

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Abou-Bekr BELKAÏD –Tlemcen–

Faculté des sciences

Département de Physique

Unité de Recherche des Matériaux et Energies Renouvelables



Mémoire De Master

Spécialité : Physique Énergétique et Matériaux

Sur le Thème

**Étude de transfert des films minces de silicium
monocristallin dans la réalisation de cellule solaire
à faible budget thermique**

Présenté par : BENCHERRAT Abdennebi

Soutenu le: 24 juin 2012

Devant le jury composé de :

<u>Président :</u>	Pr N. GHELLAI	Professeur, Université de Tlemcen
<u>Encadreuse :</u>	Pr A. BENSAOULA	professeur, Université de Tlemcen
<u>Examineurs :</u>	Dr R. BENMOUNA	M.C.A, Université de Tlemcen
	Dr R. CHERMITTI	M.C.A, Université de Tlemcen

Année universitaire:2011 - 2012

Dédicace

J e dédie ce modeste travail :

À mes parents qui me sont les plus chers.

Et à tous ceux que j'aime.

Remerciements

Je remercie Dieu tout puissant de m'avoir accordé la volonté et le courage pour réaliser ce mémoire.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Mme A. OULD-ABBAS. BENSAOULA Professeur à l'université de Tlemcen, qui m'a dirigé dans l'élaboration de ce travail.

Je remercie Mme GHELLAI Professeur à l'université de Tlemcen pour m'avoir fait l'honneur de présider ce jury.

Mes remerciements les plus élogieux à M^r MENMOUNA M.C.A à l'université de Tlemcen, à M^r CHERMITTI M.C.A à l'université de Tlemcen de m'avoir honoré par leur présence au jury autant qu'examineurs.

Je tiens à remercier tous mes amis qui m'ont aidé de loin ou de près dans la réalisation de ce travail et en particulier ABDESSELAM.

Sommaire

Sommaire.....	1
Introduction générale.....	5
Chapitre 1 : Cellules PV en Si et le Si en couches minces.....	7
Introduction.....	8
I- Les cellules PV à base de Si.....	8
I.1. Notions préliminaires sur le rayonnement solaire.....	8
I.2. Principe de fonctionnement de la cellule photovoltaïque.....	9
I.3. Caractérisation physique des cellules photovoltaïques.....	10
I-4. Les différents types de cellules photovoltaïques.....	13
II-Le Si en couches minces.....	15
II.1. Notion de couche mince.....	15
II.2. Silicium amorphe.....	16
II.2.1. Définition.....	16
II.2.2. Dépôt du silicium amorphe.....	17
II.3. Silicium cristallin.....	17
II.3.1. Définition.....	17
II.3.2. Techniques de cristallisation.....	18
II.3.2.1. Cristallisation en phase solide (SPC).....	18
II.3.2.2. Technologie CSG (Crystalline Silicon on Glass).....	18
II.3.2.3. Méthode AIC (Aluminium Induced Crystallisation).....	19
II.3.2.4. Cristallisation par recuit laser.....	20
II.4. Cellules à faible budget thermique.....	20
II.5. Silicium monocristallin.....	22
Méthode de BRIDGEMAN.....	22
Méthode de tirage (CZOCHEWALSKI) (CZ).....	23
Méthode de la zone flottante (FZ).....	25
Conclusion.....	27

Chapitre2 : Transfert des films minces à partir de Si poreux.....	28
Introduction	29
2.1. Le silicium poreux.....	29
2.1.1. Historique.....	29
2.1.2. Mécanismes de formation de Si poreux.....	29
Voie humide.....	29
Dissolution chimique.....	30
Anodisation électrochimique.....	30
Voie sèche : gravure par attaque plasma.....	32
2.1.3. Caractérisation des couches poreuses.....	34
2.2. L'épitaxie.....	37
2.2.1. Définition.....	37
2.2.2. Différentes techniques de l'épitaxie.....	37
Epitaxie par jet moléculaire.....	37
Epitaxie en phase liquide.....	38
Epitaxie en phase vapeur.....	39
2.3. Silicium poreux comme couche sacrificielle.....	40
2.4. Procédés de transfert de films minces à base de silicium poreux.....	41
procédé PSI.....	41
Procédé QMS.....	42
Procédés ELTRAN et SCLIPS par Canon.....	43
Procédé FMS.....	44
Procédé SPS.....	45
2.5. Méthodes de collage des films minces.....	46
Pâte de sérigraphie.....	46
Collage anodique.....	47
Spin on glass (SOG).....	48
Conclusion.....	49

Chapitre 3 : Réalisation d'une cellule solaire à couche mince.....	50
Introduction.....	51
3.1. Techniques applicables dans la réalisation d'une cellule solaire.....	51
3.1.1. Formation de la jonction.....	51
Diffusion thermique.....	51
Epitaxie.....	52
3.1.2. Couche antireflet.....	52
Quelques techniques de dépôt.....	53
Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD).....	54
Dépôt chimique en phase vapeur à basse pression (LPCVD).....	55
Texturation de la surface.....	55
3.1.3. Technique de dépôt des contacts métalliques.....	56
Evaporation thermique sous vide.....	56
Pulvérisation cathodique.....	57
Photolithographie.....	59
Le procédé lift-off	62
3.2. Réalisation d'une cellule à faible budget thermique.....	63
1-Cellule avec émetteur obtenu in-situ par épitaxie.....	64
2- Cellule à hétérojonction a-Si:H/c-Si (émetteur en Si amorphe).....	70
3.3. Simulation par le PC1d.....	73
Résultat de la simulation.....	74
Conclusion.....	78
Conclusion générale.....	79
Bibliographie.....	81

Introduction générale

La production de l'électricité à partir de l'énergie solaire est devenue très importante ce qui conduit à développer les cellules photovoltaïques et améliorer leurs rendements. Le silicium est le matériau le plus largement utilisé pour la conversion photovoltaïque. Cependant, le coût du silicium constitue près de 50 % du prix de revient d'un module photovoltaïque. La réduction de consommation de matériau silicium est une solution très importante. Pour cela, une nouvelle technologie a été envisagée : C'est le transfert des films minces. Cette technologie est utilisée afin d'obtenir les couches minces de silicium monocristallin qui est le seul type de silicium capable de conserver un rendement de l'ordre de 20% avec une épaisseur réduite de matériau actif. Elle consiste à la croissance par l'épitaxie d'un film mince de silicium monocristallin à partir d'un substrat de la même nature et ensuite, le report de ce film sur un support de faible coût. A partir de ce film obtenu, la cellule photovoltaïque est réalisée avant ou après le report du film sur substrat bas coût. Le but de cette technologie est d'obtenir d'une couche mince de silicium monocristallin ($< 50 \mu\text{m}$) de bonne qualité. Mais le problème rencontré est la difficulté de séparation du film épitaxié. D'une part, aucune technologie de sciage n'est aujourd'hui capable de fournir des épaisseurs aussi faibles que $20 \mu\text{m}$ et d'autre part, les pertes de matière au niveau du trait de coupe seraient très importantes. Au mieux l'épaisseur du trait de coupe est égale à l'épaisseur de la couche sciée, ce qui entraîne 50 % de perte de matière. Les experts ont trouvé une solution adéquate de ce problème qui consiste à former (avant l'épitaxie) une double couche de silicium poreux caractérisée par une couche sacrificielle de forte porosité, pour faciliter le détachement, surmontée par une couche de faible porosité sur laquelle la croissance épitaxiale est convenablement faite.

Le travail réalisé dans ce mémoire est présenté selon trois chapitres :

Le premier chapitre est constitué de deux parties, dans la première nous exposons les cellules solaires à base de silicium de façon général. Dans la deuxième partie, nous étudions le silicium en couches minces en citant les différentes méthodes d'élaboration de silicium monocristallin.

Dans le deuxième chapitre nous nous sommes intéressé aux différents procédés de transfert des films minces et en particulier à base de silicium poreux dont nous citons les différentes propriétés.

Dans le troisième chapitre nous présentons quelques techniques des différentes étapes de réalisation d'une cellule solaire à couches mince. Nous avons fait une simulation par PC1d afin d'optimiser les paramètres constituant la cellule à faible budget thermique.

Chapitre 1

Cellules PV en Si et le Si en couches minces

Introduction

Le rayonnement solaire est une source d'énergie importante, inépuisable pour des millions d'années. Les enjeux du développement des modules photovoltaïques sont l'abaissement des coûts de productions et de façon complémentaire, l'augmentation du rendement de conversion. Le silicium est le matériau le mieux placé par de son abondance et sa non toxicité.

I- Les cellules PV à base de Si

I.1. Notions préliminaires sur le rayonnement solaire

Le soleil est la source d'énergie utilisée dans les applications photovoltaïques. La surface de celui-ci se comporte comme un corps noir à la température d'environ $5800K$ ce qui conduit à un pic d'émission situé à une longueur d'onde de $0,5 \mu m$ pour une puissance d'environ $60MW/m^2$.

En tenant compte de la surface apparente du soleil et de la distance entre celui-ci et la terre, cela conduit à un éclairage moyen dans l'année de $1,36 kW/m^2$ hors atmosphère.

Afin de comparer et d'unifier les performances des cellules photovoltaïques, il a été institué la notion d'Air Mass (AM), elle quantifie la quantité de puissance absorbée par l'atmosphère en fonction de l'angle θ du soleil par rapport au zénith :

$$AM = 1/\cos(\theta)$$

Si le soleil est au zénith du lieu d'observation, $\theta=0^\circ$, $AM=1$: la notation utilisée est $AM1$. $AM1$ correspond à l'irradiation hors atmosphère, et est surtout utilisée pour prédire le comportement des cellules pour applications spatiales. Le spectre standard le plus étudié est $AM1.5G$, G signifiant global car il tient compte à la fois des radiations directes et diffuses, par opposition à $AM1.5D$ qui ne tient compte que de directes. $AM1.5G$ donne une irradiation de $970 W/m^2$, mais a été arrondi à $1 kW/m^2$.

Les spectres $AM0$ et $AM1.5$ sont représentés sur la figure 1.1:

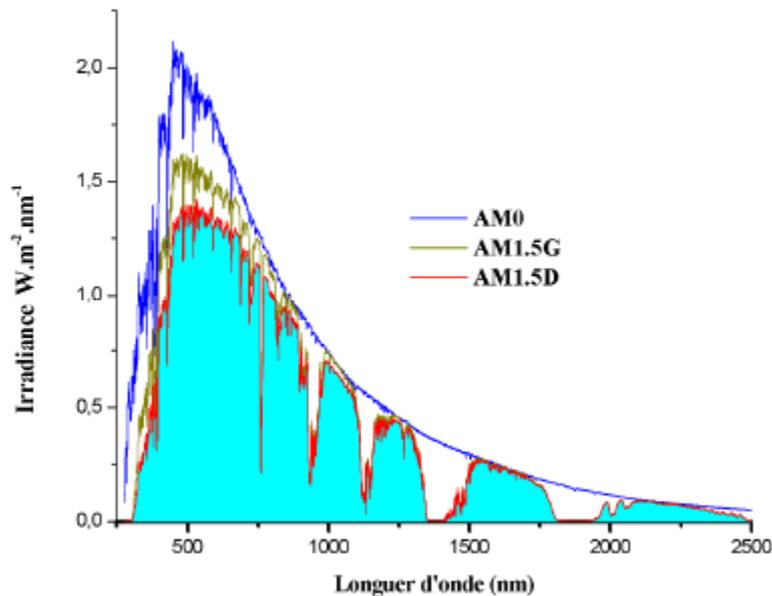


Figure 1.1 : spectres AM0 et AM1.5 [1]

Il apparaît que la partie la plus importante du spectre solaire à la surface de la terre concerne le domaine du visible et du proche infrarouge.

I.2.Principe de fonctionnement de la cellule photovoltaïque

La cellule photovoltaïque classique biface en silicium est constituée d'une jonction PN (Figure 1.4). Cette dernière est la juxtaposition de deux zones, l'une comportant un fort excès d'électrons libres - partie N - et l'autre comportant un fort défaut d'électrons libres (ou excès de trous) – partie P. La jonction PN engendre un champ électrique dans la zone de charge d'espace, à l'interface des deux zones N et P.

Les photons incidents créent des porteurs dans les zones N et P et dans la zone de charge d'espace.

Ces porteurs ont un comportement différent suivant la région où ils sont générés :

Dans la zone N ou P, les porteurs minoritaires qui atteignent la zone de charge d'espace sont "envoyés" par le champ électrique dans la zone p (pour les trous) ou dans la zone N (pour les électrons) où ils seront majoritaires. On aura un photo-courant de diffusion ; dans la zone de charge d'espace, les paires électron/trou créées par les photons incidents sont dissociées par le champ électrique : les électrons vont aller vers la région N, les trous vers la région P. on aura un photo-courant de génération.

Ces deux contributions s'ajoutent pour donner un photo-courant résultant I_{ph} . C'est un courant de porteurs minoritaires. Il est proportionnel à l'intensité lumineuse.

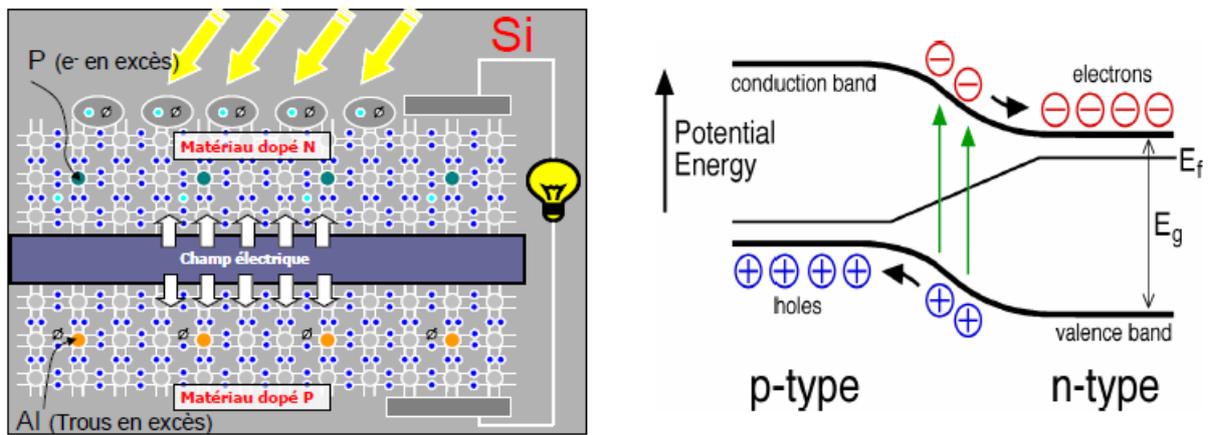


Figure 1.2 : principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque avec le diagramme énergétique [2].

I.3. Caractérisation physique des cellules photovoltaïques

Caractéristique courant/tension et schéma équivalent

La figure 1.5 représente les caractéristiques courant-tension d'une cellule photovoltaïque sous obscurité et sous éclairement.

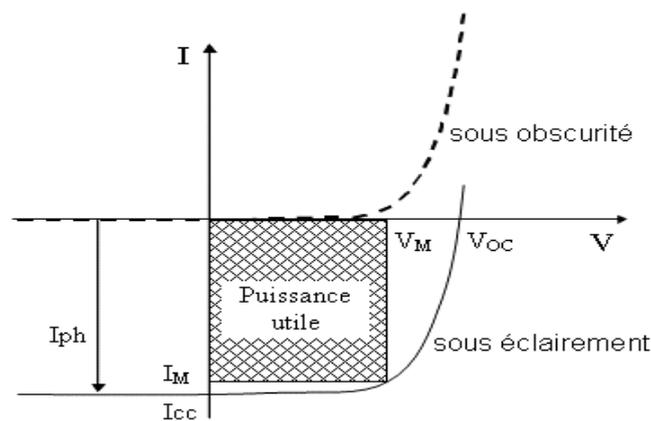


Figure 1.3 : Caractéristique courant/tension[3]

Pour une cellule solaire sous obscurité et polarisée par une tension V , la courbe obéit à l'équation de Shockley suivante:

$$I_{obs} = I_s \left(\exp\left(\frac{qV}{nKT}\right) - 1 \right) \quad (1)$$

Où I_{obs} est le courant d'obscurité, I_s est le courant de saturation, q la charge de l'électron, k la constante de Boltzmann, T la température et n le facteur d'idéalité de la diode qui tient compte des recombinaisons (dans le cas idéal, il est égale à 1).

Sous éclairage, les paires électron-trou créées dans le semi-conducteur, sont balayées par le champ électrique interne et produisent un courant I_{ph} . Le courant I_{ph} passe dans le circuit extérieur à travers une résistance de charge R_{ch} , ce qui induit une auto polarisation V de la cellule.

Dans le modèle le plus simple (modèle linéaire), qui stipule la superposition des courants d'obscurité et d'illumination, I et V sont reliés par :

$$I(V) = I_{obs}(V) - I_{ph} \quad (2)$$

Dans le cas réel, des résistances de contacts (résistivité des électrodes et des interfaces métal-matériaux organiques) et des pertes ohmiques (dus à la résistivité des couches organiques) ainsi que des courants de fuite (des courants de court-circuit) apparaissent à travers la cellule.

Schéma équivalent :

La figure 1.4 propose un modèle électrique de la cellule photovoltaïque :

on y retrouve le générateur de courant I_{ph} correspondant au courant photo généré ainsi que les résistances complémentaires, R_s (résistance série) et R_p (résistance parallèle), et un diode d (le courant diode représente le courant d'obscurité I_{obs})

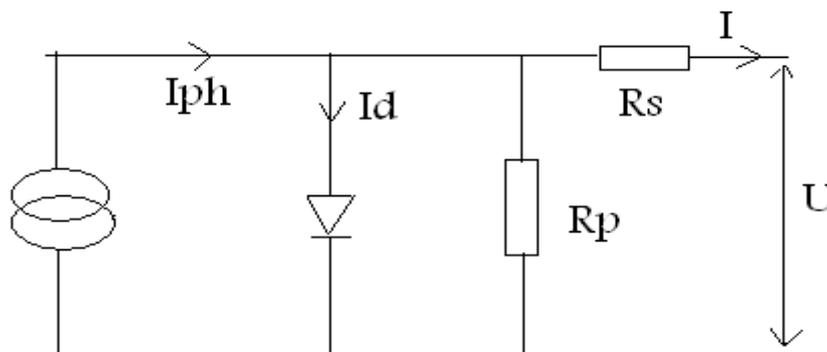


Figure 1.4 : schéma électrique d'une cellule solaire.

La résistance série est une résistance liée à la résistivité propre aux contacts entre les différentes régions constitutives de la cellule, à savoir l'émetteur, la base et l'impédance des électrodes.

La résistance parallèle R_p est également connue sous le nom de résistance de court-circuit.

Elle traduit l'existence de shunts à travers l'émetteur. Ces résistances donnent dans le cas réel une évaluation des imperfections de la diode.

Les paramètres des cellules photovoltaïques

Les paramètres des cellules photovoltaïques, extraits des caractéristiques courant-tension, permettent de comparer différentes cellules éclairées dans des conditions identiques. Ces paramètres sont définis comme suit :

a) Courant de court-circuit (I_{cc}) :

Le courant de court-circuit est le courant qui circule à travers la jonction sous illumination sans application de tension. Il croît avec l'intensité d'illumination de la cellule et dépend de la surface éclairée, de la longueur d'onde du rayonnement, de la mobilité des porteurs et de la température.

b) Tension de circuit ouvert (V_{co}) :

La tension de circuit ouvert est la tension mesurée lorsqu'aucun courant ne circule dans le dispositif photovoltaïque. Elle dépend essentiellement du type de cellule solaire (jonction pn, jonction Schottky), des matériaux de la couche active et de la nature des contacts couche active-électrode. De plus, elle dépend de l'éclairement de la cellule.

On peut facilement avoir l'expression de V_{co} dans le cas d'un courant nul:

$$V_{co} = \frac{KT}{q} \ln \left(\frac{I_{cc}}{I_s} - 1 \right) \quad (3)$$

I_{cc} : courant de court circuit, courant lorsque $V=0$.

I_s : courant de saturation

c) Facteur de forme FF

On peut définir le facteur de remplissage ou facteur de forme FF par la relation suivante:

$$FF = \frac{V_m \cdot I_m}{V_{co} \cdot I_{cc}} \quad (4)$$

V_m : tension correspondante à la puissance maximale fournie

I_m : courant correspondant 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 $P_m = I_m \cdot V_m$.

d) Le rendement

C'est le rendement énergétique externe de conversion de puissance. Il est défini par la relation suivante:

$$\eta = \frac{V_m \cdot I_m}{P_{incidente}} \quad (5)$$

Ce rendement peut être optimisé en augmentant le facteur de forme, le courant de court-circuit et la tension à circuit ouvert. C'est un paramètre essentiel, car la seule connaissance de sa valeur permet d'évaluer les performances de la cellule.

I-4. Les différents types de cellules photovoltaïques

Les panneaux solaires ne sont pas tous fait de la même manière. En effet, il existe différents types de cellules qui n'ont ni le même prix et ni le même rendement :

Les cellules monocristallines

Les cellules monocristallines sont les photopiles de la première génération. Elles sont élaborées à partir d'un bloc de silicium cristallisé en un seul cristal. Vues de près, les cellules ont une couleur uniforme. Elles ont un bon rendement, mais la méthode de production est laborieuse.

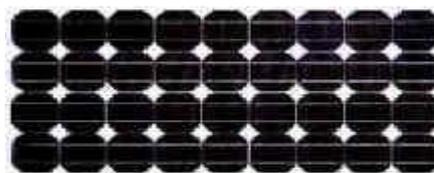


Figure 1.5 : Cellules Photovoltaïques Monocristallines [4]

Le silicium n'est pas cristallisé, il est déposé sur une feuille de verre. La cellule est d'un gris très foncé. C'est la cellule des calculatrices et des montres dites "solaires".

Avantage :

- Très bon rendement (23% en théorie et environ 17% dans la pratique)[4].

Inconvénients :

- Coût élevé
- Rendement faible sous un faible éclairement

Les cellules poly-cristallines

Les cellules poly cristallines (figure 1.6) sont élaborées à partir d'un bloc de silicium cristallisé en forme de cristaux multiples.

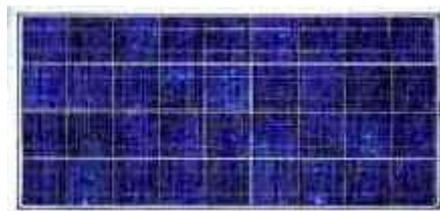


Figure 1.6 : Cellules Photovoltaïques Poly-cristallines [4]

Vues de près, on peut voir les orientations différentes des cristaux (tonalités différentes). Elles ont un rendement de 11 à 13% [4], mais leur coût de production est moins élevé que les cellules monocristallines.

Pendant le refroidissement du silicium, il se forme plusieurs cristaux.

Ce genre de cellule est également bleu, mais n'est pas uniforme, on distingue des motifs créés par les différents cristaux.

Avantages :

- Bon rendement 13%, mais cependant moins bon que le monocristallin.
- Moins cher que le monocristallin
- Meilleur rapport qualité/prix.

Inconvénient :

- Rendement faible sous un faible éclairement.

Les cellules amorphes

Les cellules amorphes (figure 1.7) sont composées d'un support en verre ou en matière synthétique sur lequel est disposé une fine couche de silicium (l'organisation des atomes n'est plus régulière comme dans un cristal). Leur rendement est de l'ordre de 5 à 10% [4], plus bas que celui des cellules cristallines mais le courant produit est relativement bon marché.



Figure 1.7 : Cellules Photovoltaïques Amorphes [4]

Elles sont appliquées dans les petits produits de consommation (montres, calculatrices) mais sont peu utilisées dans le cadre des installations solaires.

Avantages :

- Fonctionnent avec un éclairage faible (même par temps couvert ou à l'intérieur d'un bâtiment).
- Moins chères que celles que nous avons citées précédemment.

Inconvénients :

- Rendement faible en plein soleil (environ 6%)[4].
- Performances qui diminuent sensiblement avec le temps.

II-Le Si en couches minces

II.1. Notion de couche mince

Par principe, une couche mince d'un matériau donné est un élément de ce matériau dont l'une des dimensions, qu'on appelle l'épaisseur, a été fortement réduite, de telle sorte qu'elle s'exprimera habituellement en nanomètres. Cette très faible distance entre les deux surfaces limites (cette quasi bi-dimensionnalité) entraîne une perturbation de la majorité des propriétés physiques. La différence essentielle entre le matériau à l'état massif et à l'état de couche mince est en effet liée au fait que, dans l'état massif, on néglige, généralement avec raison, le rôle

des limites dans les propriétés, tandis que, dans une couche mince, ce sont au contraire les effets liés aux surfaces limites qui peuvent être prépondérants. Il est assez évident que plus l'épaisseur sera faible et plus cet effet de bi-dimensionnalité sera exacerbé, et qu'inversement, lorsque l'épaisseur d'une couche mince dépassera un certain seuil, l'effet d'épaisseur deviendra minime et le matériau retrouvera les propriétés bien connues du matériau massif.

La seconde caractéristique essentielle d'une couche mince est que, quelle que soit la procédure employée pour sa fabrication, une couche mince est toujours solidaire d'un support (substrat) sur lequel elle est construite (même si, après coup, il arrive parfois que l'on puisse séparer le film mince du dit support)[5]. En conséquence, il sera impératif de tenir compte de ce fait majeur dans la conception, à savoir que le support influence très fortement les propriétés structurales de la couche qui y est déposée. Ainsi une couche mince d'un même matériau, de même épaisseur pourra avoir des propriétés physiques sensiblement différentes selon qu'elle sera déposée sur un substrat isolant amorphe tel le verre, ou un substrat monocristallin de silicium.

II.2.Silicium amorphe

II.2.1.Définition

Le silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H) se caractérise par sa structure aléatoire d'atomes de silicium.

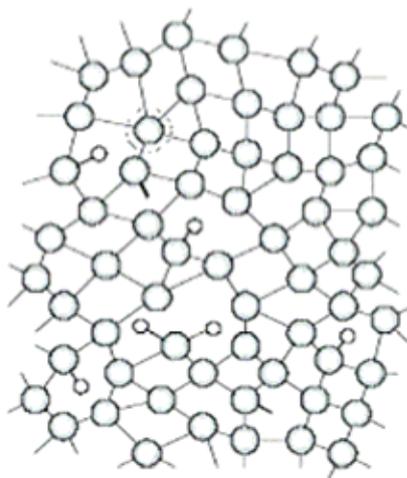


Figure 1.8 : Structure du Si amorphe [6]

Pour le a-Si:H, l'ordre à longue distance est inexistant, seul subsiste un ordre local, de quelques distances interatomiques dans le a-Si:H, un atome de silicium peut avoir une coordination - nombre de liaisons avec ses plus proches voisins - de 3 ou de 5. Il apparaît donc des liaisons pendantes ou flottantes.

II.2.2. Dépôt du silicium amorphe :

Historiquement, le premier dépôt de silicium amorphe a été réalisé dans un réacteur PECVD radio fréquence [7]. C'est aujourd'hui, la méthode la plus communément utilisée avec une fréquence du plasma de 13,56 MHz. Le silane (SiH_4) est dissocié dans un plasma d'argon et d'hydrogène à une température inférieure à 250°C . D'un point de vue industriel, l'inconvénient de cette technique réside dans la faible vitesse de dépôt comprise entre 1 \AA/s et 2 \AA/s [6]. Néanmoins, le procédé basse température ouvre un large choix de support pour le dépôt: verre, aciers ou films plastiques.

Afin d'augmenter les vitesses de dépôt tout en conservant la qualité du matériau, de nouvelles conditions expérimentales ont été testées. En augmentant la pression (5 - 10 mbar au lieu de 0,5 - 0,7 mbar habituellement) et la puissance du plasma, une vitesse de 12 \AA/s a été atteinte [8]. Une autre solution mise en œuvre par l'IMT de Neuchâtel [6] consiste à accroître la fréquence du plasma jusqu'à 300 MHz. Le procédé dit VHF PECVD (Very High Frequency PECVD) permet d'obtenir une vitesse de dépôt de 10 \AA/s [6].

Une autre méthode basée sur la dissociation du silane par un filament chauffé entre 1600°C et 2000°C , appelée HotWire CVD (HWCVD) permet d'atteindre des vitesses de dépôt de l'ordre de 30 \AA/s [9].

II.3. Silicium cristallin :

II.3.1. Définition :

Le silicium cristallin se caractérise par sa structure ordonnée.

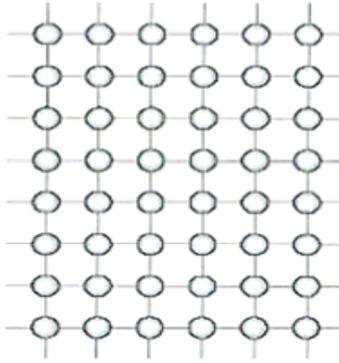


Figure 1.9 : Structure du Si cristallin[6]

Dans le silicium cristallin, il existe un ordre aussi bien à courte qu'à longue distance.

II.3.2. Techniques de cristallisation :

II.3.2.1. Cristallisation en phase solide (SPC)

La cristallisation en phase solide (Solid Phase Crystallisation) est un procédé réalisé à une température proche de 600°C pendant au moins une dizaine d'heures. Elle permet d'obtenir des épaisseurs de couches actives des cellules photovoltaïques de l'ordre de 1 à 5 μm sans étape de croissance supplémentaire. Du silicium amorphe est déposé par PECVD, LPCVD ou par évaporation par faisceau d'électrons avant d'être cristallisé. La qualité du matériau après cristallisation dépend aussi bien de la température de dépôt du a-Si:H que de la température et du temps de recuit [10]. La structure plus ou moins ordonnée du silicium amorphe conditionne l'état cristallin final.

II.3.2.2. Technologie CSG (Crystalline Silicon on Glass)

La technologie CSG [11] consiste à déposer le silicium amorphe directement sur un substrat en verre et à effectuer sa cristallisation par la méthode SPC. Aujourd'hui, cette technique est utilisée par la société CSG Solar AG qui commercialise des modules de rendement 6 – 7 %. La structure des cellules est représentée sur la Figure 1.8:

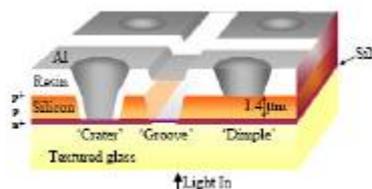


Figure 1.10: Structures des cellules réalisées par CSG solar[11].

La première étape du procédé est la texturation du verre borosilicate. Les derniers développements utilisent le sablage de la surface à l'aide de particules de SiC suivi d'une gravure chimique à l'acide fluorhydrique. Cette étape est cruciale pour l'obtention de bon rendement étant donnée l'épaisseur de la couche absorbante inférieure à 5 μm . La suite du procédé est le dépôt par PECVD d'une couche antireflet de $\text{SiN}_x\text{:H}$ et des couches de silicium amorphe N^+PP^+ . On procède à la phase de cristallisation suivie d'un ensemble de traitements thermiques et d'hydrogénation pour accroître la qualité du matériau. La suite des étapes concerne la formation des contacts et l'interconnexion monolithique des cellules en module. Les trous de contact en face arrière et l'isolation des cellules font appel à la gravure laser. Une résine blanche agit comme réflecteur et un dépôt d'aluminium réalise le contact électrique. Le meilleur rendement obtenu à ce jour est de 10,4 % sur un mini module de 20 cellules de 94 cm^2 . L'épaisseur de silicium nécessaire est de seulement 2,2 μm . Les cellules présentent un V_{oc} de 492 mV et un J_{cc} de 29,5 $\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2}$. Jusqu'à maintenant, les progrès sur le rendement ont été atteints grâce à l'augmentation du courant de court-circuit J_{cc} , lui-même dépendant de la texturation de la surface et de l'épaisseur de la couche de silicium active.

II.3.2.3.Méthode AIC (Aluminium InducedCrystallisation)

Le procédé AIC consiste à déposer quelques centaines de nanomètres d'aluminium sur du verre recouvert de SiN, suivi de silicium amorphe [12]. Un recuit de plusieurs heures à une température inférieure à celle de l'eutectique Al-Si, comprise entre 400°C et 577°C, provoque la diffusion et la cristallisation du silicium au sein de l'aluminium. En fin de procédé, une couche cristalline fortement dopée à l'aluminium est surmontée par l'aluminium en excès. Il s'agit alors de graver chimiquement cette couche pour faire apparaître le germe cristallin. La taille moyenne des grains peut atteindre 5 μm et leur orientation cristalline est préférentiellement $\langle 100 \rangle$ ce qui convient parfaitement à la croissance par épitaxie. A l'UNSW, deux procédés basés sur la méthode AIC se distinguent par le type de croissance de la couche active. Le procédé ALICE [13], pour AluminiumInducedCrystallisationsolid phase Epitaxy, consiste à appliquer la technique SPC, c'est à dire à déposer à 200°C du silicium amorphe et à obtenir sa cristallisation par un recuit de plusieurs heures à près de 600°C. Le second procédé ALICIA [13], pour AluminiumInducedCrystallisationIonAssisteddeposition, réalise la croissance de la couche active à 600°C par IAD (Ion AssistedDeposition). Cette technique permet un dépôt rapide, moins de 30 minutes pour 2 μm , dans un environnement évitant l'utilisation d'une enceinte ultravide. Les cellules réalisées par ces procédés montrent des rendements de 1 à 2% [14].

II.3.2.4. Cristallisation par recuit laser

La méthode dite LLC pour Layered Laser Crystallisation consiste à balayer la surface de silicium amorphe préalablement déposé sur verre, pour obtenir un matériau poly cristallin dont la taille des grains varie de 10 μm à 100 μm . Cette première étape permet de former une couche germe nécessaire à la croissance de la couche active. Celle-ci est obtenue par des dépôts successifs de 20 nm à 80 nm de a-Si:H dans un réacteur PECVD et par leur cristallisation in-situ grâce à un pulse laser. L'opération se répète jusqu'à obtenir l'épaisseur souhaitée. Les principaux paramètres de cette technique sont les longueurs d'onde des lasers, leur puissance, la vitesse de balayage ou le pulse d'exposition. Le taux de recouvrement lors du balayage, d'une ligne à la suivante est également important. Cette technique évite la diffusion des impuretés du support en verre grâce aux bons réglages des paramètres laser. Pour des surfaces supérieures à la section du faisceau laser, le pulse laser doit être translaté en tenant compte d'une surface de recouvrement d'un spot à l'autre. La température maximale du procédé est fixée à 500°C – 600°C par les dépôts de a-Si:H dans le réacteur PECVD.

II.4. Cellules à faible budget thermique

Cellule à hétérojonction Si amorphe/Si cristallin

La différence de gap entre le silicium cristallin et le silicium amorphe est à l'origine de l'hétérojonction. Elle se traduit par des discontinuités des niveaux d'énergie à l'interface des deux matériaux. L'injection et le confinement des porteurs sont alors déterminés par l'action de deux champs électriques : l'un dû à la différence de dopage dit "champ interne" et l'autre aux discontinuités.

La figure 1.7 représente le diagramme de bandes de l'hétérojonction a-Si :H(N+)/c-si(p). La couche de silicium amorphe forme l'émetteur de la cellule photovoltaïque.

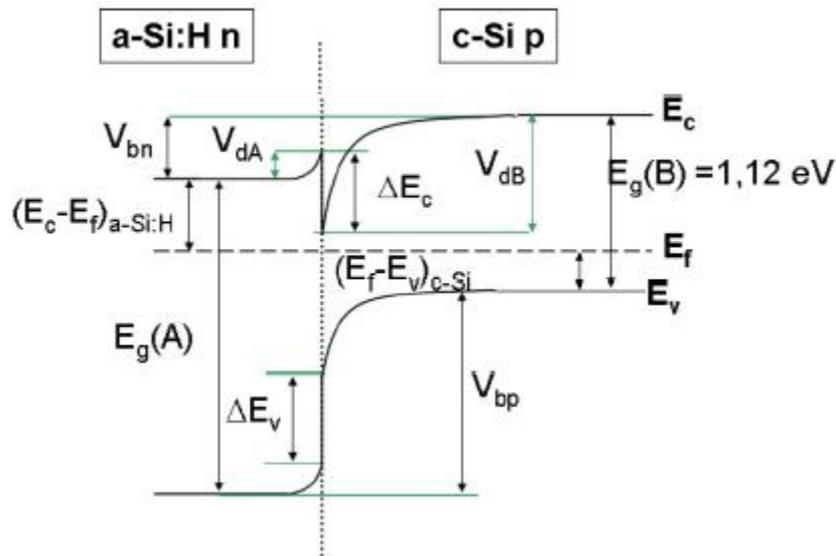


Figure 1.11 : Diagramme de bandes de l'hétérojonction a-Si :H(N+)/c-si(p)[6]

La détermination des discontinuités est délicate, et varie d'un silicium amorphe à l'autre, suivant les paramètres de dépôt. Les valeurs présentes dans la littérature montrent des écarts importants de 0,05 eV à 0,6 eV pour ΔE_c .

Les cellules à hétérojonction a-Si:H/c-Si ont été introduites dans les années 1990 par la société Sanyo [6]. La formation de l'émetteur par un dépôt de a-Si:H présente des avantages d'un point de vue photovoltaïque et économique. Aujourd'hui le rendement record obtenu avec une cellule à double hétérojonction, face avant et face arrière, est de 22,3 % et de 20,6 % en module [15]. L'obtention de ce rendement a été démontré par Sanyo sur substrat CZ de type N épais de 300 μm . Les discontinuités de bande sont à l'origine de tension V_{oc} jusqu'à de 736 mV. De plus, le procédé de dépôt à basse température correspond à l'objectif de réduction des coûts de production. Il est particulièrement adapté aux couches minces car il évite toute contrainte mécanique et autorise l'utilisation de support en verre.

Cellule avec émetteur obtenu in-situ par épitaxie

La formation de l'émetteur in-situ par épitaxie participe également à l'obtention d'une technologie à faible budget thermique, en évitant une étape de diffusion thermique. Le procédé, bien qu'étant à haute température, est rapide; il ne dure pas plus de la dizaine de minutes. De plus, le profil de concentration des dopants au niveau de la jonction est particulièrement abrupt.

Les travaux présents dans la littérature [6] utilisant la formation d'un émetteur in-situ montrent un rendement jusqu'à 14,9 %.

La croissance par épitaxie de l'émetteur permet l'optimisation de l'épaisseur et du niveau de dopage (on va voir ça dans la simulation au troisième chapitre).

II.5. Silicium monocristallin

La technologie monocristalline, plus chère, utilise des barres pures de silicium également employées dans la fabrication des puces électroniques. Le silicium monocristallin est une matière première d'une très grande pureté.

Il est généralement obtenu par trois méthodes principales :

Méthode de BRIDGEMAN :

La technique de BRIDGEMAN peut être utilisée pour le tirage des lingots de silicium monocristallin. Elle consiste à solidification de la phase liquide contenue dans le creuset par le refroidissement progressif à partir d'un germe. L'appareillage consiste essentiellement en un creuset en silice mobile dans l'enceinte d'un four à gradient de température. Le déplacement progressif du creuset dans le sens des températures décroissantes induit la cristallisation du bain à partir du germe.

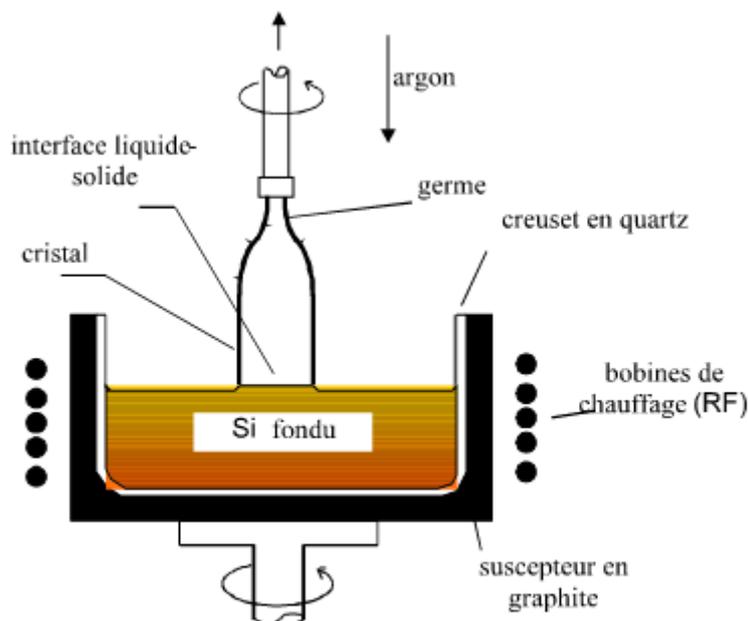


Figure 1.12 : méthode de BRIDGEMAN[16]

Le refroidissement peut s'effectuer de différentes façons :

- le creuset se déplace dans un gradient de température
- four ou la spire haute fréquence se déplace et le creuset reste fixe.
- le creuset est positionné dans une zone de gradient thermique du four et le gradient de température se déplace à l'aide d'un abaissement programmé de la température de consigne.
- déplacement d'écrans avec la fixation de four et de creuset.

On peut doper le lingot en incorporant au bain les quantités convenables d'impuretés choisies.

La figure montre deux variantes de la méthode BRIDGEMAN que sont la disposition horizontale et verticale de l'appareillage.

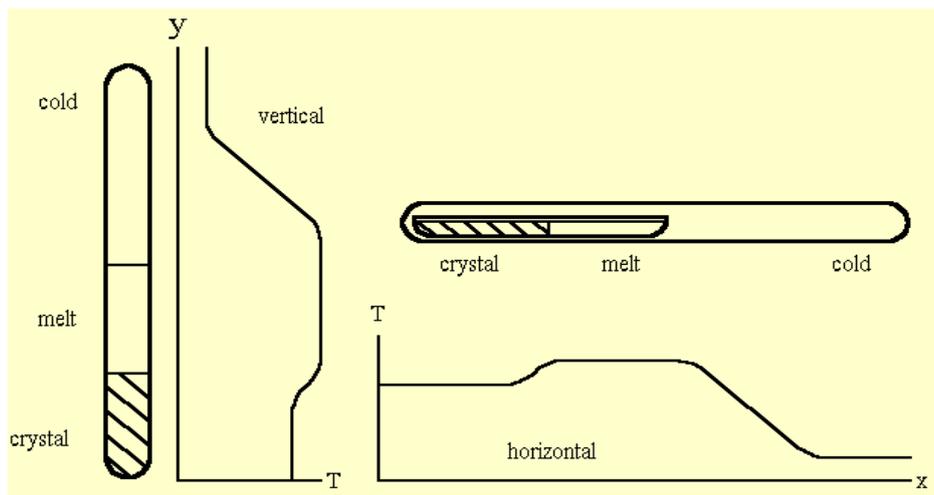


Figure 1.13 : les deux variantes de méthode de BRIDGEMAN [17]

La méthode de tirage (CZOCHRALSKI) (CZ) :

Cette méthode avait été mise au point pour des métaux, ainsi permet d'éviter la difficulté rencontrée dans la méthode précédente, elle a été adaptée à la croissance du silicium par Teal et Little, [18], fig 3

Le silicium poly cristallin de départ est fondu dans un creuset.

Un germe monocristallin convenablement orienté est en contact avec le centre du bain.

Ajustement de la température de bain, mise en rotation de creuset et du germe, celui-ci est tiré très lentement vers le haut.

Le chauffage de creuset est assuré par un four à résistance ou à haute fréquence.

Les parties du four portées à haute fréquence sont constituées de corps de très haute pureté de façon à éviter une pollution par voie gazeuse.

L'ensemble est contenu à l'intérieur d'une chambre en acier inoxydable refroidi par une circulation d'eau.

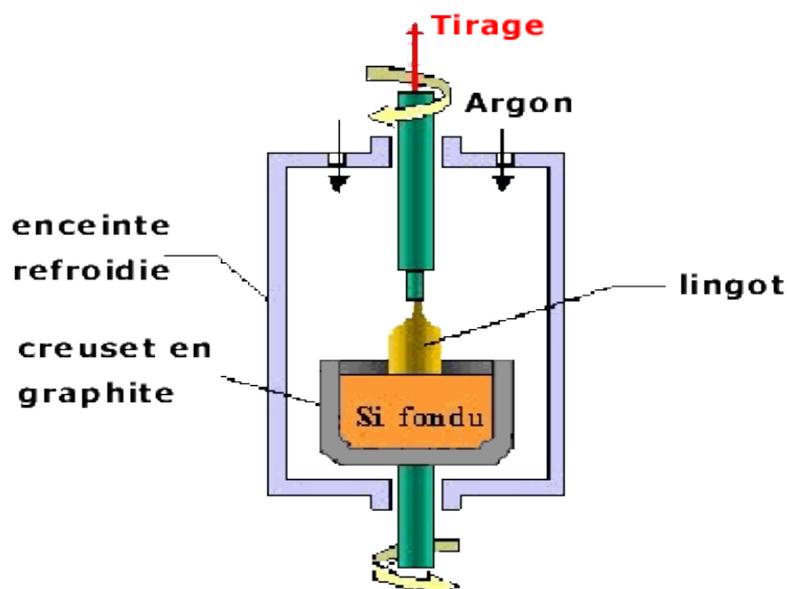


Figure 1.14 : méthode DE CZOCHRALSKI [16]

D'une autre manière, on résume que le germe qui est ici amené en contact de la surface du bain et relevé lentement, en même temps donc que le lingot, au fur et à mesure que la cristallisation s'effectue. La symétrie de révolution du lingot est maintenue, en cours de tirage, par un mouvement de rotation par rapport au creuset, autour d'un axe vertical. Un contrôle rigoureux de la vitesse de tirage est du gradient de température au voisinage de la surface de séparation du bain et du lingot permet par ailleurs de maintenir approximativement constant le diamètre de ce dernier.

Des monocristaux de silicium de grand diamètre (> 10cm) et d'une longueur considérable (>1m) peuvent être produits industriellement par cette méthode.



Figure 1.15 : lingots de Si monocristallin [19]

La croissance cristallin fait appel à différentes notions telles que :

- La physico chimie de l'interface solide/liquide qui est la croissance cristalline proprement dite.
- Les divers mouvements dans le liquide, dus à la convection et aux rotations qui relèvent de la mécanique des fluides.
- Les pollutions : soit par réaction de la charge avec le creuset, soit par transport en phase vapeur
- Les contraintes mécaniques que doit supporter le cristal durant sa croissance, due à des gradients thermiques importants.
- La condensation des défauts ponctuels durant la première phase de refroidissement.

Méthode de la zone flottante (FZ) :

Cette méthode a été mise au point par KECK et GOLAY [14], par cette méthode nous pensons obtenir des diamètres jusqu'à 100mm.

Dans la méthode de la zone flottante, il n'y a pas de creuset, ce qui permet de résoudre, en même temps, que les problèmes de contraintes, ceux qui résultent d'une haute réactivité de matériaux ou de contamination par les impuretés contenues dans le creuset. Un barreau polycristallin du matériau semi-conducteur, silicium, disposé verticalement est chauffé localement par induction jusqu'à ce que soit formée une étroite zone fondue.

Celle-ci reste stable entre les deux parties solides du barreau par effet de capillarité. Le déplacement lent de l'enroulement chauffant s'accompagne de celui de la zone flottante, par

fusion du silicium poly-cristallin d'un coté, par cristallisation de l'autre, comme dans les méthodes précédentes, un germe convenablement taillé, placé à l'extrémité du barreau permet d'amorcer et d'orienter la croissance du cristal selon la direction cristallographique voulue, suivant le schéma porté ci-contre.

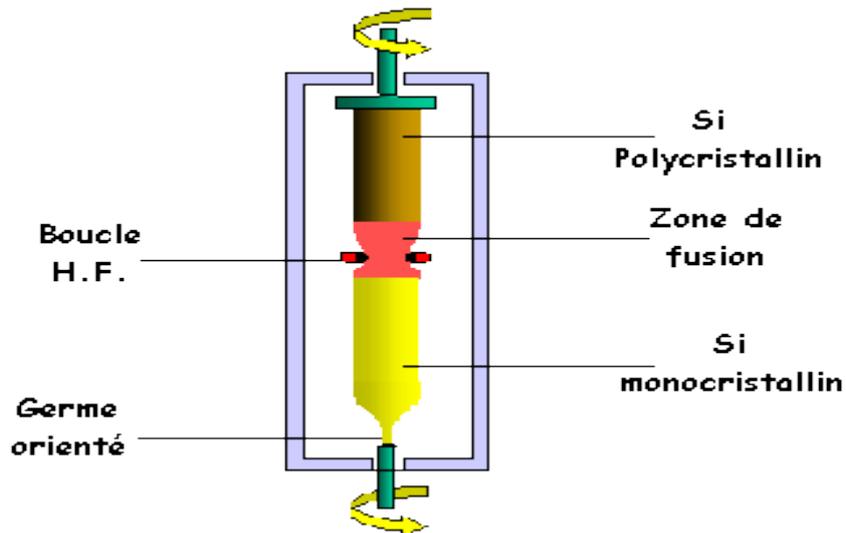


Figure 1.16 : méthode de la zone flottante [16].

Les lingots vont être découpés en tranches qui seront polies pour pouvoir être utilisés dans l'industrie électronique.

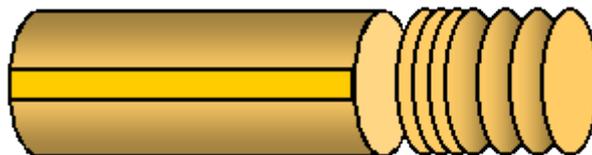


Figure 1.17 : découpage de lingot[16].

La découpe est effectuée par des séries à bol diamanté. Elle se présente sous forme d'un large disque qui animé d'un mouvement de rotation rapide environ (4000tr/mn) et de translation.

L'opération de découpe est habituellement automatisée.

L'ordre de découpe d'une plaque est d'une minute.

L'épaisseur d'une plaque est de 200 à 500 μm suivant le diamètre du cristal. La partie perdue par le passage de la lame est d'environ 300 μm .

Les plaques vont subir un polissage chimique pour éliminer toute perturbation en surface.

Conclusion

Le principe des cellules photovoltaïques consiste à la conversion de l'énergie solaire en énergie électrique. Les cellules solaires à base de Si sont plus répandues, et le rendement de ces cellules varie selon leurs types. Le but principal d'utilisation des couches minces dans les applications photovoltaïques est la réduction de gaspillage de la matière. Les cellules à silicium cristallin ont des rendements plus élevés que ceux des cellules à silicium amorphe ce qui conduit à utiliser des techniques de cristallisation. Le silicium monocristallin est largement utilisé dans les applications photovoltaïques, pour cela il y avait des méthodes d'obtention de ce matériau.

Chapitre2

Transfert des films minces à partir de Si poreux

Introduction

L'utilisation de Si poreux dans le transfert des films minces est plus importante. Pour cela, les différents laboratoires ont développé des procédés de transfert de couche mince ($< 50 \mu\text{m}$) à base de formation d'une couche sacrificielle de silicium poreux. Ce dernier subit une étape de densification à haute température qui autorise la croissance par épitaxie d'une couche monocristalline de silicium. Après report de la couche sur un substrat bas cout, la couche fragile enterrée de Si poreux est détruite par contrainte mécanique. Le substrat de départ est réutilisé après le nettoyage. Ces procédés évitent le gaspillage de la matière et permettent d'obtenir des couches très fines sans avoir à les manipuler.

Dans ce chapitre nous allons parler de quelques techniques de formation de Si poreux et de croissance de silicium par l'épitaxie et, Par la suite, nous rappelons les procédés de transfert mis en œuvre existants et enfin les méthodes de collage des couches minces.

2.1. Le silicium poreux

2.1.1. Historique

Depuis 1956 Uhler découvre une forme microstructurée du silicium. Au cours d'une étude sur l'électro-polissage du silicium par une solution d'acide fluorhydrique (HF), il observe que la surface des wafers est entièrement recouverte d'un dépôt noir assimilé alors à une forme particulière d'oxyde.

En 1957, Fuller et Ditzemberg [20] font la même observation mais dans une solution de HF-HNO₃ soumise à un courant électrique. Après analyses, ils observent l'aspect poreux du matériau : Le silicium poreux est né.

Les propriétés physiques du silicium poreux ont été ensuite étudiées en détail par Vial et Derrien [21] et ont conduit à la réalisation de nombreuses applications comme matériau photo-luminescent [22], couches sacrificielles pour la micro-structuration des microsystèmes [23], couche sensible de capteur de gaz ou dispositifs photovoltaïques.

2.1.2. Mécanismes de formation de Si poreux

Il existe différentes voies de formation du silicium poreux que l'on peut classer en deux catégories : voie « humide » et voie « sèche ».

Voie humide :

Les méthodes d'élaboration par voie « humide » de silicium poreux sont la dissolution chimique et l'anodisation électrochimique :

Dissolution chimique :

La dissolution chimique consiste en l'obtention de silicium poreux à partir d'une solution composée de HF, HNO₃ et H₂O [24], sans intervention d'un courant électrique. Oxydation puis dissolution de l'oxyde conduisent à la formation de silicium poreux mais de façon limitée. En effet, après un certain temps, le processus chimique s'arrête de lui-même.

Anodisation électrochimique :

On utilise une cellule d'anodisation :

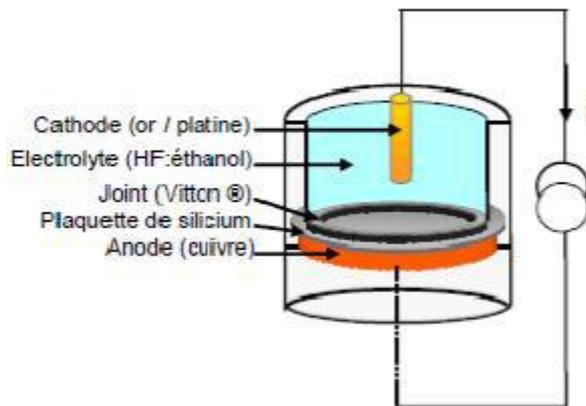


Figure 2.1: Cellule d'anodisation à réservoir simple [1]

Le système est constitué du silicium jouant le rôle de l'anode (pole positif) et de l'électrolyte présentant un potentiel négatif. Les ions en solution sont majoritairement les ions H⁺ et F⁻. On travaille généralement à tension constante et densité de courant variable.

En solution acide, les atomes en surface du silicium créent des liaisons hydrides Si-H. La surface est donc passivée par l'hydrogène. La présence de trous h⁺, fournis par le silicium grâce au courant, est alors nécessaire pour casser ces liaisons Si-H et la remplace par une liaison Si-F (étape 1). Symétriquement une seconde liaison Si-H est substituée sous l'action des ions fluors par une liaison Si-F, avec cette fois l'injection d'un électron dans le silicium (étape 2). Ce processus est rendu possible par le changement de polarisation induit par la première liaison Si-F. La forte électronégativité des atomes de fluor fragilise les liaisons Si-Si qui sont à leur tour attaquées par le HF, sans transfert de charges (étapes 3 et 4). L'atome de silicium est donc dissout dans l'électrolyte et la surface du substrat est à nouveau passivée par des liaisons Si-H. Le processus peut alors se répéter avec l'injection d'un trou. La molécule SiF₄ réagit finalement avec deux molécules de HF pour donner le composé SF soluble dans l'électrolyte.

Le type et le niveau de dopage du silicium s'avèrent donc primordiaux.

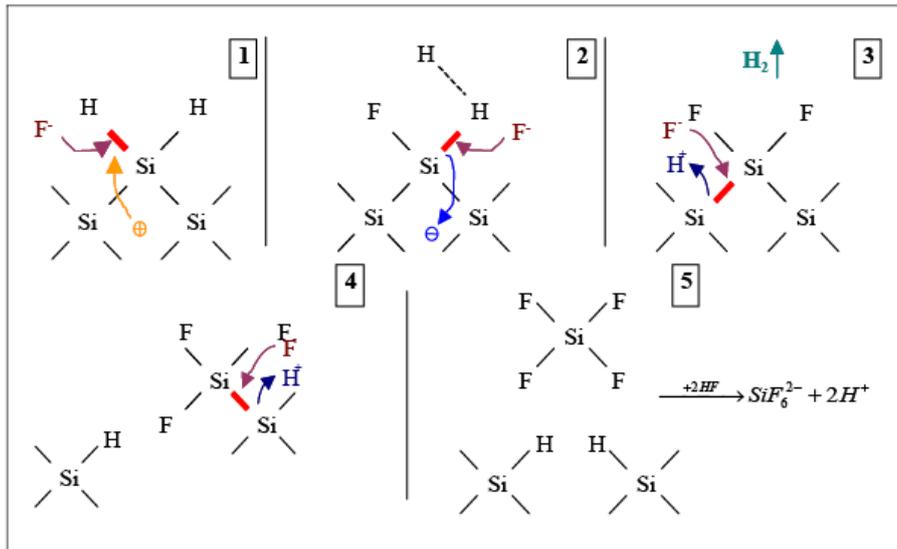


Figure 2.2 : d'après [25]

Lorsque l'on se reporte à la caractéristique courant-tension du système silicium-électrolyte, il apparaît que la densité de courant s'avère être un paramètre critique pour l'obtention de silicium poreux. En effet, pour une densité de courant supérieure au seuil I_{ps} , l'anodisation électrochimique du silicium est supplantée par son électro-polissage.

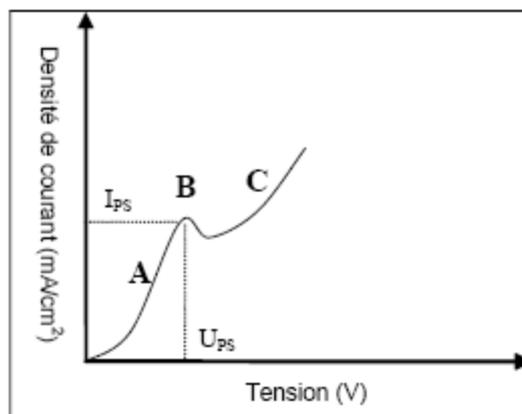


Figure 2.3 : caractéristique I-V du système silicium-électrolyte [3]

D'après la courbe I-V on distingue trois régimes d'anodisation :

- Formation de silicium poreux : aux très faibles densités de courant, inférieure à I_{ps} , a lieu la formation du silicium poreux. La tension U_{ps} correspondant à I_{ps} dépend de la concentration de l'électrolyte et de la résistivité du substrat.
- Régime transitoire : Pour des densités de courant plus grandes (justes supérieures à I_{ps}), on se situe dans une zone de transition où il y a compétition entre la formation du silicium poreux et le régime d'électro-polissage.

- Electro-polissage : dans le domaine des plus fortes densités de courant, on observe la dissolution homogène de la surface du silicium conduisant à ce qu'on appelle l'électro-polissage.

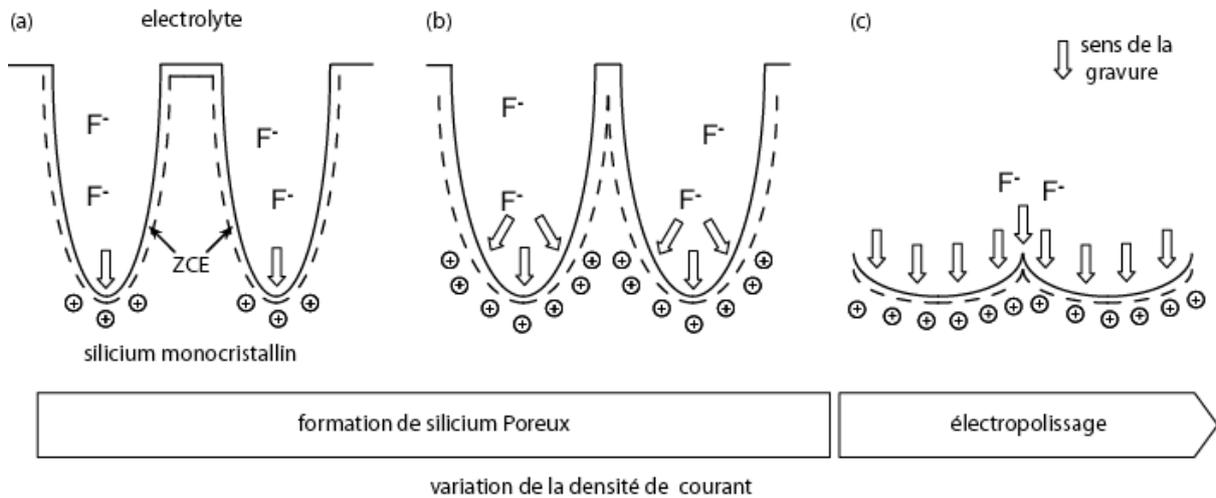


Figure 2.4 : D'après [26]

Voie sèche : gravure par attaque plasma :

La gravure sèche est en réalité une technique de gravure plasma dans laquelle interviennent à la fois les effets de bombardement par des ions et la réaction chimique. On la dénomme R.I.E. (Reactive Ion Etching en anglais).

Le réacteur ressemble au réacteur de dépôt à platine porte-substrats horizontale, mais les gaz injectés sont dans ce cas destinés à graver la couche de surface. De la même façon, on utilise une génératrice radiofréquence qui va permettre de générer dans le réacteur les espèces réactives.

Sans polarisation particulière des électrodes, l'attaque est en général isotopique, c'est-à-dire identique suivant toute les directions. Cependant, lorsque les matériaux à graver ont des orientations préférentielles, c'est le cas des cristaux semi-conducteurs, la gravure peut se faire préférentiellement suivant des plans réticulaires ou axes cristallographiques.

Le réacteur est en général équipé d'un système de contrôle de gravure ou plus exactement de fin de gravure. Il s'agit d'un interféromètre à laser dont la période du signal détecté change lors d'un changement d'espèces gravées.

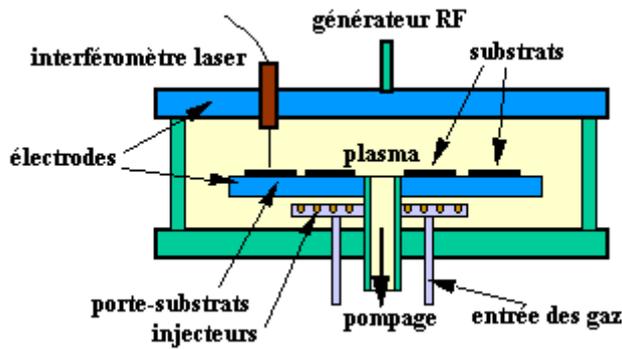


Figure 2.5 : Réacteur de gravure plasma [27]

Le principe du procédé est résumé comme suit :

- génération dans le plasma des espèces pouvant attaquer chimiquement la couche.
- transfert des espèces réactives depuis le plasma vers la surface de la couche à graver.
- adsorption de l'espèce attaquante à la surface.
- réaction avec le matériau de surface. Le matériau produit par la réaction doit être volatil pour pouvoir quitter la surface.
- désorption du produit de réaction,
- diffusion dans l'environnement gazeux.

Si toutes ces conditions sont remplies, on peut alors espérer avoir une bonne gravure plasma. Notons que pour la mise au point de cette étape technologique, la difficulté est de générer des espèces volatiles après réaction en surface.

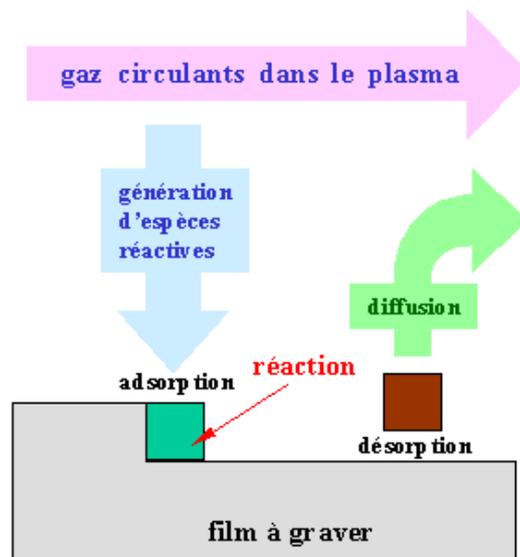


Figure 2.6 : Schéma de principe de la réaction de gravure plasma [27]

2.1.3. Caractérisation des couches poreuses :

La porosité :

La porosité est une grandeur macroscopique qui représente le pourcentage de vide d'une couche de silicium poreux. Elle peut être mesurée par l'une des trois techniques qui sont la gravimétrie, la réflectivité et l'ellipsométrie [3]. On calcule la porosité (p) par la formule suivante :

$$P = \frac{m_i - m_f}{S \cdot e \cdot \rho} \quad (6)$$

m_i : la masse initiale du substrat.

m_f : la masse finale après porosification.

S : la surface du substrat.

e : est l'épaisseur de la couche poreuse, mesurée au microscope électronique,

$\rho = 2330 \text{ kg.m}^{-3}$ est la masse volumique du silicium.

La surface spécifique :

La surface spécifique est définie comme le rapport entre la surface développée et le volume de la couche. La figure 2.7 montre les variations de la surface spécifique en fonction de la porosité :

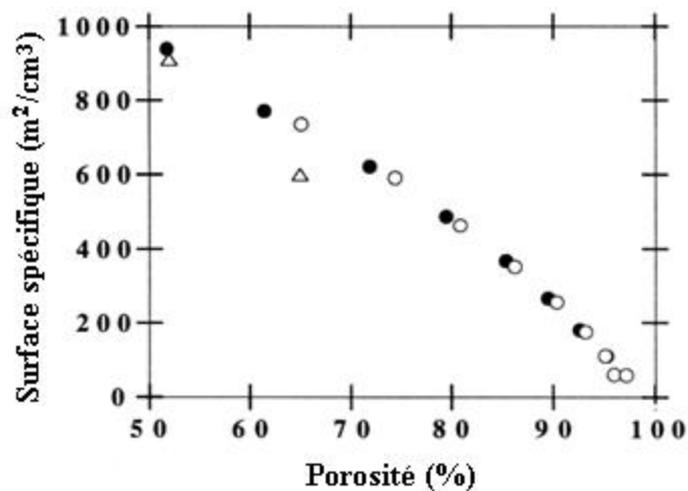


Figure 2.7 : variations de la surface spécifique en fonction de porosité Pour deux porosités initiales différentes, 51% (●) et 65% (○) [28]

L'épaisseur

La couche poreuse se caractérise également par son épaisseur. La figure 2.8 montre la variation de l'épaisseur de la couche poreuse en fonction du temps d'anodisation pour un substrat de type p^+ :

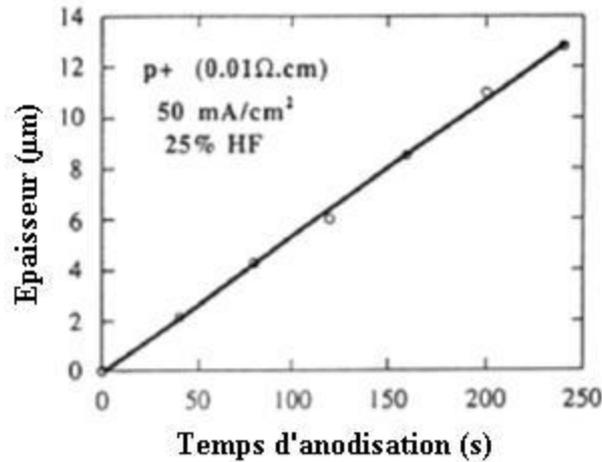


Figure 2.8 : variation de l'épaisseur en fonction de temps d'anodisation [28]

La nature des couches poreuses :

Selon la nature des couches poreuses on distingue trois types de silicium poreux :

- ❖ Le silicium nano-poreux (ou microporeux) : il présente des pores de diamètre inférieur de 5 nm. Il est obtenu soit à partir de silicium de type n faiblement dopé sous éclaircissement, soit à partir de silicium de type p faiblement dopé.

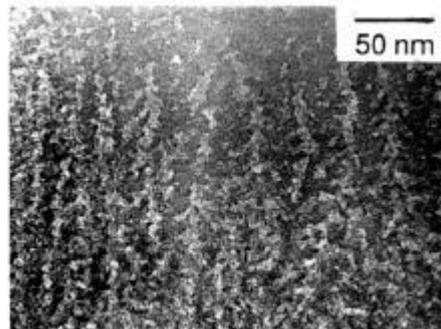


Figure 2.9 : silicium nano-poreux [29]

- ❖ Le silicium méso-poreux : il présente des pores de diamètre compris entre 10 nm et 100 nm. Il est obtenu soit à partir de silicium de type p fortement dopé (p^+), soit à partir de silicium de type n fortement dopé (n^+).

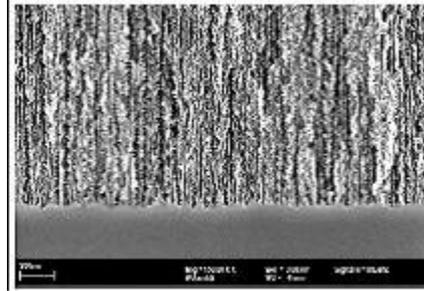


Figure 2.10 : silicium méso-poreux [30]

- ❖ Le silicium macroporeux : il a des pores dont le diamètre est compris entre 50 nm et 1 µm peut atteindre plusieurs microns. Il est obtenu à partir du silicium de type n faiblement dopé sous obscurité.

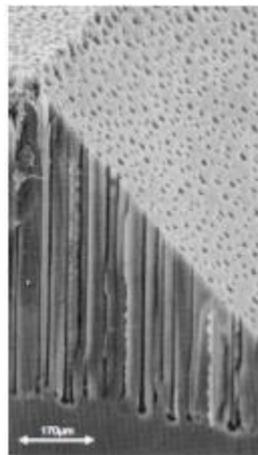


Figure 2.11 : silicium macroporeux [31]

Le tableau 1 résume ces types de Si poreux et leurs caractéristiques structurales:

Type de Si poreux	Substrat silicium	Cristallites	Pores [32]	Surface spécifique [33]
Nano-poreux	N sous éclaircissement	1 – 5 nm	< 2 nm	300 – 800 m ² /m ³
Nano-poreux	P	1 – 5 nm	< 2 nm	300 – 800 m ² /m ³
Méso-poreux	P ⁺	10 – 100 nm	2 – 50 nm	100 – 300 m ² /m ³
Méso-poreux	N ⁺	10 – 100 nm	2 – 5 nm	100 – 300 m ² /m ³
Macroporeux	N sous obscurité	0.1 – 1 µm	> 50 nm	10 – 100 m ² /m ³

Tableau1 : différents de silicium poreux [34].

2.2. L'épitaxie

2.2.1. Définition

L'étymologie du terme épitaxie viens de grec épi qui signifie « dessus » et taxis qui signifie « ordonnée ».

L'épitaxie est un procédé de dépôt dont le principe est donc, partant de la surface d'un cristal par définition parfaitement ordonnée, d'amener et ordonner sur cette surface les atomes constitutifs du matériau à faire croître afin d'en assurer une croissance progressive couche atomique après couche atomique. Le matériau obtenu présentera ainsi une structure monocristalline, de même orientation que le substrat initial.

On distingue deux types de l'épitaxie :

Homo-épitaxie : lorsque film et substrat sont de même nature (épitaxie de silicium sur silicium par exemple).

Hétéro-épitaxie : lorsque film et substrat sont de nature différente (épitaxie d'un alliage silicium/germanium sur substrat silicium par exemple). Dans ce cas, le paramètre dont il faut tenir compte est l'écart entre le paramètre de maille du film et celui du substrat.

2.2.2. Différentes techniques de l'épitaxie

L'épitaxie par jet moléculaire :

Elle consiste à envoyer des molécules ou des atomes de silicium, par exemple, dans une enceinte sous vide très poussé sur un substrat chauffé entre 400°C et 800°C. Le vide très poussé permet d'éviter toute contamination du film épitaxial.

Les sources d'évaporation peuvent être de nature et de dopage différents ; pour chaque élément évaporé, il faut adapter la puissance de chauffe des cellules mais aussi du porte-substrat. Par le contrôle des cellules d'évaporation, on crée un jet de molécules en direction du substrat ; on peut ainsi réaliser couche par couche des structures très complexes telles que les super réseaux, les diodes laser, les transistors à forte mobilité d'électron (HEMT). On obtient ainsi une très grande précision de croissance, des jonctions très abruptes, mais cette opération est très lente et ne concerne qu'un seul substrat à la fois. La vitesse de croissance est de l'ordre de 1nm par minute. Cette technique est donc très coûteuse et ne concerne que des dispositifs à très forte valeur ajoutée.

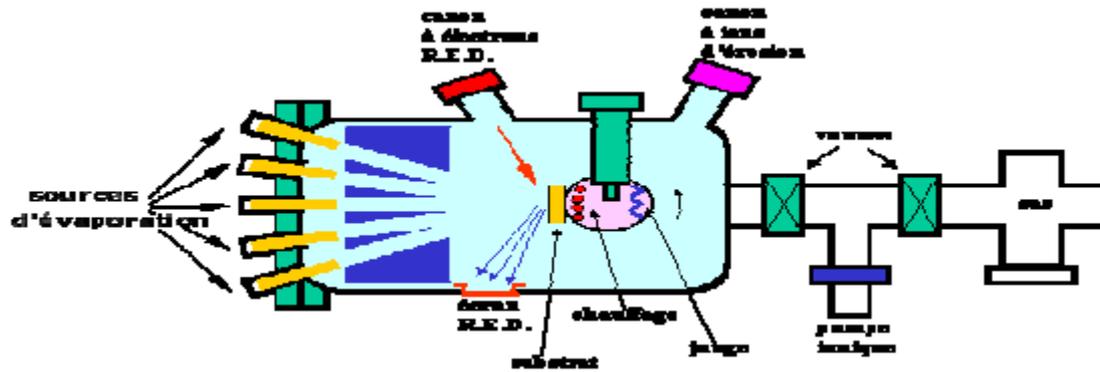


Figure 2.12 : Bâti d'épitaxie par jet moléculaire, (d'après D.V Morgan et K. Board[35]).

Epitaxie en phase liquide :

Afin d'éviter toute oxydation, la nacelle est chargée dans la boîte à gants avec les composants intervenant lors de la croissance. Après chargement de la nacelle, un vide primaire est réalisé dans l'installation par une pompe à sorption fonctionnant la température de l'azote liquide. On obtient une pression inférieure à 1,1 mmHg. Après isolation de la pompe, on ouvre la bouteille d'hydrogène. Dès que la pression de 760mmHg est atteinte, on ouvre la vanne de sortie ; l'hydrogène est ensuite brûlé à sa sortie. Pendant le fonctionnement, on chauffe le réacteur d'épitaxie à la température choisie. A la fin de la croissance, le four est retiré, permettant ainsi un refroidissement rapide du réacteur.

En fin de manipulation, on ferme la bouteille d'hydrogène et on fait circuler de l'argon pur dans l'installation pour évacuer l'hydrogène restant. [36]

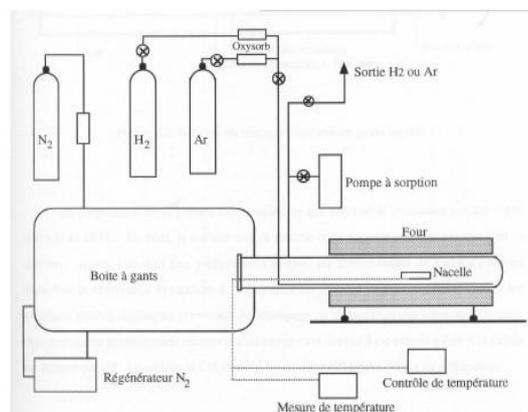


Figure 2.13 : Schéma de l'installation d'épitaxie en phase liquide [37]

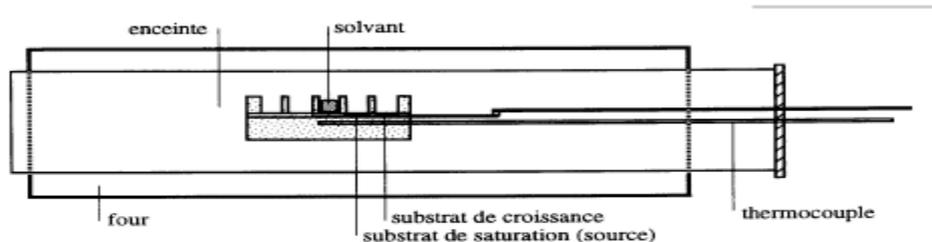


Figure 2.14: Schéma du réacteur d'épitaxie en phase liquide [37]

La préparation de la surface de l'échantillon qui précède la croissance est une étape cruciale de l'EPL. En effet, la surface sert de modèle et de support aux couches que l'on va déposer.

Aussi, elle doit être parfaitement propre, les contaminants de surface pouvant perturber la croissance épitaxiale. L'échantillon est d'abord dégraissé afin d'enlever les éventuels résidus organiques provenant du découpage ou du stockage des substrats. De plus, l'échantillon est généralement recouvert d'un oxyde natif, lorsqu'il est exposé à l'air. Cet oxyde est éliminé par HF.

Epitaxie en phase vapeur :

Le dépôt en phase vapeur (Chemical Vapor Deposition) a eu son application dans différents domaines tels que la microélectronique, l'optoélectronique et le photovoltaïque. 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). De plus, il offre la possibilité d'un dopage in situ de la couche déposée et un contrôle adéquat de son épaisseur. En général, l'équipement nécessaire pour un dépôt CVD se compose de trois parties Principales :

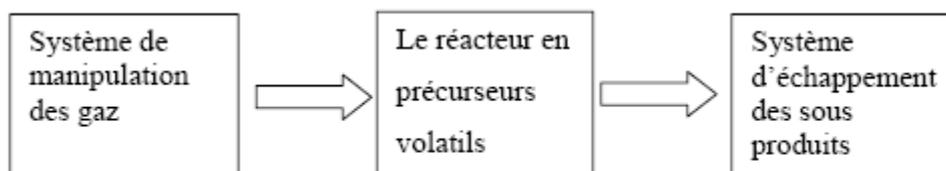


Figure 2.15: principales parties d'un équipement de dépôt CVD [37]

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 2.10 et peuvent être résumées successivement comme suit [38] :

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. absorption 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.

2.3. Silicium poreux comme couche sacrificielle

L'objectif du paramétrage des conditions d'élaboration du silicium poreux est la réalisation d'une couche sacrificielle qui permettra le détachement d'une couche épitaxiée de silicium. Compte tenu de l'étape, à haute température, de croissance par épitaxie sur la couche de silicium poreux, l'optimisation de la couche sacrificielle a mené à la réalisation d'une structure bicouche : une couche de forte porosité est surmontée d'une couche de plus faible porosité (figure 2...) . La couche enterrée fragilisée permet le détachement ultérieur de la couche active alors que le silicium faiblement poreux de surface permet une croissance cristalline de bonne qualité.

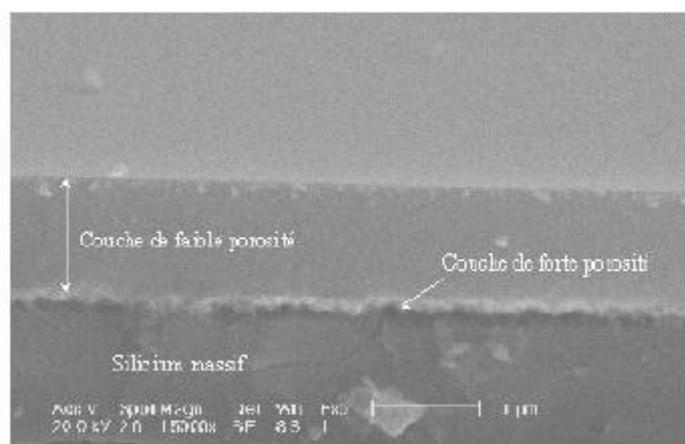


Figure 2.16 : bicouche de silicium poreux [37]

Avant de reproduire la structure poreuse sur les substrats, nous avons souhaité vérifier les paramètres d'anodisation : porosité et vitesse d'anodisation en fonction de la densité de courant et de la concentration en acide fluorhydrique.

La couche de faible porosité : La couche de silicium poreux de faible porosité est obtenue par anodisation électrochimique du silicium dans une solution d'acide fluorhydrique de concentration de $[HF]=25\%$. La densité de courant d'anodisation est de 5 mA/cm^2 durant 2 minutes.

La couche de forte porosité : Différentes couches de silicium poreux de forte porosité ont alors été étudiées :

- Une couche de forte porosité obtenue par anodisation dans une solution de concentration $[HF]=25\%$ pour une densité de courant de 75 mA/cm^2 et des durées d'anodisation variables.
- Une couche de forte porosité obtenue par anodisation dans une solution de concentration $[HF]=12.5\%$ pour une densité de courant et des durées d'anodisation variables.

2.4. Procédés de transfert de films minces à base de silicium poreux

Dans les procédés utilisant le silicium poreux comme couche sacrificielle, une distinction peut être faite suivant la place de l'étape de transfert de la couche active de silicium. En effet, on peut soit élaborer la cellule photovoltaïque puis procéder à son transfert, soit transférer la couche active puis élaborer la cellule photovoltaïque.

procédé PSI (Porous Silicon)

La première étape du procédé PSI [39,40] consiste en la texturisation par attaque KOH de la surface d'un wafer silicium d'orientation cristalline (100). La surface est ensuite anodisée pour former une bicouche de silicium poreux, une couche supérieure de faible porosité (30%) et une couche inférieure

de forte porosité (50%). La structure poreuse est ensuite stabilisée par oxydation à 400°C. Après une désoxydation surfacique par immersion dans l'acide fluorhydrique HF durant 10 s et un recuit à 850°C pendant 10 minutes pour enlever l'oxyde natif, le film poreux sert de point de départ à la croissance d'un film monocristallin de silicium de 10µm d'épaisseur. Cette croissance est réalisée par IAD (IonAssistedDeposition) à 700°C[39] avec une vitesse de croissance de l'ordre de 1 Å.s-1. Une température de croissance inférieure à 800°C limite la qualité et la vitesse de croissance du film de silicium mais s'avère nécessaire pour conserver la géométrie de la structure poreuse fournie par la texturisation en évitant sa restructuration. La structure obtenue rappelle un gouffre limité par les plans cristallographiques.

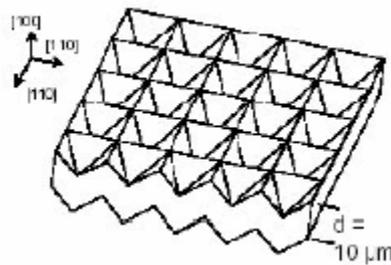


Figure 2.17: Structure en gouffre d'un film obtenu par procédé PSI (d'après [41])

En utilisant une méthode de croissance CVD à plus haute température, la qualité de la couche est améliorée mais on perd le bénéfice de la texturation à cause du lissage des reliefs.

Le transfert de la couche est réalisé avec une colle transparente sur du verre. Cependant le transfert n'est pas effectué sur toute la surface du substrat.

Le procédé PSI permet d'obtenir des structures présentant de très bonnes qualités de confinement optique et un rendement de conversion photovoltaïque de 4,4% [37].

Procédé QMS (Quasi Monocrystalline Silicon)

Le procédé QMS [42,43] est basé sur l'obtention de films de silicium monocristallin par recuit de silicium poreux et sans étapes de croissance par épitaxie. La couche poreuse présente une structure bicouche, une couche de faible porosité surmontant une couche de forte porosité. L'épaisseur de la couche faiblement poreuse est supérieure à l'épaisseur de la couche fortement poreuse.

La restructuration du silicium poreux à haute température permet une densification de la couche supérieure la rendant quasi-monocristalline. Dans le même temps la couche fortement poreuse se fragilise et autorise le détachement du film par une action mécanique.

Le terme quasi-monocristallin est employé car la restructuration du silicium poreux forme une structure monocristalline contenant des vides d'une taille pouvant atteindre 1µm.

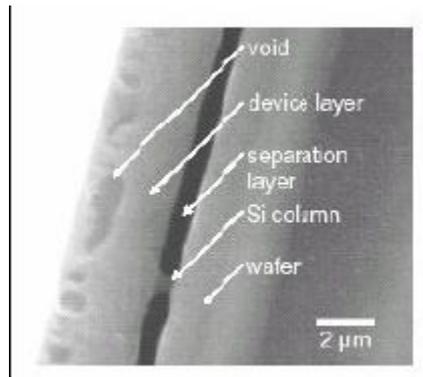


Figure 2.18: Principe du procédé QMS (d'après [44])

Le procédé QMS permet d'obtenir des films de silicium jusqu'à une épaisseur de 30 μm , la présence de cavités au sein de ces films assurant un bon confinement optique de la lumière.

Les dispositifs photovoltaïques réalisés à partir de ces films quasi-monocristallins présentent un rendement de conversion d'environ 15%.

Procédés ELTRAN (Epitaxial Layer TRANSfert) SCLIPS (Solar Cell by Liquid Phase epitaxy over Porous Silicon) par Canon

Le premier procédé utilisant le silicium poreux comme couche sacrificielle pour le transfert d'un film mince de silicium monocristallin a été mis au point par Yonehara et al.[45].

Le procédé ELTRAN [46] a été développé pour fabriquer des structures SOI (pour Silicon On Insulator).

La première étape du procédé ELTRAN est la fragilisation du substrat qui consiste à former sur toute la surface du substrat une couche de 10 μm de silicium poreux par l'anodisation. Le diamètre des pores avoisine 50 nm.



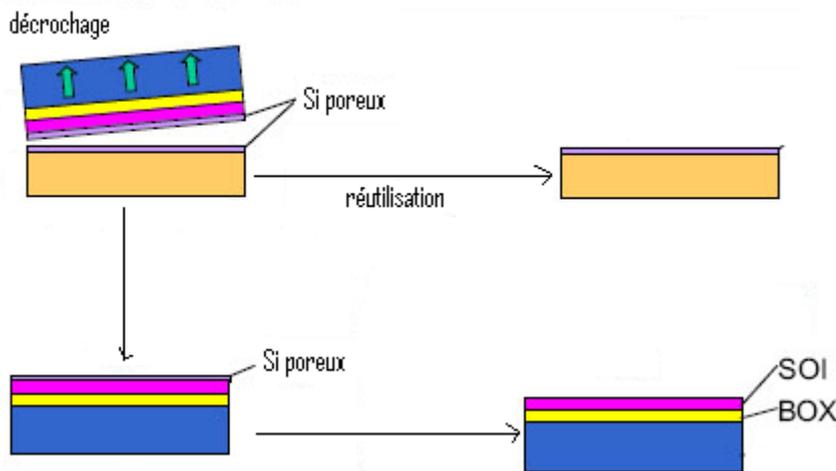
Suit une étape d'oxydation pour stabiliser la structure poreuse. L'oxyde en surface est enlevé par un trempage dans l'acide fluorhydrique HF puis un recuit sous hydrogène à 1000°C provoque la fermeture des pores en surface. La croissance de la couche épitaxiée est alors menée entre 1000 et 1150°C par CVD (pour Chemical Vapor Deposition).



Le transfert du film se fait par collage anodique après avoir oxydé la surface du film épitaxié.



La fracture de la couche poreuse intervient par érosion mécanique à l'aide d'un jet d'eau haute pression. On récupère alors séparément le substrat initial réutilisable et la structure SOI.



Une adaptation de ce procédé pour l'application photovoltaïque a donné le procédé SCLIPS (pour SolarCells by Liquid Phase Epitaxy over porous Si). La fragilisation du substrat intervient cette fois-ci par la formation d'une structure poreuse multicouche de 10 μm . La technique de croissance utilisée est désormais l'épitaxie en phase liquide à une température de 950°C et une vitesse de refroidissement de 0,1 – 2 °C/min. La séparation de la couche active est également réalisée à l'aide d'un jet d'eau haute pression.

Procédé FMS (Freestanding Monocrystalline Silicon)

La particularité du procédé FMS [47, 48,49] est de séparer la couche poreuse avant de réaliser la croissance de la couche active. La réalisation et la séparation de la couche poreuse se font en une ou deux étapes :

- soit lors d'une même étape par diminution in-situ de la concentration en acide fluorhydrique de la solution d'anodisation [47,48],
- soit en deux étapes : anodisation électrochimique et formation de silicium poreux via une faible densité de courant puis électro-polissage du silicium via une augmentation conséquente de l'intensité du courant d'anodisation [50].

La séparation du film de silicium poreux est assurée par les forces de pression hydrodynamique exercées par l'hydrogène formé lors de l'anodisation [48].

Après obtention d'une couche poreuse autosupportée d'une épaisseur de 20 μm , cette dernière subit une étape de recuit sous hydrogène à 1050°C pendant 30 min avant la croissance par épitaxie en phase gazeuse de la couche active d'une épaisseur de 30 μm .

L'épitaxie réalisée à 1050°C à partir de dichlorosilane SiH_2Cl_2 .

Le rendement de conversion photovoltaïque obtenue par ce procédé est de 10,6 %.

Procédé SPS

Le procédé SPS [51] pour Sintered Porous Silicon a été développé par Sony. La structure poreuse est composée de trois couches de porosité différente ayant une épaisseur totale de 9 μm :

- une couche en surface de porosité 16% et d'épaisseur 1,7 μm .
- une couche centrale de forte porosité (40 à 70%) et d'épaisseur 0,8 μm .
- une couche de porosité 26% et d'épaisseur 6,3 μm .

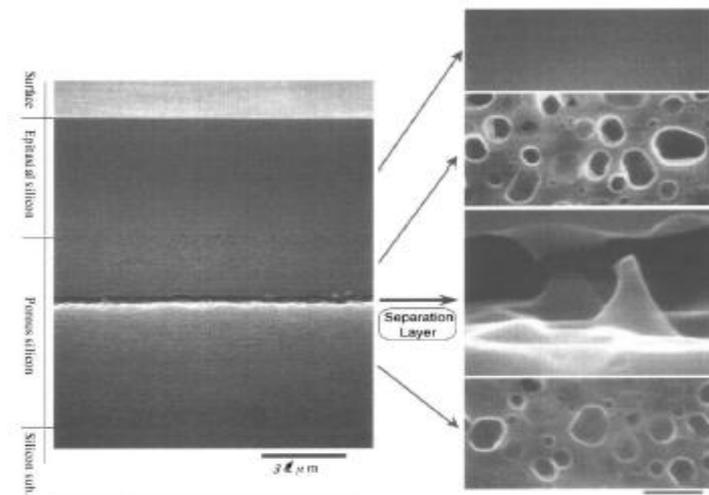


Figure 2.19 : structure poreuse composée de trois couches[3]

Un recuit à 1100°C permet la fragilisation de la couche poreuse et la fermeture des pores en surface.

La croissance de la couche active est alors réalisée par épitaxie à partir de trichlorosilane.

On réalise ensuite la cellule photovoltaïque, puis le transfert de la couche. Ce dernier intervient après le collage de la couche épitaxiée sur un film plastique, et l'application d'une contrainte mécanique.

Le procédé SPS a permis d'obtenir des dispositifs photovoltaïques de surface 4 cm^2 , d'une épaisseur de 12 μm , présentant un rendement de conversion de 12,5% [3].

2.5. Méthodes de collage des films minces

On a vu précédemment que les méthodes de transfert consistent à détacher la couche épitaxiée et la reporter sur substrat bas coût. Selon la méthode utilisée, le report du film peut être avant ou après la séparation. On a vu aussi que dans chaque méthode, le détachement du film a été fait à l'aide de formation d'une couche poreuse sacrificielle. Maintenant on va voir quelques techniques de collage du film épitaxié sur le substrat. Il existe de nombreuses méthodes de collage d'un substrat sur un autre. Pour la plupart, ces moyens de transfert de couche ont été développés pour répondre aux besoins d'intégration des microsystèmes sur les puces de silicium. On peut ainsi trouver des soudures réalisées au laser, aux ultrasons ou encore par la formation d'eutectique or/étain ou or/silicium. On peut également citer le collage anodique sur verre ou bien entre substrats de silicium. L'utilisation des résines époxy ou des matériaux SOG (spin on glass) a aussi été explorée. Les caractéristiques de chaque procédé en termes de température et de durée de mise en œuvre, sont des avantages ou des inconvénients suivant l'application visée. Dans cette partie nous allons parler de trois méthodes principales :

Pâte de sérigraphie :

La sérigraphie est une simple technique qui consiste à étaler une pâte conductrice au travers d'un masque.

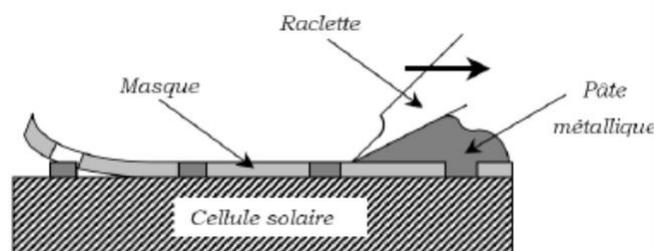


Figure 2.20 : principe de la sérigraphie [3]

L'utilisation des pâtes de sérigraphie comme agent de collage est peu répandue. Ces pâtes sont généralement composées de trois éléments principaux :

- ✓ La fritte de verre : elle est composée essentiellement des oxydes SiO_2 , PbO , B_2O_3 et Al_2O_3 dont les proportions déterminent sa température de fusion.
- ✓ Le métal actif : il est sous forme de grains très fins dispersés dans la fritte. ce métal peut être d'aluminium ou d'argent.
- ✓ Des composés organiques, les liants, qui assurent la cohésion de différents éléments et confèrent sa viscosité à la pâte.

De nombreux paramètres influencent la qualité de la sérigraphie. Ce sont essentiellement la viscosité de la pâte et les réglages effectués sur la raclette : inclinaison, vitesse, pression. La géométrie et le positionnement du masque rentrent aussi en compte.

Le report d'un film mince de silicium monocristallin sur un substrat de verre par la sérigraphie s'effectue comme suite :

- Le film de silicium et le substrat de verre sont préalablement nettoyés.
- La pâte d'aluminium ou d'argent est alors déposée sur le verre par la sérigraphie.
- Le film mince est ensuite placé sur le verre et les deux matériaux en contact sont pressés.

On procède alors à un séchage des solvants contenus dans la pâte à 150°C pendant 10 minutes. Enfin, la structure subit un recuit dans un four RTA : une première phase à 400°C sous flux d'oxygène permet de brûler les composés organiques et une seconde phase à 840°C pendant 2 minutes améliore le contact électrique grâce à la diffusion de l'aluminium et à la formation de l'eutectique Al-Si.

Cette technique est largement utilisée pour la formation des contacts électriques des cellules solaires (figure 2.20). Dans le chapitre 3 nous exposerons autres techniques de formation des contacts électriques.

Collage anodique

Le collage anodique est une méthode d'assemblage rapporté en 1969 par G.D. Wallis et al. [52]. Elle s'est depuis largement développée pour des applications liées aux micro-capteurs et des technologies SOI. Le collage anodique est un procédé qui permet d'assembler de façon forte et permanente, un élément en verre à un métal, un semi-conducteur ou un oxyde. Il est basé sur un mécanisme électrochimique de formation de liaisons covalentes à partir des anions d'oxygène O_2^- . Expérimentalement, il s'agit de mettre en contact deux surfaces propres, l'une en verre et l'autre de silicium, par exemple. A une température comprise entre 200°C et 500°C et en appliquant une forte tension négative sur le verre, on provoque la migration des ions Na^+ et O_2^- . Les anions d'oxygène peuvent alors réagir avec le silicium pour former des liaisons Si-O-Si [53].

Les principaux paramètres du procédé de collage anodique sont :

- La tension appliquée à la structure de l'ordre de 1000 volts.
- La température de collage entre 200°C et 500°C.
- La composition du verre et plus particulièrement en cation K^+ et Na^+ [54].
- L'état de surface des éléments à assembler. Les surfaces doivent être propres et hydrophiles. Pour cette raison, on forme très souvent un oxyde thermique à la surface du silicium qui a aussi pour conséquence d'augmenter le champ électrique à l'interface silicium-verre et donc la migration des ions.

- La pression appliquée pour la mise en contact des éléments à coller.

Le collage anodique est envisageable sur toute surface faiblement rugueuse et présentant une couche d'oxyde. Son inconvénient se situe au niveau des contraintes mécaniques induites à l'interface par les désaccords de mailles et les différences de coefficient de dilatation thermique. Une façon d'atténuer ces effets consiste à introduire une couche intermédiaire d'oxyde par pulvérisation ou étalement à la tournette (spin-on) [55].

Spin on glass (SOG)

Les matériaux SOG (pour spin-on glass) sont de pâtes polymères de viscosité variable à base de silicium. Ces pâtes s'étalent à la tournette (procédé spin-on en anglais). Après un traitement thermique adapté, le matériau durcit et acquiert une structure stable essentiellement formée de SiO₂. Initialement ces matériaux, comme le TEOS (tétra ethyl ortho silicate), ont été utilisés en microélectronique comme couche diélectrique d'encapsulation des composants. Ils servent également à la planétarisation et à l'isolation des différentes couches d'interconnexions au sein des puces. Leur utilisation pour le collage de couche mince s'est développée plus récemment avec l'expansion des microsystèmes. Dans le domaine photovoltaïque, ces matériaux sont en développement pour servir de pâte dopante [56].

Les matériaux SOG sont disponibles dans le commerce et peuvent être modifiés par dilution dans différents solvants. Les produits, contenant tous du silicium, sont : le methylsilsesquioxane, le methyltriethylorthosilicate, le methylsiloxane, ...

La mise en œuvre du collage à l'aide des matériaux SOG suit plusieurs étapes :

- Le nettoyage des surfaces à assembler et éventuellement leur oxydation, pour assurer leur caractère hydrophile.

- L'étalement du film SOG sur l'un des éléments. Les épaisseurs dépendent de la vitesse de rotation du substrat et de la viscosité du matériau. Elles sont comprises entre quelques nanomètres et un micromètre. La répétition de cette étape permet de déposer plusieurs micromètres de SOG.

Des phases de recuit jusqu'à 400°C pendant plusieurs heures sont parfois nécessaires. Généralement un premier recuit sous air évapore les solvants et brûle des composés organiques alors qu'un second recuit, à plus haute température, stabilise la structure en substituant les liaisons Si-O-Si aux liaisons Si-OH.

Une fois que les éléments sont mis en contact, le collage intervient au cours du second recuit.

Ce type de procédé est très simple, mais son principal inconvénient est sa durée.

Conclusion

Le transfert des films minces à partir de silicium poreux consiste à réaliser, avant la croissance épitaxiale, une couche poreuse, par l'une des méthodes que nous avons citées, pour détacher la couche épitaxiée. On a vu trois techniques de l'épitaxie avec lesquelles on fait croître un film mince sur le silicium poreux. La réalisation de la cellule photovoltaïque peut être après ou avant le détachement du film selon les procédés de transfert montrés dans ce chapitre. Dans le but de reporter l'ensemble sur un substrat bas coût, nous avons montré trois méthodes principales de collage.

Chapitre 3

Réalisation d'une cellule solaire à couche mince

Introduction

Avec toujours pour objectif de réduire au mieux les coûts de production, il s'agit de réaliser des cellules photovoltaïques compatibles avec l'étape d'épitaxie et de transfert de couche. Deux voies technologiques, à faible budget thermique apparaissent : la réalisation d'un émetteur in-situ par épitaxie à haute température et en quelques secondes, ou bien la formation, à basse température, d'une hétérojonction silicium amorphe/silicium cristallin.

Dans ce chapitre on va voir quelques techniques utilisables pour réaliser les constituants d'une cellule photovoltaïque et on va faire une simulation, par le PC1D, d'une cellule à faible budget thermique afin d'améliorer le rendement.

3.1. Techniques applicables dans la réalisation d'une cellule solaire

3.1.1-Formation de la jonction:

La formation des jonctions des cellules solaires consiste à utiliser les techniques de dopage parmi lesquelles on cite :

Diffusion thermique :

Selon le schéma ci-dessous, les tranches à doper sont déposées sur une nacelle placée dans un tube balayé en permanence par un gaz neutre comme N_2 , l'oxygène O_2 et le composé gazeux de l'élément dopant BBr_3 ou $POCl_3$

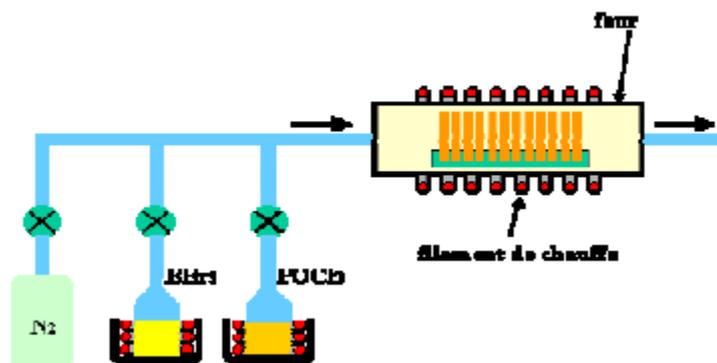
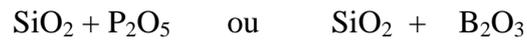


Figure 3.1 : technique de diffusion thermique [37]

La technique est conduite en deux étapes :

1-pré-dépôt : A haute température, l'oxygène réagit pour donner un oxyde de l'élément dopant P_2O_5 OU B_2O_3 et former à la surface des tranches à doper un verre de silice dopé :



Ce verre dopé sert de source de diffusion dans les tranches. Ce pré-dépôt est souvent réalisé par une diffusion de faible profondeur et de forte concentration en surface. Les atomes dopants diffusent de la surface vers le cœur de la couche sur une profondeur de l'ordre de $10^1 \mu\text{m}$.

2-redistribution : au cours de cette étape, les tranches, soustraites au verre déposé par gravure chimique, subissent un long traitement thermique destiné à faire pénétrer plus profondément les impuretés introduites au cours de la première étape en quantité suffisante.

Epitaxie

On a vu dans le chapitre précédent que l'épitaxie, avec ses trois méthodes, est une technique de croissances des couches minces. Mais elle peut être également utilisée comme une technique de dopage c'est-à-dire la couche épitaxiée est dopée selon les sources de dopage utilisées.

3.1.2- Couche antireflet

La couche antireflet (CAR) est utilisée pour minimiser la réflexion de la lumière. Le principe d'action de la couche antireflet est basé sur les phénomènes d'interférences par division d'amplitude résultants de l'introduction d'une couche mince de matériau diélectrique entre le milieu extérieur (d'indice n_0) et le substrat (silicium d'indice n_{Si}). Le choix de l'indice de réfraction n_c et de l'épaisseur d_c de la couche mince peut conduire aux cas limites des interférences destructives (pas d'onde réfléchi et toute la lumière est transmise au Si) ou constructives (toute la lumière est réfléchi et d'onde transmise au Si) à la réflexion.

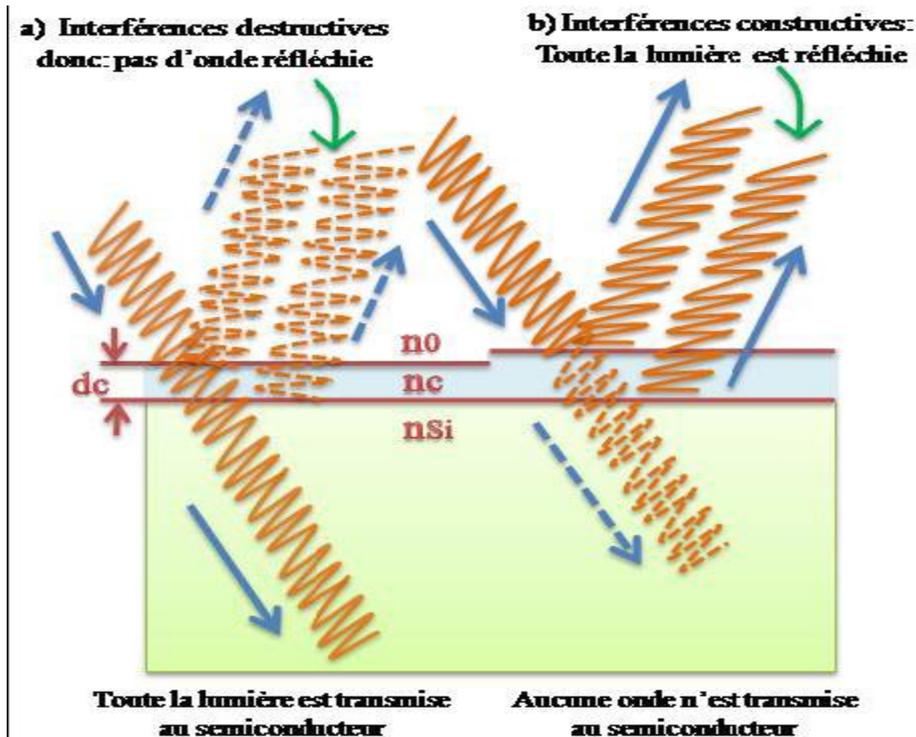


Figure 3.2 : principe de couche antireflet [57]

Si l'épaisseur de la couche antireflet est égale à :

$$d_c = \frac{(2.N + 1). \lambda}{4.n_c} \quad (7) \quad \text{Nest un nombre entier}$$

On obtiendra l'annulation des faisceaux réfléchis à l'interface air/couche antireflet et couche antireflet/semi-conducteur. Pour les cellules solaires à haut rendement, une double couche antireflet est utilisée.

Différentes couches antireflet sont utilisées en photovoltaïque : TiO_2 , SiO_2 , ZnS , MgF_2 , $SiNx$, etc [13].

Quelques techniques de dépôt:

Les techniques de dépôt sont nécessaires, dans la réalisation des cellules solaires, pour déposer une couche conductrice, isolante ou de masquage dans un procédé qui n'utilise pas directement le matériau du substrat. La couche à déposer peut être par exemple une couche métallique, un oxyde ou une couche de nitrure de silicium (couche antireflet et de passivation).

Parmi les techniques de dépôt :

Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) :

Le dépôt PECVD, qui permet de faire croître des couches d'isolants, est fondé sur la création d'espèces ou d'éléments à déposer à basse température grâce à l'apport d'énergie sous forme électromagnétique (source radiofréquence en général).

Cette technique évite des passages à haute température qui peut entraîner une redistribution des dopants par exemple.

Toutefois, afin d'améliorer la qualité du matériau des couches déposées, il est nécessaire de chauffer "légèrement" les substrats (quelques centaines de degrés).

Les figures 3.3 et 3.4 montre les deux types de réacteurs :

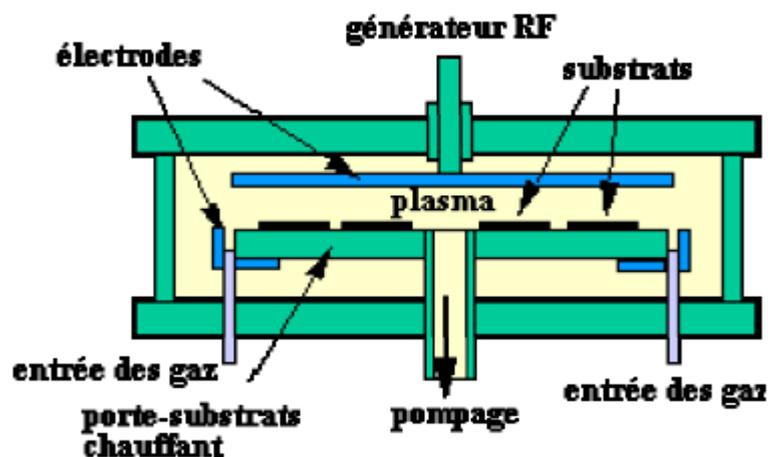


Figure 3.3 : Réacteur plasma à platine porte substrat horizontal [58]

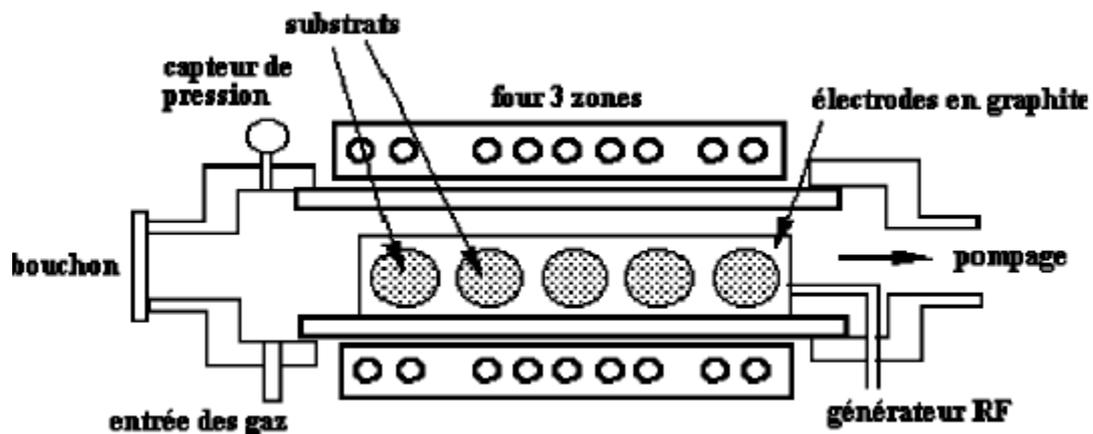


Figure 3.4 : Réacteur plasma à mur chaud [58]

A l'aide de ces réacteurs, les couches isolantes réalisées sont :

- de l'oxyde de silicium, SiO_2 ,
- du nitrure de silicium, Si_3N_4 .

Le SiO_2 ainsi obtenu peut servir de couches de masquage avant implantation ionique ou de couches isolantes entre différents niveaux conducteurs (aluminium, poly silicium, siliciure de tungstène, etc..).

Dépôt chimique en phase vapeur à basse pression (LPCVD)

Cette technique consiste à réaliser un dépôt chimique en phase vapeur à basse pression.

Ce dépôt s'effectue normalement dans un four à mur chaud à des températures de l'ordre de 500 à 600°C.

On injecte les gaz qui réagissent et qui synthétisent le matériau à déposer.

Dans l'exemple de la figure 3.5, le dépôt réalisé est du poly-silicium dopé au phosphore.

Lorsque le matériau est dopé au cours de son élaboration, on dit qu'il est dopé in-situ.

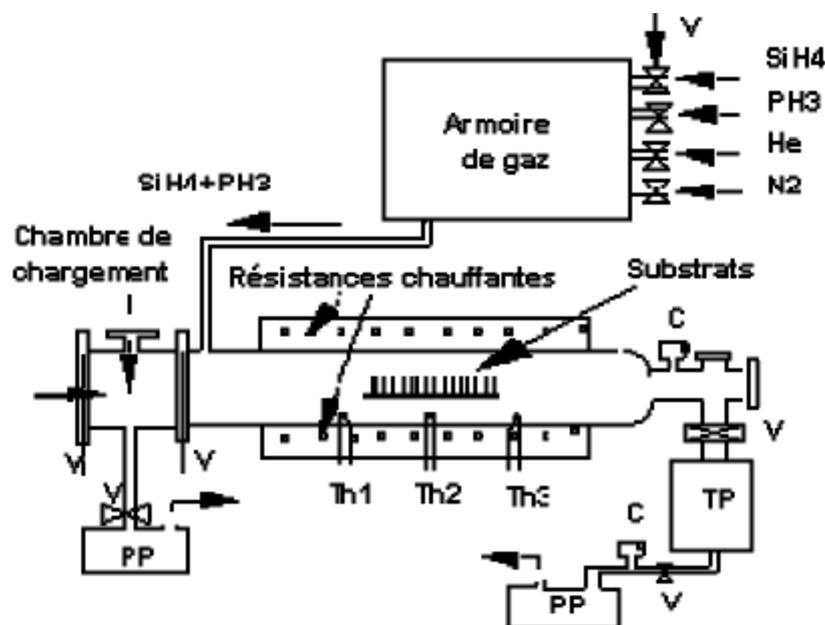


Figure 3.5 : Réacteur LPCVD [58]

Texturation de la surface

La texturation du silicium est utilisée pour diminuer la réflectivité de la surface de la cellule après multiples réflexions. Le principe de la texturation consiste à diminuer le pourcentage de la lumière réfléchi à chaque nouvelle réflexion par la réflectivité R du silicium.

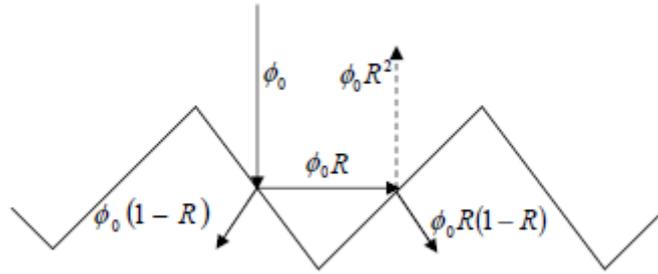


Figure 3.6 : principe de la texturation

Selon le schéma, après deux réflexions du flux incident Φ_0 , le flux de photons réfléchi est $\Phi_0 R^2$ et le flux pénétrant est $\Phi_0 R(1-R)$.

Donc après N réflexions de Φ_0 , le flux réfléchi est $\Phi_0 R^N$ et le flux pénétrant est $\Phi_0(1-R^N)$.

Outre multiples réflexions, on peut diminuer la réflectivité de la surface de la cellule, par la texturation, en augmentant le trajet optique de la lumière et en la piégeant entre la face avant et la face arrière de la cellule.

3.1.3-Technique de dépôt des contacts métalliques :

Pour faire les contacts métalliques il y'a des méthodes à utiliser :

Evaporation thermique sous vide :

La technique d'évaporation thermique est très simple et consiste simplement à chauffer par effet Joule un matériau qui, vaporisé, va se déposer sur les substrats. La charge du matériau à déposer est placée dans un creuset (en tungstène). Cette technique est applicable notamment pour le dépôt d'aluminium dont la température d'évaporation étant inférieure à la température de fusion du creuset (en tungstène). La figure 3.7 montre le principe de cette technique :

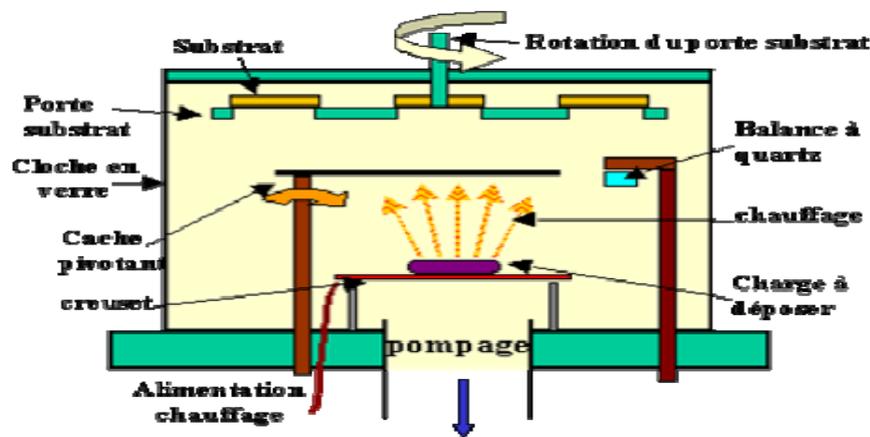


Figure 3.7 : méthode d'évaporation thermique[58]

Afin d'améliorer l'homogénéité des couches déposées (très faibles variations d'épaisseur), on déplace en permanence les substrats. Dans le cas du bâti ci-dessus, le porte substrat est tournant.

Pulvérisation cathodique

La technique de pulvérisation cathodique peut être faite par les étapes suivantes :

1. Formation des ions de pulvérisation :

On peut utiliser le gaz d'Ar comme un gaz de pulvérisation.

Dans une chambre évacuée à une basse pression près de 10^{-5} mbar, on introduit le gaz d'Ar à l'aide d'une soupape pointue qui peut également contrôler le flux de ce gaz.

En utilisant le flux d'Ar nous avons mis la pression de la chambre à une pression de travail souhaitée et, ultérieurement, par étranglement de la vanne sous vide poussé la pression a été maintenue à une valeur désirée au cours de processus de dépôt.

A l'intérieur de la chambre et sous l'action du champ magnétique de la cathode magnétron les électrons viennent bombarder les atomes de gaz d'Ar pour former les ions Ar^+ .

2. Bombardement de la cible :

L'utilisation d'une tension alternative (à une fréquence radio fixée) permet de neutraliser les charges accumulées au cours de chaque cycle à surface de la cible.

A cette fréquence, les ions sont insensibles au champ RF, les électrons eux oscillent dans ce champ. Ainsi, le nombre des électrons arrivant sur la cible pendant une alternance positive est supérieur au nombre des ions qui arrivent pendant l'alternance négative. Il y a donc apparition d'une charge statique négative sur la cible créant un potentiel continu négatif. Le champ continu, qui correspond à ce potentiel, permet d'accélérer les ions Ar^+ formés dans le plasma pour qu'ils viennent bombarder la surface de la cible et arracher de la matière (voir la figure 3.8).

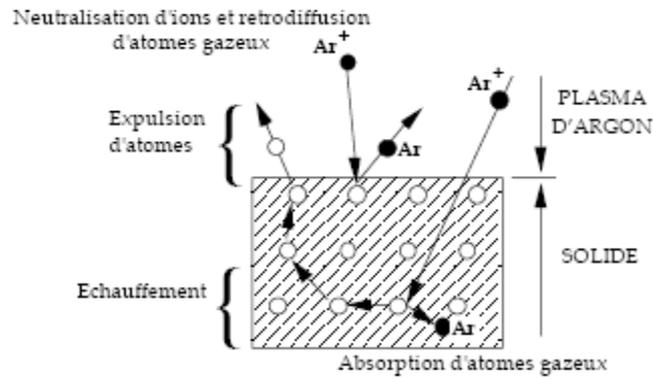


Figure 3.8 : bombardement de la cible [59]

3. Dépôt du film :

Avant d'entamer le dépôt de la couche réelle de métal sur le substrat, la cible a été pré-pulvérisé pour 5 minutes afin d'éviter la contamination de la surface par le cas échéant.

La distance entre la cible et le substrat est de 90 mm et la rotation de substrat est maintenue à une valeur déterminée pour obtenir de film uniforme et son épaisseur, qui est mesurée in-situ en utilisant un cristal de quartz de surveiller l'épaisseur, est maintenue constant à 1000 nm pour les dépôts.

Les atomes de métal ainsi expulsés par bombardement ionique se déposent sur le substrat jusqu'à la formation d'un film de métal (voir la figure 3.9).

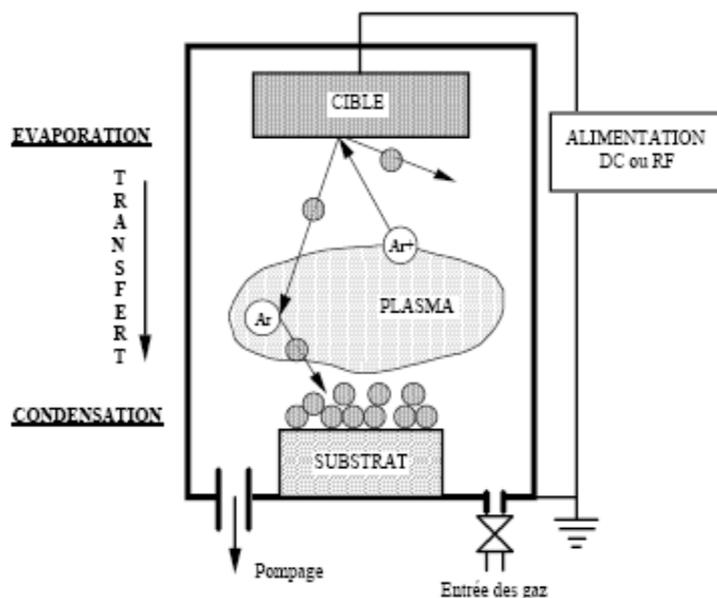


Figure 3.9 : dépôt de couche de métal [59]

Photolithographie :

La photolithographie [60] est un procédé de fabrication, largement répandu en optique et en micro-électronique. Elle est utilisée pour les contacts métalliques inter digités. Les étapes de cette technique sont :

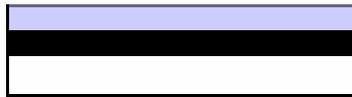
-Dépôt de métal:

le dépôt de métal se fait par l'une des méthodes de dépôt comme l'évaporation thermique.

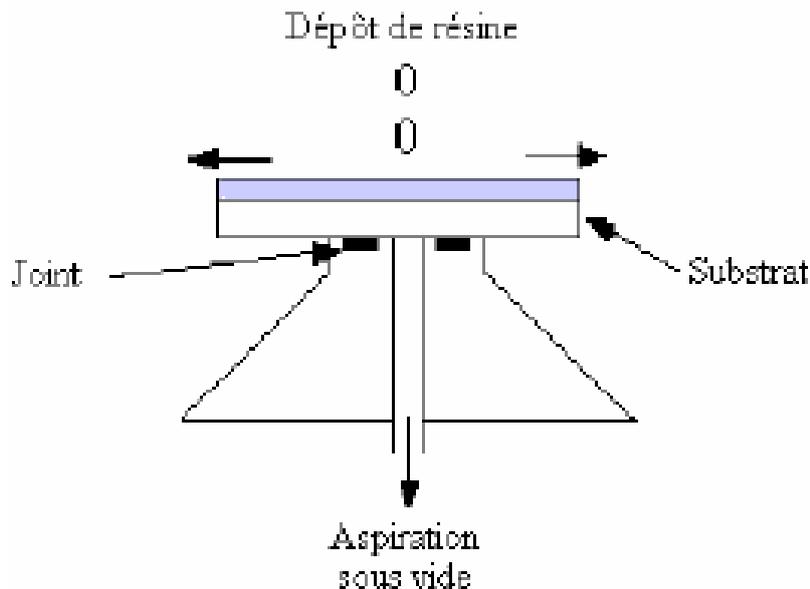


-Dépôt de résine par spin coating :

Dans cette étape on dépose la résine photosensible sur le métal par le système de centrifugation.



Le principe de la centrifugation appliquée sur un substrat est montré sur la figure suivante :



Le substrat est maintenu par aspiration sous vide sur un support en rotation, puis quelques gouttes de résine sont déposées sur le substrat.

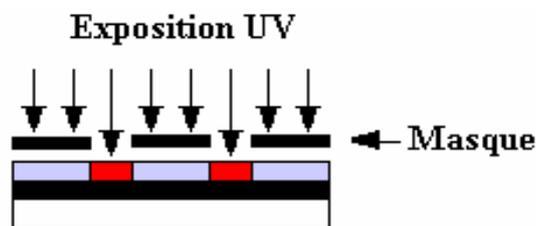
La force centrifuge étale la résine photosensible en un film ayant une épaisseur de l'ordre du micromètre (μm). L'épaisseur et l'homogénéité de la couche de résine dépendent de la vitesse de centrifugation, de la viscosité de la solution ainsi que d'un certain degré, de la température et de l'humidité ambiante.

-Cuisson de la résine (softbake) :

La cuisson s'effectue immédiatement après la centrifugation, dans un four ou sur une plaque chauffante à environ $100\text{ }^\circ\text{C}$. Cette cuisson réduit de l'épaisseur de la couche de résine, améliore de l'adhésion au substrat et durcit de la résine. Une cuisson à une température trop élevée provoque la décomposition des structures polymérisables photosensibles de la résine tandis qu'une température de cuisson trop basse n'évapore pas convenablement les solvants.

-Exposition UV-transfert de masque :

L'exposition aux UV provoque l'insolation des zones adéquates grâce à un masque (figure). Une illumination en lumière ultraviolette induit un changement dans la solubilité de toutes résines lithographiques.



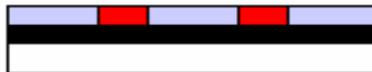
Durant l'exposition, la radiation incidente effectue un changement chimique dans le film de résine, qui crée une solubilité différentielle dans les solvants sélectionnés (développeur) entre la résine exposée et non exposée.

Le masque utilisé est une plaque de verre recouverte d'une couche de chrome photogravée dans laquelle est dessiné le motif que l'on cherche à reproduire. La plaquette recouverte de résine, est illuminée à travers le masque par une lampe UV. La résine insolée subit une réaction chimique, elle se polymérise.

-Recuit après exposition :

Cette étape est optionnelle et n'est pas usuellement nécessaire si l'étape de cuisson('softbake') est utilisée. Elle permet d'évaporer les solvants restants. Recuire la résine après l'exposition à une température de 115°C pendant 20 min.

'Postbake exposure'



-Développement de la résine :

Il existe deux types de photo-résine :

Photo-résine négative : le rayonnement UV entraîne une polymérisation des zones exposées. Ces zones se dotent d'une tenue particulière au solvant de révélation alors que les parties non insolées disparaissent sélectivement dans le solvant.

Photorésine négative



Photo-résine positive : le rayonnement UV entraîne une rupture des macromolécules et favorise la solubilité du polymère aux développeurs hydroxydes. La partie insolée est dissoute par la base, tandis que la résine non exposée a une solubilité nulle.

Photorésine positive



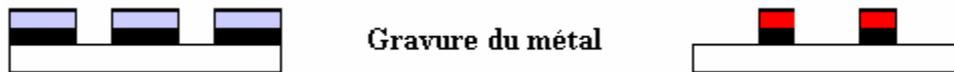
Il existe trois méthodes de développement de la photo résine par les solvants :

- ✓ développement par trempe de la plaque dans le solvant.
- ✓ développement par vaporisation du solvant sur la plaque.
- ✓ développement par centrifugation du solvant sur la plaque.

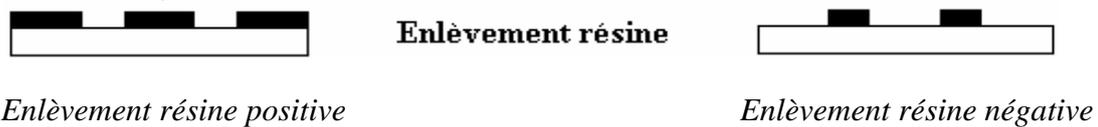
-Gravure de métal

On procède à l'attaque des régions de la couche de métal non protégées par la résine. Cette attaque peut se faire de deux façons :

- Gravure dite "humide" : c'est l'attaque chimique ('wetchemicaletching'),
- Gravure dite "sèche" : Il existe plusieurs techniques, dont ceux par :
 - o Gravure par ions réactifs ('Reactive Ion Etching' (RIE))
 - o Gravure par plasma ('Plasma Etching' (PE)) (voir le chapitre 2)

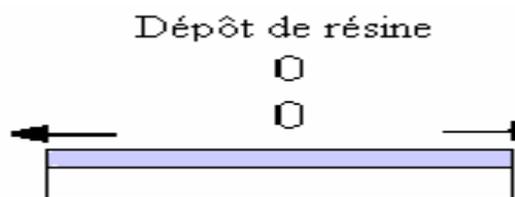


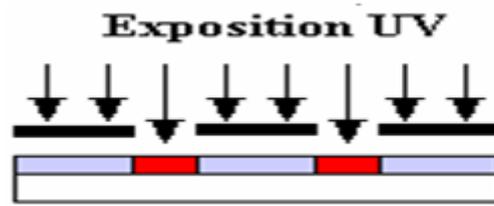
Et finalement, après la gravure du métal on peut enlever la résine :



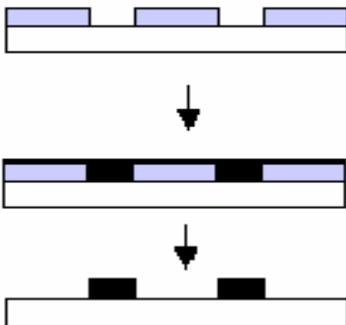
Le procédé lift-off :

Le procédé lift-off [60] est une autre méthode, dérivée de la photolithographie classique, permettant de graver un motif sur un substrat. Elle est particulièrement adaptée pour le dépôt de métaux durs à graver. Ces métaux ne sont pas sensibles aux solvants utilisés par la gravure sèche ou humide lors de la photolithographie classique. La figure suivante montre les étapes de cette méthode.





Photorésine positive

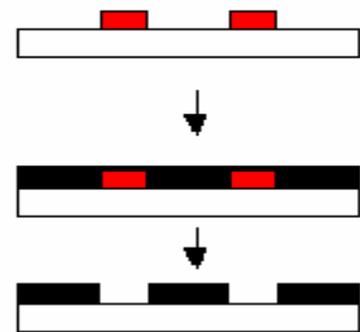


Développement résine / 'Hardbake'

Dépôt du métal

Enlèvement résine

Photorésine négative



Cette méthode diffère de la précédente car on réalise un masque de résine avant de déposer le métal seulement dans les parties désirées. En disparaissant, la résine élimine le métal qui a été déposé sur sa surface en laissant derrière elle les motifs métalliques recherchés.

3.2. Réalisation d'une cellule à faible budget thermique

On a vu dans le chapitre 1 deux type de cellules à faible budget thermique, cellule à hétérojonction a-Si:H/c-Si et cellule avec émetteur obtenu in-situ par épitaxie. Dans cette partie, on va voir la réalisation de ces deux cellules par le transfert de film mince de silicium monocristallin à partir d'une couche sacrificielle de silicium poreux.

1-Cellule avec émetteur obtenu in-situ par épitaxie

La formation de l'émetteur in-situ par épitaxie participe à l'obtention d'une technologie à faible budget thermique, en évitant une étape de diffusion thermique. Le procédé, bien qu'étant à haute température, est rapide; il ne dure pas plus de la dizaine de minutes.

La réalisation de la cellule photovoltaïque par le transfert des films minces peut s'effectuer selon les étapes suivantes :

❖ Nettoyage du substrat épais de silicium monocristallin.

Avant commencer le transfert pour la réalisation il faut nettoyer le substrat :



Substrat Si monocristallin nettoyé

❖ Formation d'une structure bicouche (couche fragilisée) de Si poreux :



Couche fragilisée de Si poreux

Une couche supérieure de faible porosité, obtenue par gravure électrochimique, doit assurer la croissance de la couche épitaxiée.

Une couche inférieure de forte porosité, obtenue par gravure électrochimique avec une densité de courant plus élevée, est sacrificielle et doit assurer le décrochage de la couche épitaxiée.

❖ Epitaxie sur Si poreux

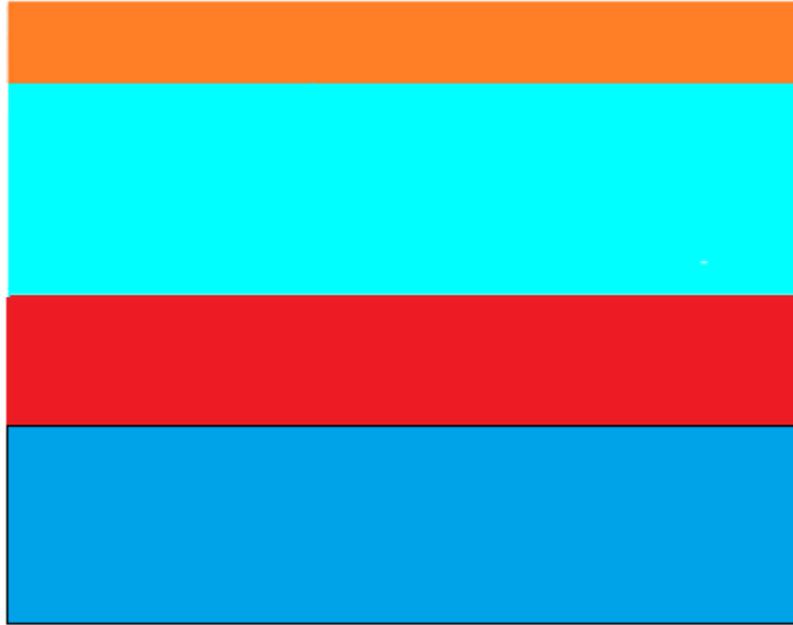
Croissance par épitaxie d'une couche de Si monocristallin sur Si poreux avec le dopage de Bore pour former la base.



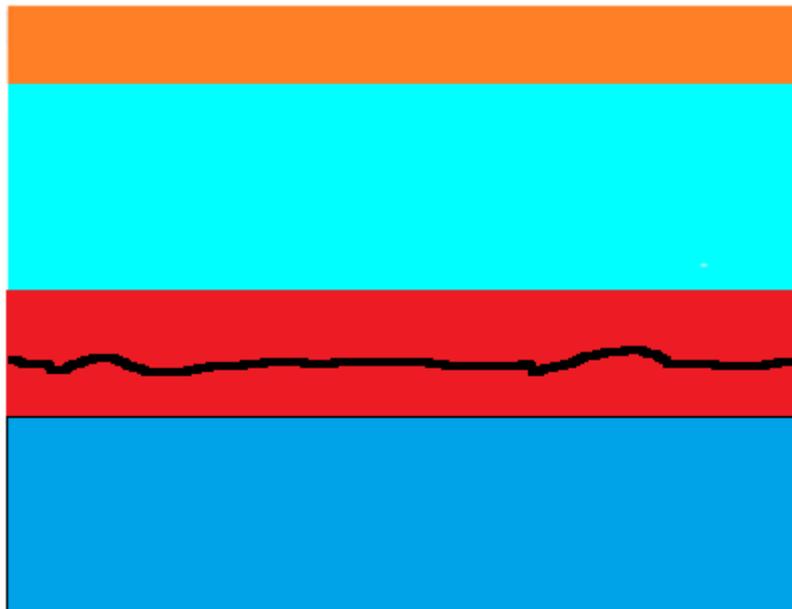
Epitaxie avec le dopage de bore de Si monocristallin

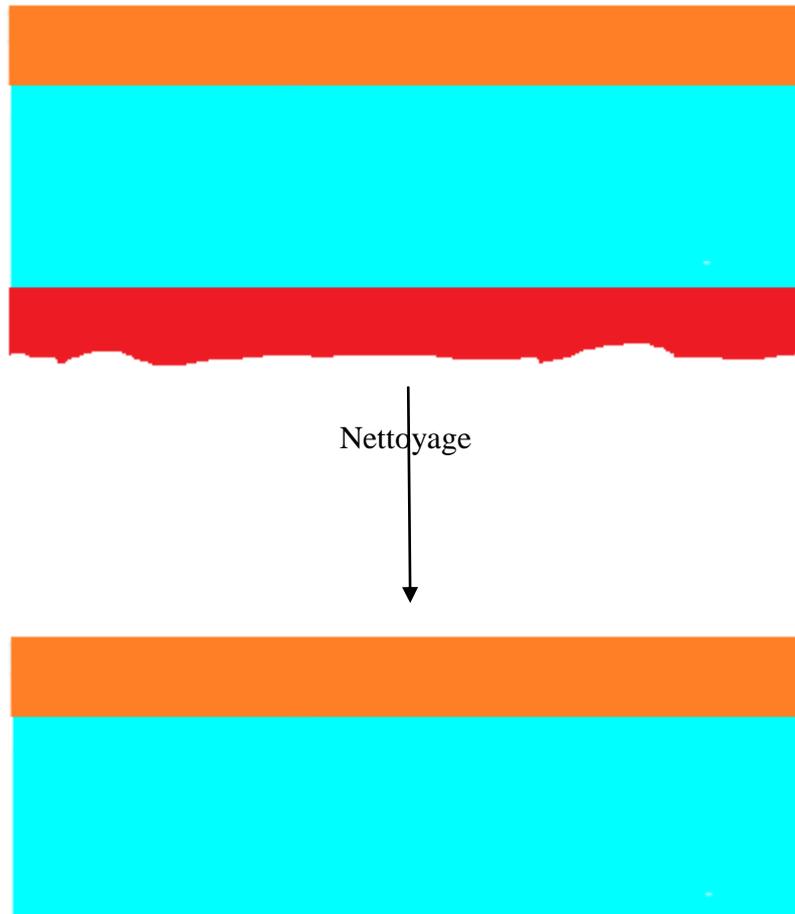
Formation de l'émetteur

On a vu que l'épitaxie est une méthode de croissance des films minces et de dopage en même temps. Alors on fait une croissance épitaxiale en variant les sources de dopage (le bore pour former la base et le phosphore pour former l'émetteur).



❖ **Séparation de la couche épitaxiée.**





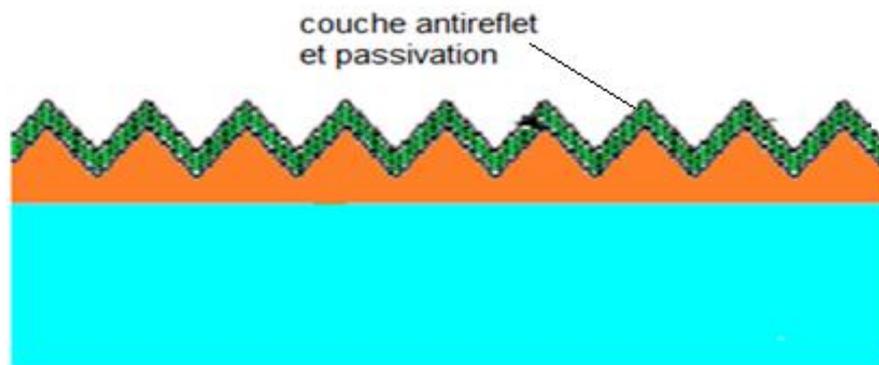
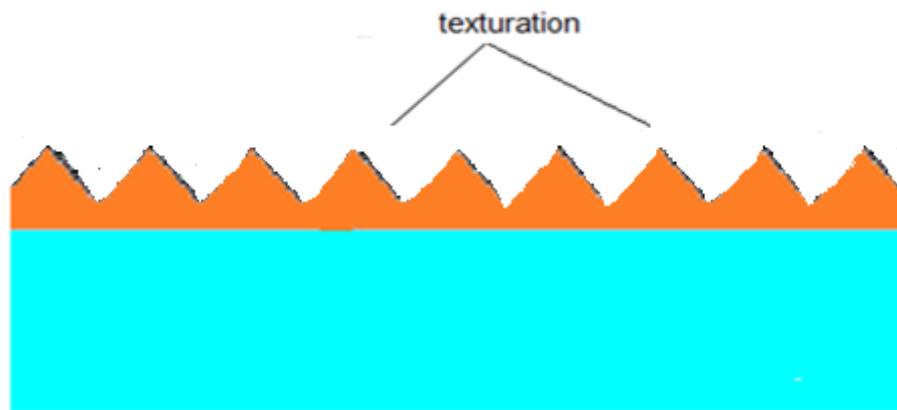
On sollicite mécaniquement la structure par une agitation ultrasonique dans un mélange d'eau d'éthanol (eau : 80%, éthanol : 20%), l'éthanol assurant, par la réparation de la solution dans la couche fragile, une bonne propagation des ondes ultrasonores.

Après le passage aux ultrasons (environ 1h), le décrochage peut être obtenu de différentes manières : soit de façon spontanée, soit à l'aide d'un flux gazeux, soit assisté mécaniquement par une action manuelle de levier à l'aide d'une fine lame insérée à l'interface substrat-couche épitaxiée.

La plus ou moins grande facilité de décrochage des couches épitaxiées résulte de la tenue mécanique et donc de l'homogénéité de la couche de silicium de forte porosité. Mais, obtenir de façon reproductible des couches de silicium poreux homogènes s'avère relativement difficile. Après le décrochage on enlève le silicium poreux qui reste.

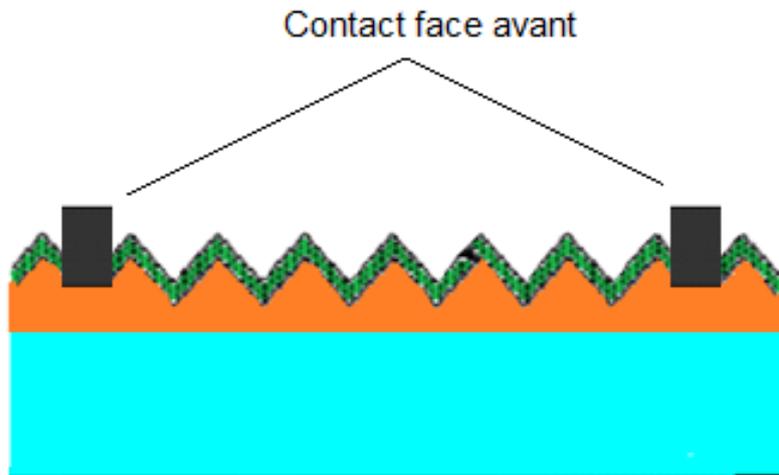
Texturation et dépôt de couche antireflet

-Texturation de la surface et dépôt de la couche de nitrure de silicium hydrogéné $\text{SiN}_x\text{:H}$, couche de passivation et antireflet.

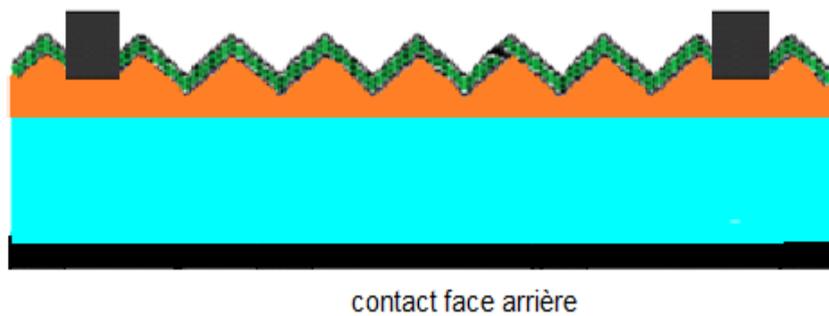


Dépôt des contacts métalliques

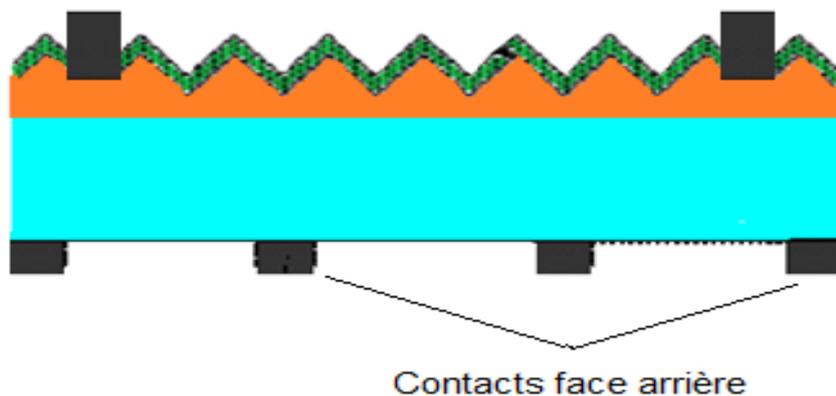
- Métallisation des contacts en face avant par procédé lift-off ou photolithographie, gravure du nitrure dans les zones non protégée par la résine et dépôt de métal par évaporation sous vide.



- Après un recuit à 400°C pendant 30 secondes dans un four à lampe pour densifier la métallisation, le contact face arrière est réalisé par l'évaporation sous vide d'1 μm d'Al.

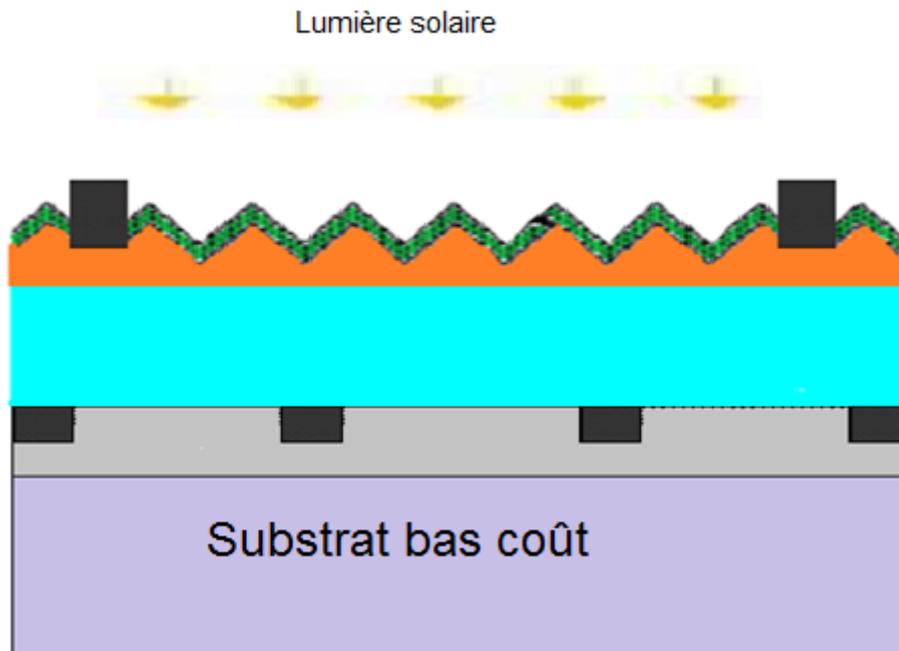


La formation des ouvertures du contact partiel en face arrière se fait par lithographie à partir d'un masque présentant un taux de métallisation de 10%.



Les expériences ont montré que les cellules solaires ayant le contact partiel en face arrière possèdent un rendement plus élevé que celui des cellules ayant le contact plein.

❖ Report sur support bas cout :



Report sur substrat bas coût

Dans le chapitre précédent on a vu quelques méthodes de report des couches minces sur un substrat bas cout comme pate sérigraphie, collage anodique et spin on glass.

2- Cellule à hétérojonction a-Si:H/c-Si (émetteur en Si amorphe)

Formation de l'émetteur

Après avoir détaché et nettoyé le film épitaxié (dopé p) on peut former l'émetteur.

L'émetteur de cette cellule est constitué de quelques nanomètres de silicium amorphe dopé N. Le dépôt de silicium amorphe se fait dans un réacteur PECVD à des températures inférieures à 200°C et durant quelques minutes.

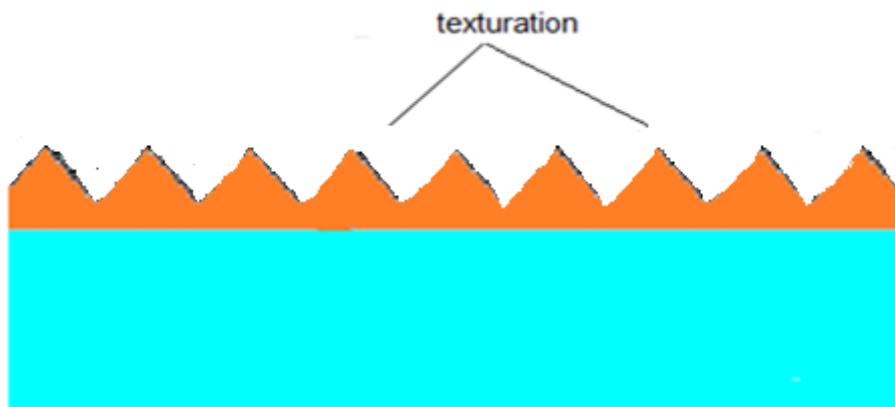
dépôt de silicium amorphe



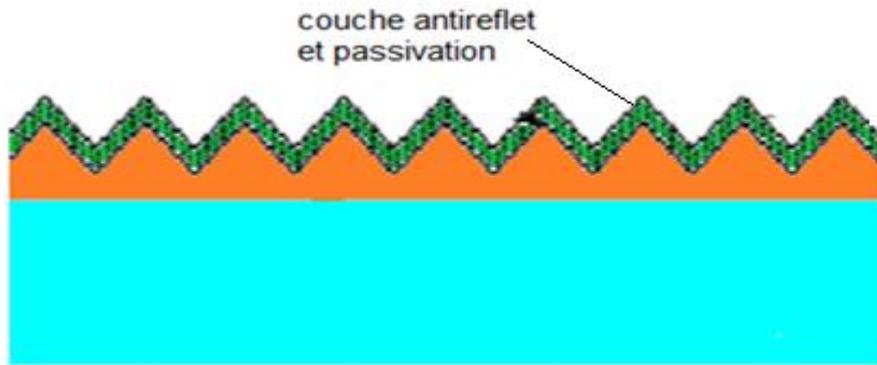
Le fort coefficient d'absorption du silicium amorphe et la faible longueur de diffusion des porteurs obligent à déposer des épaisseurs très fines.

Texturation et dépôt de couche antireflet

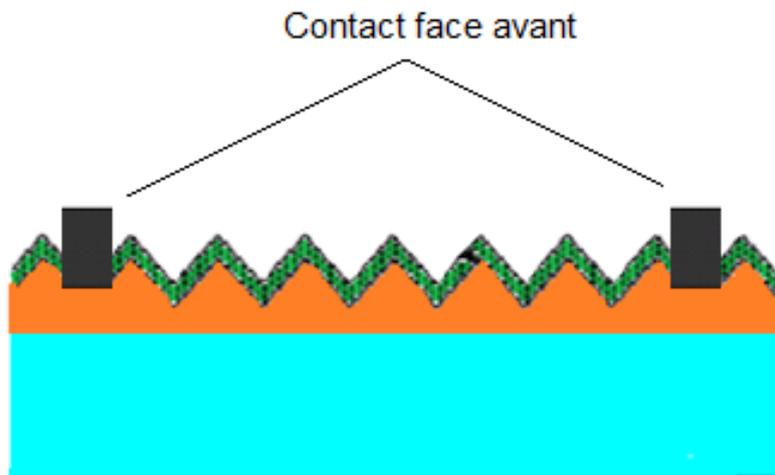
Afin d'augmenter le rendement de collecte des porteurs, on fait une texturation de surface de l'émetteur.



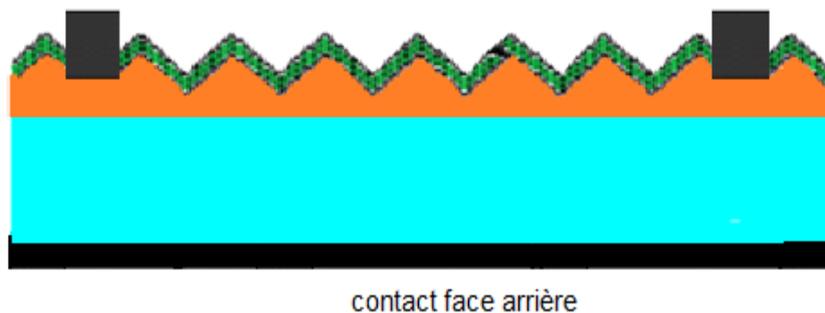
On dépose une couche antireflet d'un oxyde transparent conducteur, oxyde d'indium et d'étain (ITO). Cette couche diminue également la réflectivité de la surface.



Dépôt des contacts métalliques



Contact métallique face arrière par étalement d'indium-gallium.



Une fois le silicium amorphe déposé, toutes les étapes technologiques ultérieures doivent se faire à une température inférieure à 200°C pour éviter la dégradation de l'émetteur. C'est pourquoi, le contact face arrière a été réalisé par étalement d'indium-gallium, aucun recuit haute température n'étant nécessaire.

3.3. Simulation par le PC1D

Les paramètres de simulation

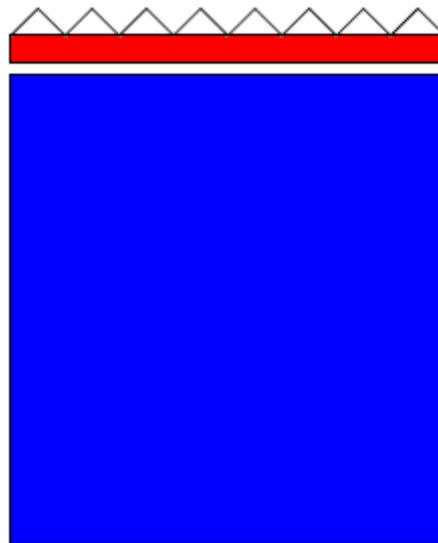
- Dans notre simulation, nous avons choisi une surface de 4cm^2 .
 - Les surfaces texturées utilisées dans toutes les structures étudiées sont composées de micro pyramides inversées de profondeur (depth) $3\mu\text{m}$ et d'angle facial $54,74^\circ$. La texturation est très importante, car elle permet de diminuer les pertes par réflexion du rayonnement incident. Nous avons texturé seulement la face avant, car l'autre face est considérée à l'obscurité.
 - Les deux faces sont considérées comme neutres, du fait qu'il n'y a pratiquement pas de charges aux interfaces, c'est-à-dire qu'il n'y a pas de barrière de potentiel aux surfaces.
 - Nous n'avons pas introduit de couches antireflets, car elle est remplacée par la texturation. Cette couche est généralement de nitrure de silicium hydrogéné $\text{SiN}_x\text{:H}$.
 - La réflectivité optique interne est négligée dans notre simulation, nous considérons que les surfaces sont spéculaires et non diffuses c'est-à-dire non rugueuses.
 - Quatre résistances shunt peuvent être introduites, chacune d'elle peut être conducteur, diode ou condensateur. Dans notre cas nous considérons qu'il n'y a pas d'élément qui peut shunter le circuit.
 - L'épaisseur de l'émetteur est relativement mince par rapport à la base. Dans le cas du silicium elle varie sur un intervalle compris entre $0,1\mu\text{m}$ et $2,5\mu\text{m}$.
 - les paramètres qui décrivent le matériau utilisé (Si monocristallin), sont stockés dans des fichiers d'extension (*.mat).

 - Ce logiciel présente quatre profils de dopages : le profil uniforme, le profil exponentiel, le profil gaussien et le profil erfc. Dans notre simulation nous avons choisi le profil erfc.
 - Le mode d'excitation : il y a trois modes d'excitation (en équilibre, stationnaire et transitoire). On a choisi le mode transitoire.
 - Dans la plus part des cas on choisit la température ambiante, $T=300\text{k}$.
 - Seulement la face avant est éclairée (coté n), par un flux lumineux d'une intensité de $0,1\text{ W/cm}^2$. Pour avoir la réponse spectrale, le logiciel fait un balayage sur l'intervalle de longueurs d'onde compris entre $[300, 1200]$ nm. Pour avoir la caractéristique, il utilise directement le fichier d'aire masse « am 15g.spc ».
- La seconde source est désactivée, car la face arrière n'est pas éclairée dans notre cas.

L'objectif de notre simulation est de trouver les conditions optimales afin d'améliorer le rendement d'une cellule à faible budget thermique réalisée avec émetteur obtenu in-situ par épitaxie. Pour ce la on a étudié l'influence de quelques paramètres sur le rendement de la cellule (ou sur la puissance produite).

Nous avons simulé une cellule de type np de l'émetteur obtenu in-situ par épitaxie, de surface 4 cm^2 avec une texturation à la surface avant pour optimiser le captage du rayonnement.

Dans notre simulation on a choisi la cellule avec émetteur réalisé in-situ par épitaxie par ce que les propriétés de Si amorphe n'existent pas dans le PC1D et, donc, on ne peut pas simuler la cellule à hétérojonction silicium amorphe/silicium cristallin.



Cellule réalisée avec émetteur obtenu in-situ par épitaxie

Résultat de la simulation

Influence de l'épaisseur de l'émetteur :

On a fixé l'épaisseur de cellule à $48 \mu\text{m}$ en variant l'épaisseur de l'émetteur de 0.1 à $2.5 \mu\text{m}$.
Les résultats obtenus sont totalisés dans le tableau 2 :

Epaisseur de l'émetteur (μm)	Puissance produite (mW)
0.1	99
0.3	99
0.4	98.9
0.6	98.9
0.7	98.8
1	98.8
1.1	98.7
1.4	98.7
1.5	98.6
1.9	98.6
2	98.5
2.4	98.5
2.5	98.4

Tableau 2 : variation de puissance en fonction de l'épaisseur de l'émetteur

A partir de ce tableau on voit que plus l'épaisseur de l'émetteur augmente plus la puissance produite (et donc le rendement) diminue ce qui nous permet de conclure que la meilleur épaisseur est la plus petite.

Influence de l'épaisseur de la cellule :

Dans ce cas on fixe l'épaisseur de l'émetteur à la valeur de $0.3 \mu\text{m}$ et on varie l'épaisseur de la cellule de 20 à $48 \mu\text{m}$. Les résultats dans le tableau 3 :

Epaisseur de la cellule (μm)	Puissance (mw)
20	92.2
24	93.6
28	95.3
32	96.5
36	97.4
40	98.1
44	98.6
48	99

Tableau3 : variation de puissance en fonction de l'épaisseur de la cellule

D'après le tableau, l'épaisseur de la cellule est proportionnelle à la puissance produite. On conclut que pour avoir un meilleur rendement, l'épaisseur de la cellule doit être plus grande.

Influence de dopage :

On a fixé les épaisseurs de l'émetteur et de la cellule à 0.3 μm et à 48 μm respectivement et on a varié la concentration de dopage de type n de 10^{17} à 10^{19} cm^{-3} en fixant le dopage de type p à 10^{16} cm^{-3} , puis on a fixé la concentration de dopage de type n à la meilleur valeur en variant la concentration de type p de 10^{15} à $9.10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

L'influence de dopage est montrée dans les tableaux 4 et 5 :

Tableau 4 : variation de puissance en fonction de dopage type n

Dopage n (cm^{-3})	Puissance (mw)
10^{17}	95.2
2.10^{17}	95.2
3.10^{17}	95.2
4.10^{17}	95.1
5.10^{17}	95.1
6.10^{17}	95
7.10^{17}	95
8.10^{17}	95
9.10^{17}	94.9
10^{18}	94.8
2.10^{18}	94.2
3.10^{18}	93.5
4.10^{18}	92.9
5.10^{18}	92.2
6.10^{18}	91.7
7.10^{18}	91.1
8.10^{18}	90.6
10^{19}	90.4

Dopage p (cm ⁻³)	Puissance (mw)
10 ¹⁵	93.6
2.10 ¹⁵	93.7
3.10 ¹⁵	93.9
4.10 ¹⁵	94
5.10 ¹⁵	94.2
6.10 ¹⁵	94.4
7.10 ¹⁵	94.6
8.10 ¹⁵	94.8
9.10 ¹⁵	95
10 ¹⁶	95.2
2.10 ¹⁶	96.6
3.10 ¹⁶	97.5
4.10 ¹⁶	98.1
5.10 ¹⁶	98.4
6.10 ¹⁶	98.7
7.10 ¹⁶	98.9
8.10 ¹⁶	99
9.10 ¹⁶	99

Tableau 5 : variation de puissance en fonction de dopage type p

A partir de ces tableaux, on a vu que plus la concentration de type n augmente plus le rendement (ou puissance produite) diminue tandis que la concentration de type p est proportionnelle à la puissance produite.

Conclusion

Les meilleures conditions obtenues par notre simulation sont :

L'épaisseur de la cellule est de 48μm

L'épaisseur de l'émetteur est de 0.3μm

La concentration de dopage de type n est de 3.10¹⁷cm⁻³

La concentration de dopage de type p est de 8.10¹⁶cm⁻³

En utilisant ces conditions, les résultats obtenus sont :

$$I_{cc} = 146.3 \text{ mA}$$

$$V_{co} = 777.3 \text{ mV}$$

$$P_{max} = 99 \text{ mW}$$

Et par conséquent : FF = 87.03%

$$\eta_m = 24.75\%$$

On peut déterminer la caractérisation I-V de notre cellule à meilleur rendement (24.75%):

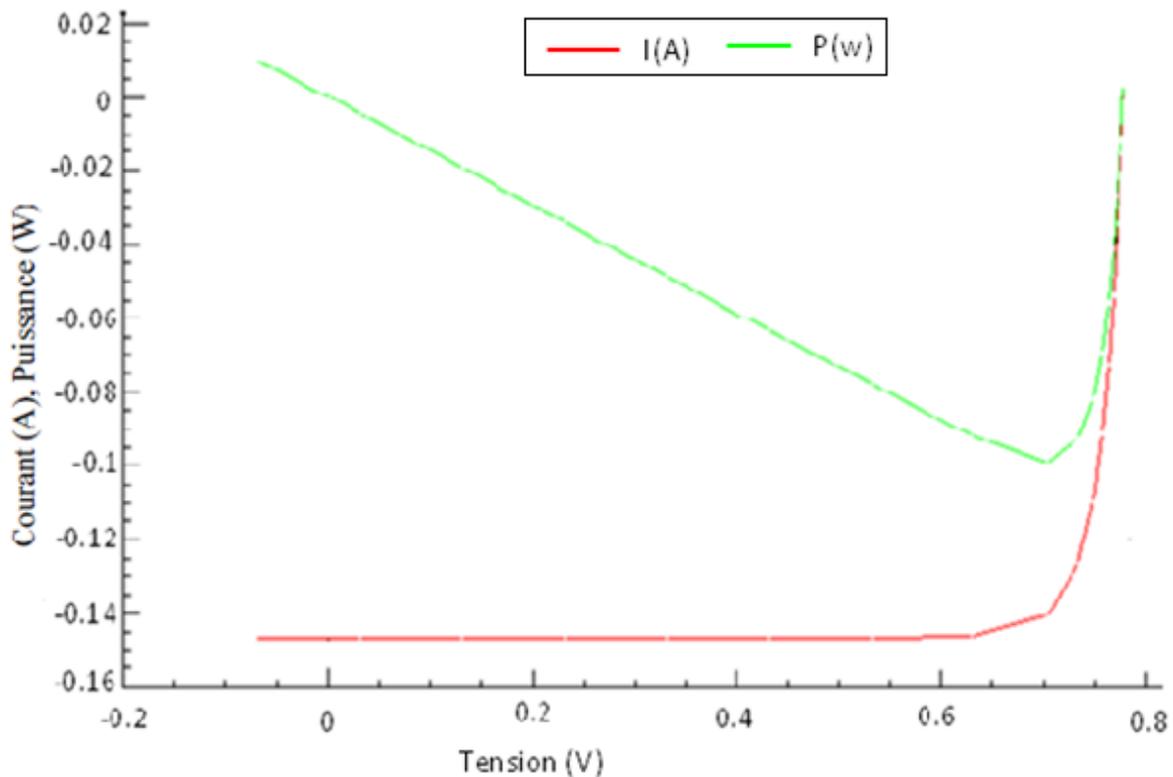


Figure 3.10 : Caractéristique I-V

Conclusion

Dans le cadre de réalisation d'une cellule solaire, on a vu dans ce chapitre quelques techniques utilisables pour former les constituants d'une cellule photovoltaïque comme la jonction, la couche antireflet, et les contacts métalliques. On a étudié la fabrication de deux cellules à faible budget thermique et on a fait une simulation avec le PC1D sur l'une d'eux pour améliorer le rendement par l'étude des influences de l'épaisseur et du dopage. Le meilleur rendement obtenu est de 24,75% et à partir de ce rendement on a tracé la courbe I-V. Dans la littérature il a été trouvé un rendement de 14,9% sur une surface de 21 cm² et une épaisseur de cellule de 20µm[3]. Nous remarquons qu'il existe une différence entre les deux rendements. Notre étude s'est basée sur l'influence de l'épaisseur et du dopage sur le rendement et nous n'avons pas considéré d'autres paramètres dans notre simulation. Nous envisageons de les étudier dans un travail plus approfondi.

Conclusion générale

La technologie de transfert des couches minces, basée sur la formation de silicium poreux bicouche, évite l'étape de sciage du film utilisé pour la fabrication d'une cellule photovoltaïque. Cela conduit à la réduction de consommation du matériau silicium monocristallin.

Si la technique de diffusion thermique est utilisée dans la réalisation de la cellule solaire, ceci peut conduire à la contamination du film mince à cause de haute température et de long temps de recuit. Pour cela on a étudié la réalisation de deux types des cellules à faible budget thermique, le premier type est la cellule à homojonction de Si cristallin in-situ par l'épitaxie qui peut être réalisée pendant un court temps de recuit, et le deuxième type est la cellule à hétérojonction Si amorphe/Si cristallin qui peut être réalisée à faible température.

Dans le cadre d'amélioration du rendement, on a fait une simulation par le logiciel PC1D pour étudier l'influence de dopage et de l'épaisseur de la cellule réalisée. Dans notre simulation, on a choisi le premier type de cellule par ce que les propriétés de silicium amorphe, utilisé dans la deuxième cellule, sont inconnues dans ce logiciel et on a obtenu un rendement maximal de 24,75%. Ce rendement est très élevé par rapport à celui qui est trouvé expérimentalement à cause de négligence de plusieurs paramètres dans la simulation.

Bibliographie

[1] OUDDAH MOURAD, **ÉTUDE DU SILICIUM POREUX DESTINE AUX CELLULES SOLAIRES**

UNIVERSITE MENTOURI CONSTANTINE- 2009.

[2] prof Jean-Marie Tarascon **Le photovoltaïque: principes et filières inorganiques, organiques, hybrides** 2 Mars 2011.

[3] Sévak AMTABLIAN, **Du transfert de films minces de silicium monocristallin vers un procédé cellule à faible budget thermique** - LYON - 11 décembre 2008.

[4] Energies de demain.com/.../photovoltaïque/les-différents-types-de-cellules-photovoltaïques.

[5] Professeur Abdelhakim MAHDJOUR, **Elaboration des couches minces et techniques expérimentales** Université Larbi BenM'hidi - Oum El Bouaghi 2010-2011.

[6] Poortmans J. and Arkhipov V. **Thin film solar cells, fabrication, characterization and applications**. Edition Wiley, 2007 England.

[7] Sterling H. F., Swann C. C. G. **Chemical vapour deposition promoted by r.f. discharge**. Solid State Electron., 1965, vol. 8, p. 653.

[8] Rech B., Roschek T., Müller J., Wieder S., Wagner H. **Amorphous and microcrystalline silicon solar cells prepared at high deposition rate using RF (13,56MHz) plasma excitation frequencies**. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2001, vol. 66, pp. 267 – 273.

[9] Curtins H., Wyrsh N., Shah A. V. **High rate deposition of amorphous hydrogenated silicon – effect of plasma excitation-frequency**. Electronics Letter, 1987, vol. 23, n°5, pp. 228 – 230.

[10] Secouard C., Ducros C., Rocai Cabarrocas P., Duffar T., Sanchette F. **Study of solid phase crystallized silicon thin film deposited by high rate electron beam evaporation for the use as absorber layers in solar cells**. Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, Milan Italy, 2007, pp. 2036 – 2040.

[11] Keevers M. J., Young T. L., Schbert U., Green M.A. **10 % efficient CSG mini module**. Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, Milan Italy, 2007, pp. 1783 – 1790.

[12] Gordon I., Carnel L., Van Gestel D., Beaucarne G., Poortmans J. **Thin-film polycrystalline-silicon solar cells on glass-ceramic**. Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, Milan Italy, 2007, pp. 1993 – 1996.

[13] Aberle A. G. et al. *Poly-Si on glass thin-film PV research at UNSW*. Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, Milan Italy, 2007, pp. 1884–1889.

[14] Aberle A. G. *Fabrication and characterization of crystalline silicon thin-film materials for solar cells*. Thin Solid Films, 2006, vol. 511-512, pp. 26 – 34.

[15] Taira S., Yoshimine Y., Baba T., Taguchi M., Kanno H., Kinoshita T. Sakata H., Maruyama E., Tanaka M. *Our approaches for achieving HIT solar cells with more than 23% efficiency*. Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, Milan Italy, 2007, pp. 932 – 935.

[16] Mysmace. Hexabyt.tn

[17] Uрила.tripod.com

[18] G.K.Teal. S.B.Little.phys.Rev.78.647.(1950).

[19] Mme BENAHMED BENABDALLAH Nadia *Propriétés physiques des semi-conducteurs (Si monocristallin et Ge) et Simulation des cellules solaires à base de Si et SiGe*-URMER -Juillet 2006.

[20] Fuller C. S. and Ditzemberger J. A. Diffusion of donor and acceptor element in silicon, J.Appl. Phys., 1956, Vol27, 544-553.

[21] Vial J. C. and Derrien J. (eds) Porous Silicon : Science and Technology, Berlin, Springer - Verlag, and Les Ulis, Les Editions de Physique, 1995, 355p.

[22] Chen Q., Zhu J., Li X.G., Fan C.G., Zhang Y.H. Photoluminescence in porous silicon obtained by hydrothermal etching, Phys. Lett. A, 1996, Vol 220, 293-296.

[23] Ohji H., Trimp P.J., French P.J., Fabrication of free standing structure using single step electrochemical etching in hydrofluoric acid, Sensors and Actuators A, 1999, Vol 73, 95-100.

[24] Turner D. R. Electropolishing silicon in hydrofluoric acid solutions. J. Electrochem. Soc, 1958, vol. 105, n°7, pp.402-408.

[25] Lehmann V, Gösele U. Porous silicon formation : a quantum wire effect. Appl. Phys. Lett, 1990, vol.58, n°8, pp. 856-859.

[26] Populaire C. *Propriétés physiques du silicium poreux : traitements et applications aux microsystèmes*. Thèse. Lyon LPM: INSA de Lyon, 2005, 198 p.

[27] Microélectronique. Univ-rennes1.fr

- [28] A. Halimaoui**, Poroussiliconmaterialprocessingproperties and applications, in Poroussilicon science and technology edited by J. C. Vial and J. Derrien, ISBN 3-540-58936-8, les éditions de physique - Springer, p 33 (1994).
- [29] R. L. Smith and S. D. Collins**, Porous silicon formation mechanisms, J. Appl. Phys. **71** (8), R1 (1992).
- [30] FEYH A., LAERMER F., KRONMÜLLER S., MOKWA W.** A novel process for the preparation of thick porous silicon layers. Phys. Stat. sol. (a), 2005, 202, 8, pp. 15971601.
- [31] LEHMANN V.** Electrochemistry of Silicon. Instrumentation, Science, Materials and Applications. WILEY-VCH. Weinheim, 2002, 277 p.
- [32] Canham L.** *pore type, shape, size, volume and surface area in porous silicon* In : *properties of porous silicon*, ed. Canham, inspec publication, 1997, pp.85-88.
- [33] Fauchet P. M., Berhen J., Hirschman K. D.** *porous silicon physics and device applications : A status report*. Phys. Stat. Sol. (a), 1998, vol. 165, pp. 3-13.
- [34] Sébastien Quoizola** *épitaxie en phase vapeur de silicium sur silicium méso-poreux pour report sur substrat économiques et application photovoltaïque bas coût*. Laboratoire de la physique de la matière de l'INSA de Lyon. Mai 2003.
- [35] D.V. Morgan and K. Boar**, "An introduction to semiconductor technology", 2nd edition, John Wiley & sons, 1990.
- [36] A. Ould Abbas-Bensaoula**, thèse de doctorat d'état 16/06/03 LPM, Tlemcen.
- [37] Malika Madani** *REALISATION DES COUCHES ANTIREFLETS DANS LES CELLULES SOLAIRES A COUCHES MINCES* - URMER - 2006.
- [38] F. Mazen**, thèse de doctorat, 2003, L'Institut Nationale des Sciences Appliquée de Lyon.
- [39] Brendel R, Scholten D, Schulz M. et al.** Waffle cell fabricated by the perforated silicon (Ψ) process. Proc. Of the 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaics Solar Energy Conversion, Vienna, Austria, 1998, pp. 1242-1247.
- [40] Kuchler G, Scholten D, Müller G. et al.** Fabrication of textured monocrystalline Si-films using the porous silicon (PSI) process. Proc. Of the 16th European PV Solar Energy Conference, Glasgow, United Kingdom, 2000, pp. 1695-1698.
- [41] Zheng G. F, Sproul A. B, S. R. Wenham et al.** Improved performance of multilayer silicon solar cells. Proc. Of the 13th European PV Solar Energy Conference, Nice, France, 1995, pp. 1642-1645.

[42] Bergmann R. B, Rink T. J, Wagner T. A. et al. Thin Film Solar Cells on Glass by Transfer of Quasi-Monocrystalline Si Films. Technical Digest of the International PVSEC-11, Sapporo, Hokkaido, Japan, 1999, pp. 541-542.

[43] Bergmann R. B, Rink T. J, Wagner T. A. et al. Thin film solar cells on glass based on the transfer of monocrystalline Si films. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2001, vol.65, pp. 355-361.

[44] Rink T. J, Bergmann R. B, Wagner J. H. Quasi-monocrystalline silicon for thin-film devices. Appl. Phys. A, 1999, vol. 68, pp. 705-707.

[45] Yonehara T., Sakaguchi K., Sato N. *Epitaxial layer transfer by bond and etch back of porous Si*. Appl. Phys. Lett., 1994, vol.64, n°16, pp. 2108-2110.

[46] Yonehara T, Sakaguchi K, Sato N. Epitaxial layer transfer by bond and etch back of porous Si. Appl. Phys. Lett, 1994, vol. 64, n°16, pp. 2108-2110.

[47] Solanki C. S, Bilyalov R. R, Poortmans J. et al. Free standing thin-film monocrystalline silicon (FMS) solar cells. 18th European Photovoltaics Solar Energy Conference, 2002, Rome, Italy.

[48] Solanki C. S, Bilyalov R. R, Bender H. et al. New Approach for the Formation and Separation of a Thin Porous Silicon Layer. Phys. Stat. Sol. (a), 2000, vol. 182, pp. 97-101.

[49] Bilyalov R, Solanki C. S, Poortmans J. et al. Role of hydrogen in the separation of a porous Si Layer in a Layer transfer process. Phys. Stat. Sol. (a), 2003, vol. 197, n°1, pp. 128-131.

[50] Solanki C. S, Bilyalov R, Poortmans J. et al. Effect of the composition of electrolyte on separation of porous silicon film by electrochemical etching. Phys. Stat. Sol. (a), 2003, vol. 197, n°2, pp. 507-511.

[51] Tayanaka H., Yamauchi K., Matsushita T. *Thin -film crystalline silicon solar cells obtained by separation of a porous silicon sacrificial layer*. Proc. of the 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion, Vienna, Austria, 1998, pp. 1272-1277.

[52] Wallis G. D., Pomerantz D. J. *Field assisted glass-metal sealing*. J. Appl. Physics, 1969, vol. 40, n°10, pp. 3946 – 3949.

[53] Kanda Y., Matsuda K., Murayama C., Sugaya J. *The mechanism of field-assisted silicon-glass bonding*. Sensors and Actuators A, 1990, vol. 23, n°3, pp. 939 – 943.

[54] Quenzer H. J., Dell C., Wagner B. Silicon – silicon anodic-bonding with intermediate glass layer using spin-on glasses. *Micro Electro Mechanical Systems, Proceedings: An Investigation of Micro Structures, Sensors, Actuators, Machines and Robots*, 1996 pp. 272-276.

[55] Hanneborg A. Silicon wafer bonding techniques for assembly of micromechanical elements. *Micro Electro Mechanical Systems, Proceedings: An Investigation of Micro Structures, Sensors, Actuators, Machines and Robots*, 1991. pp. 92 – 98.

[56] Ventura L., Slaoui A., Muller J. C., Siffert P. *Rapid thermal annealing of thin doped and undoped spin-on glass films*. *Materials Science and Engineering B*, 1995, vol. 31, pp. 319-326.

[57] HONSBURG C. and BOWDEN S. *Photovoltaics: Devices, Systems and Applications [CDROM]*. Sydney, Australia : University of New South Wales, 1998.

[58] Professeur Abdelhakim MAHDJOUR, cours adaptés au master 1, **Elaboration des couches minces et techniques expérimentales** Université Larbi BenM'hidi- Oum El Bouaghi – 2010/2011 .

[59] Bruno MAUVERNAY **NANOCOMPOSITES D'OXYDES DE FER EN COUCHES MINCES. ETUDES DE LEUR ELABORATION ET DE LEURS PROPRIETES ENVUE DE LEUR UTILISATION COMME MATERIAUX SENSIBLES POUR LA DETECTION THERMIQUE.**
l'Université Toulouse III - Paul Sabatier – 12 octobre 2007.

[60] Florian SELLA Xavier , **MOGHRABILA FABRICATION DES ÉCRANS À CRISTAUX LIQUIDES À MATRICE ACTIVE : LES AMÉLIORATIONS VISENT À DIMINUER LES COÛTS POUR RENDRE LES GRANDS FORMATS ACCESSIBLES UN PUBLIC PLUS LARGE** – janvier 2002.