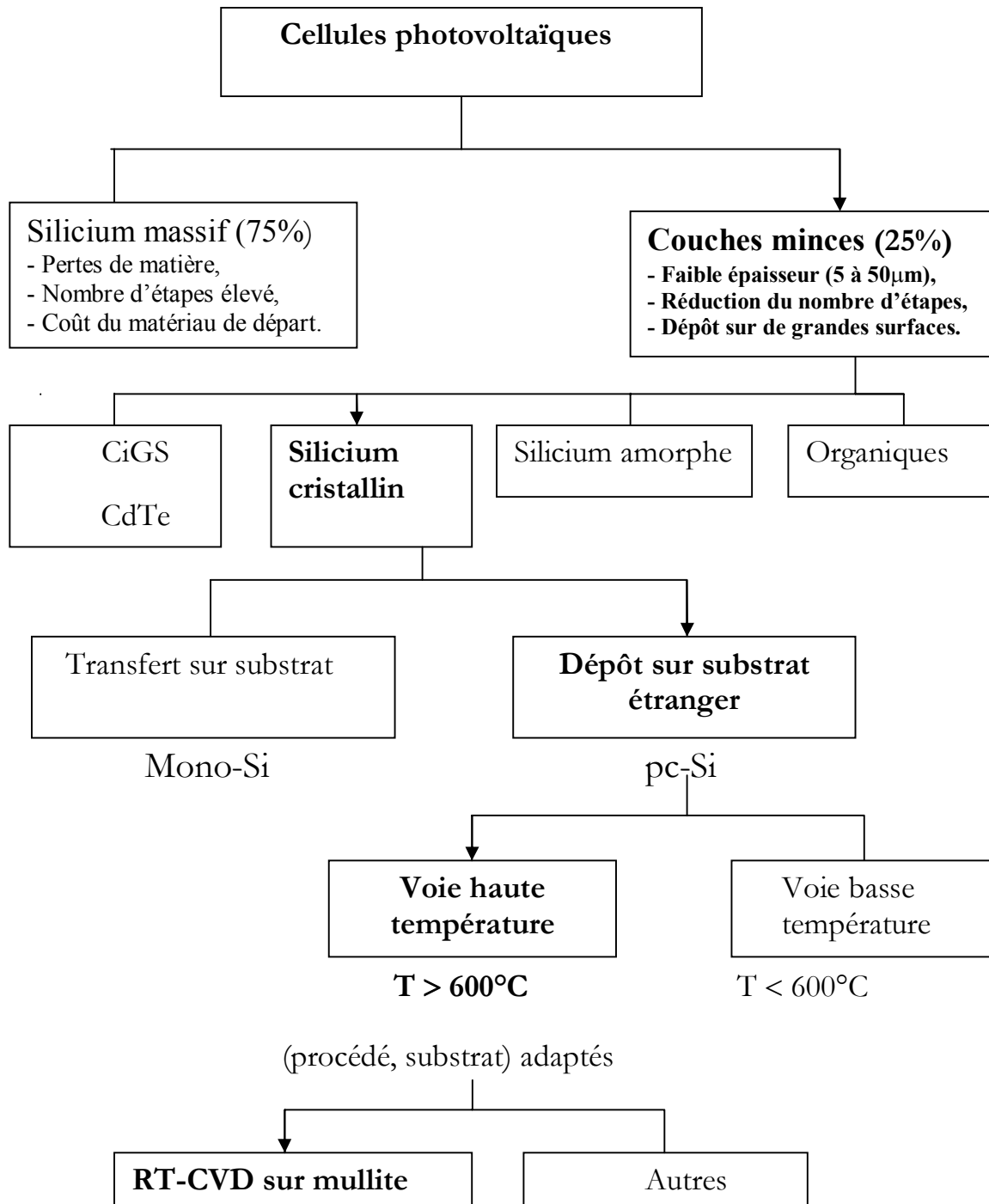


Figure II-1. Différents axes technologiques de la voie "haute température" développés pour la réalisation des couches minces de silicium polycristallin sur substrats.

Le but c'est de réaliser une couche mince de silicium avec des grains les plus grandes possible. Plus la température de dépôt est élevée, plus la taille de grain ou la cristallinité augmente. Donc on est obligés de choisir un substrat qui tolère les températures les plus élevées, jusqu'à la température de fusion de silicium (1410°C).

Les principaux résultats photovoltaïques obtenus dans la voie haute température sont regroupés dans le tableau II-1 pour différents types de procédés et structures.

Institution	Substrat	Procédé	Grains (μm)	η (%)
ISE/ASE (Germany)	Graphite	CVD+ZMR	1-3	9.3
Mitsubishi (Japon)	CZ-Si	CVD+ZMR	1-20	16
Motorola (Japon)	Mo	CVD+ZMR	1-3	12.8
Methodist Univ. (USA)	Graphite	CVD 1000 ⁰ C	1-5	1.4
Phase (FRA) IMEC(BEL)	SiO ₂	CVD 1050 ⁰ C	0.4	2.8
Astropower (USA)	Céramique	Non cité en référence	100	14.9

Tableau II-1. *Etat de l'art de la voie technologique haute température pour les cellules photovoltaïques en silicium polycristallin en couche mince ("ND" non disponible) [40]*

II-3. Problème liés à la filière haute température

Dans l'approche haute température, et à travers les étapes et procédés retenus pour l'élaboration des cellules en couches minces, plusieurs difficultés rencontrent cette filière liées notamment aux interactions entre le substrat et la couche de silicium polycristallin [41], parmi les :

II-3-1. Adhésion de la couche de silicium au substrat

L'une des contraintes majeures de ce type de procédé est la nécessité d'utiliser des substrats adaptés aux températures de dépôt. Ceux-ci devront de plus avoir une bonne résistance aux chocs thermiques, un coefficient d'expansion thermique suffisamment proche du silicium afin d'éviter les contraintes mécaniques qui interviennent dans la couche durant la phase de refroidissement, et qui conduisent à sa fissuration. Ces critères limitent le choix vers un substrat de type céramique (l'alumine, mullite, silice, graphite ou le carbure de silicium SiC), à haut point de fusion dont le coût est généralement élevé.

II-3-2. Contamination des couches par les impuretés du substrat

La deuxième source de problèmes pour les procédés haute température concerne la contamination de la couche mince de silicium par les impuretés du substrat durant l'étape de dépôt. Ce phénomène a été observé aussi bien pour des dépôts sur des substrats de type carbure [42] que pour des dépôts sur des substrats de type céramique [39]. Actuellement, il est possible d'atténuer cette contamination par la réalisation d'une barrière de diffusion, généralement de la silice ou du nitrure de silicium, qui permet de réduire de deux à trois ordres de grandeur la concentration des impuretés diffusées vers la couche de silicium. Néanmoins, ces barrières de diffusion, coûteuses et dans certains cas relativement compliquées à élaborer, ne sont plus actives à des températures supérieures à 1000°C.

II-3-3. Confinement optique de la lumière incidente

La réduction de l'épaisseur des couches à quelques dizaines de microns nécessite le confinement optique de la lumière incidente. Ceci est réalisé par le dépôt d'une couche antireflet sur la face avant de la cellule et l'utilisation d'un substrat réflecteur en face arrière. Parmi les différents matériaux résistants aux hautes températures, seuls l'alumine ou la mullite blanche ont la particularité de réfléchir la lumière de façon diffuse, ce qui favorise son piégeage dans la couche mince de silicium.

II-3-4. Coût du substrat

En plus des critères physico chimiques, présentés ci-dessus, les couches minces doivent être réalisées sur des substrats de faible coût et disponibles sur le marché. Différents substrats répondant à ces deux critères sont actuellement utilisés, à haute température, certains substrats comme l'alumine, le graphite ou la mullite sont bon marché mais provoquent une contamination des couches déposées. L'ensemble des éléments présentés ci-dessus montrent ainsi que la réalisation des cellules en couches minces devra se faire selon un compromis entre la qualité du matériau déposé et le prix final de la cellule.

II-4 Propriétés du silicium polycristallin

II-4-1 Généralités

Le silicium polycristallin est un matériau solide constitué de cristallites (grains) séparées les unes des autres par des joints de grain (figure II-2). A l'intérieur de chaque cristallite, les atomes sont rangés de façon périodique et similaire à celle du silicium monocristallin.

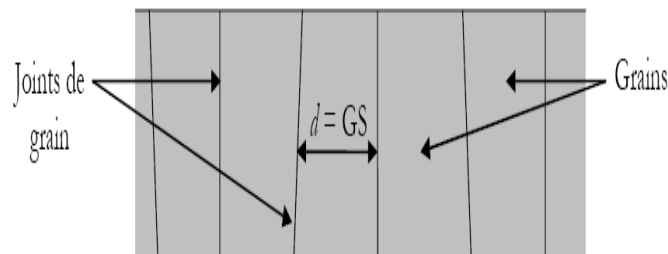


Figure II-2. Vue générale du silicium polycristallin

La taille de grains est un paramètre très important du silicium polycristallin. La modélisation des propriétés de transport et de recombinaison dans le silicium polycristallin suppose généralement que tous les grains ont la même taille d . Cette dimension appelée taille de grains permet d'une façon globale de différencier différents types de silicium polycristallin :

Silicium	Monocristallin	Multicristallin	Polycristallin	Nanocristallin	Polymorphe	amorphe
Notation	Mono-Si	mc-Si	pc-Si	nc-Si	μ-morph Si	a-Si
d	∞	0.5-30mm	0.5-100μm	10-200 nm	10-500Å +a-Si	-

Les tailles de grains dans le cas du dépôt CVD à haute température sur substrat étranger sont de l'ordre de 0.1 à 20μm.

II-4-2. Les défauts cristallins dans le silicium

II-4-2-1. Interaction des impuretés et défauts

La densité de défauts cristallins conditionne la qualité du silicium, et par suite ses propriétés photovoltaïques. On peut regrouper les défauts cristallins dans quatre grands ensembles :

- Défauts ponctuels : ils se présentent comme un écart localisé à la périodicité de la matrice cristalline. Les défauts ponctuels peuvent par exemple être des atomes d'impuretés, des lacunes ou des interstitiels. Ces défauts sont susceptibles de s'associer pour former des défauts ponctuels complexes (paire de lacunes par exemple).
- Défauts linéaires ou dislocations: elles apparaissent lors d'une croissance du matériau hors des conditions d'équilibre. Sous les conditions d'équilibre, seuls des défauts ponctuels sont en effet à même d'être créés.
- Défauts plans: ces défauts sont soit des fautes d'empilement, soit des joints de grains dans le cas d'un matériau polycristallin.
- Défauts volumiques: précipités et vides constituent les principaux défauts volumiques. Sur la fig. **II-3**. sont regroupés les différents défauts cristallins.

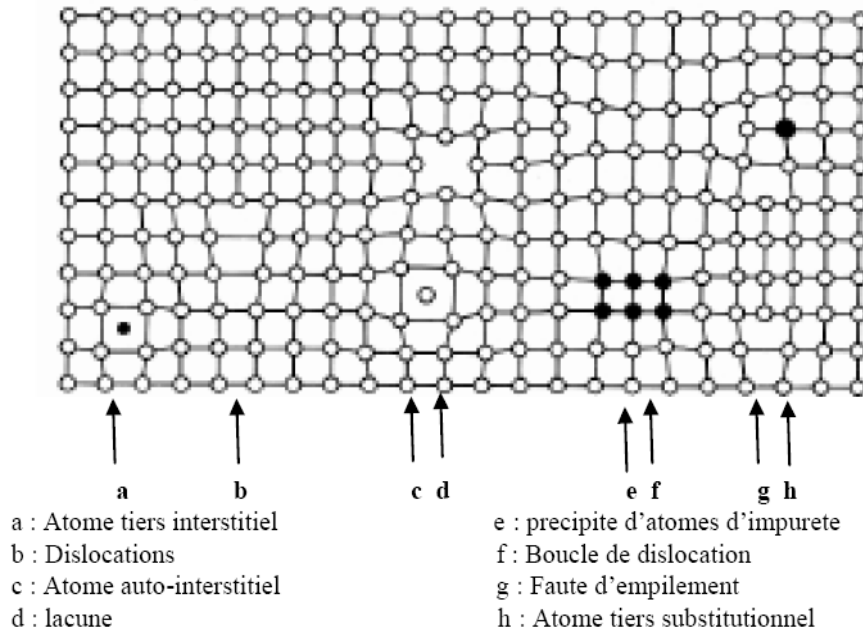


Figure II-3. *Les différents défauts cristallins présents dans une matrice cristalline [43]*

La difficulté de compréhension des propriétés et des mécanismes de formation de chaque défaut vient du fait que le silicium multicristallin avec sa structure compliquée, dans laquelle les défauts natifs, les dopants, les impuretés, et les défauts de structure réagissent entre eux et s'influencent mutuellement. Ces interactions complexes sont données sur la figure II-4.

L'identification des défauts dans le silicium multicristallin reste inévitable pour l'étude des cellules solaires. Ces défauts qui contrôlent les propriétés électriques du matériau peuvent être associés à des défauts de structures (comme les joints de grains, dislocations défauts d'empilement et des micros précipités) ou des impuretés. Donc, il est important de trouver non seulement les défauts électriquement actifs et dominants mais aussi de comprendre leurs natures chimiques et identifier les facteurs qui affectent leur formation et leurs propriétés de recombinaisons [44], [45].

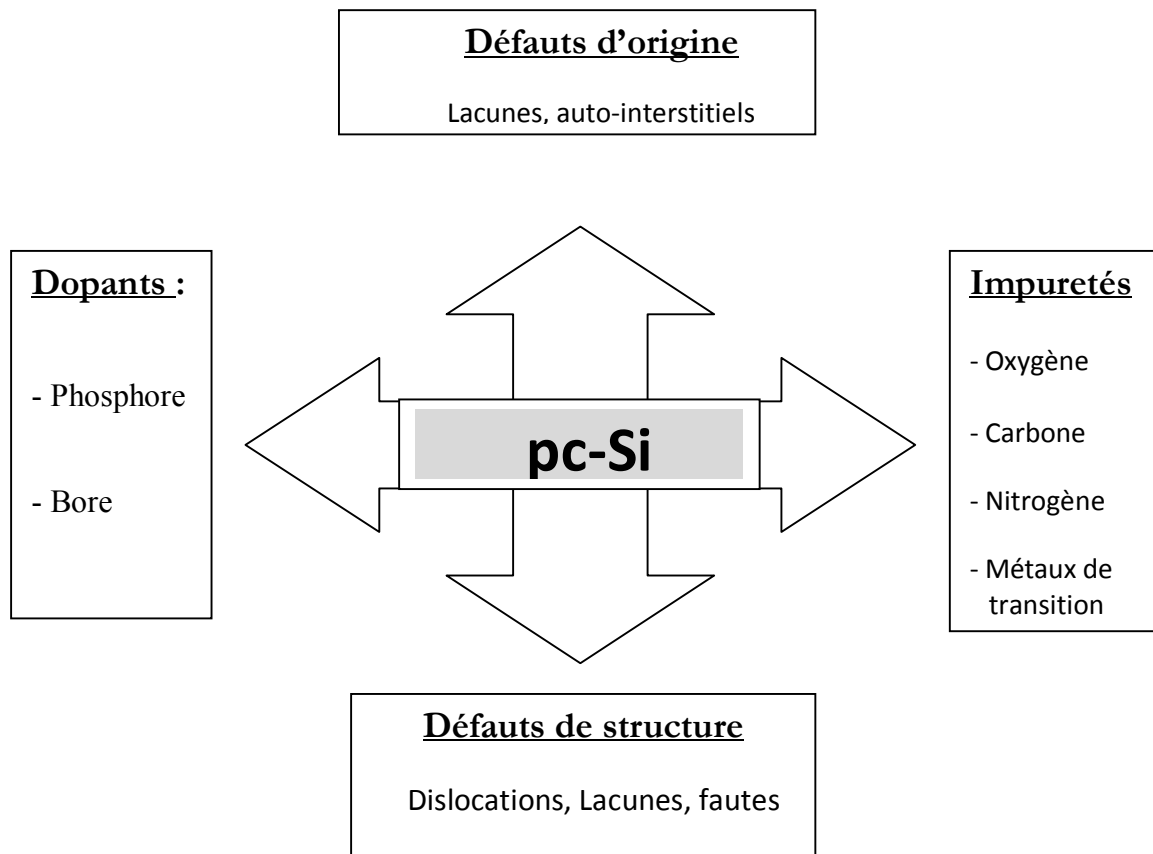


Figure II-4. Représentation des différents types de défauts dans le silicium polycristallin [46]

II-4-2-2. Défauts natifs

Les plus communément types de défauts cristallin sont les défauts ponctuels natifs (lacunes, auto-interstitiels et leurs complexes). L'origine de ces défauts a été un thème important des recherches dans le passé, ces défauts sont formés via les interactions des lacunes et les autos interstitiels avec l'oxygène, et que leur formation est déterminée par les conditions d'élaboration du matériau [47].

II-4-2-3. Impuretés non métalliques (oxygène et carbone)

Le carbone et l'oxygène agissent indirectement sur les propriétés photoélectriques du matériau en se précipitant dans les zones très disloquées ou en s'associant à d'autres impuretés [48]. L'oxygène est introduit dans le silicium du creuset en quartz. Une grande fraction de l'oxygène interstitiel incorporé au cristal précipite durant le refroidissement du lingot ou durant les traitements thermiques ultérieurs des

échantillons. Les études récentes ont montré que l'oxygène et le carbone sont en fait les principales impuretés dans le silicium multicristallin. Les concentrations de l'oxygène sont à peu près comparables à ceux dans le silicium monocristallin, alors que les concentrations du carbone sont assez fortes dans le silicium multicristallin. En plus l'oxygène et le carbone peuvent précipités au niveau des joints de grains et des dislocations et ainsi changé leurs comportements électriques. Ces impuretés peuvent aussi avoir un impact sur les recombinaisons en volume et sur les propriétés de la jonction PN.

II-4-2-4. Impuretés métalliques et leurs complexes

Le silicium polycristallin est caractérisé par une significative concentration d'impuretés métalliques due à la mauvaise qualité du silicium utilisé comme matériau de base pour l'élaboration du matériau. Une contamination par les impuretés métalliques rencontrées durant les traitements à hautes températures est aussi possible. Elles existent sous différents d'états de charge, occupant à la fois des sites substitutionnels et interstitiels dans le réseau cristallin [49]. Ces défauts sont caractérisés par un grand coefficient de diffusion et peuvent facilement diffusés a travers l'échantillon et atteindre la zone de charge d'espace dans des concentrations assez forte qui peuvent atteindre 10^{14}cm^{-3} et ainsi produire des niveaux profonds. Les impuretés métalliques peuvent agir comme centre de recombinaison puissant où peuvent précipités au niveau des défauts cristallographiques. Ainsi si les défauts sont présents près de la jonction, ceci résulte en une forte dégradation de la tension V_{oc} de la cellule. Il est alors absolument nécessaire d'éliminer ou de déplacer ces impuretés métalliques des régions actives du composant et les rendre électriquement inactifs.

La création intentionnelle de sites de piégeages pour piéger ces impuretés est communément appeler effet getter ou le gettering. Le développement des techniques de gettering efficaces repose sur la compréhension des propriétés physiques fondamentales des métaux de transitions. Certaines techniques employant une diffusion à l'aluminium Al ou au phosphore P et sont classifiées comme mécanisme de gettering extrinsèque et qui largement utilisé durant le processus de fabrication des cellules solaires [50].

Dans la suite de ce chapitre nous nous concentrons sur la compréhension de l'activité électrique des défauts cristallins et leur impact sur les performances des cellules solaires.

II-4-2-5. *Activité électrique des défauts étendus*

Comme mentionner auparavant, le silicium polycristallin est caractérisé par plusieurs défauts étendus. Ainsi, l'utilisation du silicium polycristallin pour la fabrication des cellules solaire nécessite une étude soigneuse de ces défauts avec une considération de leurs propriétés structurale et électrique. Les plus communément types de défauts étendus dans le silicium polycristallin sont les dislocations et les joints de grains dont les propriétés sont associés à leur interactions avec une variété d'autres formes de défauts, en particulier avec les impuretés qui ségrégent au niveau de ces derniers et changer leurs comportement électrique [51].

II-5. Effet des joints de grains sur les performances des cellules solaires

Le joint de grains est défini comme la limite entre deux grains monocristallins voisins ayant chacun une orientation cristallographique bien définie. Par ailleurs, les joints de grain ont une structure très complexe. Ils sont formés d'un amas d'atomes désordonnés et décalés par rapport aux réseaux cristallins des grains adjacents. En outre, ils peuvent contenir un nombre important de défauts qui affectent considérablement le transport des porteurs et la diffusion des dopants dans le silicium polycristallin.

En général, les défauts localisés dans les joints de grain sont de deux types : Intrinsèques et extrinsèques[38]. Les défauts intrinsèques se présentent sous la forme de liaisons pendantes ou de queues de bandes. En effet, par exemple, pendant le dépôt chimique en phase vapeur de la couche polycristalline, une rupture de la périodicité du réseau cristallin se produit et engendre des liaisons interatomiques non satisfaites, appelées "liaisons pendantes". Ces liaisons constituent des pièges pour les porteurs de charges et elles introduisent des niveaux profonds dans la bande interdite du silicium polycristallin, avec une distribution des états d'interface UM (figure II-5).

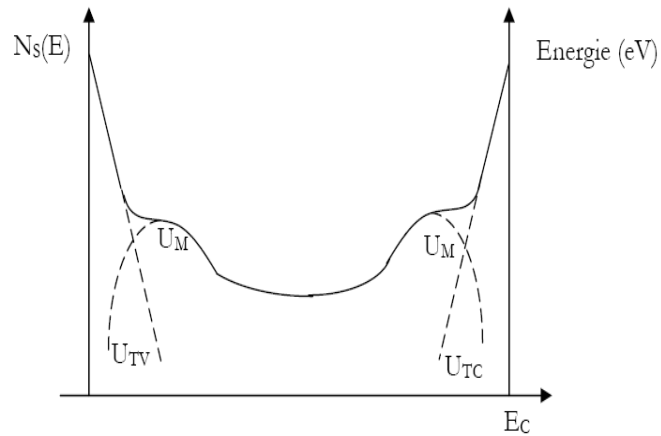


Figure II.5 *Distribution des états d'interface en forme de U introduite par les défauts intrinsèques localisés aux joints des grains.*

Par ailleurs, des contraintes se présentent à la surface latérale des grains et provoquent une distorsion des liaisons inter-atomiques. Ceci réduit la largeur de la bande interdite en introduisant des états pièges localisés au voisinage de chacune des bandes de conduction et de valence [52]. Ces états d'interface sont appelés “queues de bande”. Leurs distributions notées U_T , additionnées à la distribution des états des liaisons pendantes donne une distribution des états d'interface introduits par les défauts intrinsèques $N_s(E)$ en forme de U localisée aux joints des grains (figure II-5).

En revanche, les défauts extrinsèques sont liés à la précipitation des impuretés intentionnelles (dopants) ou non intentionnelles (chimiques et organiques) dans les joints de grain. L'interaction des états introduits à la fois par les défauts extrinsèques et intrinsèques donne lieu à un phénomène de ségrégation des dopants [53]. Ceci signifie que la quantité effective des dopants en volume est réduite. De plus, la partie perdue est électriquement inactive et elle ne contribue plus à la conduction.

Les joints de grains agissent comme des pièges pour les porteurs minoritaires et comme une barrière de potentiel pour les majoritaires, ce qui constitue la pire des combinaisons car ainsi ils diminuent le photo-courant, augmentent le courant d'obscurité ainsi que la résistance série. Il semblerait donc que les matériaux polycristallins soient inutilisables pour la conversion photovoltaïque. En fait il n'en est rien, car tout dépend de la taille des grains, de leur orientation, de la profondeur de la jonction et de la longueur de diffusion des porteurs minoritaires. [54] [55].

II-6 Propriétés optiques

La présence de défauts cristallins tels que les joints de grain ou les dislocations introduit une absorption plus importante dans le silicium polycristallin que dans le mono-Si. Cette propriété est illustrée sur la figure II-6.

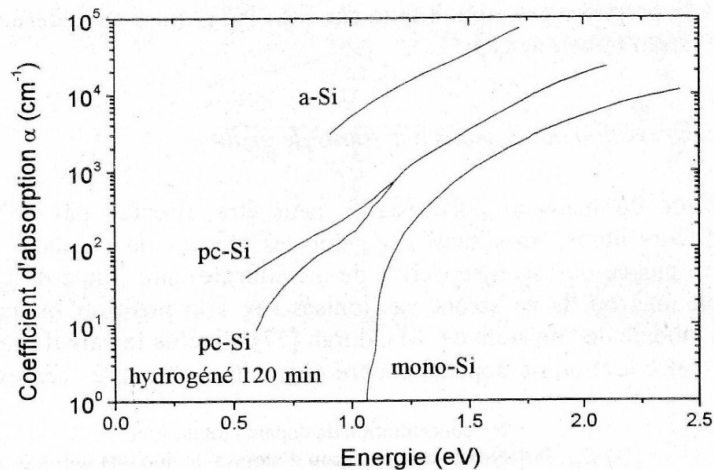


Figure II-6. Influence des défauts cristallins sur les propriétés d'absorption dans le Silicium. La taille de grain du poly-Si est $d \approx 30-50$ nm [56].

Les spectres d'absorption de la fig. I-1 présentent une zone d'absorption bande à bande ($h\nu > 1.2$ eV), une étroite région exponentielle ($1.05 < h\nu < 1.2$ eV) et un coude d'absorption à $h\nu < 1.05$ eV sous le gap. Dans la zone centrale, le gap mesuré dans le silicium poly-Si est inférieur au gap au mono-Si ($E_G = 1.2$ eV) en raison de la présence de queues de bandes en fonction exponentielle au niveau des joints de grains. Dans ce poly-Si à petits grains, le gap mesuré correspond ainsi à celui au joint de grain ($E_G = 1$ eV). La passivation des états de queue de bande par introduction d'hydrogène atomique permet de remonter sensiblement le gap. L'absorption sous le gap ($h\nu < 1.05$ eV) est due à la présence de liaisons pendantes (aux joints de grains, ou dislocations) et également sensible à une passivation par l'hydrogène. Finalement, au-dessus de 1.25 eV, le désordre cristallin au niveau des joints de grains permet de transitions optiques qui sont interdites dans le cristal et l'absorption est alors gouvernée par celle au joint de grain.

Dans le silicium polycristallin l'absorption de la lumière pourra être distinguée selon deux domaines de longueurs d'ondes :

- Pour $h\nu > 1.3 \text{ eV}$ ($\lambda < 950 \text{ nm}$), l'absorption sera égale à celle dans le mono-Si,
- Pour $1.1 < h\nu < 1.2 \text{ eV}$ ($\lambda \approx 1000 \text{ nm}$ à 1300 nm), les queues de bande pourront donner lieu à une absorption plus élevées que dans le mono-Si. Dans cette gamme de longueur d'onde, l'absorption par les porteurs libres peut également contribuer à augmenter l'absorption de façon significative.

II-7. Mécanismes de recombinaison et durée de vie des porteurs minoritaires dans le silicium polycristallin

Les propriétés de transport des porteurs minoritaires à savoir la durée de vie, la vitesse de recombinaison en surface et la longueur de diffusion jouent un rôle important dans la détermination des performances de cellules photovoltaïques. Dans le cas du silicium polycristallin, ces propriétés dépendent non seulement de la qualité cristalline, de la pureté et des dimensions du grain, du dopage mais aussi et surtout de l'activité électrique des joints de grain.

A) Durée de vie des porteurs minoritaires

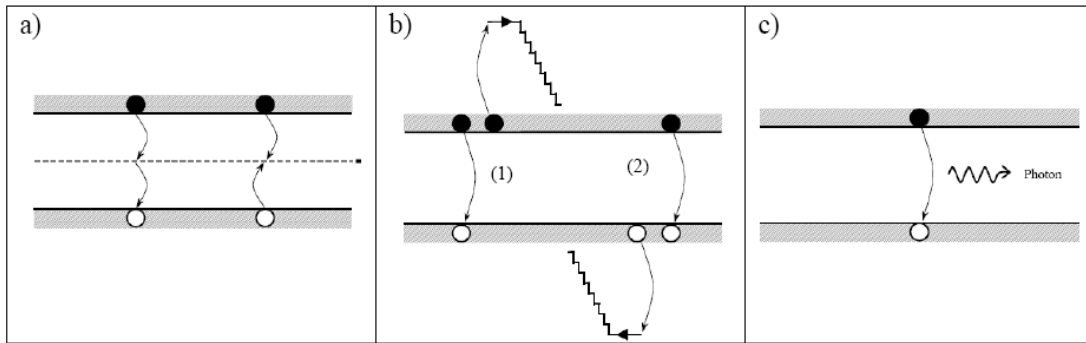
Le dopage du silicium (p ou n) étant en général supérieur au taux de photogénération (régime de basse injection), les porteurs minoritaires (électrons dans un matériau de type p et trous dans un matériau de type n) sont métastables et n'existeront en moyenne que pour un temps égal à la durée de vie τ . Elle correspond au temps moyen entre la création d'une paire électron-trou et sa recombinaison.

Les principaux mécanismes de recombinaison des porteurs de charge libres dans les semiconducteurs sont : (i) les mécanismes de recombinaison via les centres profonds (ou recombinaison Shockley-Read-Hall, SRH) introduits par les défauts cristallins (ponctuels, linéaires, 2D et 3D) et les atomes impurétés (en insertion ou en substitution), (ii) les recombinaisons radiatives ou bande à bande et (iii) les recombinaisons Auger (figure II-7). Dans les semiconducteurs à gap indirects comme le silicium cristallin les recombinaisons sont, principalement, de type SRH et Auger.

A ces trois mécanismes de recombinaison, on peut ajouter les recombinaisons de type SRH à la surface ou, tout simplement, recombinaisons en *surface* par opposition aux recombinaisons (SRH, radiatives et Auger) qui ont lieu dans le *volume*. A chaque mécanisme de recombinaison des porteurs de taux U_R est associée une durée de vie τ par la relation [57,58] :

$$U_R = \frac{\Delta n}{\tau} \quad \text{II.1}$$

Avec Δn : concentration de porteurs en excès. La neutralité électrique du matériau étant conservée, on a : $\Delta n = \Delta p$.



FigureII-7. Schémas représentant les différents mécanismes de recombinaison au sein du silicium
 a) Recombinaison SRH ; b) Recombinaison Auger, l'excès d'énergie peut être transféré à un électron (1) ou à un trou (2) ;c) Recombinaison radiative.

La recombinaison peut se dérouler selon plusieurs mécanismes notée U_i on a :

$$U_R = \sum U_i \quad \text{d'où} \quad \frac{1}{\tau_{eff}} = \sum \frac{1}{\tau_i} = \frac{1}{\tau_{SRH}} + \frac{1}{\tau_{rad}} + \frac{1}{\tau_{Auger}} \quad \text{II.2}$$

Dans le cas de silicium polycristallin, il est commode de prendre en compte la recombinaison dans le grain (caractérisé par une durée de vie τ_g), la recombinaison aux joints de grain (caractérisé par une durée de vie τ_{jg}), et la recombinaison en surface (τ_s).

1- **Dans le grain** : assimilé à du silicium monocristallin, les principaux mécanismes de recombinaison sont: la recombinaison Shockley-Read-Hall (τ_{SRH}) liée à des impuretés métallique par exemple, la recombinaison radiative bande à bande (τ_{rad}) et la recombinaison Auger (τ_{Auger}) [59]. Dans le cas ou ces mécanismes sont indépendantes entre eux, la durée de vie totale (ou effective) dans le grain supposé homogène est définie par l'équation suivante :

$$\frac{1}{\tau_g} = \frac{1}{\tau_{RSH}} + C_{rad}N + C_{Aug}(N)^2 \quad \text{II.3}$$

Les valeurs pour le coefficient de recombinaison radiative C_{rad} sont de l'ordre de $1.10^{-14} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$. Les valeurs pour les coefficients Auger C_{Auger} sont de l'ordre de $1,8.10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ pour un silicium de type n et de l'ordre de $9,9.10^{-32} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ pour un silicium de type p [60].

Dans le cas du silicium monocristallin, les recombinaisons radiatives sont négligeables à cause du gap indirect du silicium. En revanche, les recombinaisons Auger n'interviennent qu'aux forts niveaux de dopage ($N > 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) à cause du changement important du taux de transitions inter-bandes (figure II-7).

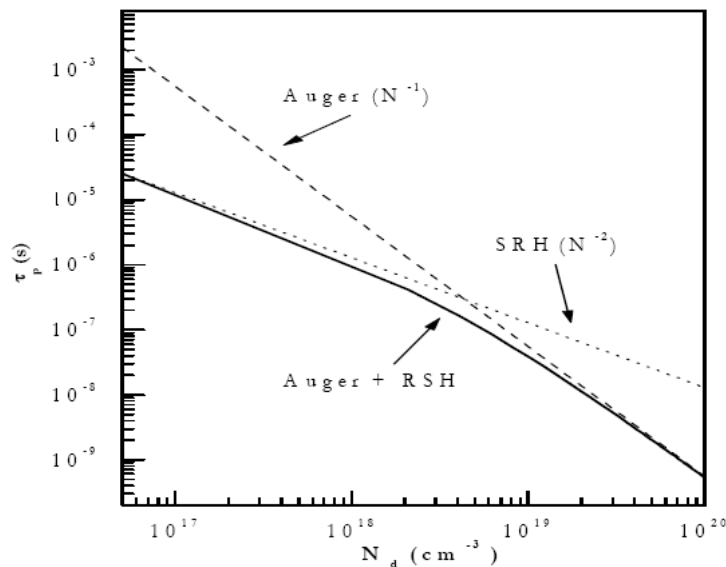


Figure II-7. Influence du dopage sur les durées de vie Auger et SRH dans le volume du silicium monocristallin [61]

Aux faibles niveaux de dopage ($<10^{16} \text{ cm}^{-3}$), la durée de vie est limitée par la recombinaison RSH (par pièges) et elle varie linéairement avec l'inverse du niveau de dopage [61]. En revanche, la recombinaison Auger prédomine aux forts niveaux de dopage ($N > 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) et elle réduit rapidement la durée de vie. En effet, comme l'illustre la figure II-10, le mécanisme de recombinaison Auger est proportionnel au carré du dopage et il intervient surtout dans les zones fortement dopées de la cellule photovoltaïque comme l'émetteur (n^+) ou la zone de champ de surface arrière (p^+).

2- Dans les joints de grains et en surface: La présence des défauts localisés dans les joints des grains introduisent des niveaux pièges E_T situés dans la bande interdite du silicium. Ces défauts peuvent jouer le rôle de pièges à électrons (ou à trous) qui piègent momentanément les électrons (les trous) avant de les renvoyer vers la bande de conduction (la bande de valence) ce qui influence la conductivité du semiconducteur. Par conséquent, les joints des grains ou les surfaces recombinantes sont considérés comme une interface vers laquelle les porteurs minoritaires diffusent et se recombinent, ce qui fait intervenir le coefficient de diffusion dans le grain D_n ainsi que la géométrie du grain (en particulier la taille de grain d).

D'après le modèle du filament rectangulaire introduit par Shockley [62], la durée de vie effective τ_{eff} mesurée est composée de deux durées de vie, l'une en volume τ_g et l'autre en surface τ_s . En supposant que les recombinaisons dans le grain et au joint de grain sont découplées alors l'expression de cette durée de vie est donnée par l'équation suivante :

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_g} + 2D_n b_0^2 \quad \text{II.4}$$

Où b_0 est un coefficient qui satisfait l'équation suivante:

$$\frac{b_0 \cdot GS}{2} \tan \left[\frac{b_0 \cdot GS}{2} \right] = \frac{S_{jg} \cdot GS}{4D_n} \quad \text{II.5}$$

Dans le cas du silicium polycristallin, la surface recombinante considérée est le joint de grain puisque la largeur du grain est très inférieure à sa hauteur. Dans l'hypothèse où ($S_{jg} \cdot GS \ll 4Dn$), nous avons $b_0^2 \approx S_{jg} / GS \cdot Dn$ d'où l'expression:

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_g} + \frac{1}{\tau_{jg}} \quad \text{avec} \quad \tau_{jg} = \frac{GS}{2S_{jg}} = \frac{GS}{2\sigma_c N_T v_{th}} \quad \text{II.6}$$

D'après cette expression, la durée de vie dans le silicium polycristallin est proportionnelle à la taille de grain, et inversement proportionnelle à la densité d'états ionisés aux joints des grains N_T . La figure II-8 illustre l'influence considérable de la taille de grains sur la durée de vie effective dans le silicium polycristallin, d'après le modèle de Ghosh [63].

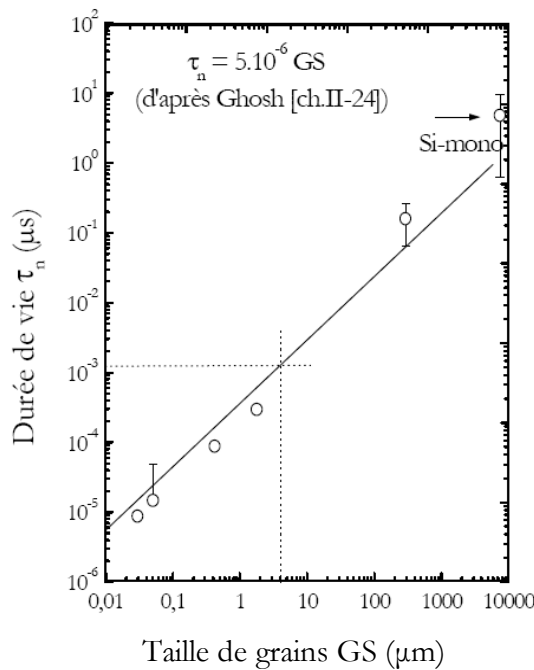


Figure II-8. Influence de la taille de grains sur la durée de vie effective dans le silicium polycristallin (D'après ghosh).

D'après ces données, dans du silicium polycristallin dont la taille de grain est inférieure à 10 μm , la durée de vie est inférieure à 5ns. Ces faibles valeurs ainsi que leur dépendance linéaire avec d traduisent le fait que la durée de vie est entièrement contrôlée par la recombinaison aux joints de grains. La relation empirique déduite par Ghosh est donnée par : $\tau_{eff} = 5.10^{-6} d$, avec τ_{eff} en μs et d en μm . On peut ainsi déduire une vitesse de recombinaison S_{jg} effective moyenne égale à $S_{jg} = 10^5 \text{ cm}^2/\text{s}$, qui correspondrait au silicium polycristallin avec des joints de grains non passivés.

B) Vitesse de recombinaison aux joints des grains

La vitesse de recombinaison au niveau du joint de grain, S_{jg} est donnée par :

$$S_{jg} = \frac{U_s}{\Delta p} \quad (\text{silicium de type n})$$

$$S_{jg} = \frac{U_s}{\Delta n} \quad (\text{silicium de type p})$$

Le calcul de la vitesse de recombinaison au joint de grain nécessite la connaissance détaillée de la distribution de $N_s(E)$ et il est souvent compliqué. En général, il est approché par l'expression suivante :

$$S_{jg} = \sigma v_{th} N_T \quad \text{II.7}$$

Où σ est la section efficace de capture (cm^2), v_{th} est la vitesse thermique et N_T est la densité d'états d'interface effectivement actifs.

Dans cette expression, la vitesse de recombinaison est directement proportionnelle à la densité des états d'interface ionisés. Sa valeur maximale est fixée par la vitesse thermique des porteurs:

$$v_{th} = \left(\frac{3KT}{m^*} \right)^{\frac{1}{2}} \approx 10^7 \text{ cm / s } \text{ à } 25^\circ\text{C}.$$

Le modèle de Card prévoit que la vitesse de recombinaison aux joints de grains augmente de façon monotone avec N_T , avec le niveau d'injection et avec le dopage de base. Par ailleurs, en considérant dans le cas du régime stationnaire que les courants de recombinaison aux joints des grains et dans les grains sont égaux, le modèle de D. P. Bhatt prévoit un maximum de la vitesse de recombinaison aux joints des grains en fonction du dopage, pour une taille de grain donnée. Ceci est illustré sur la Fig. II-9.

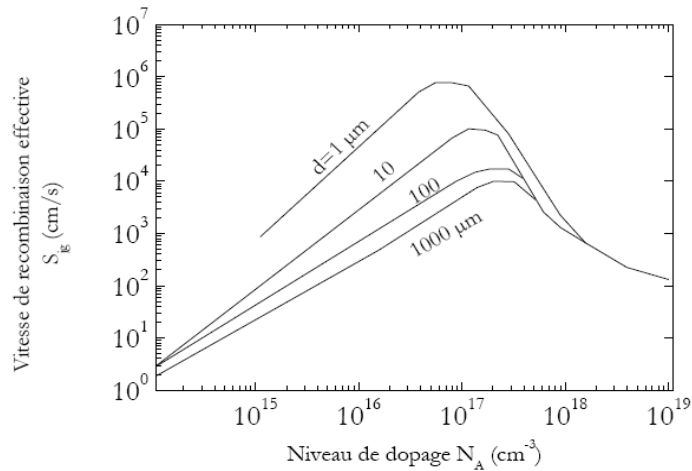


Figure II-9. *Vitesse de recombinaison aux joints de grain en fonction du dopage pour différentes tailles de grain [64].*

D'après ce modèle, la vitesse de recombinaison est d'autant plus élevée que le grain est petit. L'activité recombinante des joints des grains atteint un maximum en fonction du niveau de dopage. Afin d'éviter cette recombinaison très néfaste, nous devons choisir selon la taille de grains, un dopage soit plus faible soit plus élevé que celui où se situe le maximum.

C)- Longueur de diffusion des porteurs minoritaires

La longueur de diffusion des porteurs minoritaires (L_p dans un matériau de type n et L_n dans un matériau de type p) peut être vue comme la distance moyenne qu'un porteur excédentaire peut parcourir avant qu'il ne soit perdu par recombinaison et elle est exprimée dans le cas du silicium de type p par :

$$L_n = \sqrt{D_n \tau_n} \quad \text{II.8}$$

Où D_n est le coefficient de diffusion et τ_n est la durée de vie.

La longueur de diffusion L_n est généralement comparée à l'épaisseur de la cellule photovoltaïque : Les porteurs photogénérés suffisamment proche de la zone de collecte seront collectés tandis que ceux générés au-delà seront perdus. On voit la nécessité d'une longueur de diffusion L_n élevée. Cependant, l'efficacité de collecte peut être facilitée par la diminution de l'épaisseur de la cellule. Un atout

supplémentaire des cellules en couches minces est donc permettre caractérisé par une faible longueur de diffusion L_n , ce qui offre une tolérance plus élevée vis à vis de la qualité du matériau. La longueur de diffusion est inhérente à la durée de vie des porteurs minoritaires et elle varie sur plusieurs ordres de grandeur.

La figure II-10 montre la variation de la longueur de diffusion en fonction du dopage, dans du silicium polycristallin caractérisé par une taille de grain $GS=5 \mu\text{m}$ et une durée de vie $\tau_g=10 \text{ ns}$.

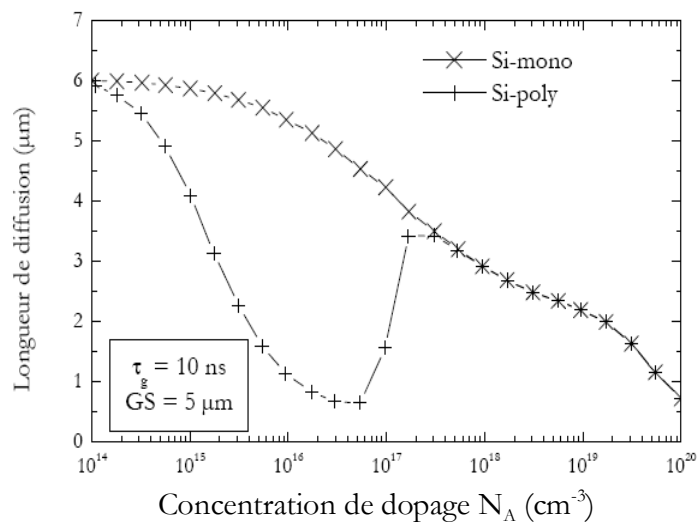


Figure II-10. Variation de la longueur de diffusion en fonction du niveau de dopage (D'après Edminston [65]).

Par rapport à la longueur de diffusion dans le silicium monocristallin, l'influence de la recombinaison aux joints des grains dans le silicium polycristallin se traduit par un minimum aux alentours de $4 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ (qui correspond au pic de la vitesse de recombinaison en fonction du dopage). Pour des dopages plus élevés, la longueur de diffusion ($N_A > 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) est dégradée par effet Auger. Il semble donc que l'optimum en fonction du dopage se situe autour de $2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ à 10^{18} cm^{-3} , c'est-à-dire un dopage suffisamment élevé pour éviter le pic de recombinaison aux joints de grains, mais dans une gamme où l'effet Auger n'est pas trop influent. Pour ces raisons, le dépôt de silicium doit être réalisé avec un niveau de dopage de cet ordre. D'autres paramètres tels que la taille de grain, la pureté de silicium et la passivation des états d'interface permettront d'améliorer la longueur de diffusion, qui est un paramètre crucial dans le dispositif photovoltaïque[39].

II-8. Conclusion

La réalisation de cellules photovoltaïques à base de silicium polycristallin en couche mince est généralement obtenue soit par transfert d'une couche mince sur substrat cristallin la quelle en suite est transférée vers un support soit par dépôt direct du silicium sur un substrat adapté au procédé de dépôt utilisé. Pour les applications photovoltaïques, un compromis entre la qualité du matériau est le coût de sa fabrication doit être trouvé. Dans ce contexte, le procédé de dépôt à haute température correspond à l'objectif de réduction des couts de production. En particulier, la recherche est orientée vers le silicium polycristallin, car il présente l'avantage d'un coût de revient relativement bas, en plus d'une grande facilité de dépôt en couches minces.

Ce matériau généralement à un petit ou moyen grain de l'ordre de (0.1-2 μ m) caractérisé par la présence de défauts cristallographiques comme les joints de grains et les dislocations. De plus, il contient souvent des impuretés métalliques dont l'activité électrique constitue la deuxième principale source de recombinaison dues au piégeage des porteurs, affecte la conductivité du matériau et donc le transport de charges. Ces centres de recombinaison sont généralement réduits par extraction des impuretés métalliques par effet getter, puis par passivation des défauts de structure par hydrogénation. Par conséquent, les exigences sur la qualité cristallographique devraient être moins rigoureuses et permettent l'utilisation des procédés de dépôt simples, rapides et moins coûteux, tel que l'épitaxie en phase liquide (LPE) ou le dépôt chimique en phase vapeur (CVD).

Pour cela, le chapitre suivant sera consacré au procédé de dépôt de pc-Si sur un substrat étranger par les techniques de CVD.

Chapitre III

**Procèdes de dépôts du silicium
polycristallin en couches minces
sur substrat étranger**

III-1 Introduction

L'amélioration de la vitesse de croissance et de la taille des grains des couches déposées peut être obtenue par une élévation de la température à des valeurs comprises entre 600°C et 1410°C [66]. Dans cette approche, il est nécessaire de choisir des substrats adaptés, selon les critères que sont la vitesse de dépôt (ou le coût), la pureté du silicium déposé et la taille des grains. Cette dernière se compte en microns mètres (0.1 à 100 μm).

Les substrats utilisés doivent alors avoir une bonne résistance aux températures de dépôt, un coefficient d'expansion thermique proche de celui du silicium afin d'éviter les tensions mécaniques dans la couche lors du refroidissement et enfin un faible coût pour une utilisation à échelle industrielle. Ces contraintes limitent ce choix à des substrats de silicium ou à des substrats de type céramique comme la mullite, la silice, l'alumine, le graphite ou encore le carbure de silicium.

III-2 L'élaboration d'une cellule photovoltaïque en couches minces

Comme le montre la figure III-1, l'élaboration d'une cellule photovoltaïque en couches minces passe par une étape de dépôt sur un substrat, la réalisation de la jonction n-p (dopage de la couche déposée), le dépôt d'une couche antireflet et enfin la réalisation de contacts métalliques. Selon la nature du substrat et la température de dépôt utilisées, des étapes intermédiaires sont retenues comme la recristallisation des couches de silicium afin d'augmenter la taille des grains, la passivation des défauts cristallins, ou encore le dépôt d'une barrière de diffusion pour prévenir la contamination des couches déposées par les constituants du substrat...

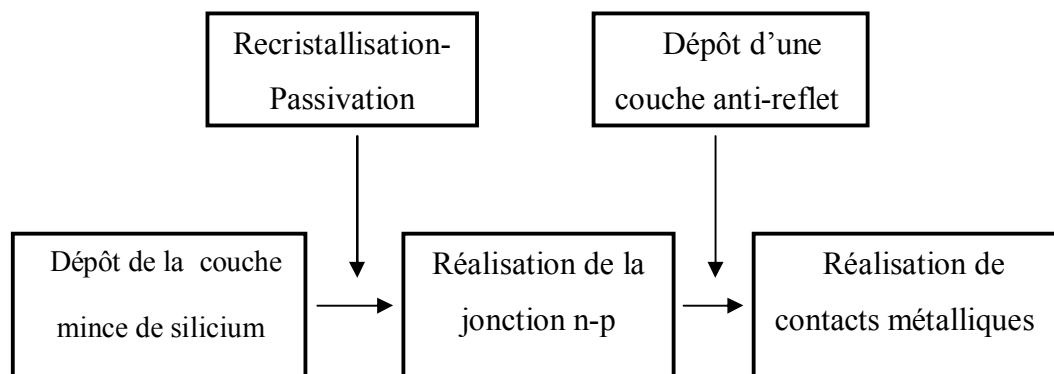


Figure III-1 : *Etapes retenues pour la réalisation d'une cellule photovoltaïque en couches minces [41]*

III-3. Techniques de dépôt de silicium sur substrat étranger

L'élaboration de couches minces de silicium consiste en la réalisation directe du dépôt sur un substrat. Ce dépôt peut être obtenu à partir d'une source de silicium solide, liquide ou gazeuse.

Dans la voie haute température, deux techniques sont en compétition, la croissance par épitaxie en phase liquide (EPL) dont le principal inconvénient est l'utilisation d'un substrat cristallin, et les dépôts chimiques en phase vapeur (CVD) qui peuvent être effectués sur une large variété de substrat. Nous allons donner dans la suite plus d'information sur le principe de la CVD et le Réacteur RT CVD qui est extrêmement utile à la réalisation de structure multicouches.

III-3-1. Techniques de dépôt en phase liquide

L'une des méthodes les plus utilisées pour l'élaboration de couches minces de silicium en phase liquide est la méthode d'épitaxie en phase liquide (EPL). Dans cette technique, un substrat de silicium est plongé dans un bain métallique liquide saturé en silicium dont la température est progressivement abaissée à une vitesse de $10^{\circ}\text{C.h}^{-1}$ à $50^{\circ}\text{C.h}^{-1}$ [67], [68]. Durant l'abaissement de la température une sursaturation de la solution a lieu provoquant le dépôt du silicium sur le substrat. Le dopage des couches peut être réalisé par introduction d'éléments dopants dans le bain fondu. Les couches obtenues sont déposées à une vitesse de croissance qui atteint actuellement $4\ \mu\text{m.mn}^{-1}$ [69], et ont généralement une épaisseur comprise entre $20\ \mu\text{m}$ et $30\ \mu\text{m}$. Le rendement de conversion de ces couches est néanmoins limité à 10% à cause de la faible taille des grains et des phénomènes de recombinaison des porteurs de charge aux joints de grains [41].

III-3-2. Techniques de dépôt en phase gazeuse

Pour les applications photovoltaïques, L'un des problèmes majeurs, pour la fabrication des cellules solaires, est la possibilité d'obtenir des matériaux en couches minces de bonne qualité, à faible coût et en grande surface. Pour avoir des échantillons à faible coût, il faut travailler à température modérée avec un appareillage simple, le dépôt chimique en phase vapeur CVD (Chemical Vapor Deposition) obéit à ces critères. Il permet aussi d'avoir une bonne qualité cristalline, car les cristallites obtenues sont bien formées et de grandes dimensions [70].

III-4. Principe du dépôt chimique en phase vapeur "CVD"

Pour les applications photovoltaïques, le dépôt direct en phase gazeuse par des techniques CVD semble être le mieux adapté car il offre la possibilité d'avoir de grandes vitesses de dépôt ($>1 \mu\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$) et un matériau caractérisé par un haut rendement de conversion.

III-4-1. CVD dépôt chimique en phase gazeuse

Le dépôt chimique en phase gazeuse (CVD) est une étape clé dans la fabrication des composants à semi-conducteurs. Il consiste à former une couche solide (cristalline ou amorphe) à la surface d'un substrat par décomposition et/ou réactions chimiques en phase gazeuse des réactifs (espèces chimiques). En général, l'équipement nécessaire pour un dépôt CVD se compose de trois parties principales, comme il est montré sur la figure III-2.

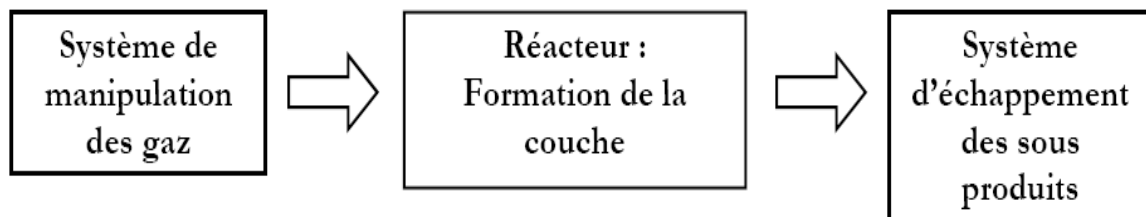


Figure III-2. Principales parties d'un équipement de dépôt CVD

Le système de manipulation des gaz est utilisé afin de contrôler les débits des gaz (quantités des réactifs) transportés au réacteur et nécessaires au dépôt. Il doit alimenter le réacteur en précurseurs volatils "purs" et contenant les constituants du film à déposer seulement. Par ailleurs, le réacteur est plus difficile dans sa conception et il doit permettre le transport, la décomposition, les réactions en phase gazeuse des précurseurs et favoriser la diffusion à la surface du substrat pour assurer une formation adéquate du film. Enfin, les produits secondaires des réactions sont dégagés par le système d'échappement (pompe mécanique, soufflerie,...). Parfois, il est impératif de traiter les effluents pour conserver un environnement propre.

En pratique, la partie la plus importante du dépôt est effectuée au niveau du réacteur où se fait la croissance de la couche suivant plusieurs étapes physico-chimiques.

Ces étapes sont illustrées sur la figure III-3 et peuvent être résumées successivement comme suit:

1. transport de masse des gaz de l'entrée du réacteur jusqu'au voisinage de la zone de dépôt
2. réactions des gaz en phase gazeuse donnant lieu à la formation des précurseurs et produits secondaires
3. transport de masse des précurseurs vers la surface
4. adsorption des précurseurs à la surface du substrat
5. diffusion des espèces à la surface vers les sites préférentiels de croissance
6. incorporation des constituants du film dans la couche croissante
7. désorption des produits volatils formés lors de la réaction et diffusion des produits secondaires hors de la zone de dépôt
8. transport de masse de ces produits vers la sortie du réacteur.

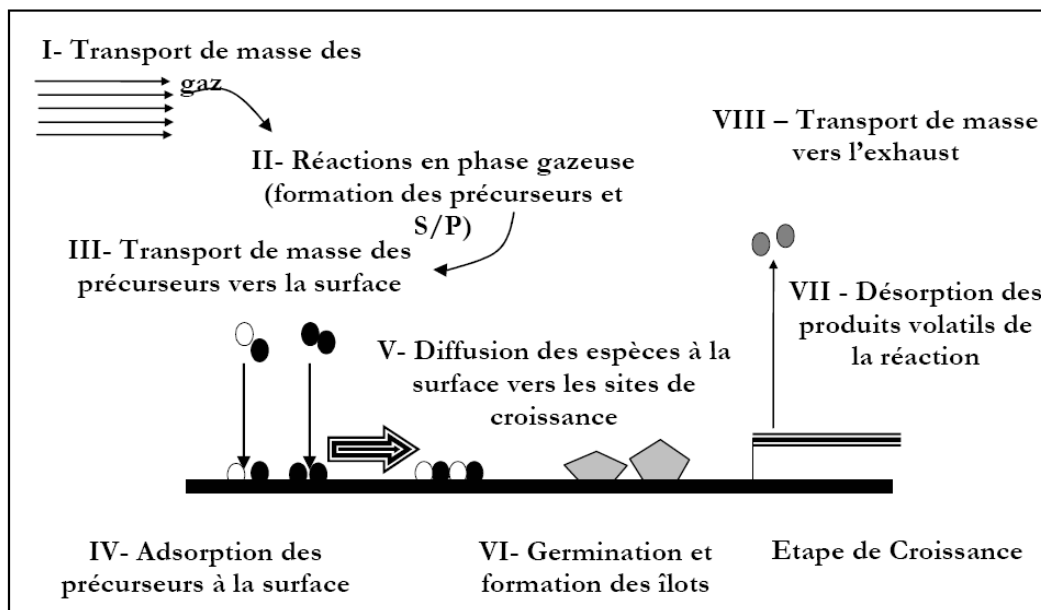


Figure III-3. Schéma descriptif d'un dépôt en phase vapeur chimique [71].

Toutes ces étapes se présentent au cours d'un dépôt CVD de façon séquentielle et le taux de déposition est déterminé principalement par l'étape la plus lente. De ce fait, chaque étape du dépôt doit être rigoureusement contrôlée afin d'obtenir une couche "reproductible" d'épaisseur uniforme, de composition homogène et de qualités physicochimiques désirées. Par ailleurs, un tel contrôle nécessite des notions approfondies de thermodynamique, de transfert thermique, de chimie cinétique, de diffusion et d'hydrodynamique, responsables de la réalisation de chacune des étapes citées[40].

III-4-2. Différents type de réacteur CVD

Parmi les différents types de réacteur CVD utilisés pour les applications photovoltaïques :

A) Le Réacteur LPCVD : (Low pressure chemical vapour deposition) permet la réalisation de cellules photovoltaïques en silicium cristallin à basse pression [72]. Le dépôt est réalisé à une température de 1000°C et une pression de 1mbar avec une vitesse de croissance comprise entre 1 et 4 $\mu\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$. La couche obtenue a une épaisseur variant entre 1 et 10 μm .

B) Le Réacteur (HWCVD) : Le dépôt chimique en phase vapeur par filament chaud permet, à partir d'un mélange de silane et d'hydrogène, la réalisation de couches minces de silicium intrinsèques et dopées [73], [74]. Le filament, généralement en tungstène ou en tantale, est porté à une température comprise entre 1300°C et 1900°C. Il permet la dissociation du mélange gazeux et l'obtention d'une couche mince de silicium sur un substrat, dont la température est généralement inférieure à 500°C. Le silicium est déposé à une vitesse de l'ordre de 100 $\text{nm}\cdot\text{min}^{-1}$ [75], et est de type micro cristallin avec des grains d'une taille de l'ordre de 30 nm. L'épaisseur des dépôts est généralement de l'ordre de 1,5 μm . Il est également possible d'effectuer le dopage des couches par addition de B_2H_6 ou PH_3 au mélange gazeux.

C) Le Réacteur (PECVD) : Les couches de silicium microcristallin peuvent également être obtenues par CVD (plasma enhanced chemical vapour deposition) à partir d'un mélange de silane SiH_4 fortement dilué dans de l'hydrogène. A de basses températures, cette technique permet l'élaboration de couches de silicium polymorphe hydrogéné de quelques nanomètres d'épaisseur sur des substrats de verre, feuilles de polymère ou d'acier inoxydable, avec une vitesse de dépôt de l'ordre de 6 $\text{nm}\cdot\text{min}^{-1}$ à 15 $\text{nm}\cdot\text{min}^{-1}$. Avec l'élévation de la température du substrat autour de 450°C, il est possible d'obtenir des couches microcristallines [76]. Cette technique est également utilisée pour la réalisation de cellules tandem constituées de silicium amorphe hydrogéné et de silicium microcristallin qui atteignent actuellement des rendements de conversion compris entre 10% et 12% [77].

D) Le Réacteur (VHF-PECVD) : Afin d'augmenter les vitesses de dépôt, certaines équipes de recherche ont développées des installations utilisant des électrodes à haute fréquence VHF-PECVD [78] (Very High Frequency PECVD) pour le dépôt de silicium microcristallin. L'excitation à haute fréquence permet d'obtenir une plus forte dissociation de l'hydrogène et du

silane, nécessaire à une vitesse de dépôt élevée. Cette technique a permis l'élaboration de couches microcristallines caractérisées par des tailles de grains de l'ordre de 10 nm avec une vitesse de dépôt de l'ordre de 65 nm.min⁻¹[79].

F) Le Réacteur (RT-CVD): La technique de dépôt développée au Laboratoire Phase de Strasbourg permet en revanche de faire croître des couches de silicium à pression atmosphérique par recuit thermique en phase gazeuse (RTCVD) [38][40]. Les couches sont déposées sur un substrat étranger peu coûteux (mullite, alumine,...).

Le plus important vient du fait que la réaction est déclenchée par le changement de température du substrat, et non par le flux de gaz, ce qui réduit le bilan thermique et les risques de contamination de la couche. De plus, les vitesses de croissance peuvent atteindre 10 µm/min à 1200 °C, soit deux minutes pour déposer une couche. Nous allons donner ci-dessous, plus d'informations sur ce réacteur.

Le tableau ci-dessous regroupe les caractéristiques des différents procédés de dépôt de couches minces sur substrat ainsi que les propriétés des dépôts obtenus.

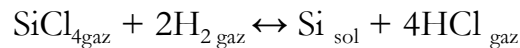
Technique	Nature du substrat	Température du substrat	Vitesse de dépôt	Epaisseur des couches	Taille des grains
HWCVD	Verre, Polymères	<500°C	100 nm.min ⁻¹	1.5 µm	30 nm
PECVD	Verre, Polymères	<500°C	15 nm.min ⁻¹	0.8-1 µm	5 nm
VHD-PECVD	Verre, Polymères	<500°C	65 nm.min ⁻¹	0.8-1 µm	10 nm
LPE	Silicium	900°C	5 µm.min ⁻¹	20-30 µm	1-10 µm
LPCVD		600-1000°C	1-4 µm.min ⁻¹	1-10 µm	
RTCVD	Céramique (mullite, SiO₂...)	1000-1250°C	4-10 µm.min⁻¹	4-50 µm	0-15 µm
Projection par plasma thermique	Céramique : mullite	>1410°C	100 µm.min ⁻¹	100µm-1mm	100-250µm

Tableau III-1. Caractéristiques des différentes techniques de dépôt de couches minces de silicium cristallin [41]

III-4-3. Sources chimiques pour un dépôt de silicium

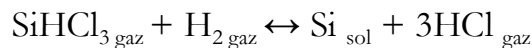
Il existe différents sources chimiques (précurseurs) utilisées principalement dans le dépôt de silicium par CVD qui peut être du SiCl_4 , SiHCl_3 , du SiH_2Cl_2 et du SiH_4 .

1) à partir du Tétrachlorosilane, SiCl_4 , la réaction est :



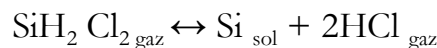
Elle s'effectue en général autour de 1250°C , ce qui entraîne durant l'épitaxie une redistribution importante des dopants.

2) à partir de Trichlorosilane, SiHCl_3 , la réaction est :



Elle s'effectue en général autour de 1100°C , c'est la méthode industrielle la plus utilisée actuellement.

3) à partir de la pyrolyse du Dichlorosilane, SiH_2Cl_2 , la réaction est :



Cette réaction permet d'obtenir une bonne qualité du cristal avec une vitesse de dépôt relativement élevée. L'ensemble des trois méthodes ci-dessus présente l'inconvénient de produire de l'acide chlorhydrique qui peut attaquer le silicium en cours de croissance. Par contre, on peut jouer sur la pression partielle de ce composé pour contrôler la croissance.

4) à partir du Silane, SiH_4 :

La réaction de pyrolyse du silane est une réaction irréversible :



Cette réaction s'effectue à 1000°C sans composés chlorés. Cette technique permet de réaliser des jonctions abruptes puisque la température n'est pas très élevée, mais le silane est un produit coûteux et dangereux (il s'enflamme instantanément à l'air libre) et la vitesse de dépôt est faible.

III-5. Dépôt CVD assisté par lampes halogènes (RT-CVD)

III-5-1. Le procédé RT-CVD

Pour réaliser le dépôt de silicium en couches minces en vue d'applications photovoltaïques, plusieurs méthodes existent, l'un des procédés les plus connus est le dépôt chimique en phase gazeuse (ou Chemical Vapour déposition) CVD assisté par lampes halogènes comme source de chaleur. Il est communément appelé Rapid Thermal chemical (RT-CVD). Le procédé RT-CVD emprunte son nom à une technique introduite à la fin des années 60 par IBM : le procédé RTP, ou procédé thermique rapide (PTR). Son principe est basé sur le transfert de chaleur d'une source de radiation vers le substrat en une très courte durée de temps, ce qui réduit son bilan thermique et produit des vitesses de montée et de descente en température considérables ($200^{\circ}\text{C}/\text{s}$)[80].

III-5-2. Présentation du réacteur RT-CVD [39][40]

Le réacteur horizontal à parois froides "JetLight 100" conçu et développé par la société Jipélec (France) a été utilisé au cours de plusieurs expériences réalisées au Laboratoire Phase. La figure III-4 montre les photographies de la chambre du réacteur (à gauche) et de l'équipement entier (à droite). Un schéma en coupe verticale du réacteur est représenté sur la figure III-5. La chambre de réaction est à section rectangulaire (19cm x 7cm) et d'une longueur de 50cm. Ses parois sont en acier inoxydable 316L électro-poli et refroidies par circulation d'eau. L'entrée et la sortie des gaz se font de part et d'autre du réacteur dans le sens longitudinal. La partie inférieure de la chambre est montée sur un vérin et constitue une ouverture d'accès pour le chargement et le déchargement des substrats.

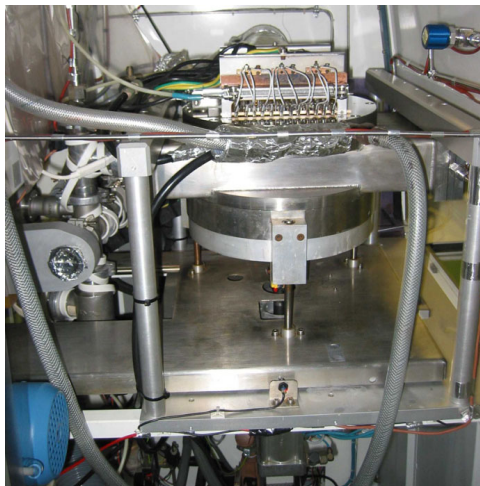


Figure III-4. Photographies du réacteur RT-CVD du Laboratoire Phase

Il permet de déposer une couche très mince sur un substrat étranger peu coûteux (mullite, alumine,...) par décomposition pyrolytique du SiHCl_3 dilué dans de l'hydrogène. Durant la phase de dépôt, la surface du substrat est chauffée à une température comprise entre 1000°C et 1250°C grâce à une douzaine de lampes halogènes à filament de tungstène. Dans ce cas, la réaction de dépôt est déclenchée par la température du substrat et non par le flux de gaz. Le dopage des couches au bore est réalisé par introduction de trichloroborane BCl_3 dans le mélange gazeux. Les couches sont obtenues à des vitesses de croissance comprise entre $4 \mu\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ et $10 \mu\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, et sont caractérisées par des épaisseurs qui varient entre $4 \mu\text{m}$ et $50 \mu\text{m}$ et des tailles de grains comprises entre $0,5 \mu\text{m}$ et $15 \mu\text{m}$.

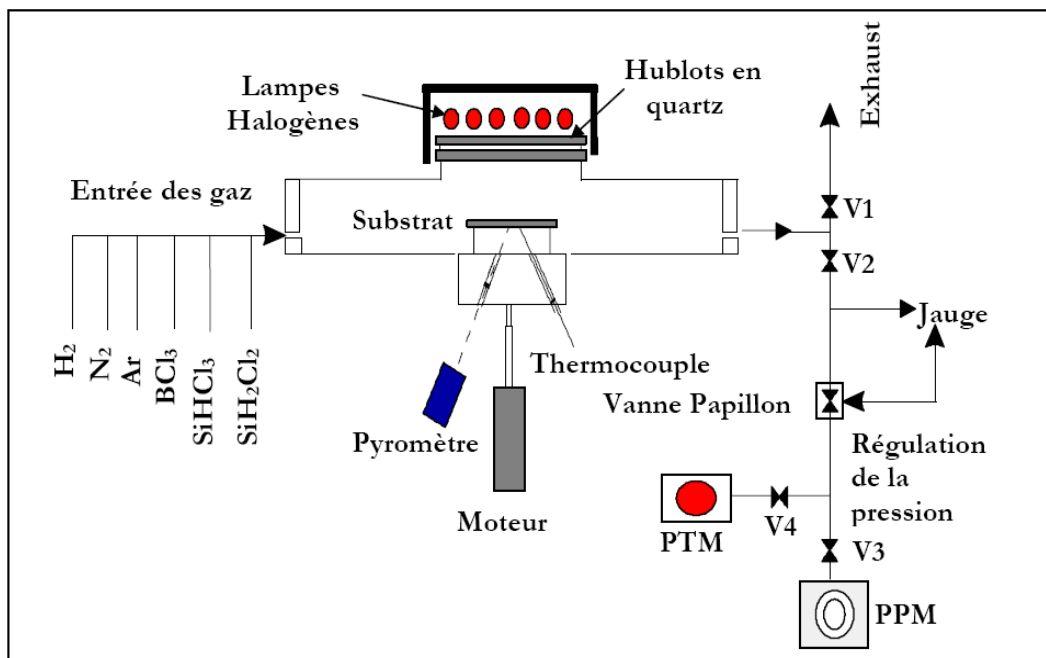


Figure III-5. Schéma du réacteur RT-CVD du Laboratoire PHASE (JetLight100, Jipélec)

PPM : Pompe à palettes
V1, 2 : Vannes électropneumatiques

III-5-3. Morphologie de la section transversale des couches Si-poly/mullite

La figure III-6 montre des images de la section transversale des couches minces de silicium polycristallin déposées sur des substrats de mullite.

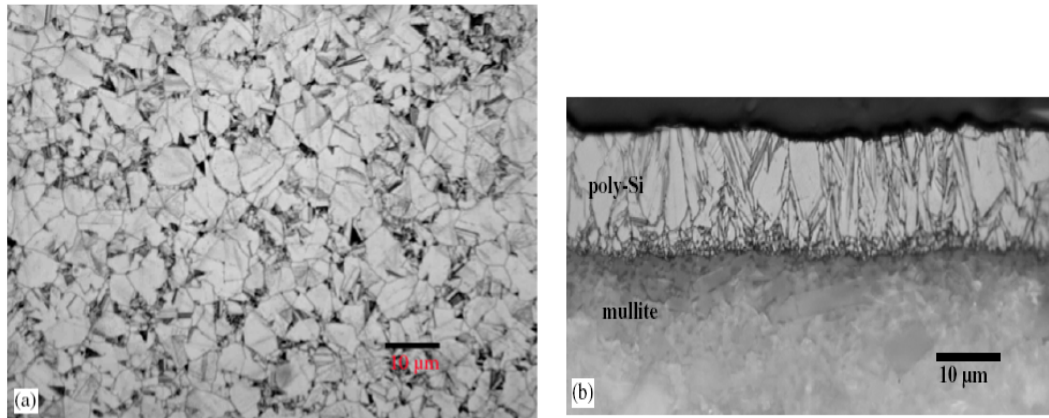


Figure III-6. *Vue extérieure a) d'une couche mince de silicium polycristallin déposée sur un substrat de mullite à 1050°C b) section transversale [81]*

Le matériau résultant, déposé à des vitesses de 4-5 $\mu\text{m}/\text{min}$, est du silicium polycristallin à petits grains (quelques micromètres) dont il faut améliorer les propriétés structurales (taille des grains, grains colonnaires, dislocations ...) et électroniques (mobilité et durée de vie des porteurs ...). Augmenter la taille des grains permettrait de réduire la densité des joints de grains et en conséquence d'améliorer la collecte et donc le rendement. Parmi les alternatives pour aboutir à des tailles de grains importantes, plusieurs méthodes sont explorées : le dépôt CVD sur surface visqueuse (CVD-OGL), la cristallisation en phase liquide (ZMR) et la cristallisation induite par aluminium (AIC) du silicium amorphe[82].

III-6. Le substrat de mullite

III-6-1. Le choix du substrat étranger

L'élaboration de couches minces à hautes températures a pour avantages l'augmentation de la vitesse de croissance et de la taille des grains du matériau, mais nécessite l'emploi de substrats adaptés aux températures de travail. Le choix de ce substrat doit satisfaire à un grand nombre de critères que sont :

- Une résistance aux températures de dépôt, RT-CVD (900-1200°C)
- Une résistance élevée aux chocs thermique,
- Un coefficient d'expansion thermique proche de celui du silicium afin d'éviter les fissures et le décollement dans la couche lors du refroidissement,
- Un confinement efficace de la lumière dans la couche mince de silicium (substrat non absorbant et servant de réflecteur arrière),
- Un faible coût pour une utilisation à échelle industrielle (rapide et peu couteux).

Ces contraintes limitent ce choix à des substrats de silicium ou à des substrats de type céramique comme la mullite, la silice, l'alumine, le graphite ou encore le carbure de silicium.

Le tableau-2- regroupe les principales propriétés des substrats les plus fréquemment utilisés par la voie haute température :

	Si	Al ₂ O ₃	Mullite	C graphite	SiC
T maximale (°C)	1410	1500	1700	1400	2000
Coefficient d'expansion Thermique (10⁻⁶°C⁻¹)	3.9	8.5	5	3.5	4.7
Conductivité thermique	-----	30	7	-----	120
Propriétés optiques	Absorbe la lumière Incidente	Transparent : réflecteur arrière	Transparent : réflecteur arrière	Absorbe la lumière Incidente	Absorbe la lumière Incidente
Prix	élevé	Faible	faible	faible	élevé

Tableau III-2. Propriétés des différents matériaux hautes températures retenus comme substrat [41]

Le choix d'un substrat étranger doit tenir en compte la possibilité d'utiliser le substrat comme réflecteur arrière. La famille céramique des carbures (graphite, carbure de silicium SiC, etc....) est généralement absorbant et donc défavorable d'un point de vue confinement optique. Par opposition les céramiques riches en oxygènes (Alumine, Mullite) ont la particularité de réfléchir la lumière de façon diffuse, ce qui est très favorable pour le piégeage de la lumière dans la couche mince de silicium. Par ailleurs, la mullite ($3\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}2\text{SiO}_2$) est préférable à l'alumine (Al_2O_3) en raison de son coefficient de dilatation proche de celui du silicium[58], ainsi, les mullites offrent une réflectivité de la lumière d'incidence environ de 80-90% et donc la possibilité pour agir en tant que bon réflecteur arrière[81].

- Ce réflecteur arrière peut refléter des photons à l'intérieur de la cellule. Ainsi, ils prolongent leur trajet, facilitant leur absorption, tout en diminuant la vitesse de recombinaison en surface des porteurs minoritaires dans la région de base. La réflectivité interne devrait être aussi élevée que possible permettant un bon piégeage des photons.

A partir de ces différents critères, le choix du substrat le mieux adapté s'est porté sur la mullite, nous présentons maintenant les caractéristiques de la mullite en général.

III-6-2. La mullite

La mullite tire son nom de l'île de Mull, en Ecosse, où ce minéral existe à l'état naturel sous forme de dépôts formés par le contact d'argiles avec un magma volcanique, à haute température. Elle a été identifiée pour la première fois par Bowen en 1924[83]. Sa composition chimique a été déterminée initialement comme étant $3\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}2\text{SiO}_2$ [84].

La mullite est un matériau très important à la fois dans le domaine des céramiques traditionnelles et dans celui des matériaux avancés car c'est le seul composé stable du système silico-alumineux. Du fait de ses propriétés thermomécaniques élevées, elle permet des applications comme matériau de structure dans le domaine des hautes températures. La mullite est aussi un très bon isolant électrique et possède également des potentialités de développement comme substrat électronique. Les substrats céramiques jouent un rôle très important dans les performances élevées des produits électroniques.

III-6-2-1. Propriétés de la mullite

a) Propriétés morphologiques

Les substrats de mullite généralement utilisés, ont une forme carrée ou rectangulaire, avec des dimensions variant entre 1cm et 7cm de côté et des épaisseurs variables entre 300 μ m et 1.2mm. D'un point de vue macroscopique, les céramiques sont des matériaux homogènes, mais au niveau microscopique, elles sont formées de grains de tailles variables de 0.1 à 100 μ m agglomérés entre eux et séparés par des joints de grains ou des vides (Figure III.7)

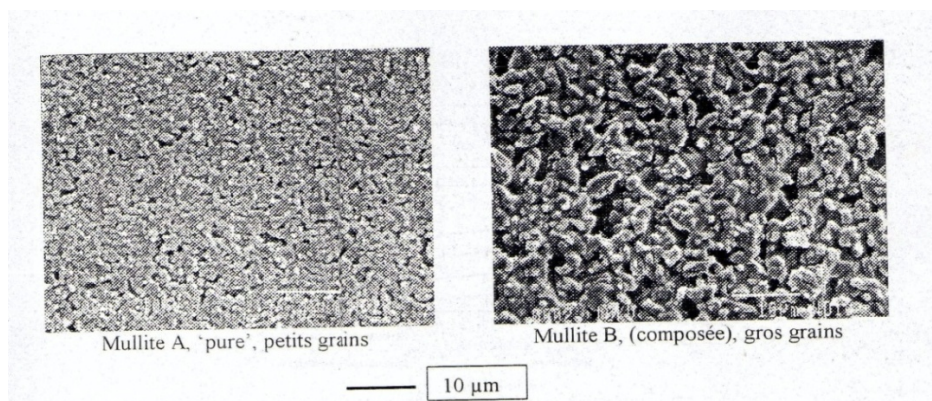


Figure III-7. Microscopie électronique de surfaces des mullites [38].

b) Propriétés mécanique

La mullite est un matériau réfractaire très attractif de part ses propriétés physiques et mécaniques dont le tableau III.3 présente un aperçu [85]. On notera qu'elle possède, en outre, une bonne stabilité thermique, une résistance élevée aux chocs thermiques, une forte résistance aux agents chimiques, aux atmosphères oxydantes et à l'abrasion ainsi qu'une résistivité électrique élevée. Les principales propriétés mécaniques de la mullite :

Propriétés	
Densité	3.03
Module d'Young	130 GPa
Coefficient d'expansion thermique	$4.5-5.6 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$
Conductivité thermique	4.0-6.0W/m.K (100-1400 $^\circ$ C)
Température maximale	1725 $^\circ$ C (à l'air)

Tableau III-3. : Propriétés physiques et mécaniques typiques de la mullite [85].

c) Propriétés optiques

Un confinement optique efficace de la lumière dans la couche mince de silicium est essentiel car il doit permettre de réduire sensiblement l'épaisseur du film silicium, sans perdre en rendement d'absorption. Les mesures optiques de réflectivité R et de transmission T des substrats de mullite permettent de déduire l'absorption $A=1-R-T$ (d'après la loi de conservation). La figure III-8 présente des mesures effectuées sur deux échantillons d'épaisseur $340\mu\text{m}$ et $930\mu\text{m}$.

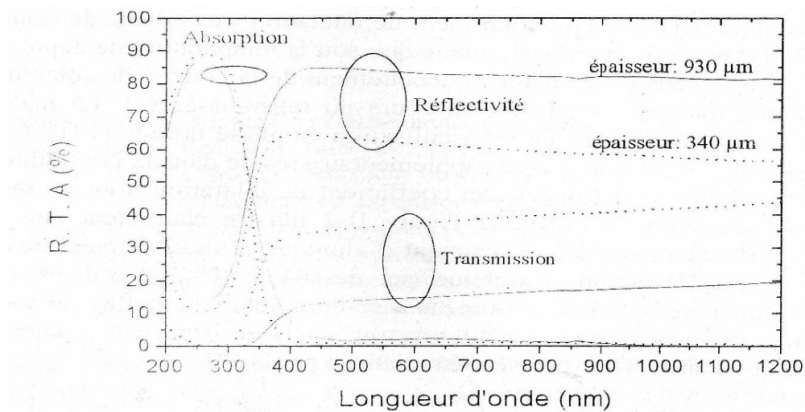


Figure III-8. Coefficient de réflexion R , transmission T et absorption A des céramiques mullite pour différentes épaisseurs : mise en évidence de la réflexion diffuse de la mullite[38].

- Dans le domaine UV, la mullite (comme l'alumine) est caractérisée par une forte absorption. Cependant, ces longueurs d'onde seront absorbées dans la couche de $5\text{-}15\mu\text{m}$ de silicium, bien avant d'avoir atteint le substrat [23].
- Dans le domaine visible-proche IR, la mullite n'absorbe pas la lumière. En effet la réflectivité des substrats de mullite peut atteindre des valeurs élevées jusqu'à 80%, selon la pureté, la densité ainsi que l'épaisseur du substrat. (L'augmentation de l'épaisseur se traduit par une réflectivité plus importante).

La dépendance du coefficient de réflexion en fonction de l'épaisseur, clairement mise en évidence par ces mesures, démontre le caractère diffus de la réflexion dans ce type de substrat. Cette propriété de diffusion est liée au trajet compliqué de réflexion et de diffusion de la lumière aux grains et joints de grains à l'intérieur de la céramique [86].

Les propriétés optiques naturelles offertes par le substrat de mullite, sont très intéressantes du point de vue applications photovoltaïque en permettant un confinement optique dans la couche silicium. En effet, le substrat sert de réflecteur arrière en réfléchissant les rayons lumineux dans toutes les directions (et non pas d'une façon spéculaire seulement).figure III-9

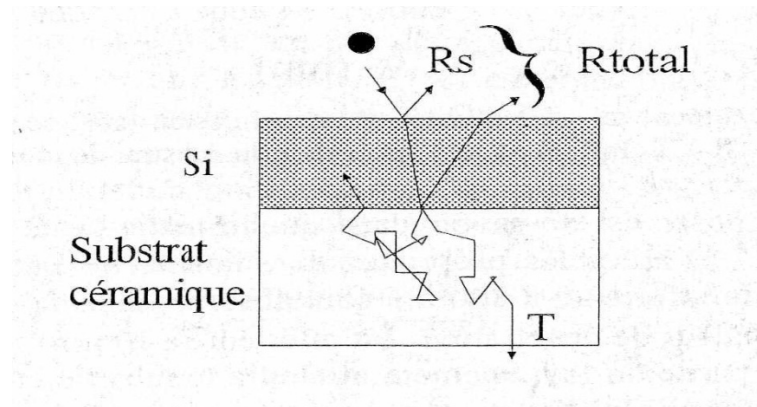
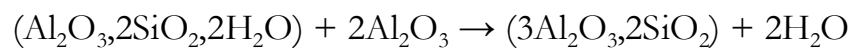


Figure III-9. Représentation schéma du trajet des rayons Lumineux dans les échantillons Si/ mullite

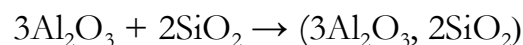
III-6-2-2.Élaboration de la mullite

Les procédés et matières premières utilisés pour l'élaboration de la mullite sont multiples (mélanges d'oxydes, d'hydroxydes, voie sol-gel...). Parmi ces diverses méthodes [87]:

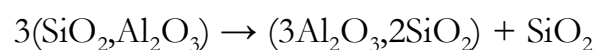
- Élaboration de la mullite à partir de L'argile et l'alumine suivant la réaction :



- Élaboration de mullite à partir d'alumine et de silice suivant la réaction :

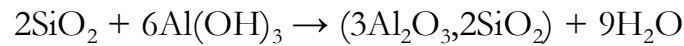


- Élaboration de mullite à partir de cyanite ou de sillimanite suivant la réaction :



- Voie sol-gel pour l'élaboration de mullite:

C'est l'une des seules voies qui permette sans doute d'obtenir de la mullite à l'état pur. La méthode la plus simple, consiste à faire réagir de la silice colloïdale avec un gel d'hydroxyde d'aluminium :



- *Élaboration de mullite à partir de l'aluminium métallique*

- *Élaboration de mullite à partir de déchets).*

III-7. Architecture d'une cellule solaire en couche mince déposée sur un substrat étranger

L'architecture de la cellule photovoltaïque, c'est à dire sa géométrie et la disposition des contacts électriques n et p, dépend de la nature du substrat utilisé : qu'il soit conducteur ou isolant. Dans le cas où le substrat est électriquement conducteur (exemple du graphite), l'élaboration de la cellule se fera selon un procédé classique (contacts sur chacune des faces) avec la réalisation d'une jonction n-p par diffusion thermique de phosphore, la passivation des défauts cristallographiques, le dépôt d'une couche antireflet (TiO_2), la métallisation de la face arrière et enfin la mise en place d'une grille de collecte sur la face avant Figure III-8.

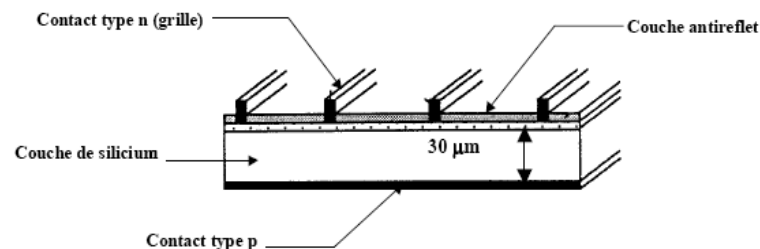


Figure III-8. Structure classique d'une cellule photovoltaïque sur substrat conducteur

Par ailleurs, l'utilisation de substrats isolants (alumine, mullite ...) exige une certaine architecture des contacts lors de la réalisation de photopiles. Plusieurs types de structures de cellules sont réalisés : Structure à contacts interdigités (IDC) (fig. III-10) Structure à méssa (MC)(fig. III-11), et structure à hétérojonction (HTJ). Contrairement aux structures MC et IDC pour lesquelles la région émetteur est formée par diffusion du phosphore à partir de source solide formant en même temps la structure TREBLE, pour la structure HJT la région de l'émetteur est assurée par une double couche de silicium amorphe intrinsèque puis fortement dopé n.

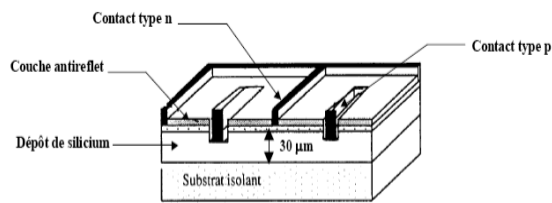


Figure III-10. Structure d'une cellule P.V sur substrat isolant : Cellule à contacts interdigités

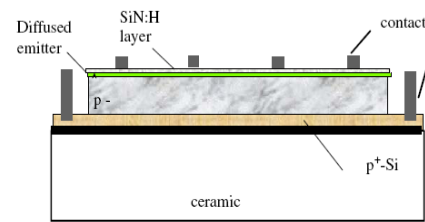


Figure III-11. Structure d'une cellule P.V sur substrat isolant : Cellule à méssa.

III-8. Conclusion

Pour les applications photovoltaïques, et afin de pallier au problème de coût qui freine le développement classique des photopiles, plusieurs solutions ont été développées notamment dans les cellules en couches minces. Le dépôt direct de silicium polycristallin par un procédé à haute température en phase vapeur chimique par recuit thermique rapide "RT-CVD" sur substrat étranger correspond le mieux aux exigences de bas coût d'une filière couche mince compétitive.

Dans cette approche, il est nécessaire de choisir des substrats adaptés aux températures retenues pour le procédé comme les substrats de type céramique particulièrement la mullite. Ces substrats jouent un rôle très important sur les performances photovoltaïques, car ils présentent une bonne tenue mécanique, une résistance à la température et une bonne réflectivité de la lumière et par conséquent un bon confinement optique à l'intérieur de la couche silicium.

Dans le chapitre suivant, nous nous attacherons à optimiser l'architecture, la géométrie et les profils de dopage des cellules photovoltaïques à base pc-Si en couches minces déposés sur un substrat en céramique (mullite), nous avons utilisé la simulation effectuée avec le simulateur PC1D.

Chapitre IV

**Simulation des cellules solaires
à base de Silicium polycristallin
en couche mince déposé sur un
substrat céramique**

IV-1 Introduction

La filière « silicium en couche mince » de l'industrie photovoltaïque privilégie la diminution de l'épaisseur des cellules dans un but de la réduction du coût de la matière. Cependant cette diminution s'accompagne d'une dégradation des performances des cellules par la recombinaison des porteurs en face arrière.

La réduction de l'épaisseur des cellules doit donc être accompagnée par un piégeage efficace de la lumière dans la couche mince, de la limitation de la vitesse de recombinaison des porteurs au niveau du contact de la base. Le piégeage peut être obtenu par le recours combiné aux couches antireflet, à la texturation des interfaces ou à un réflecteur en face arrière. Ce dernier point à pu être résolu par un choix approprié du substrat très réfléchissant.

Dans ce chapitre, nous allons présenter le calcul du rendement d'une cellule photovoltaïque par la simulation à l'aide du logiciel PC1D, ainsi que l'effet des différents paramètres physiques et technologiques sur les performances photovoltaïques des cellules solaires en couches minces à base de silicium polycristallin déposé sur un substrat en céramique (mullite).

IV-2. Optimisation des cellules solaires conventionnelles

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

La simulation présente ainsi les avantages suivants :

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

Les logiciels les plus utilisés pour la simulation numérique sont PC1D ; ISE ; TCHAD ; Silvaco.

Dans notre cas, nous avons utilisé le simulateur de dispositifs, le PC1D.

IV-3. Logiciel de simulation : PC1D

IV-3-1. Aperçu du logiciel

Le programme PC1D (personnel computer one-dimensionnel) a été élaboré par Paul A. Basore durant ses travaux de recherche à la faculté d'ingénierie électrique à l'université d'Iowa, et fut rendu public, pour la première fois, après l'avoir annoncé à la 18ème conférence sur le photovoltaïque IEEE PVSC (décembre 1985).

Le PC1D est l'un des programmes qui a été élaboré pour modéliser et exploiter les composants semi-conducteurs, notamment les composants photovoltaïques. Il est capable de résoudre les équations couplées non linéaires qui gouvernent les phénomènes physiques du dispositif étudié.

A l'aide du PC1D, la compréhension des cellules solaires et leurs phénomènes physiques internes tels que le mouvement des porteurs minoritaires la recombinaison et la photogénération, devient aisée. Les résultats de la simulation, sont très proches des résultats expérimentaux, donc c'est un gain de temps et d'argent.

IV-3-2. L'environnement de PC1D

La fenêtre du logiciel PC1D est présentée sur la Figure IV.1, ce logiciel se divise en quatre parties, les trois premières sont pour la programmation ; où il faut introduire les paramètres du dispositif, des régions et de l'excitation. La quatrième partie concerne les résultats de la simulation.

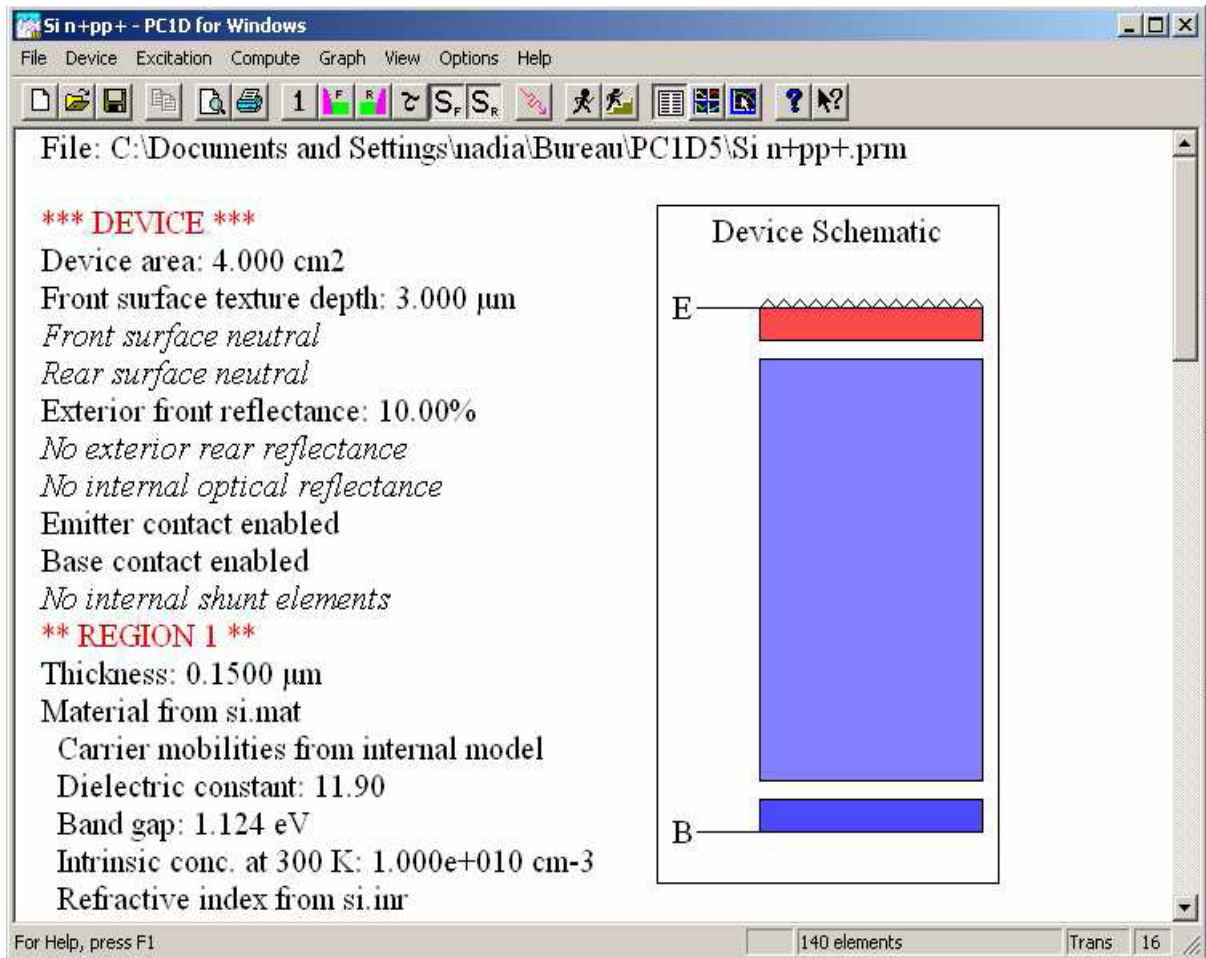


Figure IV-1. Fenêtre du logiciel PC1D utilisé en simulation numérique

Elle contient toutes les données nécessaires pour faire une simulation des cellules solaires. Beaucoup d'améliorations ont été apportées sur cette interface, cette page nous permet de bien simuler une cellule solaire. La structure technologique de la cellule à étudier est présentée dans cette interface. Cette dernière peut comprendre jusqu'à 5 couches empilées. Chaque couche est prise en charge par le simulateur à travers la fiche suivante :

Epaisseur de la couche

Type de matériau utilisé

Mobilité des porteurs

Constante diélectrique du matériau

Energie du gap

Concentration intrinsèque

Indice de réfraction

Coefficient d'absorption

Dopage de la couche

Diffusion avant (épaisseur et dopage)

Diffusion arrière (épaisseur et dopage)

Recombinaison en volume (durée de vie des porteurs)

Vitesse de recombinaison à l'avant de la couche

Vitesse de recombinaison à l'arrière de la couche

IV-3-3. Le fonctionnement du PC1D

Après l'introduction de toutes les données nécessaires au matériau étudié, ainsi que la configuration de la cellule solaire, le simulateur permet d'obtenir des résultats.

Le fonctionnement du PC1D nécessite plusieurs critères à respecter :

- 1- Le choix des gammes de valeurs des différents paramètres n'est pas aléatoire, elles doivent être réalisables par la technologie.
- 2- Pour des considérations numériques, les valeurs à introduire, doivent être comprises dans des intervalles bien déterminés.
- 3- Pour une convergence rapide, il est indispensable de minimiser au maximum la taille des éléments finis, et choisir un nombre adéquat des itérations.
- 4- Le bon choix des paramètres numériques.
- 5- Une initialisation convenable des différents paramètres de la simulation.

Ces critères sont nécessaires dans chaque simulation, mais ils ne sont pas suffisants.

Plusieurs fichiers externes sont aussi obligatoires pour exécuter le programme, nous citons, à titre d'exemple, la sélection des fichiers caractérisant chaque matériau, tels que celui du coefficient d'absorption (*.abs), et celui de l'indice de réfraction (*.inr).

Le choix des fichiers d'excitation (*.exc) sont aussi nécessaires avant l'exécution, ces fichiers spécifient l'étude à faire, soit en obscurité (dark-iv-exc.), ou bien sous illumination, dans le dernier cas on trouve deux fichiers (one-sun.exc, scan-qe.exc).

La sélection du fichier (one-sun.sxc) permet le calcul des caractéristiques (**I-V**, **P-V**) on obtient également le rendement η et le facteur de forme FF.

Le fichier (scanqe.exc) permet le calcul de la réponse spectrale.

Ils existent plusieurs spectres solaires standards, chacun d'eux spécifie l'endroit de l'étude, par exemple, dans les études spatiales on choisit le spectre AM0, l'air masse AM1.5 pour les applications terrestres.

Le PC1D utilise trois spectres différents (am0.spc, am1.5g.spc, am1.5.spc).

IV-4. Structure simulée et paramètres

IV-4-1. Structure simulée

La structure de la cellule utilisée pour la simulation est de type n^+p-p^+ de surface 1 cm^2 avec une texturisation à la surface avant. Le substrat a été pris en compte par un coefficient de réflexion interne 80% (diffus).

Pour simuler l'influence des différents paramètres, nous avons tout d'abord défini une cellule solaire de référence (conventionnelle) avec un ensemble des paramètres fixes, puis nous avons fait varier les paramètres un par un (les autres restant fixes) afin d'analyser leur influence sur les caractéristiques de la cellule solaire.

La figure IV-1 représente la structure et les paramètres de la cellule de référence utilisée pendant la simulation :

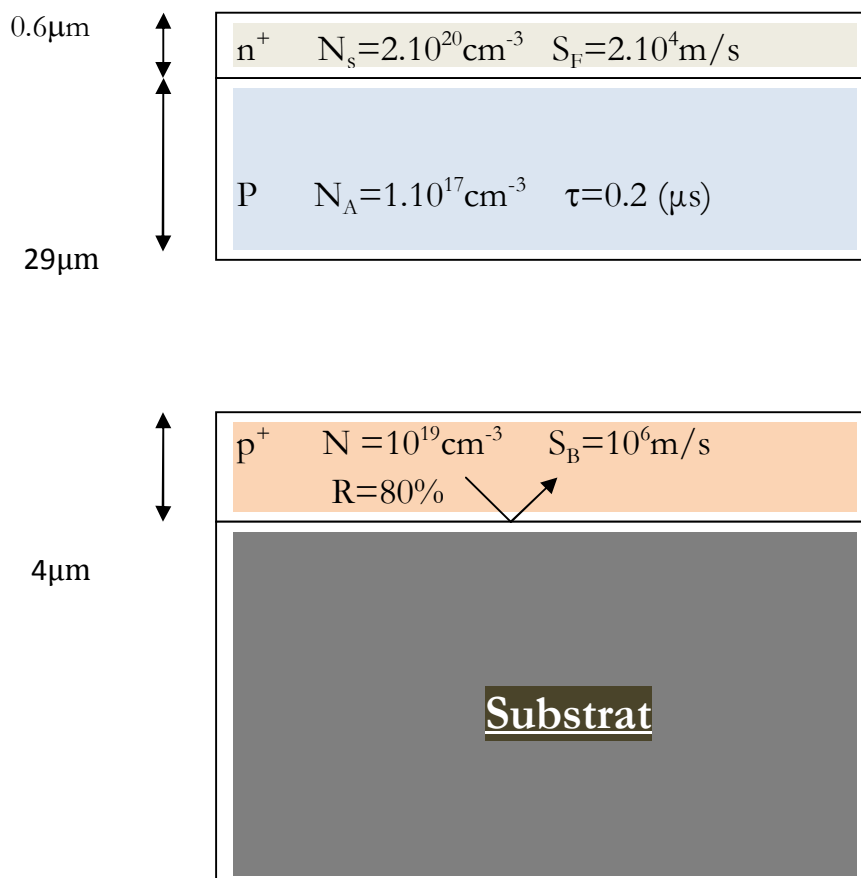


Figure IV-2. Structure et paramètres de la cellule de référence simulée.

IV-4-2. Paramètres de la structure simulée

Les paramètres de la cellule de référence sont donnés dans le tableau IV-1

Emetteur n+	Valeur
Dopage	$N_s = 2.10^{20} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$
Epaisseur	$X_j = 0.6 \text{ (}\mu\text{m)}$
Base P	
Dopage	$N_A = 1.10^{17} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$
Epaisseur	$X_e = 29 \text{ (}\mu\text{m)}$
Durée de vie des minoritaires	$\tau = 0.2 \text{ (}\mu\text{s)}$
BSF P⁺	
Dopage	$C_{BSF} = 1.10^{19} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$
Epaisseur	$X_{BSF} = 4 \text{ (}\mu\text{m)}$
Passivation	
Vitesse de recombinaison face avant	$S_F = 2.10^4 \text{ (m/s)}$
Vitesse de recombinaison face arrière	$S_b = 10^6 \text{ (m /s)}$
Couche anti reflet CAR SiN	
Epaisseur	$d = 75 \text{ n.m}$
Indice de réfraction	

	$\eta=2.03$
Texturisation face avant	
Angle	54.74°
Depth	3(μm)
Réfectivité arrière	
Coefficient de réflexion interne (substrat)	80%

Tableau IV-1. Paramètre de la cellule de référence

IV-5. Exploitation des résultats de la simulation

A partir de la cellule de référence décrite plus haut, nous avons tous d'abord fait varier l'épaisseur de la cellule, ainsi que la profondeur et le dopage de l'émetteur et du BSF et ainsi que le dopage de la base et la durée de vie. Puis nous avons analysé l'influence de la vitesse de recombinaison sur les faces avant et arrière pour déterminer les meilleurs paramètres géométrique de la cellule. L'ensemble des variations est résumé dans le tableau IV-2.

Paramètre	Valeur minimale	Valeur maximale
------------------	------------------------	------------------------

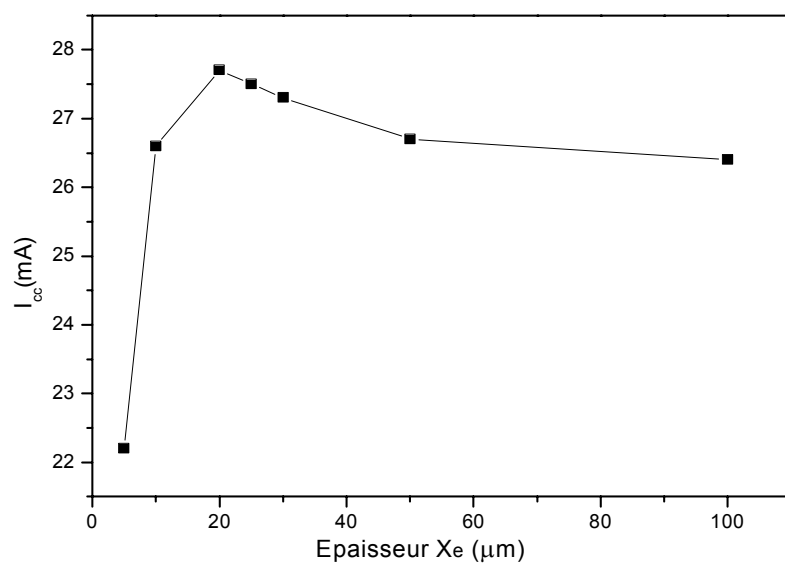
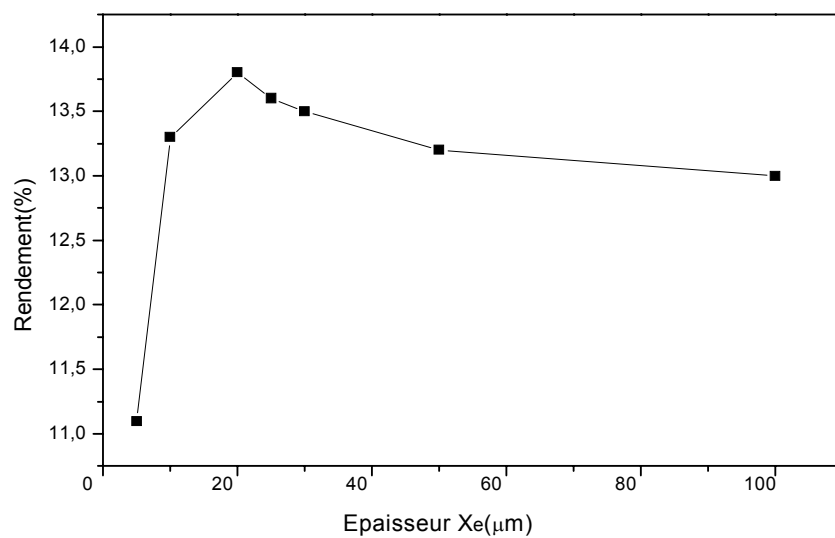
épaisseur de la cellule	5 μm	100 μm
épaisseur de l'émetteur	0.1 μm	1 μm
dopage de l'émetteur	10 ¹⁹ cm ⁻³	2.10 ²¹ cm ⁻³
dopage de la base	10 ¹⁵ cm ⁻³	5.10 ¹⁷ cm ⁻³
durée de vie des minoritaires	0.001 μs	0.2 μs
dopage du BSF	10 ¹⁸ cm ⁻³	5.10 ¹⁹ cm ⁻³
épaisseur du BSF	1 μm	5 μm
vitesse de recombinaison face avant	10 cm/s	10 ⁷ cm/s
vitesse de recombinaison face arrière	10 cm/s	10 ⁷ cm/s

Tableau IV-2. Paramètres variables pendant la simulation

1)- Influence de l'épaisseur sur le rendement, I_{cc} et V_{co} :

Pour étudier l'influence de l'épaisseur de la cellule sur le rendement, nous avons varié cette dernière tout en fixant les autres paramètres. D'après les résultats obtenus, nous pouvons conclure que l'épaisseur de la cellule est un facteur important pour l'absorption des photons.

Après cette procédure nous avons obtenu les résultats suivants :



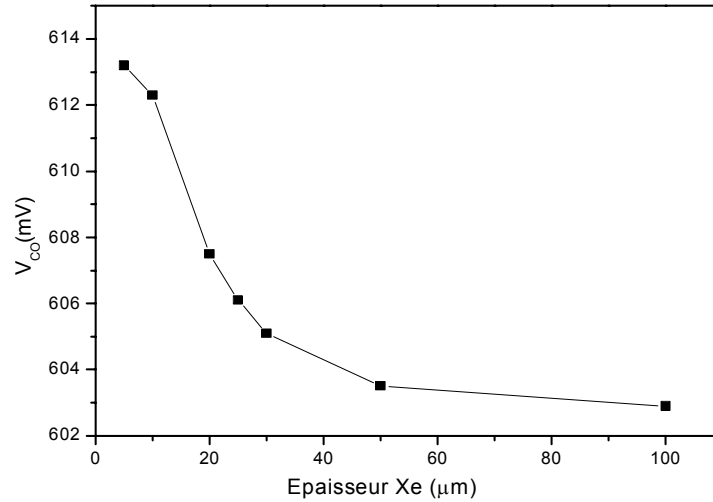


Figure IV-3. Evolution du rendement, du courant de court-circuit et de la tension de circuit ouvert en fonction de l'épaisseur de la cellule Xe.

Dans la figure IV-1., nous avons reporté l'influence de l'épaisseur de la base. On remarque que dans l'intervalle [5 ,20µm] il y'a une augmentation du rendement, et lorsque l'épaisseur de la cellule dépasse 20µm on remarque qu'il y'a une diminution du rendement.

Nous remarquons aussi que le courant de court-circuit, sa variation est peu affaiblie par l'augmentation de l'épaisseur de la base, notamment pour les épaisseurs supérieures à 20µm. Le courant I_{cc} au-delà de 20µm devient presque constant. Ceci peut s'expliquer par le fait que cette épaisseur est suffisante pour exploiter une large gamme du spectre solaire permettant d'atteindre un rendement de 13.8%.

2)- Influence de l'émetteur

Après avoir optimisé l'épaisseur de la cellule offrant le rendement de conversion photovoltaïque optimal, on essaye d'optimiser ceux de l'émetteur, l'épaisseur et le dopage.

Nous avons varié l'épaisseur de l'émetteur entre [0.1-1.0] µm et le dopage des donneurs dans la gamme, suivante [1.10¹⁹-2.10²¹] cm⁻³.

Les effets de ces paramètres dans ces gammes de valeurs sont observés dans les résultats suivants :

•Effet de l'épaisseur

Dans la figure IV-1., le rendement photovoltaïque prend la même allure que le courant I_{cc} , il décroît rapidement dans le sens positif de l'épaisseur de l'émetteur, cela est dû au rendement élevé obtenu par rapport aux autres épaisseurs plus grandes. Donc Le rendement en fonction de la profondeur de jonction (figure III-5) est caractérisé par sa diminution à cause de l'augmentation de la recombinaison avant d'arriver à la zone de charge d'espace.

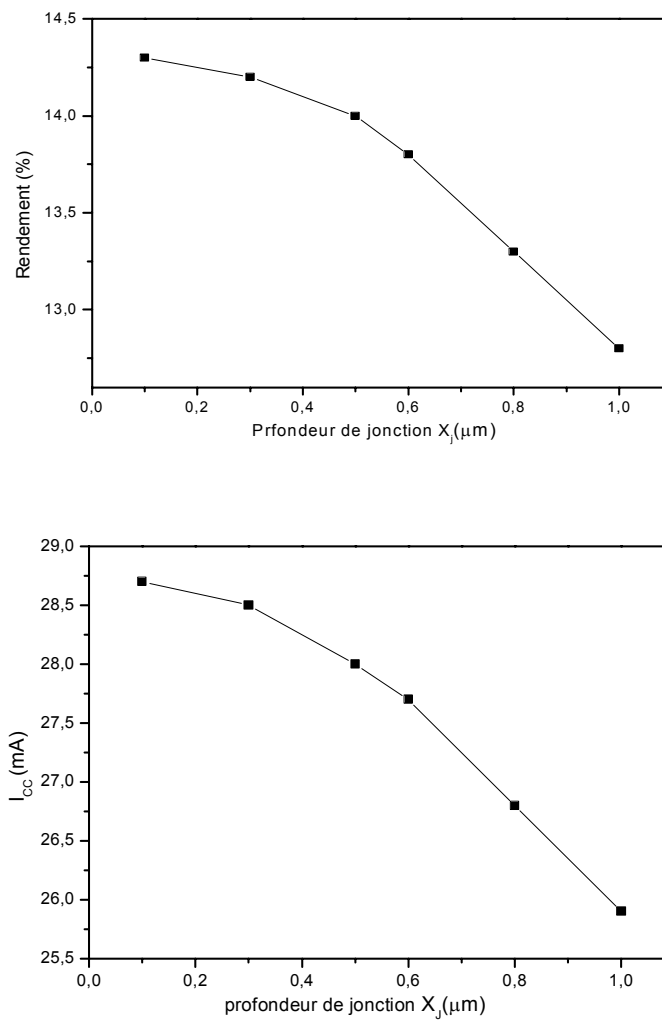


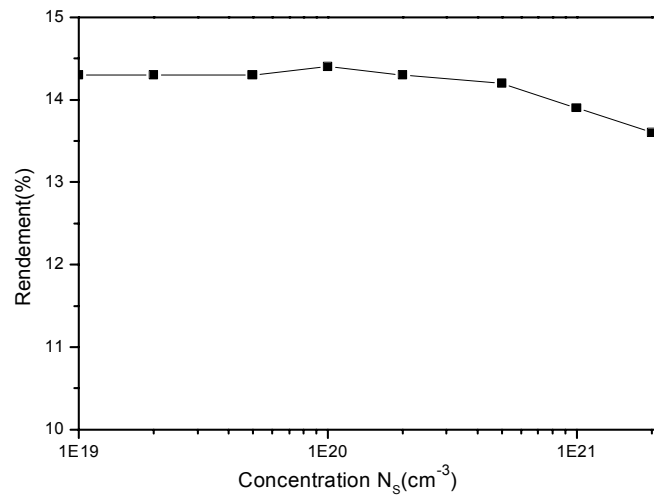
Figure IV-4. Evolution du rendement et du courant de court-circuit en fonction de l'épaisseur de l'émetteur.

● *Effet du dopage*

Nous remarquons que le courant de court circuit varie très peu en fonction du dopage de l'émetteur, par contre la variation du rendement et de la tension du circuit ouvert est remarquable.

Dans l'intervalle $[10^{19}, 1.10^{20}] \text{ cm}^{-3}$, le rendement a une valeur presque constante. Au delà de $2.10^{20} \text{ cm}^{-3}$ l'élévation du niveau de dopage de l'émetteur diminue la hauteur de la barrière de potentiel. Une croissance du dopage de l'émetteur conduit à une dégradation des performances.

De cette figure nous constatons que le rendement prend sa valeur optimale pour un dopage de l'émetteur de $N_D=1.10^{20} \text{ cm}^{-3}$ et une épaisseur de $X_E=0,1\mu\text{m}$, cette épaisseur permet aux porteurs générés près de la surface et qui n'avait pas une longueur de diffusion suffisante d'être collecter à la surface.



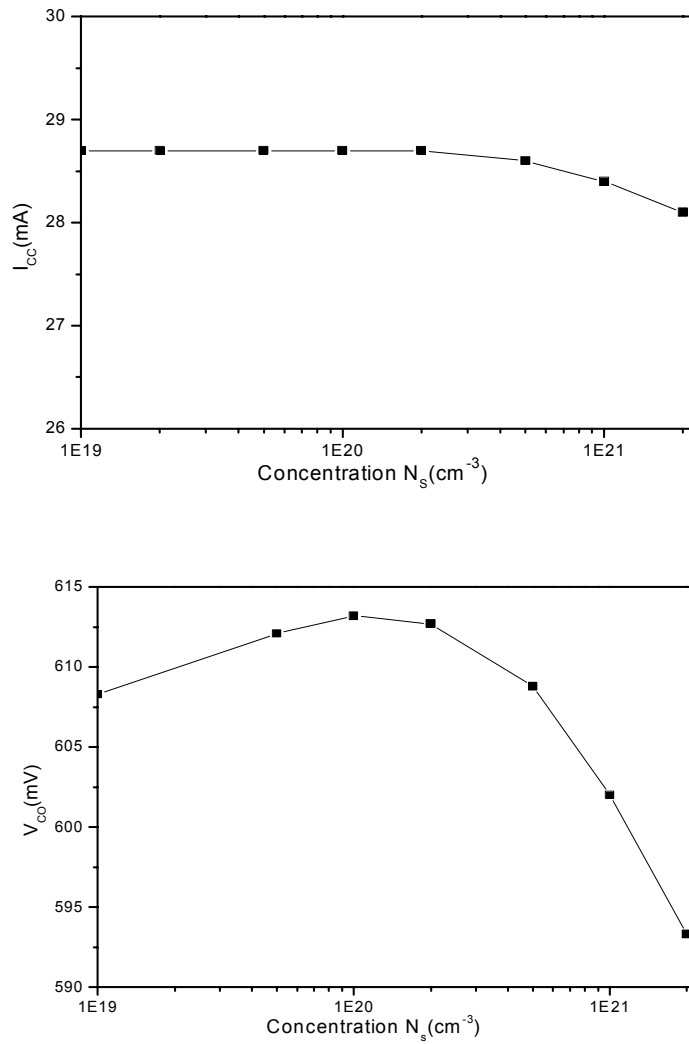


Figure IV-5. Evolution du rendement, du courant de court-circuit et de la tension du circuit ouvert en fonction du dopage de l'émetteur.

3) Influence de la base

- *Effet du dopage*

On remarque que le rendement en fonction du dopage de la base est faible avant qu'il atteigne son maximum $5.10^{16} \text{ cm}^{-3}$, ce qui est due à un effet considérable du fort dopage (excès des recombinaisons). Après, il commence à diminuer.

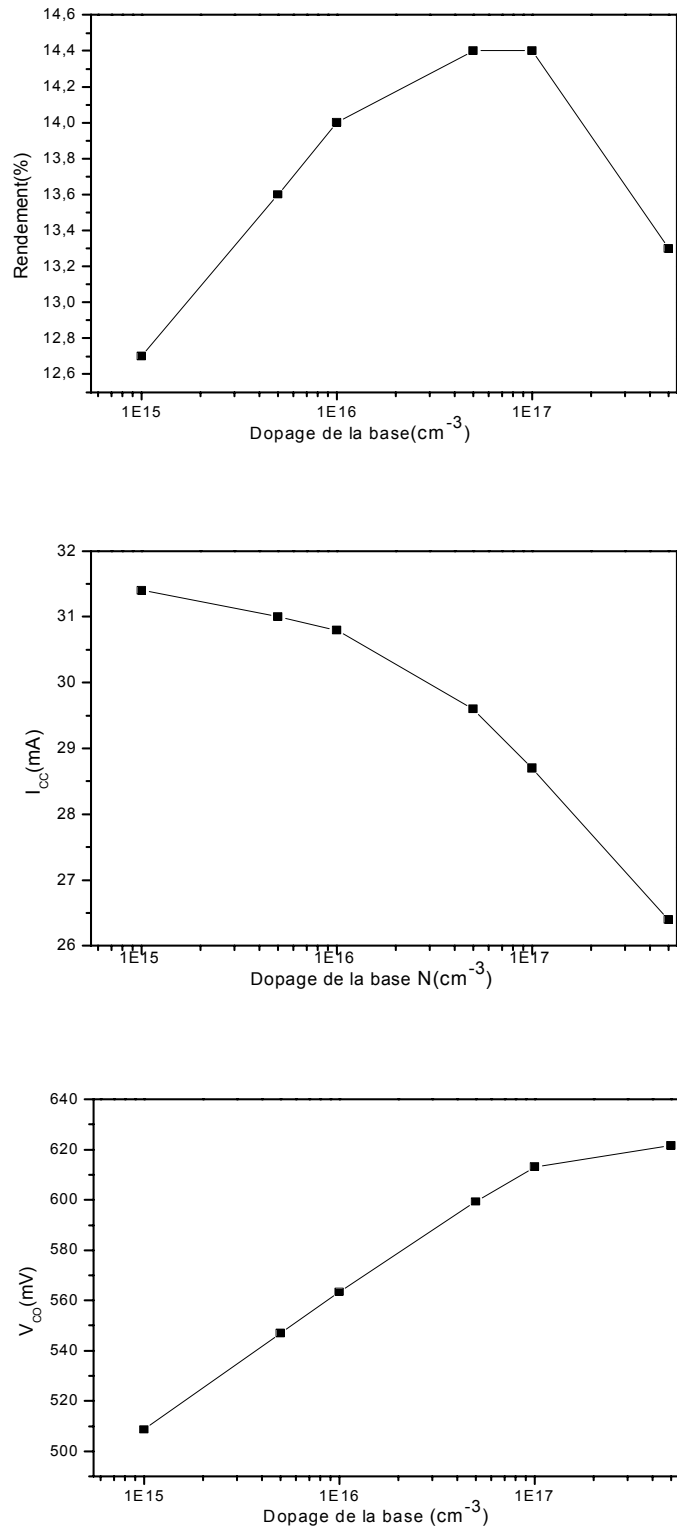
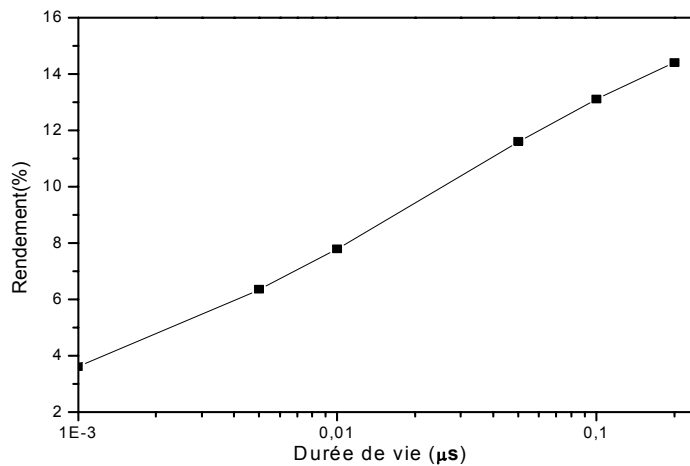


Figure IV-6. Evolution du rendement, du courant de court-circuit en fonction du dopage de l'épaisseur de l'émetteur.

- *Effet de la durée de vie des minoritaires*

D'après les résultats obtenus, on peut déduire que les trois paramètres de la cellule (le rendement, le courant de court-circuit et la tension de circuit ouvert) dépendent fortement de la longueur de diffusion ou autrement dit, de la durée de vie. Dans la courbe du rendement en fonction de la durée de vie des porteurs minoritaires, on remarque qu'il y a une augmentation du rendement avec l'augmentation de τ qui est due à l'élimination des recombinaisons en volume.

Le profil du rendement de conversion photovoltaïque en fonction des paramètres de la base est montré dans la figure (IV-5). Le meilleur rendement fourni ($\eta=14.3\%$) pour les différentes valeurs de dopage de la base et la durée de vie qui est obtenu avec un dopage de $N_A=5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ et une durée de vie $\tau=0.2 \mu\text{s}$



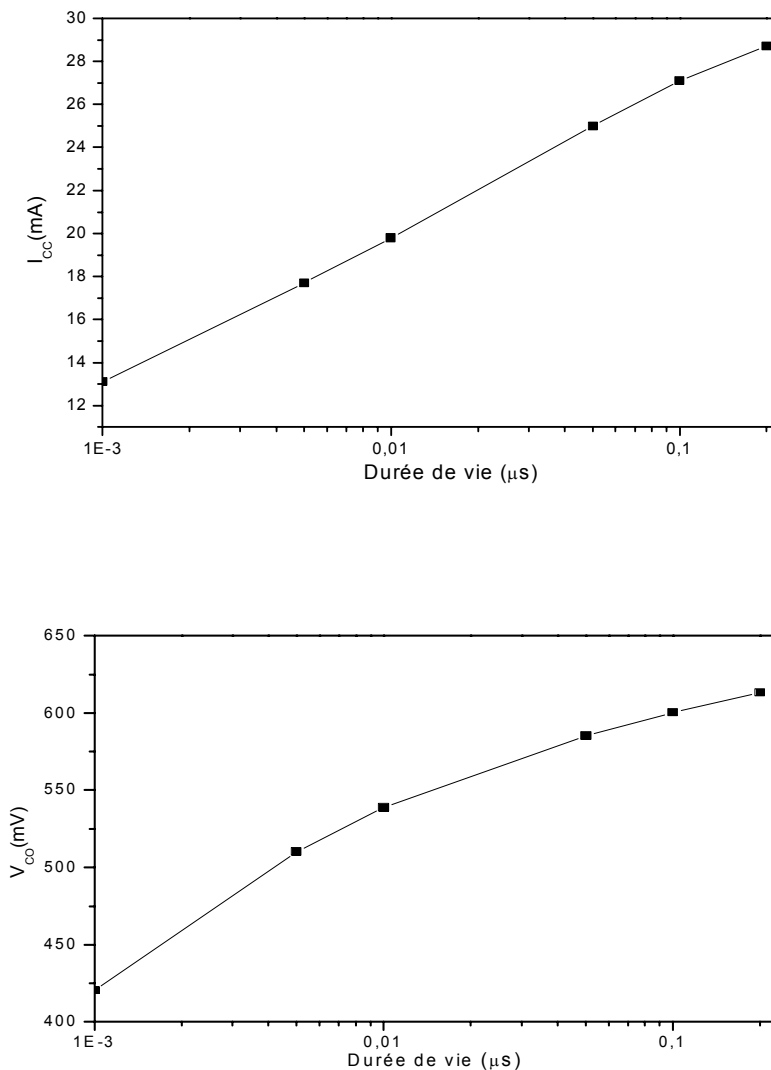


Figure IV-7. Evolution du rendement, du courant de court-circuit et de la tension de circuit ouvert en fonction de la durée de vie.

4) Influence du BSF

Habituellement le BSF, dans les cellules solaires est réalisé par formation d'un alliage entre le silicium et l'aluminium par exemple par Recuit Thermique Rapide (RTA) du contact p-Si/Al. La couche BSF (Back Surface Field), a pour rôle la création d'un champ électrique retarder en face arrière, qui permet d'abaisser la valeur effective de la vitesse de recombinaison et par conséquent d'améliorer les caractéristiques électriques de la cellule.

● *Variation de la concentration du BSF*

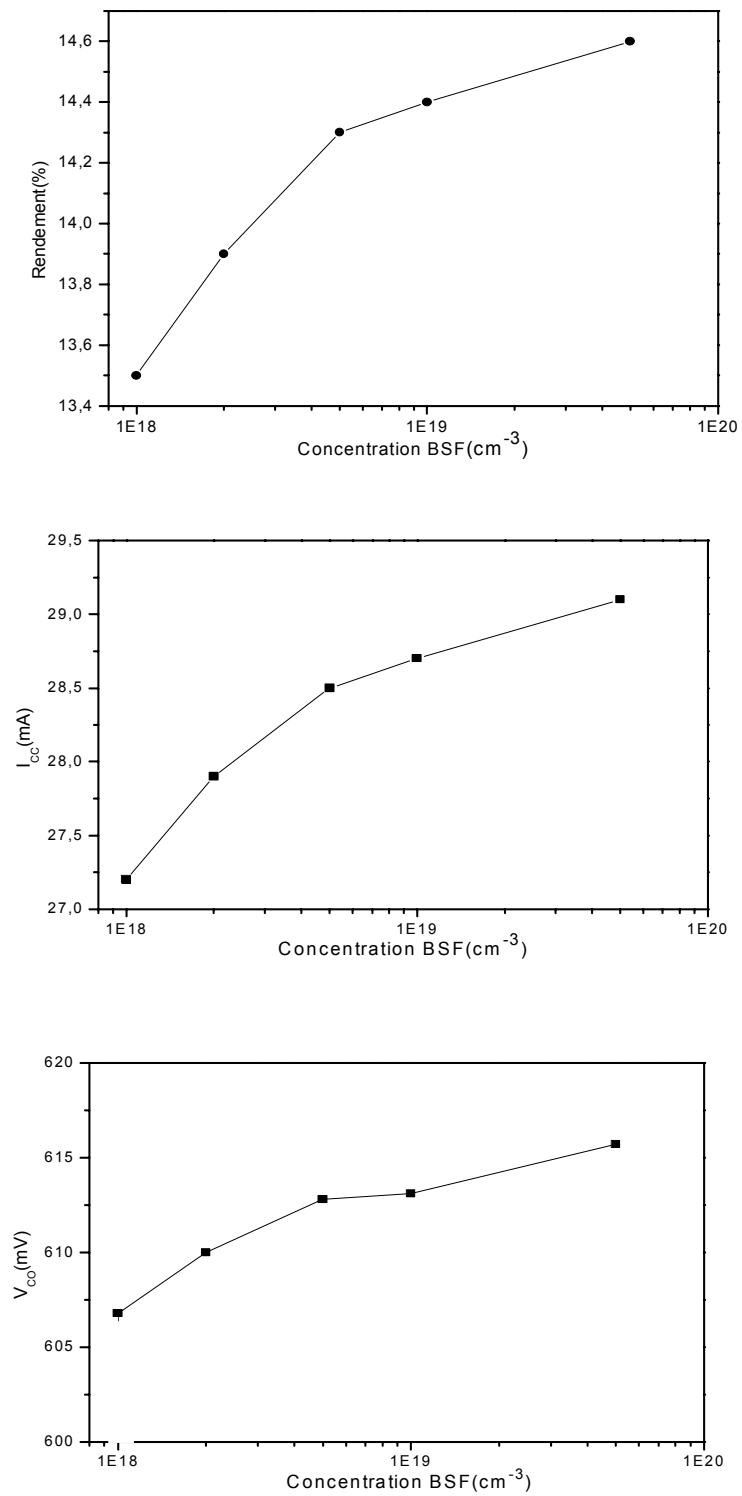


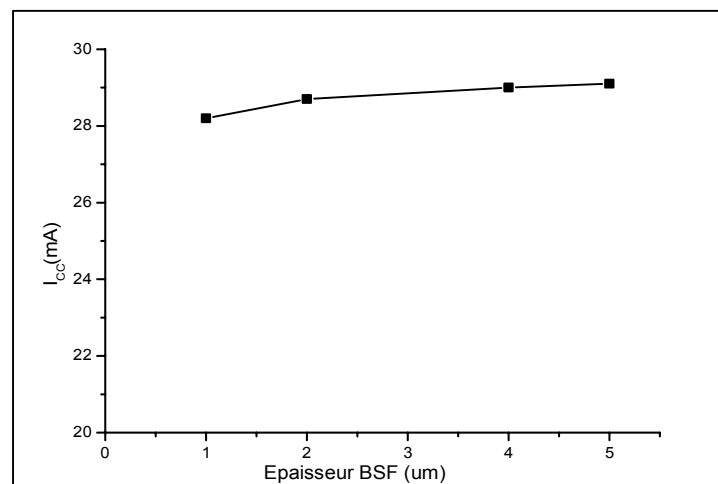
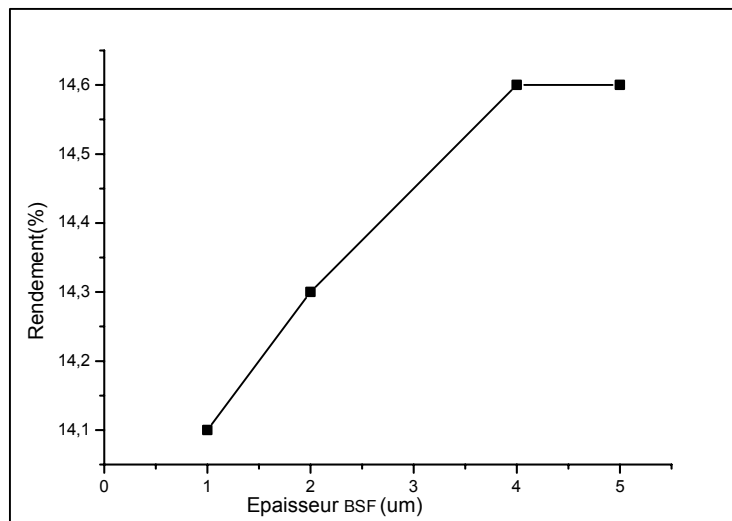
Figure IV-8. *Evolution du rendement, du courant de court-circuit et de la tension de circuit ouvert en fonction de la concentration du BSF.*

On remarque que l'augmentation du niveau de dopage du BSF donne une amélioration importante de toutes les caractéristiques de la cellule solaire jusqu'à atteindre une valeur constante pour $5.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ qui représente sa valeur optimale.

Comme pour l'émetteur, la recombinaison dans le BSF est très faible étant donné son déplacement sur la face arrière de la cellule. De plus, un BSF fortement dopé permet de réduire la recombinaison au niveau du contact métal semi conducteur.

• *Variation de l'épaisseur du BSF*

L'épaisseur de BSF doit être importante pour assurer une réduction de la recombinaison sur le contact au substrat, on remarque que le rendement en fonction de l'épaisseur de BSF arrive à son maximum quand il devient proche de $4 \mu\text{m}$.



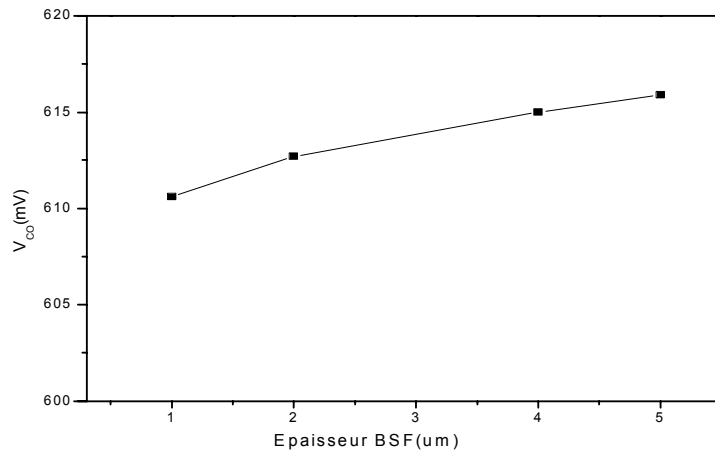
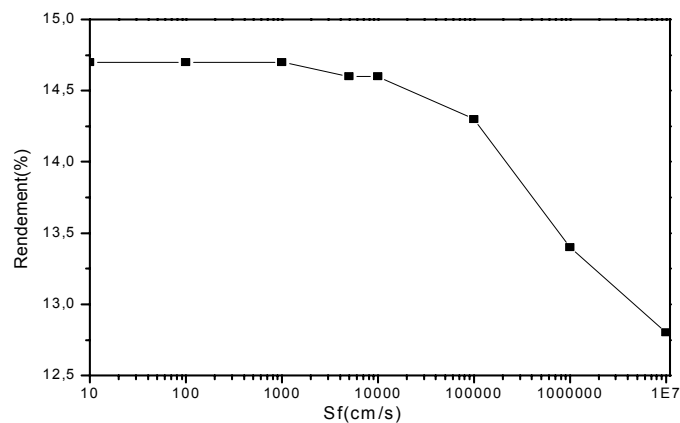


Figure IV-9 : Evolution du rendement, du courant de court-circuit et de la tension de circuit ouvert en fonction de l'épaisseur du BSF.

5) Influence de passivation

Pour examiner l'influence de la recombinaison sur les faces avant et arrière de la cellule, nous avons fait varier ces deux paramètres séparément. Les résultats de la simulation sont présentés sur les figures ci-dessous.

• Variation de S_f



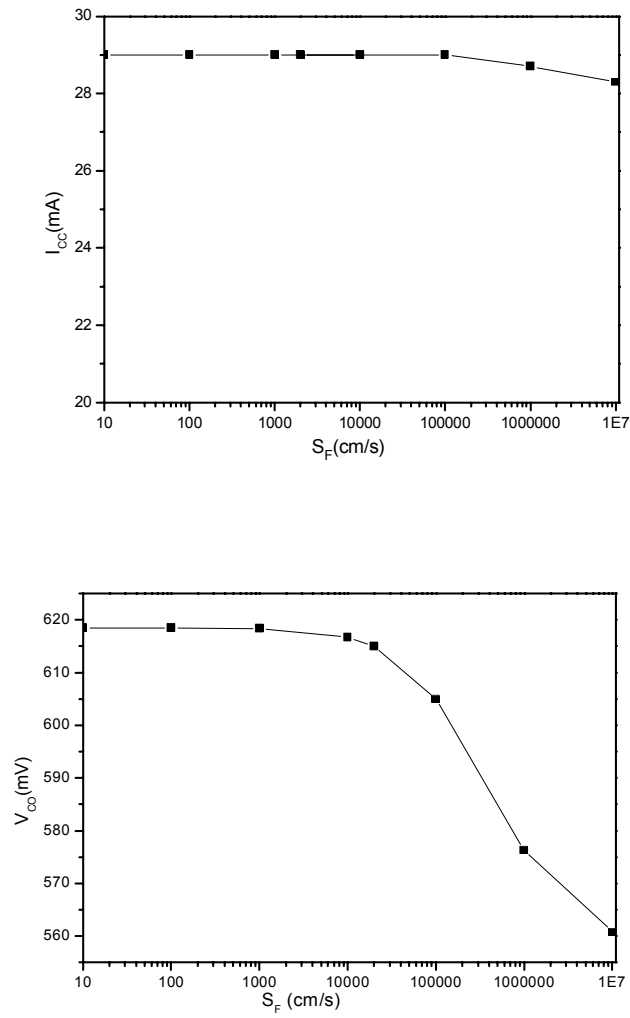
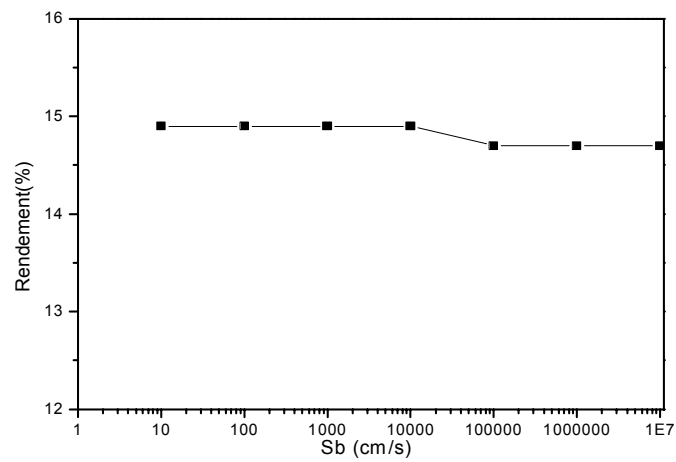


Figure IV-10. Evolution du rendement, du courant de court-circuit et de la tension de circuit ouvert en fonction de la vitesse de recombinaison face avant.

• Variation du S_b



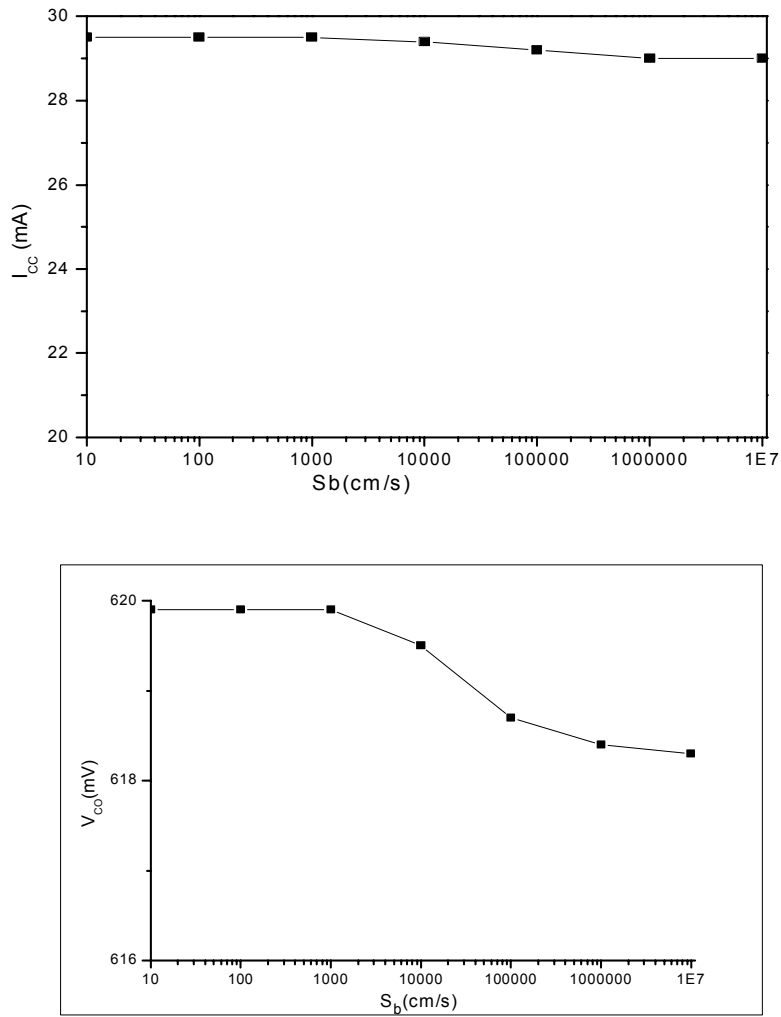


Figure IV-11. *Evolution du rendement, du courant de court-circuit et de la tension de circuit ouvert en fonction de vitesse de recombinaison face arrière.*

On constate que la vitesse de recombinaison en surface est un paramètre très influant du rendement des cellules solaires. La grande vitesse de recombinaison en face avant peut dégrader complètement le rendement. Par contre, si la vitesse de recombinaison est inférieure à 1000 cm/s, elle n'a pas d'influence importante sur les caractéristiques de la cellule. On remarque aussi que le courant de court-circuit reste constant quelque soit la recombinaison en surface. Nous constatons aussi que pour les faibles valeurs de la vitesse de recombinaison à la jonction, la phototension est maximale. La phototension décroît avec l'augmentation de la vitesse de recombinaison.

6)-Caractéristique I(V)

La cellule solaire simulée est à base de silicium polycristallin en couche mince déposée sur un substrat étranger est d'épaisseur $20\mu\text{m}$ dopée à 10^{17} cm^{-3} , avec une face avant (face éclairée) texturée en pyramides inversées. Le BSF est d'épaisseur $4\mu\text{m}$ dopé à 5.10^{19} cm^{-3} .

Le substrat à été pris en compte par un coefficient de réflexion de 80%.

Les résultats obtenus sont :

$$\mathbf{P\ max = 14.9mW \quad I_{CC} = 29.4\ mA \quad V_{CO} = 619.5\ mV \quad \eta = 14.9\% .}$$

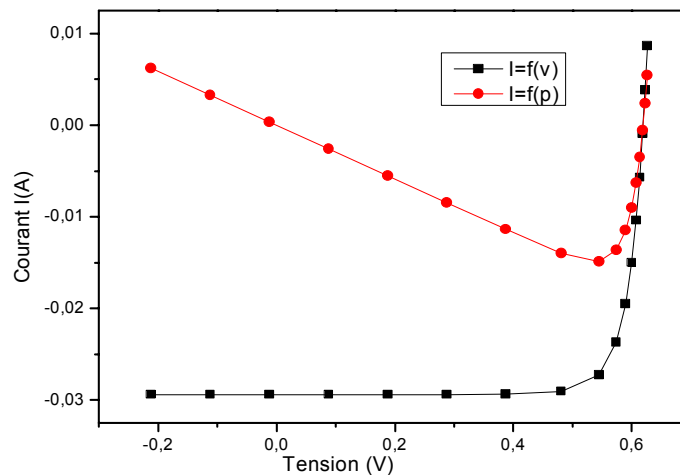


Figure IV-12. La caractéristique I(V) de la cellule solaire

7)-Réponse spectrale

La zone p/p+ engendre un champ électrique interne et joue un rôle important dans le fonctionnement des cellules solaires. En effet, elle a quatre effets sur les performances des cellules solaires :

- Repousser les électrons vers la jonction $n^+ - p$ et améliorer le rendement de collecte des porteurs.
- Motiver le piégeage des porteurs minoritaires.
- Diminuer les recombinaisons en surfaces arrière des porteurs minoritaires.
- Augmenter l'absorption optique d'une partie du spectre solaire incident.

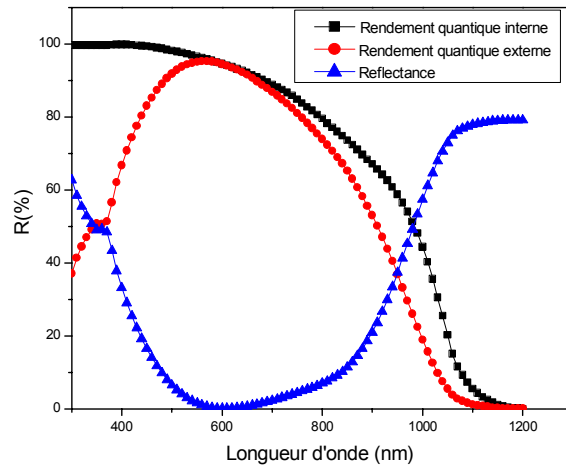


Figure IV-13. La réponse spectrale de la cellule solaire avec R_{QI} le rendement quantique interne et R le coefficient de réflexion.

La figure **IV-13** représente le rendement quantique interne. La réponse spectrale est obtenue en utilisant l'expression suivante :

$$RS = \frac{q \cdot (1 - R)}{h \cdot \nu \cdot R_{QI}}$$

L'augmentation significative de la réponse spectrale dans le domaine de longueur d'onde $> 700\text{nm}$ est liée à la lumière réfléchi par le substrat considéré comme un réflecteur arrière puis absorbée dans la zone où les porteurs sont collectés.

On observe dans le proche IR (1200nm) que la réflectivité peut atteindre des valeurs élevées jusqu'à 80% proviennent d'une absorption par le silicium polycristallin, combinée au confinement optique induit par ce réflecteur arrière.

IV-6. Conclusion

Dans ce chapitre nous avons étudié l'influence des paramètres d'une cellule solaire à base de silicium polycristallin en couche mince déposé sur un substrat en céramique sur son rendement, à l'aide du simulateur PC1D dont la structure de cette cellule est $n^+ - p - p^+$.

Le but de cette étude a été d'optimiser les paramètres géométriques et les dopages de la cellule afin d'obtenir un rendement maximum. Nous avons trouvés que le rendement de la cellule étudiée varie de façon monotone avec ces paramètres.

Dans le tableau suivant nous avons présentés les paramètres étudiés par la simulation et qui peuvent donner un bon rendement :

Texturisation	angle	54.74°
Depth		3 μm
Couche antireflet	Indice	2.03
	épaisseur	75 nm
Epaisseur de la base		20 μm
Epaisseur de l'émetteur		0.1 μm
Dopage de l'émetteur (Erfc)		10^{20} cm^{-3}
Dopage de la base		10^{17} cm^{-3}
Durée de vie des porteurs minoritaires		0.2 μs
Epaisseur du BSF		4 μm
Dopage du BSF		$5.10^{19} \text{ cm}^{-3}$
Vitesse de la recombinaison face avant		1000 cm/s
Vitesse de la recombinaison face arrière		10000 cm/s
Substrat-Coefficient de réflexion (diffus)		80%

TableauIV-3. Bilan des paramètres optimisés d'une cellule solaire à base de *pc-Si* en couche mince déposé sur un substrat céramique.

Les meilleures performances sont :

$$P_{\text{max}} = 14.9 \text{ mW} \quad I_{\text{cc}} = 29.4 \text{ mA} \quad V_{\text{co}} = 619.5 \text{ Mv} \quad \eta = 14.9\%$$

Conclusion Générale :

La progression rapide de la demande énergétique mondiale favorise le développement de l'énergie photovoltaïque. Cependant, celle-ci doit relever deux défis : le faible coût et le haut rendement. Deux principales filières permettent l'élaboration des modules et des cellules photovoltaïques : La filière du silicium massif et la filière des matériaux en couches minces. Actuellement, 80% de la production mondiale de modules photovoltaïques se fait à partir de plaques de silicium cristallin de 12 cm de côté sciées dans des lingots de silicium. Cette opération de sciage engendre une perte de matière qui est de l'ordre de 50 %. Par ailleurs, l'élaboration des lingots de silicium nécessite actuellement l'utilisation d'une charge issue de l'industrie électronique. Afin de pallier à ces deux principaux verrous technologiques, divers travaux de recherche sont actuellement en cours et concernent l'élaboration de cellules photovoltaïques en couches minces.

Les performances des cellules solaires à couches minces sont nettement améliorées depuis quelques années. Le silicium polycristallin est un matériau de plus en plus impliqué dans leur fabrication car il présente l'avantage d'un coût de revient relativement bas, en plus d'une grande facilité de dépôt en couches minces. La taille de grain du polysilicium joue un rôle dominant dans la détermination des propriétés électriques et photovoltaïques du silicium. Les joints de grain agissent en tant que pièges et centres de recombinaison. Pour réduire la densité de ces joints et améliorer le rendement, il faut augmenter la taille de grains qui peut être obtenue par une élévation de la température à des valeurs comprises entre 600°C et 1410°C.

Les techniques de dépôts de films minces à haute température nécessitent l'utilisation de **substrat céramique**, qui tolère les températures les plus élevées, jusqu'à les températures de fusion de silicium (1410°C) et qu'il doive avoir un coefficient d'expansion thermique proche de celui du silicium, et un faible coût pour une utilisation à échelle industrielle. Ces contraintes limitent ce choix à des substrats comme la mullite, la silice, l'alumine, le graphite ou encore le carbure de silicium. Par ailleurs, le principal handicap du silicium cristallin est sa faible capacité d'absorption de la lumière. Afin de réduire l'épaisseur de la couche mince silicium sans perdre en efficacité d'absorption, il devient nécessaire de piéger efficacement la lumière dans la couche mince. Le choix d'un substrat étranger doit donc tenir compte de la possibilité d'utiliser **le substrat comme réflecteur arrière**. Seuls l'alumine ou la mullite parmi les substrats de type céramique qui ont la particularité de réfléchir la lumière.

Cependant, la mullite possède un coefficient de dilatation très proche de celui du silicium par rapport à l'alumine et offre une réflectivité importante de la lumière incidente à environ de 80%. Pour ces raisons, le matériau pc-Si sur mullite est destiné à des applications photovoltaïques et qui pouvant être élaboré par plusieurs procédés de dépôts économique rapide et peu coûteux. Donc pour parvenir à cet objectif, la simulation à l'aide du logiciel PC1D a été choisie pour connaître la valeur de variation influençant sur le rendement de la cellule par différents paramètres comme l'influence de la base, l'émetteur, le BSF et l'effet de passivation en surface. Après la simulation, les résultats obtenus montre qu'une épaisseur de 20 μ m du matériau photovoltaïque pc-Si est suffisante pour réaliser une cellule solaire et permettant d'atteindre un rendement de **14.9%**. Ce résultat justifie complètement la diminution de l'épaisseur de la cellule.

Ce travail offre quelques perspectives que nous présentons ci-après :

- Envisager une réalisation par un procédé expérimental à haute température d'une cellule solaire à base du silicium polycristallin déposée sur un substrat de mullite, puis faire une comparaison avec les résultats obtenus de la simulation.
- Faire des simulations en utilisant des autres logiciels.
- Faire une étude théorique et expérimentale sur divers matériaux de types céramiques destinés aux applications photovoltaïques (Allumine, Graphite, carbure de silicium ...)
- Améliorer le confinement optique des cellules solaires (matériaux photovoltaïques et substrats).
- Améliorer le rendement.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] <http://www-fusion-magnetique.cea.fr/energies/energie02.htm>
- [2] **FAVENNEC J-P.**, Géopolitique de l'énergie : besoins, ressources, échanges mondiaux, TECHNIP, IFP Publications, 2007 284 p.
- [3] **M.A Green**, solar cells, Prentice Hall, Englewood Cliffs (1982).
- [4] **Ernst & Young**, Etude du développement de l'énergie solaire en Rhone-Alpes, Axenne,- décembre 2010
- [5] **R.B. Bergmann**, Crystalline-Si thin film solar cells: a review, *Apply.Phys.A*, 187-194 (1999)
- [6] **A.Aberle**, Crystalline silicon thin film solar cells: where are we? where to go from here? EMRS conference, strasbourg, june 2002.
- [7] **Mazel, Frédéricv**, Développement de substrats céramiques pour cellules
- [8] cboulay.free.fr/astro/sommaire/astronomie/univers/galaxie/etoile/systeme_photovoltaiques_solaire/soleil/page_soleil.htm.
- [9] **Pierre Bessemoulin(1) et Jean Oliviéri(2)**, Le rayonnement solaire et sa composante ultraviolette
- [10] **B. Flèche - D. Delagnes**, Energie solaire photovoltaïque.doc /juin 07
- [11] **Sébastien QUOIZOLA**, « Epitaxie en phase vapeur de Silicium sur Silicium mésoporeux pour report sur Substrats économiques et application photovoltaïque bas coût » *Ingénieur INSA* 2003
- [12] **A.E. Becquerel**, *Compte rendu académique de sciences* 9(1839)145 & 561.
- [13] **W. Smith**, *Nature* 7 (1873) 303.
- [14] **W.G. Adams, R.E. Day**, *Proc. R. Soc. London* 25 (1876) 113.
- [15] **M.A. Green, K. Emery, D.L. King, S. Igari, W. Warta**, *Prog. Photovolt. : Res. Appl.* 11(2003) 1.
- [16] http://www.wissenschaft_publi_bulletin_electronique/archives/68/4639.ml
Histoire des Photopiles [nkreich.de/français/3.1](http://www.nkreich.de/français/3.1)
- [17] **Alain RICAUD**, L'électricité photovoltaïque, document de synthèse 2009.
- [18] **www.editionsdumoniteur.com** Complément technique, Les principes de l'énergie solaire photovoltaïque, Mars/Avril 2008
- [19] **BENAICHE Mouna**, « Etude des matériaux semi-conducteurs III-V Application à la conversion photovoltaïque » *Mémoire de Magister, UNIVERSITE COLONEL HADJ LAKHDAR BATNA*, 2007

- [20] **Yannick Veschetti**, « Modélisation, caractérisation et réalisation de nouvelles structures photovoltaïques sur substrat de silicium mince », 2005
- [21] **MATHIEU H.**, Physique des semi-conducteurs et des composants électroniques, *Paris : Masson, p. 580, 1996.*
- [22] **Honsberg C., Bowden.** Photovoltaics : Devices, Systems and Applications [CDROM]. *Sydney : University of New South Wales, 1998.*
- [23] **GREEN M.A.** Silicon solar cells : Advanced Principles and Practice. Sydney, Australia : centre for photovoltaic devices and systems, UNSW, 366p., 1995.
- [24] **RICAUD A.** Photopiles solaires. *Lausanne, Suisse : Presse polytechniques et universitaires romandes, 1997, 332p.*
- [25] **SZLUFCHIK J. et al.** Low-cost industrial technologies of crystalline silicon solar cells. *Proc. Of the IEEE, 1997, Vol. 85, N0.5, pp. 711-729*
- [26] **KAMINSKI A.** « Etude des étapes technologiques critiques dans la production des cellules solaires en silicium multicristallin », *Thèse, INSA de Lyon, 1997, 165p.*
- [27] **PAPET P.**, « Nouveaux concepts pour la réalisation de cellules photovoltaïques à contacts interdigités sur substrats minces en silicium cristallin », *Thèse EEA. Lyon : INL - INSA de Lyon, 2007, 157 p.*
- [28] **Julien DUPUIS**, «Elaboration et caractérisation de couches de SiO_xNy : H et SiNx:H réalisées par méthode PECVD : application à la face arrière des cellules photovoltaïques en silicium » 2009-ISAL-0085 Année 2009.
- [29] **LELIEVRE J.-F.**, «Elaboration de SiNx:H par PECVD : optimisation des propriétés optiques, passivantes et structurales pour applications photovoltaïques », *Thèse EEA, Lyon : INL - INSA de Lyon, 2007, 197 p.*
- [30] **LÖLGEN P.**, « Surface and volume recombination in silicon solar cells », *Thèse, Utrecht, Pays-Bas : Universiteit Utrecht, Faculteit Natuur en Sterrenkunde, 152 p, 1995,*
- [31] **DUERINCKX F. et SZLUFCHIK J.**, Defect passivation of industrial multicrystalline solar cells based on PECVD silicon nitride, *Solar Energy Materials & Solar Cells vol.72 (2002), pp. 231-246.*
- [32] **HONSBURG C. et BOWDEN S.**, Photovoltaics : Devices, Systems and Applications [CDROM]. *Sydney, Australia : University of New South Wales, 1998.*

- [33] **Silicium** : de l'âge de pierre aux nanotechnologies, Livre groupe.com. pdf /60071- Silicium.html
- [34] **CECIL Miquel** Système P.V fabrication et impact- Juillet 2009
- [35] **CECIL Miquel**, Document 634234564258437500, 2009
- [36] **N. BELOUCIF, F. MANSOUR**, « Modélisation de l'effet de la passivation arrière et frontale pour l'optimisation du rendement d'une cellule solaire à base de silicium polycristallin » *Université Mentouri, Constantine, Algérie*, 2009.
- [37] **Barnett A. M., Ford D. H., Checchis J. C. et al.** Very large area Silicon Film™ solar cells. *Proc. of the 14th European PV Solar Energy Conference, Barcelona, Spain, 1997, pp. 999-1002.*
- [38] **S. Bourdais** « Etude du Dépôt et des Propriétés Physiques du Silicium Polycristallin obtenu par le procédé RTCVD sur Substrats de Mullite. Application aux Cellules Photovoltaïques en Couches Minces », *Thèse de l'université Louis Pasteur de Strasbourg* (2000).
- [39] **J. H. Werner, R. B. Bergmann, R. Brendel.** «The challenge of crystalline thin film solar cells» *Adv. Sol. State. Phys. Vol.34* (1994)
- [40] **Abdellatif ZERGA**, « Caractérisation, Modélisation et Simulation Numérique des cellules photovoltaïques à base de silicium polycristallin en couche mince déposée par "RT-CVD" » *Université Abou Bakr BELKAÏD – Tlemcen*, 2005.
- [41] **Malek BENMANSOUR**, «Développement, Contrôle et Modélisation d'un procédé de projection de poudres de silicium par plasma RF – Application aux couches minces photovoltaïques», *Thèse, PARIS*, 2003
- [42] **C.Hebling, S.Reber, K.Schmidt, R.Ludemann, F.Lutz** Proceeding 26ème IEEE PVSC, p.1451, *Anaheim, CA, USA* 1997
- [43] **H. Föll**, "Defects in Crystals" [en ligne]. Disponible sur : <http://www.tf.uni-kiel.de/matwis,634>
- [44] **V.G. POPOV**, "Solar cells based on multocrystalline silicon", *semiconductors physics, quantum electronics & optoelectronics, Vol.3(4)*, 479-488 ,2000
- [45] **H.J. MOLLER, C. FUNKE, et al**, "Multicrystalline silicon for solar cells", *Thin Solid Films* 487, 179– 187,2005
- [46] **Zohra BENMOHAMED**, " Caractérisation et analyses des cellules solaires à base de silicium multicristallin, *Thèse de doctorat, UNIVERSITE MENTOURI DE CONSTANTINE*, 2009.

- [47] **S. ENRICHETTA**, «Recombination mechanisms in crystalline silicon: bulk and surface contributions », *international journal of photoenergy Vol. 1 ,1-9*, 1999.
- [48] **G.MATHIAN, H.AMZIL**, «Dependance electronic properties of polysilicon grain size intragrain defects », *solide sta. Elect. Vol.26, 131-141*, 1983
- [49] **J.P. D E V I L L E, J. QUESADA, et al**, "incorporation, diffusion et segregation d'impuretes dans le s i l i c i u m polycristallin, journal de physique ", *Colloque C1, supplément au no 10, T. 43, C1-193*, 1982
- [50] **S. PONCE-ALCA' NTARA, C. DEL CAN' IZO, et al**,"Adaptation of monocrystalline solar cell process to multicrystalline materials", *Solar Energy Materials & Solar Cells Vol87, 411-421*, 2005
- [51] **H. J. MOLLER, et all**," oxygen and lattice distorsions in multicrystalline silicon", *Solar Energy Materials & Solar Cells, Vol. 72, 403-416*,2002
- [52] **Y.S. Tsuo, J.B. Milstein and T. Surek** "Grain Boundary Structures and Properties in Polycrystalline Silicon" Published in "Grain Boundaries in Semi conductors" *Elsevier Science Publishing Company, p155* (1982)
- [53] **J.H. Rose and R. Gronsky** "Scanning Transmission Electron Microscope Microanalytical Study of Phosphorus Segregation at Grain Boundaries in Thin Film Silicon" *Applied Physics Letters, Vol. 41(10), p.993* (1982)
- [54] **J. OUALID, H. AMZIL, et al**, " proprietes electroniques des joints de grains dans le silicium polycristallin, *journal de physique, colloque cl, supplément au n°10, T. 43, cl-313*, 1982
- [55] **A.ROCHER**, " origine structurale et chimique de l'activation des joints de grains dans le silicium", *revue phy. appl.Vol. 22,591-595*, 1987
- [56] **W. B. Jackson, N. M. Johnson, D. K. Biegelsen**, « density of gap states of silicon grain boundaries determined by optical absorption » *JAP Vol.43 N°2(1983) p.195*
- [57] **Kerr M. J.**, Surface, emitter and bulk recombination in silicon and development of silicon nitride passivated solar cells, *Thèse de Doctorat, Australian National University, 2002.*
- [58] **SAYAD Yassine**, « Interaction Laser-Semiconducteur : Contribution à l'étude de la technique LBIC - application au silicium photovoltaïque ». *Thèse de doctorat, UNIVERSITE MENTOURI DE CONSTANTINE, 2009.*
- [59] **D. K. Schroder**, « carrier lifetimes in silicon » *IEEE Trans. On Electron. Devices Vol.44 N°1 p.160* (1997).

- [60] **A. Zerga, F. Dujardin, B. Benyoucef and J-P. Charles** "A New Coefficients of the Minority Carrier Lifetime and Bandgap Narrowing Models in the Transparent Emitter of the Thin Film Silicon Solar Cells" *Active and Passive Electronic Components, Vol.24(3), p.141* (2003).
- [61] **A. Acedevo** "Limits of the Maximum Efficiency of Silicon Solar Cells - Effects due to Auger Generation and to Deep Levels" *Revista Mexicana de Fisica, Vol.42-3* (1996).
- [62] **D. K. Schroder** "Carrier Lifetimes in Silicon" *IEEE Transactions on Electronic Devices, Vol.44, N°1, p.160* (1997)
- [63] **A. K. Ghosh, C. Fishman and T. Feng** "Theory of the Electrical and Photovoltaic Properties of Polycrystalline Silicon" *Journal of Applied Physics*.
- [64] **D. P. Joshi and D. P. Bhatt** "Grain Boundary Barrier Heights and Recombination Velocities in Polysilicon Under Optical Illumination" *Solar Energy Materials, Vol.22, p.137* (1991)
- [65] **S. A. Edminston, A. B. Spool, M. A. Green, S. R. wenham,** "Modelling of thin-film crystalline Silicon Parallel Multijonction Solar cells, dessor" *progr. Photovolt. Vol.3 p.333* (1995)
- [66] **S.Reber, W.Wettling,** *Appl. Phys. A, Vol.69, pp.215-220,* 1999
- [67] **A. Fave, B. Semmanche, S. Berger, P. Kleimann, F. Mazel, J. M. Olchowik, A. Laugier** 16th European photovoltaic solar energy conference, p. 1140-1143, Glasgow, Mai 2000
- [68] **T.H.Wang, T.F.Ciszek** *Journal of Crystal Growth, Vol.174, pp.176-181,* 1997
- [69] **J.Hotzel, K.Peter, G.Willeke, E.Bucher** 14th European Photovoltaic Solar Energy Conf., p.1421, UK, 1997
- [70] **Malika MADANI,** Réalisation des couches antireflet dans les cellules solaires à couches minces, *Mémoire de magister, université de tlemcen,* 2006
- [71] **M.L. Hitchman and K. F. Jensen** "Chemical Vapor Deposition: Principles and Applications" *Academic Press Ltd* (1993).
- [72] **R. Rogel, K. Kission, T. Mohammed-Brahim, M. Sarret, O. Bonnaud, J.P. Kleider** Proc. 2nd Conf. and Exh on Photovoltaic Solar Energy vienna, pp 1701 à 1704 1998.
- [73] **C. Niikura, R. Brenot, J. Guillet, J. E. Bouree, J. P. Kleider, and C. Longeaud** *Solar-Energy-Materials-and-Solar-Cells, Vol.66, pp.421-429,* 2001.

- [74] **T.Kaneko, K.Onisawa, M.Wakagi, Y.Kita, T.Minemura**
J. Appl. Phys, 32, p.4907, 1993
- [75] **H.Brummack, R.Bruggemann, H.Nwanka, A.Hiezenberger, M.B.Schubert** 26th IEEE Photovoltaic Specialists Conf. P.679, 1997
- [76] **J.P. Kleider, C. Longeaud, M. Gauthier, M. Meaudre, R. Meaudre, R. Butté, S. Vignoli, P. Roca i Cabarrocas** Appl. Phys. Lett., 75, p. 3351, 1999
- [77] **H.Keppner, J.Meier, P.Torres, D.Fischer, A.Shah** Appl. Phys. A., Vol.69, pp. 169-177, 1999
- [78] **H.N.Wanka, M.Bschubert, A.Hierzenberger, V.Baumung**, 14th Europ. Photovoltaic Solar Energy Conf. P.1003, 1997
- [79] **P.Torres, J.Meier, U.Kroll, H.Keppner, A.Shah, U.Malang** 26th IEEE Photovoltaic Specialists Conf, pp. 711, 1997
- [80] **R. P. S. Thakur and R. Singh** "Thermal budget consideration in rapid isothermal processing", *Applied Physics Letters Vol. 64 N°3, p.327* (1994)
- [81] **A. Slaoui, E. Pihan, A. Focsa** « Thin-film silicon solar cells on mullite substrates », *INESS Strasbourg France*, 2005.
- [82] **A. Slaoui, A. Focsa, A. Zerga, E. Pihan, O. Tuzun.** "Matériaux et cellules sur silicium polycristallin en couches minces", *INESS – Rapport d'activité p.57 à 61*
- [83] **L. Bowen et J.W. Greig**, The System: Al₂O₃-SiO₂, *J. Am. Ceram. Soc.*, 1924, 7, 238-254, *ibid.*, p. 410
- [84] **W. E. Cameron**, Exsolution in "stoichiometric" mullite, *Nature*, 264, 736-738, 1976.
- [85] The Azo Journal of Materials Online,
<http://www.azom.com/Details.asp?ArticleID=925>.
- [86] **H. Shneider, M. Schmucker, K. Ikeda, W. A. Kaysser.** "Optically translucent mullite ceramics" *J. Am. Ceram. Soc. Vol. 76 N°11(1993) p.2912*
- [87] **Ahmed ESHARGHAWI**, «Élaboration de matériaux poreux à base de mullite par procédé SHS», *Thèse, université de limoges*, 2009.

ملخص

هذا العمل يهدف إلى دراسة خلية شمسية مؤسدة على فيلم رقيق من مادة السليسيوم متعدد البلورات مثبتة على ركيزة من نوع السيراميك (Mullite) حيث هذا التركيب هو على نحو $n^+ - p - p^+$. المحاكاة باستعمال البرنامج PC1D قد اختيرت لأجل تحديد قيم التغيرات لمختلف الوسائط المؤثرة على مردود الخلية كمثال التأثيرات المتعلقة بالباعد، القاعدة، الطبقة المضادة للانعكاس، BSF. النتائج المتحصل عليها بينت إمكانية تحقيق مردود مناسب (>14%) باستعمال فيلم من السليسيوم بسماك قدره $20\mu m$. هذه النتائج تبرر إمكانية تخفيض سمك الفيلم، و كذلك الدور الذي تلعبه ركائز السيراميك على فعالية الخلايا الضوئية من خلال الحبس الشعاعي داخل الطبقة النشطة.

الكلمات المفتاحية: خلية ضوئية، فيلم رقيق، السليسيوم متعدد البلورات، ركيزة، السيراميك (mullite)، المرود، الحبس الشعاعي.

Résumé

Ce travail constitue une contribution à l'étude d'une cellule solaire à base du silicium polycristallin en couche mince déposé sur un substrat en céramique (mullite) dont la structure de cette cellule est de type $n^+ - p - p^+$.

La simulation par le logiciel PC1D a été choisie pour connaître la valeur de variation influençant sur le rendement par différents paramètres comme l'influence de l'émetteur, la base, le BSF et l'effet de passivation en surface.

Après la simulation, les résultats montrent qu'il est possible d'atteindre un rendement convenable (>14%) avec un film de $20\mu m$ d'épaisseur.

Ce résultat justifie la diminution de l'épaisseur de la couche silicium, ainsi le rôle qui jouent ces substrats sur les performances photovoltaïque, permettant un confinement optique favorable dans la couche active.

Mots clés : cellule solaire, couche mince, silicium polycristallin, substrat, mullite, rendement, confinement optique.

Abstrat

This work is a contribution to the study of solar cell polycrystalline silicon thin film deposited on a ceramic substrate (mullite), the structure of this cell is of type $n^+ - p - p^+$.

The simulation software PC1D was chosen to determine the value of variation influencing the performance parameters such as the influence of the emitter, the base, the BSF and the effect of surface passivation.

After the simulation, the results show that it is possible to achieve an adequate return (>14%) with a film thickness of $20\mu m$.

This result justifies the decrease in the thickness of the silicon layer, and the role played by these substrates photovoltaic performance, allowing a favorable optical confinement in the active layer.

Keywords: solar cell, thin film, polycrystalline silicon, substrate, mullite, performance, optical confinement.