

**République Algérienne Démocratique et Populaire**  
**Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique**  
**Université des Sciences et de la Technologie**  
**« Houari Boumediene »**  
**FACULTE DE PHYSIQUE**



**MEMOIRE**

**Présenté pour l'obtention du diplôme de MAGISTER**

**EN : PHYSIQUE**

**Spécialité : Matériaux et Composants**

**Par : ZOUGAR Lyes**

**Thème**

**Caractérisation du silicium en couche mince déposé sur le silicium poreux par la technique de pulvérisation DC magnétron**

Soutenue publiquement le **08 Juillet 2010**, devant le jury composé de :

|                    |  |                       |
|--------------------|--|-----------------------|
| Mr A. KELLOU       | Professeur à l'U.S.T.H.B               | Président             |
| Melle F. HAMADACHE | Maître de Conférences/A à l'U.S.T.H.B  | Directrice de mémoire |
| Mr N. GABOUZE      | Directeur de Recherche à l'U.D.T.S     | Examineur             |
| Mr N. BENREKAA     | Maître de Conférences/A à l'U.S.T.H.B  | Examineur             |
| Mme A. RAHAL       | Maître de Conférences /A à l'U.S.T.H.B | Examinatrice          |

A ma très chère femme qui reste  
toujours dans mon cœur.  
A mes enfants, Mohamed Amine et Yacine,  
je dédie ce travail.

# Remerciements

Ce travail a été réalisé au sein du Laboratoire de Physique des Matériaux de la Faculté de Physique (U.S.T.H.B), et il a été encadré par l'équipe Couches Minces et Semi-conducteurs.

Je remercie le bon dieu le tout puissant de nous avoir éclairé de son savoir et de nous avoir guidé tout au long de ce travail.

Je tiens tout à d'abord à exprimer ma profonde gratitude à mademoiselle HAMADACHE Farida, Maître de Conférences « A » à l'U.S.T.H.B, pour m'avoir donné l'opportunité d'effectuer ce travail sous sa direction et pour ses conseils, son aide, sa disponibilité et ses encouragements. Je la remercie profondément pour tous les efforts qu'elle a fournis et surtout pour le temps qu'elle m'a consacré pour que ce travail soit accompli. Je la remercie également pour les tranches de silicium et la cellule électrochimique qu'elle a mises à ma disposition. Les tranches de silicium implantées et découpées ont été fournies par le laboratoire de microélectronique (DICE) de l'Université Catholique de Louvain-la-neuve (UCL, Belgique), et la cellule électrochimique a été réalisée à l'unité de Physico-Chimie de Physique des Matériaux (PCPM) de l'UCL. Je lui souhaite un bon rétablissement rapide.

Mes respectueux remerciements vont à Monsieur A. KELLOU, Professeur à l'USTHB, pour m'avoir fait l'honneur de présider le jury de ce mémoire.

J'adresse mes sincères remerciements à Monsieur N. GABOUZE, directeur de recherche à l'Unité de Développement de la Technologie du Silicium (U.D.T.S) pour avoir accepté de juger ce travail.

Je remercie Madame A.RAHAL et Monsieur N. BENREKAA, Maîtres de Conférences « A » à l'USTHB, pour avoir accepté de participer au jury de ce mémoire.

Mes remerciements vont aussi à Monsieur M. KECHOUANE, Professeur à l'USTHB et Directeur du Laboratoire de Physique des Matériaux de la Faculté de Physique, pour m'avoir accueillie chaleureusement au sein de son équipe. Son aide, ses conseils et ses encouragements m'ont été très précieux.

Je remercie également tous les membres de l'équipe Couches Minces et Semi-conducteurs pour le soutien et l'encouragement qu'ils m'ont apporté. Mes remerciements vont en particulier à R.CHERFI, M. BENABDELMOUMEN, K.MOKEDDEM et A. BRIGHET pour l'élaboration des couches minces de silicium amorphe hydrogéné (a-Si: H) par la technique de pulvérisation cathodique, à S.TATA, S.BENDJABALLAH et L.LAIDOUDI pour leur aide précieuse et pour l'initiation aux mesures et au programme d'acquisition des caractéristiques I-V et de la réponse spectrale.

Je tiens à remercier Monsieur H. MENARI, le responsable de la technique de transmission optique à l'UDTS, pour les mesures de transmission et de réflexion optique. Je tiens à exprimer aussi mes remerciements à Monsieur N. SOUAMI, le responsable de la technique de microscopie électronique à balayage (MEB) au CRNA (Alger), pour les images prises sur le silicium poreux.

Je voudrais réserver une place particulière dans ces remerciements à ma femme pour la confiance qu'elle m'a toujours témoigné me permettant d'aller aussi loin dans mes études, pour sa patience et ses encouragements pendant toutes les années de ce mémoire.

Enfin, je tiens à remercier tous mes amis et tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin pour réaliser ce travail.

# **Sommaire**

## Sommaire

|  |           |
|--|-----------|
| INTRODUCTION.....  | 2         |
| <b><u>Chapitre I : Présentation des matériaux</u></b> .....        | <b>5</b>  |
| I. <b>Silicium cristallin</b> .....                                | 5         |
| II. <b>Silicium poreux</b> .....                                   | 6         |
| II.1. Introduction.....  | 6         |
| II.2. Mécanisme de formation du silicium poreux.....               | 6         |
| II.2.1 Dissolution électrochimique du silicium cristallin.....     | 8         |
| II.2.2 Initiation des pores.....                                   | 9         |
| II.2.3 Propagation des pores.....                                  | 10        |
| II.3. Propriétés structurales des couches poreuses .....           | 10        |
| II.3.1 La porosité.....  | 10        |
| II.3.2 L'épaisseur.....  | 11        |
| II.3.3 La morphologie .....  | 12        |
| II.3.4 La cristallinité.....                                       | 13        |
| II.3.5 La surface spécifique.....                                  | 13        |
| II.4. Propriétés optiques.....                                     | 13        |
| II.4.1 La photoluminescence.....                                   | 14        |
| II.4.2 Modulation de l'indice de réfraction.....                   | 14        |
| II.5. Propriétés électrique.....                                   | 15        |
| III. <b>Silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H)</b> .....             | 16        |
| III.1 Introduction.....  | 16        |
| III.2 Arrangement atomique.....                                    | 16        |
| III.3 Densité d'états.....   | 17        |
| III.4 Propriétés optiques .....                                    | 18        |
| III.5 Mécanismes de conduction électrique.....                     | 20        |
| <b><u>Chapitre II : Hétérojonction a-Si :H/ silicium</u></b> ..... | <b>21</b> |
| I. Introduction.....   | 22        |
| II. Schéma de bandes d'énergie.....                                | 22        |
| II.1 Avant contact .....   | 22        |
| II.2 Apres contact .....   | 23        |
| II.3 Discontinuités des bandes.....                                | 24        |

---

|  |           |
|--|-----------|
| II.4 Tension de diffusion.....                             | 24        |
| III. Mécanismes de transport de charge .....               | 24        |
| IV. Caractéristique I-V sous obscurité. ....               | 25        |
| IV.1 Courant de recombinaison .....                        | 26        |
| IV.2 Courant tunnel .....                                  | 26        |
| IV.3 Courant de diffusion .....                            | 26        |
| IV.4 Courant de l'émission thermoïonique.....              | 27        |
| V. Effets photoélectriques .....                           | 27        |
| V.1 Mécanisme de génération –recombinaison .....           | 27        |
| V.2 Photoconductivité .....                                | 28        |
| V.3 L'effet photovoltaïque .....                           | 30        |
| VI. Application en technologie.....                        | 31        |
| <b>Chapitre III : Techniques expérimentales.....</b>       | <b>32</b> |
| I. Introduction.....                                       | 33        |
| <b>II. Elaboration des échantillons .....</b>              | <b>34</b> |
| II.1 Méthodes de fabrication du silicium poreux .....      | 34        |
| II.1.1 Le choix du substrat de silicium.....               | 35        |
| II.1.2 Procédure de nettoyage du substrat .....            | 35        |
| II.1.3 Dispositif électrochimique .....                    | 35        |
| II.1.4 Le choix des paramètres d'anodisation .....         | 36        |
| II.2 Dépôt du silicium amorphe hydrogéné .....             | 37        |
| II.2.1 Rappels sur les méthodes de dépôt.....              | 37        |
| II.2.2 Dépôt de a-Si:H par pulvérisation DC magnétron..... | 39        |
| II.3 Dépôt des contacts électriques .....                  | 41        |
| <b>III. Techniques de caractérisation.....</b>             | <b>41</b> |
| III.1 Microscopie électronique à balayage (MEB) .....      | 40        |
| III.1.1 Le principe .....                                  | 41        |
| III.1.2 Utilisation.....                                   | 43        |
| III.2 Caractérisation optique .....                        | 43        |
| III.2.1 Transmission optique.....                          | 44        |
| III.2.2 Réflexion optique.....                             | 45        |
| III.3 Mesures électriques et photoélectriques.....         | 46        |

---

|   |           |
|---|-----------|
| III.3.2 Mesure de la réponse spectrale.....                                   | 51        |
| <b>Chapitre IV : Résultats expérimentaux et discussion.....</b>               | <b>54</b> |
| I. Introduction.....  | 55        |
| <b>II. Caractérisation du silicium poreux.....</b>                            | <b>55</b> |
| II.1 Morphologie de la surface du silicium poreux .....                       | 55        |
| II.2 Porosité de la couche poreuse .....                                      | 56        |
| II.3 Epaisseur optique.....   | 56        |
| II.4 Conclusion .....   | 60        |
| <b>III. Caractérisation du silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H) .....</b>     | <b>60</b> |
| III.1 Caractéristiques optiques.....  | 60        |
| III.2 Conductivité et photoconductivité en fonction de la température.....    | 64        |
| III.3 Conclusion.....   | 67        |
| <b>IV. Caractérisation de la structure du a-Si :H / Si poreux / c-Si.....</b> | <b>68</b> |
| IV.1 Caractérisation morphologique.....                                       | 68        |
| IV.2 Caractérisation courant-tension I-V .....                                | 69        |
| IV.2.1 Caractéristiques courant-tension sous obscurité.....                   | 69        |
| A. Caractéristiques I-V sous obscurité à température ambiante.....            | 69        |
| B. Caractéristiques I-V sous obscurité en fonction de la température.....     | 79        |
| IV.2.2 Caractéristiques I-V sous éclaircissement à température ambiante.....  | 82        |
| IV.3 Réponse spectrale.....   | 89        |
| <b>Conclusion.....</b>  | <b>91</b> |
| <b>Référence.....</b>   | <b>94</b> |

# **Introduction**

Le silicium en couche mince et ses alliages font l'objet de nombreux travaux aussi bien sur le plan fondamental que sur le plan technologique. Ces matériaux sont actuellement utilisés dans des applications de grande consommation comme les écrans TFT et les cellules solaires.

Le silicium en couche mince a été largement étudié par l'équipe Couche Mince et Semi-conducteurs au sein du laboratoire de Physique des Matériaux [1, 2, 3, 4]. Il est préparé par la technique de pulvérisation cathodique en continu assistée d'un champ magnétique, qui permet de le déposer sous sa phase amorphe, amorphe hydrogénée et polycristalline. Les couches obtenues sont très stables et présentent généralement d'excellentes propriétés optiques.

Divers substrats (verre, silicium type P et N) ont été utilisés par l'équipe Couche Mince et Semi-conducteurs. Dans ce travail, nous nous proposons d'utiliser comme substrat le silicium type P dont la surface est préalablement rendue poreuse (PSi) par attaque électrochimique.

Le silicium poreux se compose de cristallites séparées par des pores de taille allant de quelques nanomètres à quelques micromètres. Suite à sa découverte dans les années 50, ses différentes propriétés ont fait l'objet d'études approfondies aussi bien du point de vue fondamental que technique. En 1990, Canham et al [5] découvrent les propriétés de photoluminescence à température ambiante du silicium poreux. Cela va contribuer à multiplier les recherches relatives à ce matériau. Récemment, le silicium poreux trouve un vaste champ d'applications dans la détection des gaz [6,7] et dans le domaine des capteurs chimique et électrochimiques [8].

Nous nous sommes intéressés aux propriétés photoélectriques du silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H) déposé sur ce type de substrat en milieu hydrogéné par la technique de pulvérisation cathodique, en mesurant les caractéristiques I-V (sous obscurité et sous lumière) ainsi que la réponse spectrale (photocourant à V constant) de l'hétérojonction Al/a-Si:H/PSi/Si. Le silicium amorphe étant connu pour ses propriétés photoconductrices, il a été déjà utilisé pour détecter un signal réfléchi par un guide d'onde [9]. L'objectif de ce travail est d'étudier l'effet des caractéristiques (porosité et épaisseur) de la couche poreuse sur ses propriétés afin d'envisager, à long terme, l'utilisation de la photoconductivité du a-Si:H pour détecter un signal optique en provenance de la couche poreuse (par réflexions multiples ou par photoluminescence). Ces propriétés sont étudiées en fonction du débit d'hydrogène pendant le dépôt du a-Si:H, de la porosité et du temps d'anodisation du silicium poreux, de la température et de la configuration des mesures électriques (coplanaire et sandwich).

Nous présentons ce travail en quatre chapitres :

Dans le premier chapitre, nous commençons par la présentation du silicium poreux : nous donnons quelques propriétés optiques et structurales. Ensuite, nous présentons le silicium amorphe hydrogéné (ses propriétés optiques et ses mécanismes de conduction).

Le chapitre II concerne une étude théorique détaillée de la structure de deux semi-conducteurs de types différents (hétérojonction) avant et après le contact. Ensuite, nous présentons en particulier une étude du contact de a-Si :H déposé sur le silicium monocristallin.

A la fin, nous décrivons les différents mécanismes de conduction qui entrent en jeu dans le transport de charges à travers l'hétérojonction.

Le chapitre III est consacré à la description des techniques expérimentales utilisées dans notre travail. Nous présentons d'abord la méthode d'élaboration des substrats de silicium poreux, ainsi que le dispositif expérimental utilisé dans notre laboratoire pour sa fabrication. Ensuite, nous décrivons les techniques de dépôt du silicium amorphe hydrogéné les plus utilisées en mettant l'accent sur la technique de pulvérisation DC assistée d'un champ magnétique qui est utilisée dans notre travail. Nous présentons par la suite, les différentes techniques de caractérisation que nous avons utilisées pour étudier la structure. Nous détaillons les composantes du dispositif de mesure qui nous permet de relever les caractéristiques photoélectriques de nos échantillons.

Le chapitre IV sera consacré aux résultats et discussion, il est divisé en deux parties : la première partie nous présentons les résultats obtenus par la caractérisation optiques et morphologiques des substrats de silicium poreux, suivi des résultats de caractérisation des propriétés optiques et électriques du silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H) déposé sur le verre corning. Enfin, dans la deuxième partie nous présentons les différents résultats de la caractérisation électrique et photoélectrique des structures : a-Si :H/silicium poreux et a-Si :H/silicium cristallin.

Nous finirons par une conclusion où nous synthétiserons les différents résultats obtenus.

# **Chapitre I**

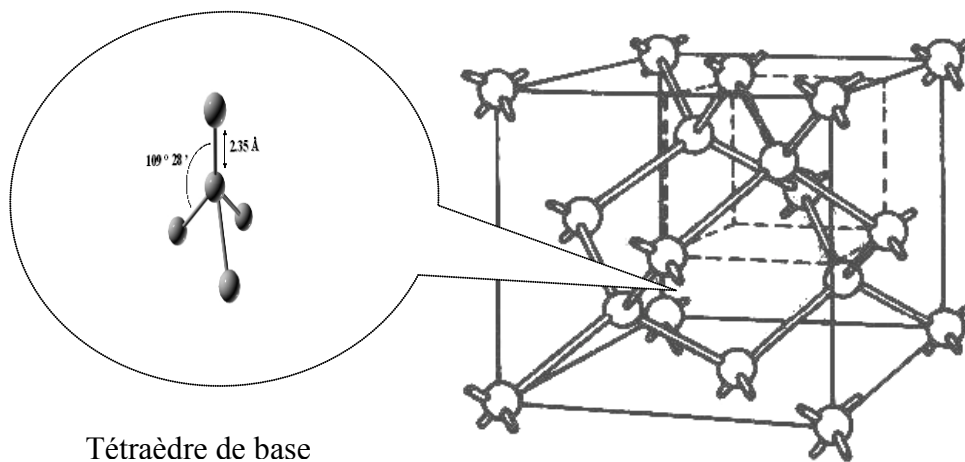
## **Présentation des matériaux**

# Présentation des matériaux

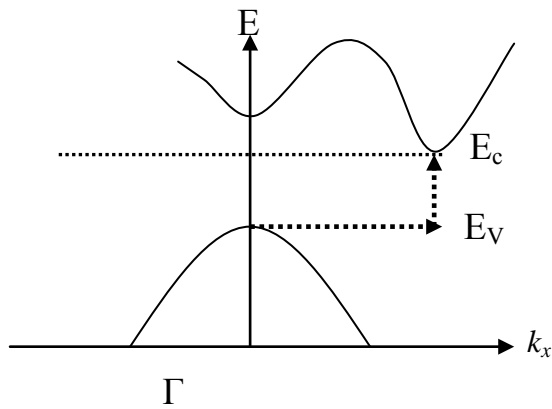
Ce chapitre a pour objectif de présenter de manière générale les matériaux servant de base à cette étude. Après une brève présentation du silicium monocristallin, une première partie traitera des mécanismes de dissolution électrochimique aboutissant à la formation du silicium poreux ainsi que des propriétés structurales et optiques de celui-ci. La seconde partie présentera le silicium amorphe hydrogéné ainsi que ses propriétés électriques et optiques.

## I. Silicium cristallin

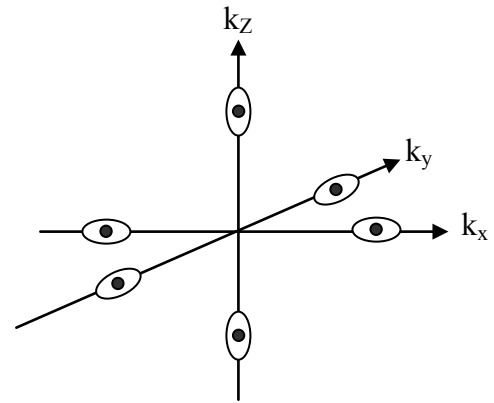
Le silicium, de symbole chimique Si, est un semi-conducteur de la colonne IV du tableau de la classification périodique des éléments de Mendeleïev. Dans le silicium monocristallin, les atomes de silicium occupent les nœuds d'un réseau cubique à faces centrées dont la moitié des sites tétraédriques est occupée. La disposition des atomes est périodique à longue distance. Cette périodicité correspond à la structure diamant et est représentée dans la **figure I-1**. Elle se caractérise par un gap indirect d'énergie 1.12 eV (**Fig. I-2**) et des surfaces isoénergétiques ellipsoïdales aux nombres de 6 centrées sur des trois axes. Ces ellipsoïdes sont schématisés sur la **figure I-3**. En industrie microélectronique, le silicium cristallin se présente sous forme de plaquettes circulaires de diamètre et d'épaisseur variables. C'est à partir de ces plaquettes que le silicium poreux est obtenu.



**Figure I-1** La maille du diamant



**Figure I-2** Structure de bandes d'énergie de silicium



**Figure I-3** Représentation schématique des surfaces d'énergie des bandes de conduction de silicium

## II. Silicium poreux

### II.1. Introduction

La réalisation d'une couche de silicium poreux a été faite pour la première fois en 1956 par Uhler [10] et Turner [11] pendant leurs études de l'électropolissage du silicium en solution d'acide fluorhydrique (HF). Mais durant plusieurs années la nature de cette couche est restée inexplicée. C'est à partir des années 80 que la première utilisation des caractéristiques du silicium poreux a été faite par des chercheurs japonais [12] qui ont réalisé une structure isolée électriquement grâce au silicium poreux. Cette utilisation comme isolant électrique prédomine jusqu'au début des années 90.

Dés 1990, le silicium poreux a connu un regain d'intérêt grâce à Canham et al. [5] et Lehmann et Gösele [13] qui ont découvert une nouvelle propriété, celle de la photoluminescence. Il connaît encore ces dernières années un vaste champ d'applications, soit dans le domaine des capteurs comme couche sensible au sein de capteurs chimiques [8] ou biochimiques [14-15], soit dans le domaine photovoltaïque par la réalisation de réflecteurs de Bragg et de couches antireflet [16].

### II.2. Mécanisme de formation du silicium poreux

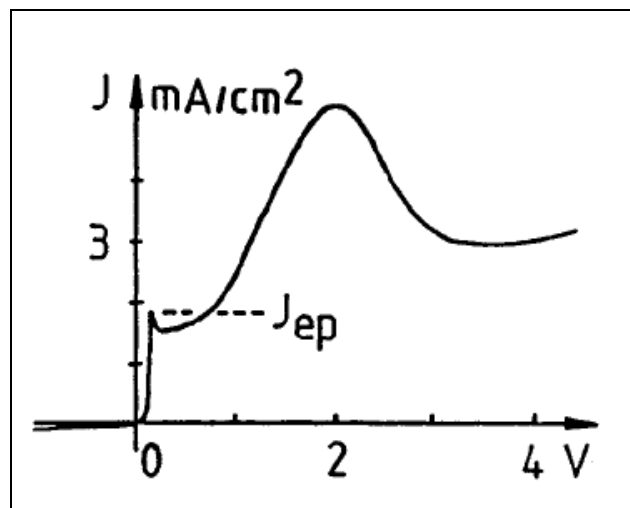
Le silicium poreux est souvent obtenu par attaque électrochimique d'un substrat monocristallin de silicium dans une solution à base d'acide fluorhydrique. Le silicium constitue l'anode, tandis qu'une autre électrode immergée dans l'électrolyte joue le rôle de la cathode.

Les propriétés du silicium poreux, comme la porosité, l'épaisseur, la cristallinité et la morphologie dépendent énormément des conditions d'anodisation suivantes :

- Le dopage du silicium monocristallin et l'orientation cristallographique,
- La concentration d'acide fluorhydrique dans l'électrolyte et la nature du solvant,
- La densité de courant anodique et le temps d'anodisation,
- L'éclairement éventuel.

Le processus de formation d'une couche poreuse est reproductible si les conditions d'anodisation sont bien respectées.

Les conditions de formation du silicium poreux pour un substrat et un électrolyte donnés varient donc en fonction de la polarisation du substrat, de la densité de courant anodique et de la nature du solvant. La **figure I.4** montre une courbe caractéristique,  $J(V)$ , de la densité de courant en fonction de la tension appliquée, de la formation du silicium poreux dans une solution aqueuse.

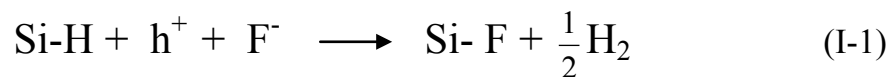


**Figure I-4** Caractéristique  $J(V)$  de silicium type  $P^+$  dans une solution aqueuse d'HF [17]

Cette courbe montre que la formation du silicium poreux est possible pour  $0 < V < V_{ep}$  avec  $V_{ep}$  le potentiel de premier pic. Ce pic qui est également appelé le pic d'électropolissage à une densité de courant  $J_{ep}$  dépend souvent de la composition de la solution et de substrat. Pour  $V > V_{ep}$  correspond à la dissolution homogène du silicium conduisant à ce que l'on appelle électropolissage. Dans les solutions organiques [18], l'électropolissage n'est pas observé.

## II.2.1 Dissolution électrochimique du silicium cristallin

La dissolution électrochimique du silicium a été décrite pour la première fois par Lehmann et Gösele [13] pour une solution aqueuse. Le substrat de silicium, nettoyé à l'HF, a une surface saturée en liaisons Si-H qui participent à la passivation du silicium. Quand le circuit électrique est fermé, un électron arrive à la cathode et un trou à l'anode. La présence d'un ion fluor favorise la rupture d'une liaison Si-H selon la réaction électrochimique **(I-1)** suivante :



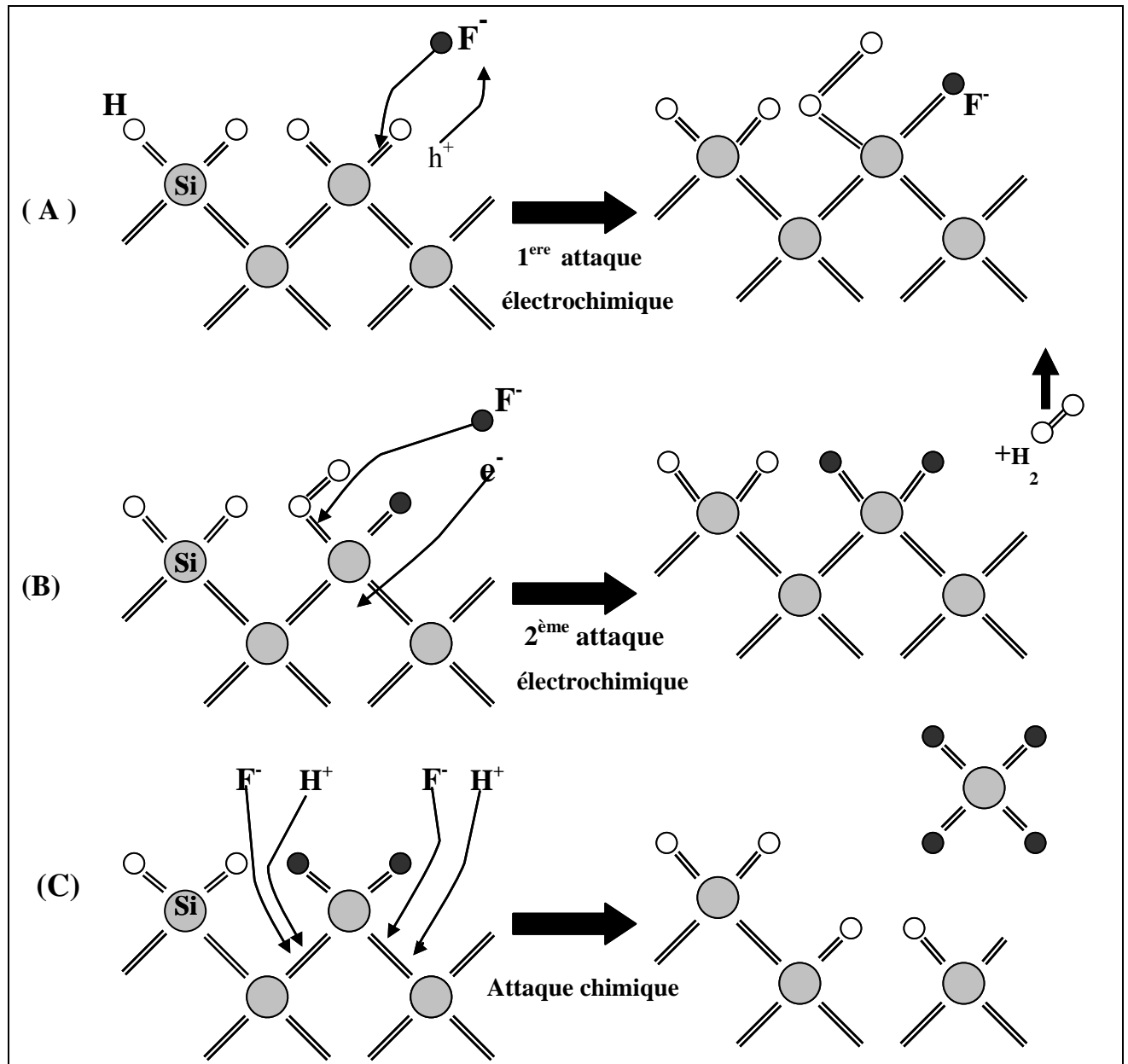
Suite à la formation de la liaison polaire Si-F, un autre ion  $\text{F}^-$  peut se substituer à un atome d'hydrogène et ainsi former une deuxième liaison Si-F qui est obtenue à partir d'une autre liaison superficielle Si-H. Cette étape nécessite aussi la présence d'un trou à la surface du substrat. Elle s'achève par la production d'une molécule d'hydrogène et l'injection d'un électron dans l'électrode.

Pour mettre un atome de silicium en solution, il faut casser les deux liaisons Si-Si arrières restantes selon la réaction chimique **(I-2)** suivante :



Ceci est rendu possible par la formation des deux liaisons polaires Si-F qui fragilise les liaisons Si-Si arrières.

En somme, il faut deux trous pour mettre en solution un atome de silicium sous la forme d'une molécule de  $\text{SiF}_4$ , le processus se répète sur les atomes Si avoisinants. La surface du silicium est donc alternativement recouverte d'atomes d'hydrogène et de fluor. Le mécanisme est présenté à la **figure I-4**.



**Figure I-4** Mécanisme de dissolution du silicium proposé par Lehmann et Gösele [13]

## II.2.2 Initiation des pores

L'attaque électrochimique commence à un endroit plutôt qu'à un autre, à cause des différences d'activité chimique en différentes régions de la surface du substrat, dues par exemple aux défauts superficiels qui provoquent la formation des cavités élémentaires à la surface. Ces cavités sont des endroits privilégiés où l'attaque du matériau aura lieu [19]. Mais l'origine de ces défauts n'a pas encore été éclaircie. En effet, différents mécanismes physiques et chimiques ont été proposés pour expliquer l'initiation des pores dans le silicium, parmi eux, le modèle de l'analyse linéaire de la stabilité [20] a l'avantage de prendre en considération, aussi bien les paramètres chimiques (cinétique de dissolution, diffusions des

ions dans l'électrolyte, tension superficielle) qui rentrent en jeu dans la formation des pores, que les paramètres physiques du semi-conducteur (les états de surface, le dopage, la densité de courant anodique...).

### II.2.3 Propagation des pores

La propagation des pores peut s'expliquer à l'aide des notions de physique des interfaces semiconducteur / liquide. Les mécanismes physiques mis en jeu dépendent du type et du niveau de dopage, et donc ils diffèrent d'un type de pores à l'autre.

La formation des micropores a été expliquée par l'augmentation du gap par le modèle de confinement quantique de Lehmann et Gosele [13]. Les modèles proposés pour expliquer la propagation des mésopores et des macropores dans le silicium sont basés sur l'hypothèse de la formation d'une zone de charge d'espace (ZCE) dans le silicium [21-22], dont la largeur diminue au fur et à mesure que l'on s'approche du fond des pores.

## II.3 Propriétés structurales de la couche poreuse

### II.3.1 La porosité

La porosité est définie comme le pourcentage volumique d'air au sein de la couche de silicium poreux. Cette grandeur macroscopique se mesure par gravimétrie. Elle est déterminée à partir d'une relation (I.3) en connaissant la masse de l'échantillon avant et après la formation de la couche poreuse ( $m_1$  et  $m_2$ ), et après l'élimination de la couche poreuse ( $m_3$ ) (Fig.I-5).

$$P = \frac{m_1 - m_2}{m_1 - m_3} \quad (\text{I.3})$$

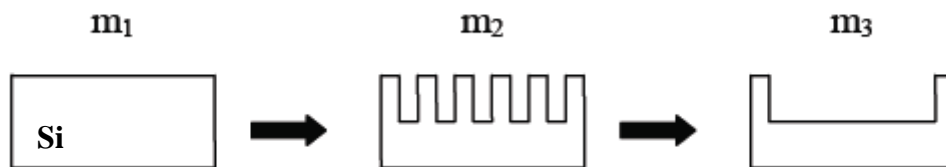
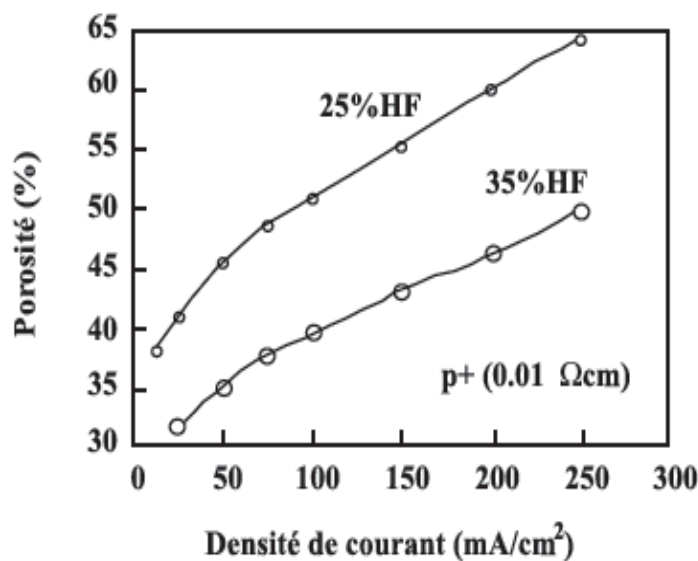


Figure I-5 Mesures de masse pour déterminer la porosité

Il est important de noter que la porosité est une valeur moyenne et que pour une même porosité, différentes morphologies de matériau peuvent être obtenues. On contrôle la porosité du matériau à travers les paramètres de formation suivants :

- La concentration d'acide fluorhydrique.
- La densité de courant d'anodisation.
- Le type de dopage et la résistivité du silicium.

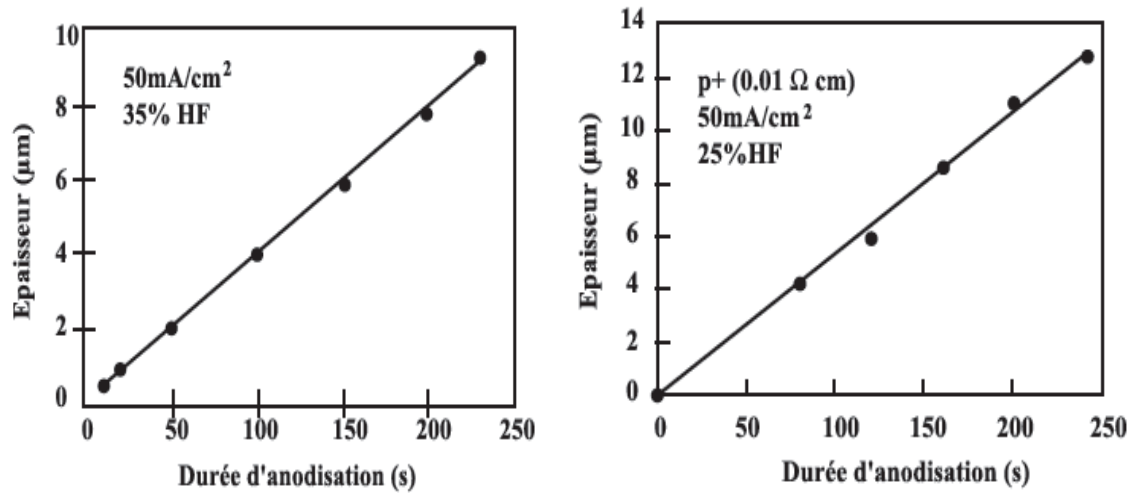
La porosité de la couche poreuse diminue lorsque la concentration en HF augmente, pour une densité de courant d'anodisation donnée. Cependant, elle augmente lorsque la densité de courant augmente, pour une concentration en HF donnée (**Fig. I-6**).



**Figure I-6** Evolution de la porosité en fonction de la densité de courant obtenue pour deux concentrations en HF sur un substrat de type P<sup>+</sup>. D'après [23]

### II.3.2 L'épaisseur

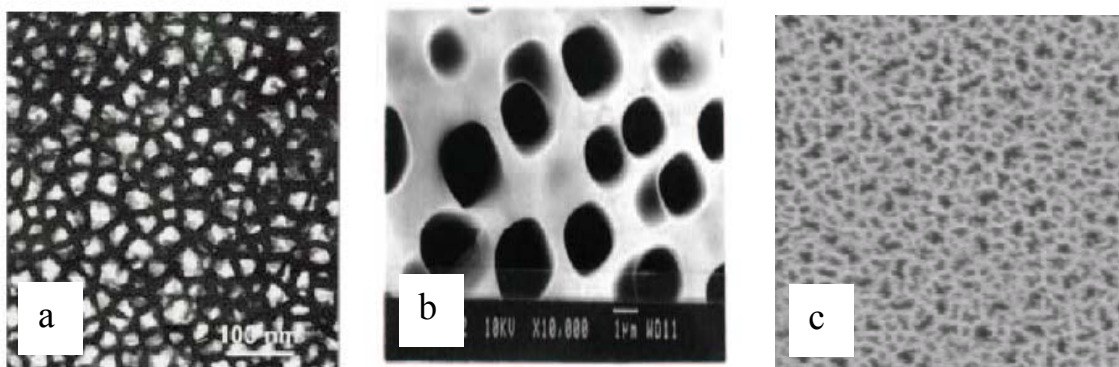
La couche poreuse se caractérise également par son épaisseur. Ce paramètre est déterminé souvent par observation en coupe par microscopie électronique à balayage. Sa variation est linéaire avec le temps d'anodisation pour une densité de courant et une concentration en HF données (**Fig. I-7**).



**Figure I-7** Evolution de l'épaisseur de la couche poreuse avec le temps d'anodisation pour une densité de courant et une concentration en HF données. D'après [23]

### II.3.3 La morphologie

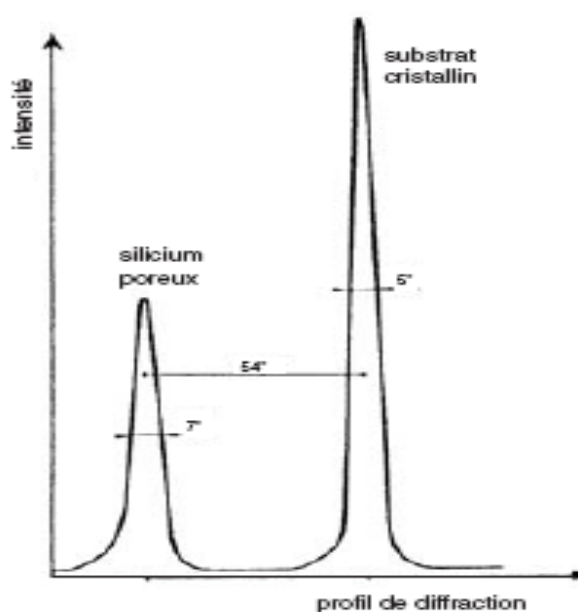
La taille et la forme des pores sont deux caractéristiques qui déterminent la morphologie de la structure poreuse. Cette structure se divise en trois familles (**Fig.I-8**) dépendant du diamètre ( $d$ ) moyen des pores : les micropores ( $d < 2\ \text{nm}$ ), les mésopores ( $2 < d < 50\ \text{nm}$ ) et les macropores ( $d > 50\ \text{nm}$ ). Notons que cette classification [5] porte sur la taille maximale des pores, alors il est possible d'obtenir plusieurs types de pores dans une même structure poreuse. La structure microporeuse est spongieuse, la structure mésoporeuse est colonnaire, et la structure macroporeuse est colonnaire ou mixte. Les paramètres essentiels déterminant les différentes morphologies sont le type et le niveau de dopage du substrat utilisé lors de l'anodisation. Plusieurs techniques permettent de visualiser la morphologie de la surface poreuse, telles que le microscope électronique à balayage (MEB) ou le microscope électronique à transmission (MET).



**Figure I-8** Images MEB de la surface de silicium : a) microporeux [24], b) macroporeux [25], c) mésoporeux [26,27].

### II.3.4 La cristallinité

Le spectre de diffraction de rayons X obtenu sur un échantillon de type P<sup>+</sup> réalisé par K. Barla et al [28], montre que le silicium poreux garde après sa formation son caractère monocristallin. Sur ce spectre montré sur la **figure I-9**, nous avons deux pics bien visibles : le plus intense est dû au substrat de silicium cristallin et l'autre au silicium poreux. Les largeurs de ces pics sont comparables. L'écart entre les deux pics est dû à l'augmentation du paramètre de maille dans le silicium poreux, dans une direction normale à la surface de l'échantillon.



**Figure I-9** Spectre typique de diffraction de rayons X obtenu sur un échantillon de silicium poreux de type P<sup>+</sup>. D'après [28]

### II.3.5 La surface spécifique

La surface spécifique est définie comme le rapport entre la surface développée au niveau des parois des pores et le volume de la couche. Elle varie entre 200 et 800 m<sup>2</sup>/cm<sup>3</sup> ce qui assure au silicium poreux une contamination plus aisée et beaucoup plus rapide que pour le silicium massif. Sa valeur diminue quand la porosité augmente [15].

## II.4 Propriétés optiques

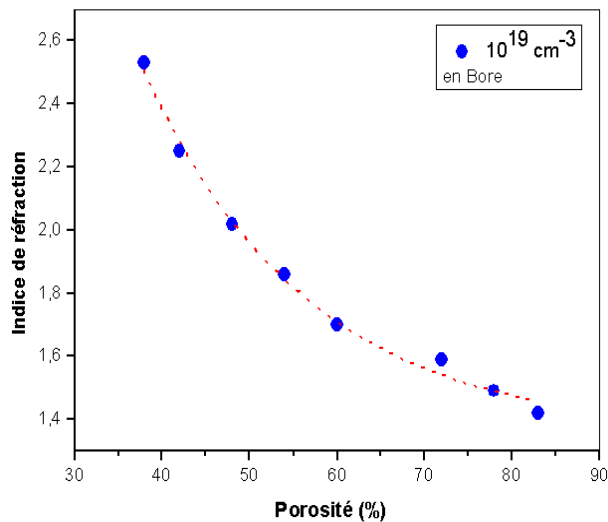
Le silicium poreux possède des propriétés optiques intéressantes, très fortement liées à sa nature poreuse. Dans les paragraphes qui suivent, nous présentons quelques propriétés optiques telles que la photoluminescence et l'indice optique.

### II.4.1 La photoluminescence

Le silicium cristallin est un semi-conducteur à gap indirect et donc, il a une faible efficacité optique à température ambiante (0.001%). Par contre, la découverte de la forte luminescence du silicium poreux à température ambiante a suscité beaucoup d'intérêt pour ce matériau. La photoluminescence (PL) a été essentiellement observée dans le domaine du visible sur des couches de silicium microporeux formées sur des substrats de type P. Par contre, la PL du silicium poreux élaboré sur des substrats de type P<sup>+</sup> (mésoporeux) est faible. En effet, la luminescence du silicium poreux en différentes régions a été expliquée par la présence de plusieurs mécanismes [29,30]. La durée de vie de cette luminescence est de l'ordre de quelques dizaines de  $\mu$ s à température ambiante et peut atteindre la dizaine de millisecondes à basse température. La photoluminescence bleue a été observée la première fois sur des échantillons conservés à l'air (type P) [31]. Les auteurs attribuent cette PL à la présence d'oxyde à la surface du silicium poreux [32]. Cette luminescence est très peu intense et a une durée de vie très courte de l'ordre de la nanoseconde.

### II.4.2 Modulation de l'indice de réfraction

Le silicium poreux peut être décrit comme un milieu hétérogène (air-silicium) [33] dont l'indice varie sur une grande gamme entre celui du silicium et celui de l'air. L'indice de réfraction du silicium varie avec la porosité. Il diminue lorsque la porosité augmente, comme l'illustre la **figure I-9**. Toutefois, il est difficile de calculer avec précision l'indice d'une couche poreuse connaissant sa porosité. Pour cela, plusieurs modèles ont été élaborés (Bruggeman, Looyenga, ...) pour décrire ce matériau [34]. Après oxydation, le silicium poreux subit une diminution de son indice de réfraction qui dépend des conditions d'oxydation et de la porosité initiale [35].



**Figure I-9** Evolution de l'indice de réfraction en fonction de la porosité pour un substrat de silicium dopé. D'après [36]

## II.5 Propriétés électriques

L'intérêt de ses propriétés électriques du silicium poreux a commencé avant la découverte de sa luminescence. Le matériau a été utilisé pour l'isolement électrique [37] et diverses applications. Depuis le rapport de Canham sur la luminescence du silicium poreux, l'intérêt a décalé plus vers les propriétés optiques. Moins d'effort a été consacré à l'étude des mécanismes de transport malgré l'importance de sa compréhension pour la conception des dispositifs optoélectroniques. La compréhension de ces mécanismes est basée sur la connaissance de la résistivité et de la concentration des porteurs de charge dans les cristallites.

De nombreux travaux sur le transport électrique dans le silicium poreux ont montré que la résistivité électrique du silicium mésoporeux est comparable à celle du silicium intrinsèque, tandis que celle du silicium microporeux est plus élevée de quelques ordres de grandeur [38]. La valeur élevée de la résistivité électrique du silicium poreux est attribuée à l'absence de porteurs libres dans les cristallites [39].

Dans le cas du silicium microporeux, l'absence de porteurs libres est expliquée comme étant une des conséquences de la taille réduite des cristallites [39]. En effet, dans les cristallites de dimensions aussi petites, le phénomène de confinement quantique des porteurs explique l'augmentation de l'énergie de la bande interdite du silicium poreux par rapport au silicium cristallin. Cette largeur de la bande d'énergie interdite confinée augmente avec la diminution des dimensions caractéristiques des cristallites.

Dans le silicium mésoporeux, la taille des cristallites est de quelques dizaines de nanomètres. Par conséquent, le confinement quantique est négligeable et la structure de bande du silicium cristallin est conservée [40]. Dans ce cas, la valeur élevée de la résistivité du silicium poreux est attribuée au piégeage des porteurs libres par les états de surface [41].

### III- Silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H)

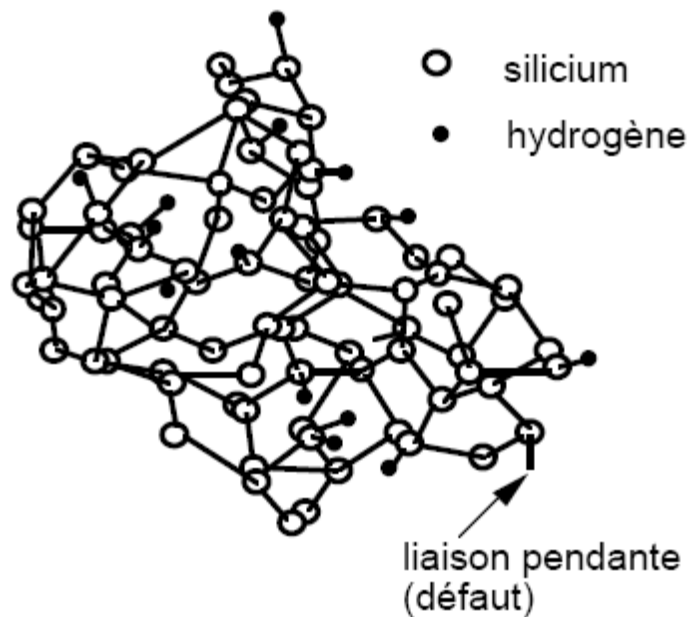
#### III.1 Introduction

Les semi-conducteurs, cristallisés ou amorphes, présentent un intérêt tout particulier en science des matériaux. Ce sont des matériaux à haute valeur ajoutée dont l'importance stratégique dans la technologie moderne est tout à fait reconnue. Le développement des dispositifs basé sur les matériaux amorphe a été retardé à cause d'une orientation exclusive des recherches sur les cristaux, mais ce retard a commencé à se réduire à la suite de plusieurs découvertes, qui se dégagent des diverses conférences internationales sur les semi-conducteurs amorphes pendant plusieurs années.

Dans les dernières années, les propriétés photoconductrices et électroniques du silicium amorphe hydrogéné ont été étudiées par de nombreuses équipes de recherche. Des modèles théoriques ont été proposés pour expliquer ces propriétés telles que la théorie des bandes d'énergie [42]. Malgré l'absence de l'ordre structural à grande distance, cette théorie reste valable dans ses grandes lignes et elle est à l'origine des différents modèles proposés pour expliquer la structure électronique d'un semi conducteur amorphe [43].

#### III.2 Arrangement atomique

Dans le silicium monocristallin, la disposition des atomes est périodique à longue distance. Mais dans le cas de silicium amorphe, cette périodicité n'est plus conservée à grande distance. Néanmoins, un certain ordre existe à courte distance. L'absence de la périodicité à longue distance due à la variation des distances inter atomiques et à la distorsion des angles de liaisons donne lieu à des défauts, principalement les liaisons non satisfaites dites liaisons pendantes [44]. Ces défauts rendent le matériau inefficace dans les applications optoélectroniques. Sur la **figure I-10**, nous montrons un schéma représentatif de la disposition atomique du silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H). La présence de l'hydrogène dans le silicium amorphe entraîne non seulement la diminution de la densité des liaisons pendantes [45] mais aussi elle influe sur l'élargissement du gap et la relaxation du matériau. Ceci permet d'obtenir un matériau photoconducteur.



**Figure I-10** Disposition atomique dans le silicium amorphe hydrogéné (a-Si : H)

### III.3 Densité d'états

Dans le silicium cristallin, on déduit la structure de bande d'énergie à partir de la théorie de Bloch qui se base sur la condition de périodicité du cristal. Par contre, dans le cas d'un semi-conducteur amorphe, l'absence de l'ordre structural à grande distance crée un continuum d'états dans la bande interdite ce qui entraîne une difficulté de la définir. Davis et Mott [42] ont introduit l'idée que le désordre induisait des états localisés qui font apparaître des queues dans les bords des bandes et des états profonds situés vers le milieu du gap au voisinage du niveau de fermi  $E_F$  (**Fig.I-11b**). La largeur de la queue de bande de valence (QBV) et celle de la queue de bande de conduction (QBC) sont liées aux distorsions des angles et de longueurs des liaisons. Quant aux états profonds, ils sont essentiellement dus aux liaisons pendantes.

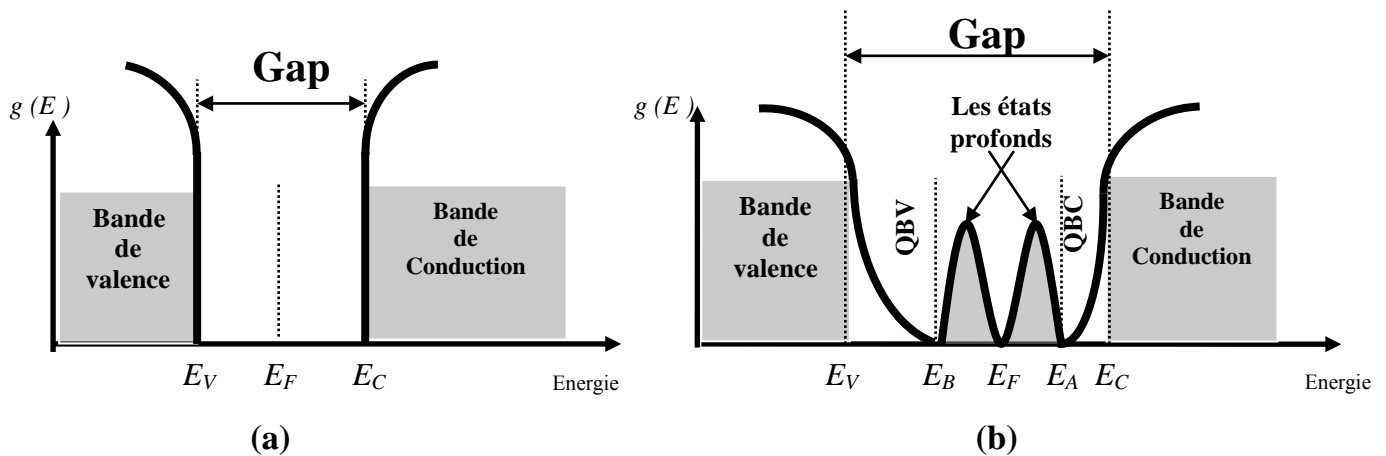


Figure I-11 :

- (a)- Structure de bande d'énergie du silicium cristallin  
 (b)- Structure de bande d'énergie du silicium amorphe d'après le modèle de Mott et Davis

### III.4 Propriétés optiques

L'intensité de la lumière absorbée  $I$  après une distance parcourue  $x$  par les photons dans un matériau vérifie l'équation ci-dessous :

$$I(\lambda, x) = I_0 (1 - \exp(-\alpha(\lambda) \cdot x)) \quad (I.4)$$

Avec  $\alpha(\lambda)$ , le coefficient d'absorption du matériau pour une longueur d'onde  $\lambda$  ;  $x$ , la distance parcourue par les photons dans le matériau ;  $I$ , l'intensité de la lumière absorbée à une profondeur  $x$  ;  $I_0$ , l'intensité de la lumière au moment de son entrée dans le matériau.

Plus le produit  $\alpha(\lambda) \cdot x$  est grand, plus l'intensité de la lumière absorbée est grande. Le spectre du coefficient d'absorption optique du a-Si:H est représenté sur la **figure I.12**. On peut y distinguer trois régions différentes selon l'énergie des photons :

#### a) Région de forte absorption (I)

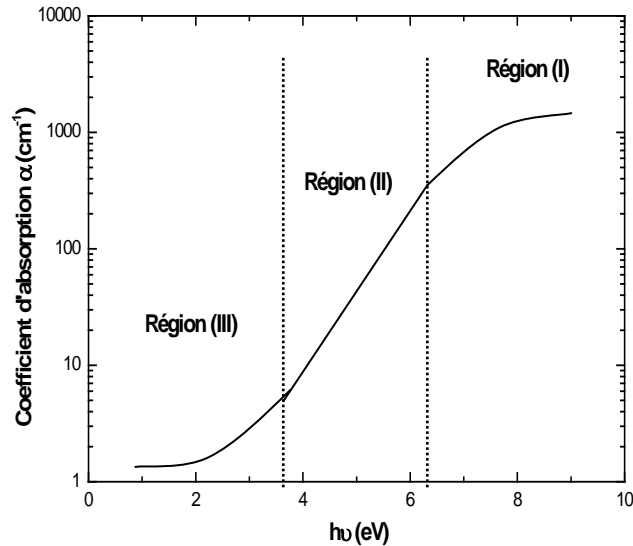
Cette région correspond à une forte absorption qui apparaît lorsque l'énergie des photons est supérieure à l'énergie du gap. Cette énergie engendre des transitions électroniques entre les états de bande de valence et ceux de la bande de conduction. Le coefficient d'absorption  $\alpha$  et le gap optique sont décrits par l'équation de Tauc [46] :

$$(\alpha h\nu)^{1/2} = B (h\nu - E_g) \quad (I.5)$$

Où

$B$  : la constante de proportionnalité et  $E_g$  : le gap optique de Tauc

A partir de cette région de forte absorption, on peut déduire la valeur du gap optique  $E_g$  par l'extrapolation de la partie linéaire de  $(\alpha h\nu)^{1/2}$  sur l'axe des énergies.



**Figure I-12** Spectre typique de coefficient d'absorption optique en fonction de l'énergie

### b) Région de moyenne absorption (II)

Cette région correspond à la moyenne absorption qui est due aux transitions des électrons des états de la queue de bande de valence vers les états de la bande de conduction d'une part et aux transitions des états de la bande de valence vers les états de la queue de bande de conduction. La contribution des queues de bande entraîne la variation en exponentielle du coefficient d'absorption. Cette variation est obtenue pour la première fois par Urbach à partir de l'équation suivante :

$$\alpha(h\nu) = \alpha_0 \cdot \text{Exp} \left( \frac{h\nu}{E_0} \right) \quad (\text{I.6})$$

Où  $E_0$  est l'énergie d'Urbach

### c) Région de faible absorption (III)

Cette région correspond à la faible absorption qui est due aux transitions électroniques des états profonds situés dans le gap vers les états étendus. Cette partie du spectre nous permet d'estimer la densité des liaisons pendantes.

A partir du spectre du coefficient d'absorption, on peut estimer les paramètres caractéristiques optiques du matériau comme le gap optique, l'indice de réfraction, l'énergie d'Urbach et la densité des états profonds.

### III.5 Mécanisme de conduction électrique

Les principales caractéristiques du modèle de Mott et Davis sont l'existence de trois domaines d'énergie de la distribution des états d'énergie : les états étendus, les queues de bandes et les niveaux profonds. Cela permet de décrire la conduction d'un électron à partir de trois mécanismes principaux :

#### a) Conduction dans les états étendus

La conduction se fait à haute température, la conductivité est thermiquement activée, elle est donnée par l'expression suivante :

$$\sigma_1 = \sigma_{01} \cdot \exp[-(E_a) / kT] \quad (I.7)$$

k : Constante de Boltzmann.

T : température absolue.

$E_a$  : Energie d'activation thermique du matériau. Elle vaut  $E_c - E_F$  pour un semiconducteur de type N,  $E_F - E_V$  pour un semiconducteur de type P.  $E_F$  représente l'énergie de Fermi.

La représentation d'Arrhenius de la conductivité définie par :  $\log(\sigma)$  en fonction de  $1/T$  donne accès à la grandeur  $E_a$ .

#### b) Conduction dans les queues de bandes

Pour les basses températures, la conduction est thermiquement activée, elle est dominée par les porteurs excités dans les états des queues de bandes. Elle se fait par saut d'un état à un proche voisin assisté par phonons.

#### c) Conduction au voisinage du niveau de fermi

Aux très basses températures, les porteurs se déplacent par sauts entre les états localisés de la bande interdite situés au voisinage du niveau de Fermi.

## **Chapitre II**

# **Hétérojonction a-Si :H/silicium**

## I. Introduction

Le contact de deux matériaux différents représente la base des principaux composants électronique. En effet, c'est sur ce principe que repose le fonctionnement de ces dispositifs, notamment les diodes et les transistors. L'hétérojonction a-Si :H/c-Si est utilisée essentiellement pour réaliser des cellules photovoltaïques. Walter Fuhs et al [47] ont eu les premiers l'idée de fabriquer des hétérojonctions a-Si :H sur c-Si en tant que composant. L'aspect de l'hétérojonction dû à la différence de gaps des deux semiconducteurs entraîne des discontinuités de bande. Les calculs et les mesures de discontinuité de bande sont difficiles à réaliser pour deux matériaux cristallins et le degré de difficulté augmente si l'un des matériaux amorphe [48].

Notre travail consiste à étudier le contact de la couche de a-Si :H considéré de type n, déposée dans les mêmes conditions sur le substrat de silicium monocristallin dopé P<sup>+</sup> et sur le substrat de silicium poreux. Pour cela, nous présentons dans ce chapitre une étude théorique de la structure a-Si :H/c-Si.

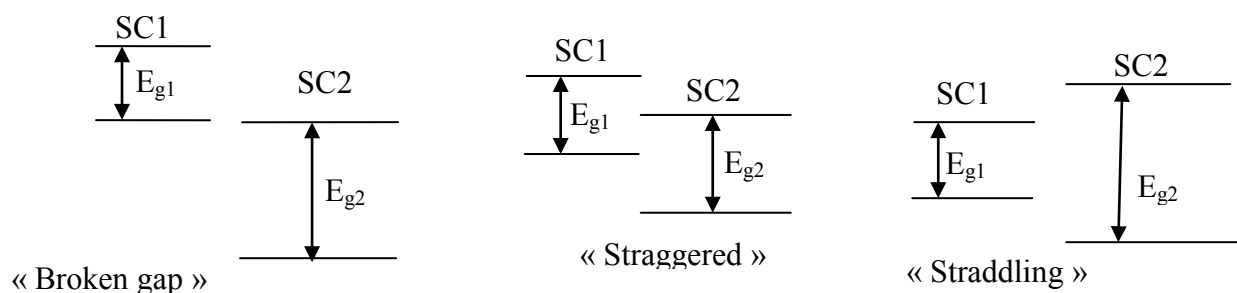
## II. Schéma de bandes d'énergie

### II.1 Avant contact

Chaque semi-conducteur est caractérisé par des paramètres principaux comme l'affinité électronique  $\chi$  et le gap  $E_g$  définis comme suit :

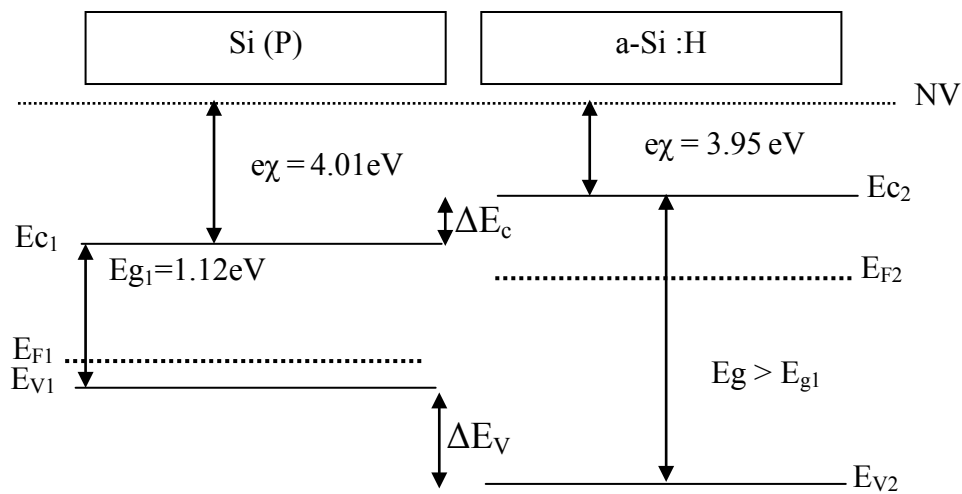
- L'affinité électronique  $\chi$  représente l'énergie qu'il faut apporter à un électron situé dans la bande de conduction pour l'amener au niveau de vide. La quantité  $\chi$  est un paramètre spécifique du semi-conducteur.
- Le gap  $E_g$  est l'écart énergétique entre la bande de conduction et la bande de valence. C'est également un paramètre spécifique.

En l'absence de tout contact, la structure de bande d'énergie dépend de tous ces paramètres, on distingue 3 cas d'hétérojonction : «Broken gap», «Straggered» et «Straddling» (**Fig. II-1**)



**Figure II-1** Différents cas d'hétérojonction

Pour le cas de l'hétérojonction a-Si :H/silicium (P), on prend le cas d'une hétérojonction Straddling (**Fig. II-2**).

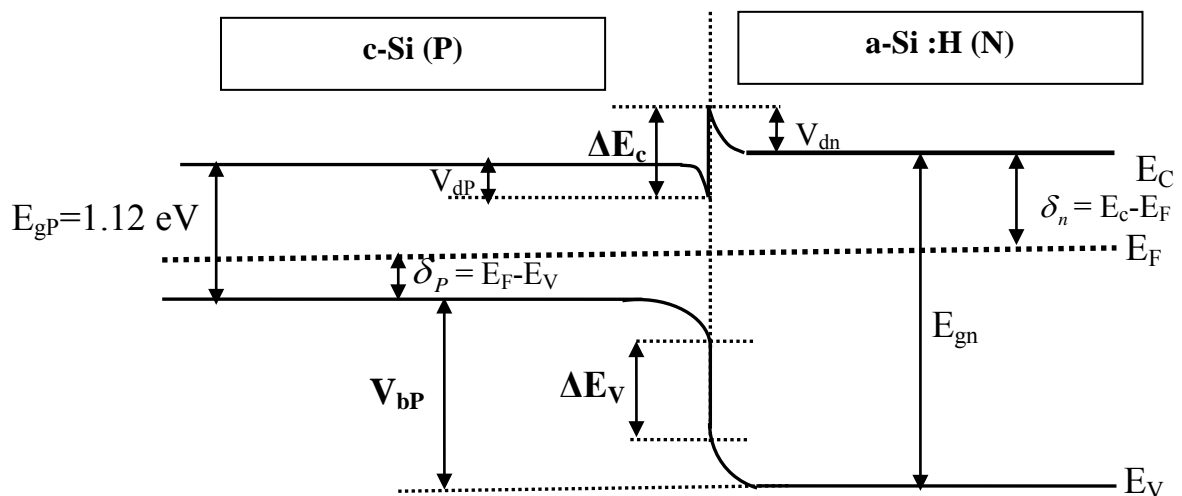


**Figure II-2** Diagramme de bandes d'énergie de l'hétérojonction a-Si :H / Si(P) avant le contact

### II.2 Après contact

Lorsque les deux semiconducteurs de différents types sont mis au contact, ils échangent des porteurs de manière à réaliser l'alignement des niveaux de Fermi.

L'échange électrique fait apparaître une charge d'espace à laquelle est associée une barrière de potentiel (Tension de diffusion) qui arrête la diffusion des porteurs et définit l'état d'équilibre. La structure de bande d'énergie de l'hétérojonction a-Si :H / c-Si est représentée sur la **figure II-3**.



**Figure II-3** Diagramme de bandes d'énergie de l'hétérojonction a-Si :H/Si (P) après le contact

### II.3 Discontinuités des bandes

Une hétérojonction est une jonction entre deux semiconducteurs ayant des largeurs de bande interdite différentes. Une hétérojonction est caractérisée par le gap de chaque semiconducteur et les discontinuités de bande. Les discontinuités de bande sont la conséquence de la différence des gaps qui se répartit entre la discontinuité de bande de conduction  $\Delta E_c$  et la discontinuité de bande de valence  $\Delta E_v$ . On exprime alors la différence des gaps par :

$$\Delta E_g = \Delta E_c + \Delta E_v \quad (\text{II.1})$$

### II.4 Tension de diffusion

On considère  $V_{di}$  les tensions de diffusion dans le a-Si :H (N) et le c-Si (P). Leur somme algébrique est égale à la tension interne  $V_{bi}$  soit :

$$V_{bi} = V_{dn} + V_{dp} \quad (\text{II.2})$$

On note  $\delta_i$  la différence entre le niveau de Fermi et le bord de bande le plus proche dans le matériau  $i$ . On peut alors estimer le potentiel interne  $V_{bi}$  par l'une de ces deux équations simples et équivalentes :

$$V_{bi} = E_{gn} - \delta_n - \delta_p - \Delta E_v \quad (\text{II.3})$$

Où

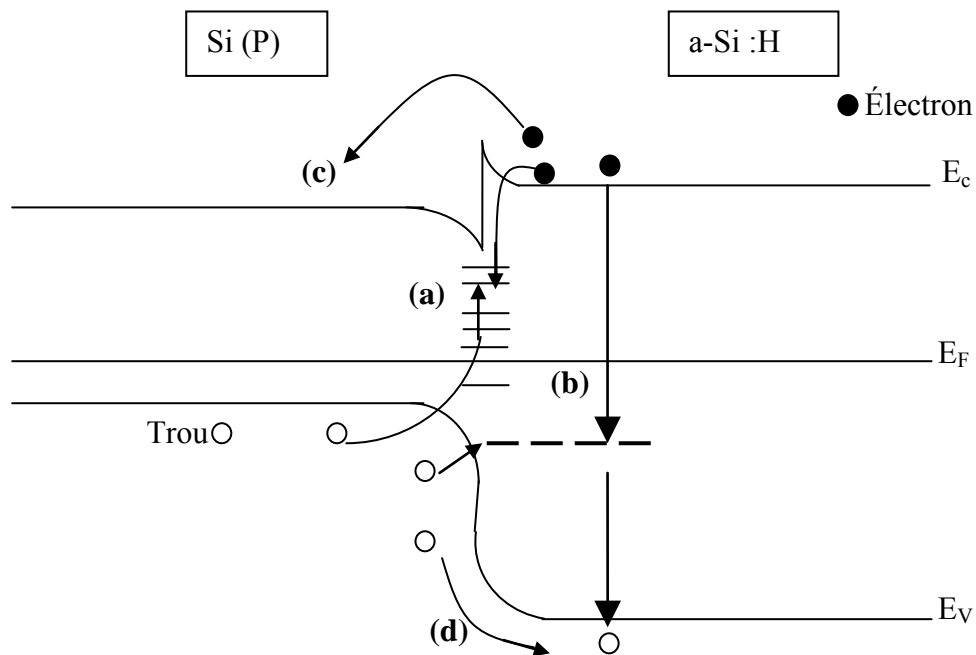
$$V_{bi} = E_{gp} - \delta_n - \delta_p + \Delta E_c \quad (\text{II.4})$$

## III- Mécanismes de transport de charge

Sur la **figure II-4**, on peut distinguer quatre mécanismes [49] qui entrent en jeu dans le transport de charges à travers une hétérojonction selon les conditions de polarisation et de température :

- Le mécanisme (a) : c'est le courant de recombinaison qui se passe essentiellement dans la zone de charge d'espace où se trouvent les états d'interface. La présence d'états d'interfaces augmentent le taux de recombinaison des porteurs et créent un courant de recombinaison.
- Le mécanisme (b) : c'est le courant tunnel–recombinaison (Multistep tunneling capture emission). Il se produit un effet tunnel entre une bande et un état d'interface suivi d'une recombinaison entre l'autre type de bande et cet état d'interface.

- Le mécanisme (c) : c'est le courant de l'émission thermoïonique où le transport de charge est limité par le passage des électrons thermiquement excités au-dessus de la barrière de potentiel.
- Le mécanisme (d) : c'est le courant de diffusion qui est limité par la diffusion des porteurs de charge d'un semiconducteur vers un autre de type différent dans la zone de charge d'espace.



**Figure II-4** Mécanismes de transport de charge dans l'hétérojonction a-Si :H/ Si . D'après [50]

- (a) courant de recombinaison,
- (b) courant tunnel-recombinaison,
- (c) courant de l'émission thermoïonique
- (d) courant de diffusion.

#### IV Caractéristique I-V sous obscurité

L'évolution du courant en fonction de la polarisation est effectuée pour déterminer le mécanisme de courant dominant dans une hétérojonction. La relation entre le courant et la tension de polarisation s'écrit sous la forme :

$$I = I_0 [\exp(AV) - 1] \quad (\text{II.5})$$

Où  $I_0$  est l'expression de courant de saturation,

A est le coefficient dépend généralement de la température.

Les expressions A et  $I_0$  dépendent de la nature de courant dominant dans une hétérojonction.

#### IV.1 Courant de recombinaison

Le coefficient A est donné en fonction de la température par [51] :

$$A = \frac{q}{nkT} \quad (\text{II.6})$$

Où n est appelé facteur d'idéalité et varie entre 1 et 2.

Q la charge électrique.

K constant de Boltzmann

T la température absolue

L'expression de la densité de courant de saturation s'écrit :

$$I_0 \propto \exp\left(-\frac{E_g}{2kT}\right) \quad (\text{II.7})$$

$E_g$  est la largeur de la bande interdite (gap) dans la zone où la recombinaison a lieu.

#### IV.2 Courant tunnel

Dans ce cas, le coefficient A est indépendant de la température et l'expression du courant de saturation en fonction de la température [52] est donnée par :

$$I_0 \propto \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (\text{II.8})$$

Où  $E_a$  est l'énergie d'activation

#### IV.3 Courant de diffusion

Le coefficient A s'écrit alors :  $A = \frac{q}{kT}$  où  $n=1$  (II.9)

L'expression du courant de saturation en fonction de la température est donnée par :

$$I_0 \propto \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right) \quad (\text{II.10})$$

Où  $E_g$  est la largeur de la bande interdite (gap).

#### IV.4 Courant de l'émission thermoïonique

L'expression du courant de saturation en fonction de la température est donnée généralement par la relation [53] :

$$I_0 \propto \exp\left(-\frac{q\Phi_b}{kT}\right) kT^{3/2} \quad (\text{II.11})$$

$q\Phi_b$  est la barrière de potentiel

### V Effets photoélectriques

#### V.1 Mécanisme de génération-recombinaison

##### a) Génération

Lorsqu'un matériau semi conducteur est éclairé par un flux de lumière  $\Phi$  d'énergie  $h\nu$ , les électrons absorbent cette énergie (**Fig. II-5**). Cette absorption de l'énergie permet à un électron de passer de l'état de la bande de valence vers un état d'énergie de la bande de conduction. Ce mécanisme qui s'appelle génération optique permet de créer des porteurs libres en excès. Le nombre de porteurs créés sous l'effet de la lumière par unité de volume et par unité de temps est appelé taux de génération  $G$ . Le taux,  $G(x)$ , de porteurs de charge créés à une profondeur  $x$  du matériau est déterminé par le flux de photons,  $\Phi(x)$ , le coefficient d'absorption optique  $\alpha$ , et le rendement quantique  $\eta$  représentant la probabilité pour qu'un photon crée une paire électron-trou libre.

A partir de ces deux grandeurs, on peut déduire l'expression suivante :

$$G(x) = \eta \alpha \Phi(x) \quad (\text{II.12})$$

Le flux de photons  $\Phi(x)$  à une profondeur  $x$  de la couche est donné par la loi de Lambert – Bouguert :

$$\Phi(x) = \Phi_i (1-R) \exp. (-\alpha x) = \Phi_0 \exp. (-\alpha x) \quad (\text{II.13})$$

Avec  $\Phi_0 = \Phi_i (1-R)$

Où  $\Phi_i$  est le flux de photons incidents.

$R$  est le coefficient de réflexion à la surface du semiconducteur

$\alpha$  est le coefficient d'absorption

Dans ce cas, l'expression de la génération s'écrit :

$$G(x) = \eta \alpha \Phi_i (1-R) \exp. (-\alpha x) = \eta \alpha \Phi_0 \exp. (-\alpha x) \quad (\text{II.14})$$

### b) Recombinaison

Nous définissons le mécanisme de recombinaison soit par la rencontre directe de deux particules électron-trou qui est appelée donc la recombinaison directe soit par un état intermédiaire (centre recombinant) où la recombinaison dans ce cas est indirecte. Ce processus de recombinaison est caractérisé par le taux de recombinaison  $U$  qui représente le nombre de porteurs en excès disparaissant par unité de volume et unité de temps.

L'évolution dans le temps des concentrations des charges est donnée par les deux équations de continuité suivantes :

$$\frac{\partial n}{\partial t} = G_n - U_n + \frac{1}{q} \operatorname{div} \vec{J}_n \quad (\text{II.15})$$

$$\frac{\partial p}{\partial t} = G_p - U_p - \frac{1}{q} \operatorname{div} \vec{J}_p \quad (\text{II.16})$$

Où :

$n$  et  $p$  sont respectivement des concentrations des électrons et des trous.

$U_n$  et  $U_p$  sont les taux de recombinaisons respectifs des électrons et des trous.

$J_n$  et  $J_p$  sont les densités de courant des électrons et des trous respectivement.

L'équilibre entre la recombinaison et la génération des électrons et des trous s'établit ( $G = U_n = U_p$ ) dans le cas d'un régime stationnaire ( $\frac{\partial n}{\partial t} = \frac{\partial p}{\partial t} = 0$  et la distribution du courant

est uniforme en tout point du matériau ( $\operatorname{div} \vec{J}_n = \operatorname{div} \vec{J}_p = 0$ ).

## V.2 Photoconductivité

La photoconductivité est une augmentation de la conduction électrique lorsqu'un matériau semiconducteur est soumis à un flux de lumière d'énergie  $E$  supérieure à celle du gap. L'origine de cette augmentation provient essentiellement de l'absorption de la lumière dans le volume du matériau. Cet effet résulte de la création de paires électron-trous qui s'ajoutent aux porteurs de charges libres existants sous obscurité. La contribution des porteurs de charges libres nous permet d'écrire la conductivité électrique sous éclairage selon la relation suivante :

$$\sigma = e n \mu_n + e p \mu_p \quad (\text{II.17})$$

Où :

$e$  est la charge électrique de l'électron.

$n$  et  $p$  sont les concentrations totales des électrons et des trous respectivement.

$\mu_n$  et  $\mu_p$  sont les mobilités des électrons et des trous dans les états étendus respectivement.

Pour obtenir l'expression de la photoconductivité, on mesure à l'équilibre thermodynamique la conductivité électrique sous obscurité où les concentrations des porteurs de charges libres sont  $n_0$  pour les électrons et  $p_0$  pour les trous. La conductivité sous obscurité est donnée par la relation suivante :

$$\sigma_0 = e n_0 \mu_n + e p_0 \mu_p \quad (\text{II.18})$$

La différence entre la conductivité mesurée sous lumière  $\sigma$  et celle qui est mesurée sous obscurité  $\sigma_0$  nous permet déduire l'expression de la photoconductivité :

$$\sigma_{ph} = \sigma - \sigma_0 = e \mu_n \Delta n + e \mu_p \Delta p \quad (\text{II.19})$$

Tel que :  $\Delta n = n - n_0$  et  $\Delta p = p - p_0$  sont les concentrations des porteurs de charges excédentaires.

$\Delta n$  et  $\Delta p$  sont reliés aux taux de recombinaisons  $U_n$  et  $U_p$  par les équations suivantes :

$$\text{Pour les électrons :} \quad U_n = \frac{\Delta n}{\tau_n} \quad (\text{II.20})$$

$$\text{Pour les trous :} \quad U_p = \frac{\Delta p}{\tau_p} \quad (\text{II.21})$$

Où  $\tau_n$  et  $\tau_p$  sont les durées de vie des électrons et des trous respectivement.

A partir de ces deux relations, on peut écrire la photoconductivité de la manière suivante :

$$\sigma_{ph} = e \mu_n U_n \tau_n + e \mu_p U_p \tau_p \quad (\text{II.22})$$

### V.3 L'effet photovoltaïque

L'effet photovoltaïque a été mis en évidence pour la première fois par E. Becquerel en 1839, qui découvrit que certains matériaux délivraient une quantité d'électricité quand ils étaient exposés à la lumière. Les bases théoriques de l'effet photovoltaïque furent posées par Albert Einstein, en 1912. Il postula que la lumière entrant dans ce type de matériaux était à l'origine de collisions entre les photons et les atomes, provoquant ainsi l'expulsion des électrons de leur orbite et créant ainsi un courant électrique. Mais ce n'est qu'en 1954 que la première cellule photovoltaïque en semi-conducteur a été mise en point par des chercheurs du laboratoire Bell aux USA.

Une cellule photovoltaïque est un dispositif qui permet de transformer l'énergie solaire en énergie électrique. Cette transformation est basée sur les trois mécanismes suivants :

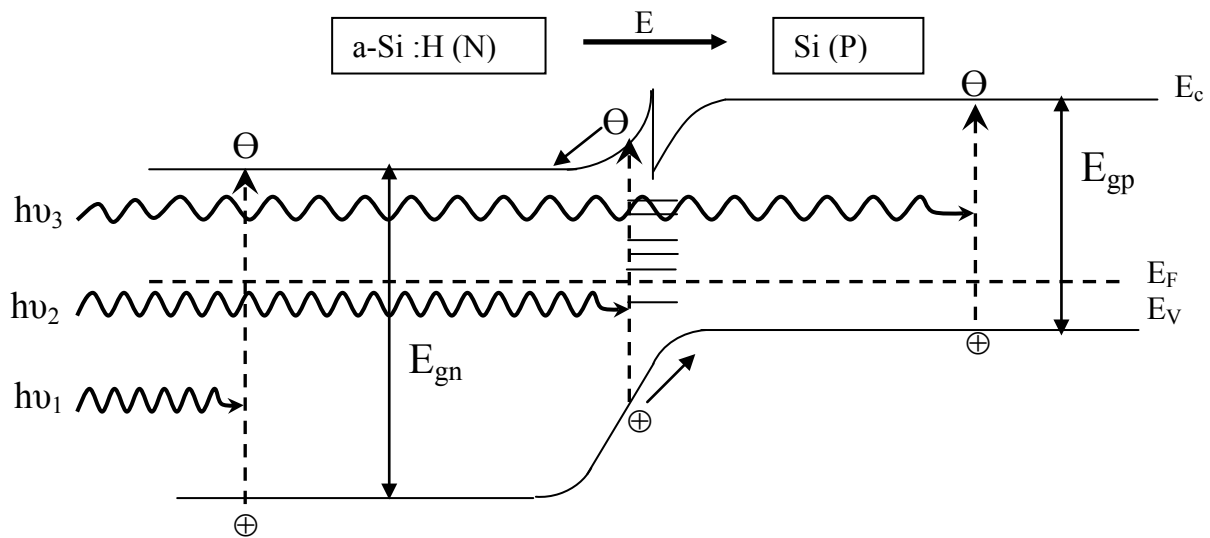
- absorption des photons (dont l'énergie est supérieure au gap) par le matériau constituant le dispositif ;
- conversion de l'énergie du photon en énergie électrique, ce qui correspond à la création de paires électron/trou dans le matériau semiconducteur ;
- collecte des particules générées dans le dispositif.

Afin de collecter les particules générées, un champ électrique permettant de dissocier les paires électron/trou créées est nécessaire. Pour cela on utilise le plus souvent une jonction p-n. D'autres structures, comme les hétérojonctions peuvent également être utilisées.

Les photons incidents créent des porteurs dans les zones n et p et dans la zone de charge d'espace (**Fig.II-5**). Les porteurs photogénérés auront un comportement différent suivant la région :

- 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 photocourant 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 photocourant de génération.

C'est deux contributions s'ajoutent pour donner un photocourant résultant  $I_{ph}$ .



**Figure II-5** Diagramme de bande d'énergies d'une hétérojonction photovoltaïque

## VI. Applications en technologie

Le silicium poreux est un matériau intéressant pour différentes applications, et dans divers domaines. Grâce à sa surface spécifique importante, son électroluminescence, son indice de réfraction modulable, ses propriétés optiques et ses propriétés de détection, le silicium poreux a été beaucoup utilisé dans la fabrication des composants électriques tels que les micro-condensateurs et les diodes électroluminescentes [54], dans la fabrication des guides d'onde [9], des mémoires optiques et des détecteurs [55], ainsi que dans le domaine des biotechnologies ; avec par exemple la nécessité de détecter des virus, bactéries... que ce soit pour des applications médicales, environnementales, d'alertes biologiques.... Le Si poreux est un matériau adapté car ses caractéristiques morphologiques sont à l'échelle nanométrique, il convient au développement de micro biocapteurs [56].

Le silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H) en couches minces est un semi-conducteur peu coûteux, largement utilisé dans les domaines de l'électronique et de l'optoélectronique. On cite par exemple : les écrans plats (technologie TFT), les détecteurs de gaz [57], conversion photovoltaïque [58-59], etc.

Des travaux ont été montrés que l'hétérojonction a-Si : H / Psi peut être utilisée dans la fabrication de la cellule de photovoltaïque [48], dans la détection des rayonnements [60] et des gaz à la température ambiante [61].

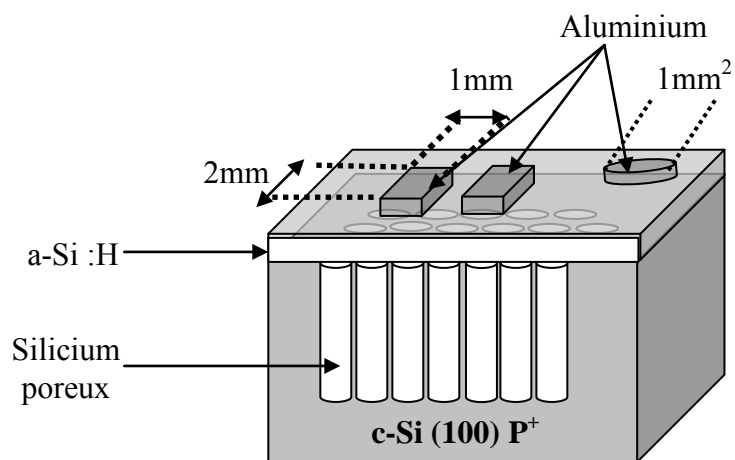
## **Chapitre III**

# **Techniques Expérimentales**

## I. Introduction

Ce chapitre est consacré à la description des dispositifs expérimentaux, ainsi qu'à la procédure suivie pour la caractérisation électrique de nos échantillons.

Les échantillons étudiés sont des hétérostructures à base de silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H) déposées en couches minces par la technique de pulvérisation DC assistée d'un magnétron sur des couches de silicium poreux préparées par dissolution électrochimique en milieu fluorhydrique dans des substrats de silicium monocristallin fortement dopé P<sup>+</sup>. La **figure III.1** montre une représentation schématique de la surface et de la coupe transversale de ces échantillons.



**Figure III.1** Représentation schématique de la coupe transversale de l'hétérostructure

Dans les paragraphes qui suivent, nous présentons d'abord la procédure de fabrication du silicium poreux ainsi que le dispositif électrochimique utilisé. Nous décrivons par la suite les techniques de dépôt de a-Si :H et de dépôt des plots électriques. Ensuite, nous consacrons une grande partie de ce chapitre à la présentation des différentes techniques de caractérisation utilisées et nous décrivons brièvement leur principe.

## II. Elaboration des échantillons

### II.1 Méthodes de fabrication du silicium poreux

Les trois méthodes les plus connues pour la fabrication du silicium poreux sont :

#### - Méthode électrochimique (l'anodisation)

Cette méthode se fait dans une solution d'acide fluorhydrique (HF) dilué dans l'eau ou/et dans l'éthanol. La polarisation est appliquée entre l'électrode de silicium (anode) et une autre électrode en platine (cathode), inattaquable par l'HF. Le contact électrique au niveau du silicium est pris sur la face arrière de la plaquette.

#### - Méthode chimique

Pour l'attaque purement chimique, appelée aussi "Stain-Etching", Fathauer et al. [62] ont démontré en 1992 la formation de couches de silicium poreux luminescentes à l'aide de cette méthode. Plus simple que l'anodisation électrochimique, le Stain-Etching s'effectue sans application ni de lumière ni de tension électrique, il exige simplement d'immerger le substrat de silicium dans une solution chimique. Cette technique est particulièrement utile pour rendre poreuses des structures à base de silicium déposées sur des substrats électriquement isolants et des structures au Si de formes complexes. Cependant, elle ne permet pas d'obtenir des rendements de photoluminescence élevés comparés à l'anodisation électrochimique [63]. Cette technique est surtout caractérisée par une mauvaise homogénéité des couches [64] et des problèmes de reproductibilité [65].

#### - Méthode de « Spray –Etching »

Cette technique a été mise au point en 1997 par M. Saadoun [66], elle consiste à pulvériser de l'HF sur un substrat chaud de silicium. La technique de "Spray-Etching" permet d'obtenir des couches poreuses minces et homogènes. Dans tous les cas, l'homogénéité et la qualité des couches minces de silicium poreux dépendent fortement de l'état de surface initial du substrat de Si et des différents prétraitements auxquels il a été soumis.

La technique utilisée dans ce travail est l'anodisation électrochimique.

### II.1.1 Le choix du substrat de silicium

La plaquette de silicium utilisée dans ce travail présente un profil de dopage de type P<sup>+</sup>PP<sup>+</sup>, d'orientation cristalline <100> et de résistivité équivalente de 0.4 Ω.cm. Cette plaquette de silicium dopée nous a été offerte par le laboratoire de microélectronique (DICE) de l'Université Catholique de Louvain (Disparaît). Le profil de dopage P<sup>+</sup>PP<sup>+</sup> est obtenu en surdopant les deux faces du substrat par implantation d'ions B<sup>+</sup> avec une concentration de quelques 10<sup>19</sup>-10<sup>20</sup> cm<sup>-3</sup>. Pour la face arrière le surdopage P<sup>+</sup> assure un contact ohmique entre le substrat et l'électrode lors de la formation du silicium poreux par les méthodes électrochimiques et le fort dopage de la face avant permet l'obtention de pores de forme en canaux.

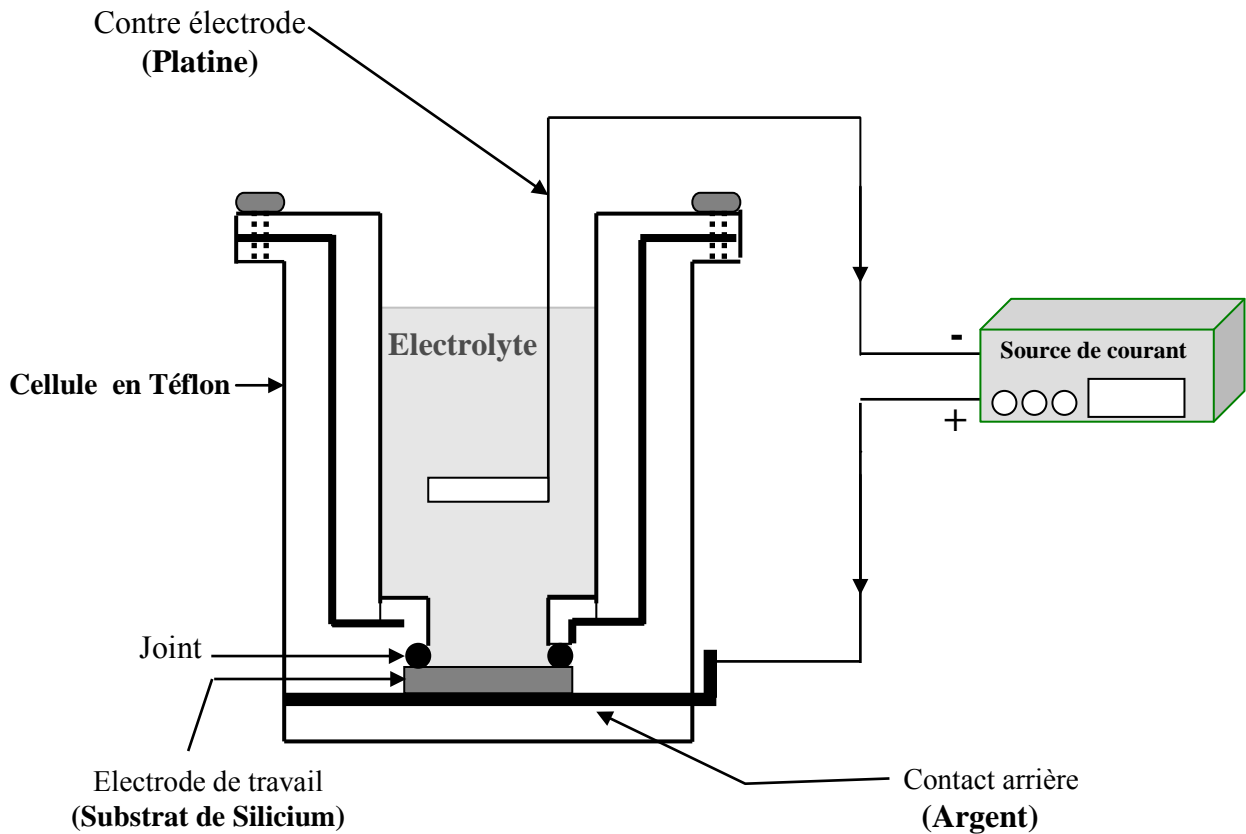
### II.1.2 Procédure de nettoyage du substrat

Une fois que la tranche de silicium est découpée en carrés de 12mm de côté, nous les mettons tous dans un bain de HF dilué à 5 % dans l'eau désionisée pendant quelques dizaines de secondes pour enlever l'oxyde natif. Ces substrats sont rincés par la suite à l'eau désionisée et séchés à l'aide d'un papier absorbant.

### II.1.3 Dispositif électrochimique

La **figure III-2** représente le schéma du dispositif expérimental utilisé pour réaliser l'anodisation du silicium. Ce dispositif est constitué d'une cellule cylindrique en téflon qui résiste aux attaques à l'acide fluorhydrique ; elle est conçue pour pouvoir contenir un substrat de silicium cristallin en position horizontale sur une lame mince d'argent servant de contact arrière. Ce contact électrique arrière est effectué par pression par l'intermédiaire d'un joint en caoutchouc qui assure également l'étanchéité de la cellule et délimite la surface utile de l'échantillon (0.5cm<sup>2</sup>). La face avant du silicium est directement exposée à l'électrolyte dans lequel est plongée la contre électrode (cathode). Cette dernière est constituée d'une grille en platine et elle est disposée parallèlement au substrat (anode) afin qu'un champ électrique uniforme soit établi dans la cellule.

Les deux électrodes sont branchées à une source de courant qui fait circuler un courant électrique constant entre le substrat et la contre électrode : c'est le mode galvanostatique.



**Figure III-2** *Dispositif expérimental de la dissolution électrochimique du Silicium*

#### II.1.4 Le choix des paramètres d'anodisation

Dans le présent travail, nous avons utilisé un électrolyte consistant en une solution éthanoïque et fluorhydrique (50wt. %HF) dilué dans de l'éthanol pur (EtOH). Ce dernier est utilisé comme agent mouillant et non agressif afin d'obtenir des couches poreuses uniformes. Nous avons utilisé deux concentrations en HF : 15% et 35 % HF-EtOH qui correspondent la porosité élevée  $\approx$ ( 75%) et la porosité moyenne ( $\approx$  50%) respectivement [26]. Ces concentrations sont calculées en volume d'HF et les solutions correspondantes sont préparées selon les proportions suivantes :

- 15% HF-EtOH (3 volumes HF dans 7volumes EtOH)
- 35% HF-EtOH (7 volumes HF dans 3 volumes EtOH)

Enfin, le mode galvanostatique consiste à faire circuler un courant constant dans la cellule et nous avons fixé le courant à  $3\text{mA}/\text{cm}^2$ .

## II.2 Dépôt de silicium amorphe hydrogéné

### II.2.1 Rappels sur les méthodes de dépôt

Diverses techniques ont été employées pour élaborer des couches minces de a-Si :H. Chacune de ces techniques, présente des avantages et des inconvénients liés à la qualité du matériau obtenu d'une part, et d'autre part à la mise en œuvre et au coût de ces techniques. Les plus importantes et les plus utilisées sont citées ci-dessus.

#### a) Dépôt chimique en phase vapeur (CVD)

Cette technique consiste à décomposer un gaz porteur de silicium pour produire un mélange gazeux qui se dépose sur le substrat maintenu à une température élevée. Pour le dépôt de silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H), les gaz les plus utilisés sont le silane  $\text{SiH}_4$  et hydrogène  $\text{H}_2$ . L'utilisation d'un tel procédé nécessite des températures de substrat élevées. Cette méthode présente de nombreuses variantes dont l'appellation rappelle le processus de décomposition utilisé. Parmi les plus importantes nous pouvons citer :

#### - Décomposition thermique

Le processus de cette décomposition s'effectue à l'aide d'un apport d'énergie thermique suffisant pour décomposer les molécules des gaz et créer des espèces qui se déposent sur le substrat.

Dans la littérature, on trouve plusieurs techniques qui se basent sur le même processus de décomposition. Nous citons :

- CVD à basse pression (LPCVD).

Les espèces sont formées par des réactions de dissociation du gaz par voie thermique. Elle s'effectue dans un four porté à une température supérieure à  $450\text{ }^\circ\text{C}$  et à une faible pression de gaz.

- CVD à pression élevée (SAPCVD).

La décomposition des gaz se fait thermiquement à des pressions élevées allant jusqu'à  $600\text{ mbar}$  et à des températures très élevées [67].

- CVD par filament chaud (HWCVD)

Cette technique consiste à décomposer des gaz à l'aide d'un filament chaud en Tungstène. Les atomes rejetés, par le filament, se relient pour former les radicaux qui se déposent sur la surface du substrat [68].

#### - Décomposition plasma

Le processus de cette décomposition s'effectue à l'aide d'un plasma qui est généré par l'application d'un champ électrique. Les espèces ainsi créées se déposent sur les substrats qui peuvent être maintenus à faibles températures. On parle alors de la technique « Plasma Enhanced CVD » (PECVD) qui est l'une des plus utilisées par des chercheurs pour le dépôt des couches minces de a-Si:H. Le dépôt PECVD est produit par l'utilisation d'un plasma pour la décomposition des gaz à basse température. Le plasma est maintenu généralement grâce à une source radiofréquence [69], par couplage capacitif en radio fréquence [70] ou en continu [71]. Cette technique est caractérisée par une faible vitesse de dépôt ( $< 3 \text{ }^\circ\text{A}/\text{sec}$ ) et par la difficulté dans le contrôle de la teneur en hydrogène.

#### b) Pulvérisation cathodique (Sputtering)

Le principe de cette technique est d'arracher les atomes de silicium d'une cible par bombardement, à l'aide d'ions d'énergie cinétique suffisante (généralement des ions d'argon). Selon le moyen de création des ions de pulvérisation, deux méthodes sont à distinguer :

- Pulvérisation par faisceau d'ions : Les ions d'argon sont produits dans un canon à ions. Le faisceau est dirigé sur la surface de la cible, les atomes pulvérisés se déposent ainsi sur le substrat chauffé (le dépôt peut se faire à basse température).

- Pulvérisation plasma : les ions de bombardement sont produits dans un plasma par une décharge électrique en radiofréquence (RF) ou en continu (DC). L'une des électrodes du système se trouve être la cible à pulvériser. De cette technique, dérive le procédé de la pulvérisation magnétron, qui consiste à coupler à l'électrode de pulvérisation un champ magnétique (perpendiculaire au champ électrique) permettant d'avoir une densité électronique importante. En mode de décharge RF, la technique de dépôt est appelée « RF Magnétron Sputtering » et en mode de décharge DC, elle est appelée « DC Magnétron Sputtering ». C'est cette dernière que nous utilisons pour la préparation des couches de silicium amorphe hydrogéné.

### II.2.2 Dépôt de a-Si:H par pulvérisation DC magnétron

Les couches minces de a-Si:H étudiées dans ce travail sont déposées au sein de notre laboratoire par la technique de pulvérisation en continu assistée d'un magnétron.

## A. Description du groupe de dépôt

La **figure III-3** représente un schéma détaillé des différentes composantes du groupe de dépôt pour réaliser le dépôt de couches minces de a-Si :H par pulvérisation DC magnétron. Ce groupe de dépôt est constitué essentiellement de la chambre à vide dans laquelle le dépôt est réalisé. Cette chambre de dépôt est munie d'une fenêtre d'observation et elle contient un support de cible, un porte-substrat et un cache. Le support de cible est une plaque de cuivre sous laquelle se trouve un magnétron qui produit un champ magnétique. La cible représente dans ce cas la cathode. Le porte-substrat qui représente l'anode est une plaque de cuivre placée à une distance fixe de la cible. Il peut être porté à une température allant jusqu'à 660 °C. La température du porte-substrat est mesurée à l'aide d'un thermocouple placé dans la face arrière du porte-substrat.

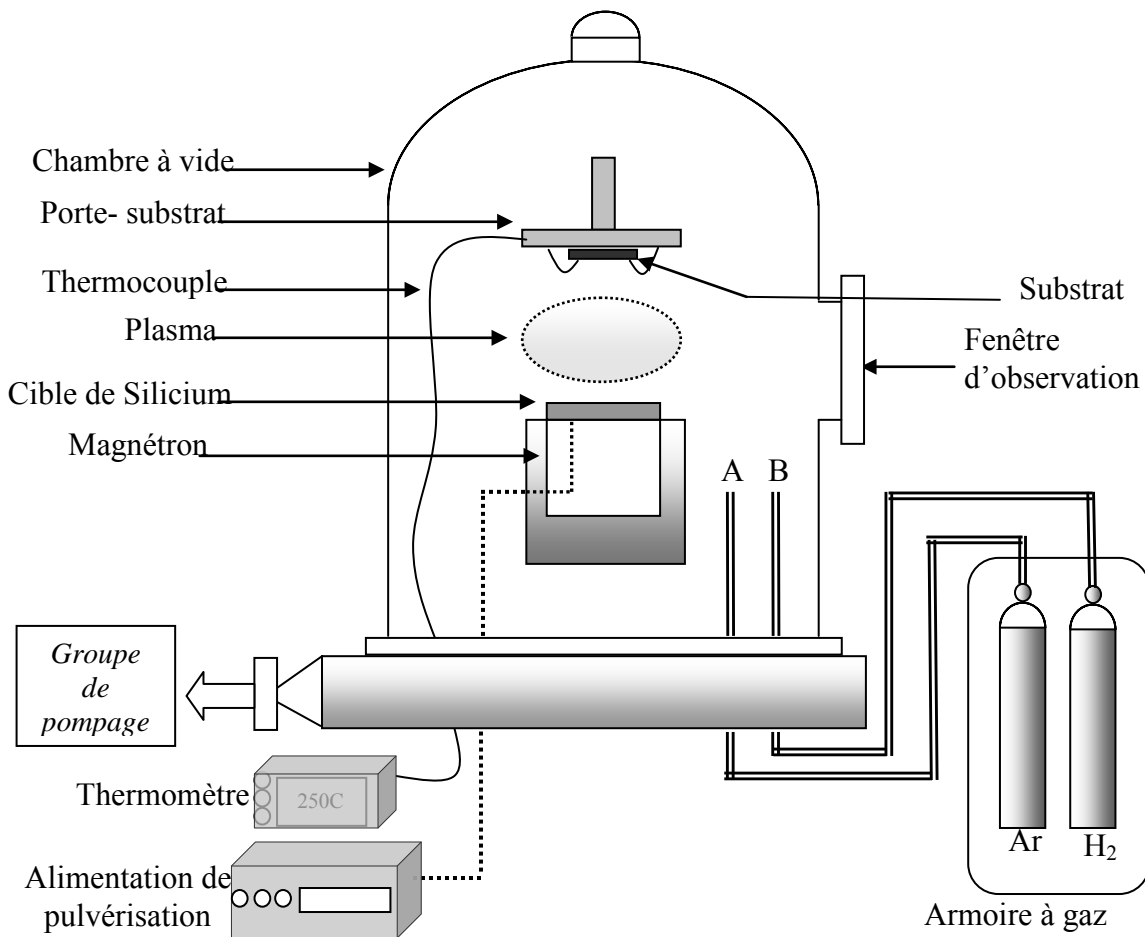
La chambre à vide est reliée à un groupe de pompage et elle est munie de deux entrées A et B pour l'injection des gaz (l'argon et l'hydrogène). Un plasma d'argon est produit entre la cible et le porte-substrat en utilisant une alimentation de pulvérisation. Il sert à pulvériser la cible et à arracher les atomes de silicium. L'hydrogénation se fait par injection d'hydrogène lors de la pulvérisation. Les atomes de silicium arrachés se déposent en couche mince sur le substrat.

## B. Le dépôt

### a) Les substrats

Les substrats utilisés pour le dépôt sont choisis selon le type de caractérisation et de traitement que subira l'échantillon. Pour cela, nous avons utilisé les substrats suivants :

- Verre de type « Corning Glass 9075 » pour les caractérisations électriques et optiques par transmission.
- Silicium monocristallin de type P<sup>+</sup> pour la réalisation de l'hétérostructure a-Si :H/c-Si.
- Silicium poreux préparé avec deux concentrations 15% et 35 % HF-EtOH sur le silicium monocristallin de type P<sup>+</sup>. Il est préparé pour la réalisation de l'hétérostructure a-Si :H/PSi/c-Si.



**Figure III-3** Schéma du groupe de dépôt du a-Si:H

b) Paramètres de dépôt

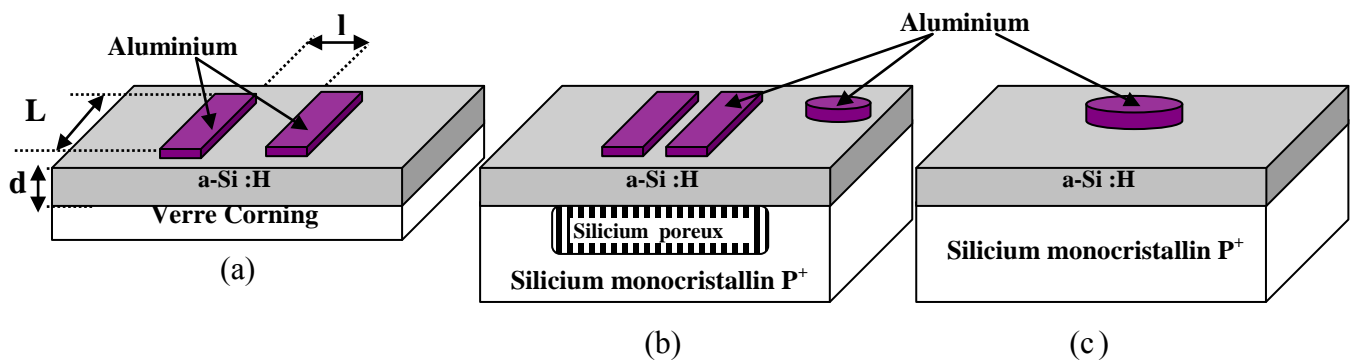
Pour toutes les couches élaborées, le seul paramètre qui varie est le débit d'hydrogène de 1.7 à 10 sccm. Quant aux autres paramètres tels que le débit d'argon, la température de dépôt et la durée de dépôt sont maintenus constants. (Voir tableau I.1)

**Tableau I-1** Conditions de préparation des échantillons

| Echantillons | Température de dépôt (C°) | Débit d'argon (sccm) | Débit de H <sub>2</sub> (sccm) | Durée de dépôt (mn) |
|--------------|---------------------------|----------------------|--------------------------------|---------------------|
| Dépôt 1      | 260                       | 8                    | 1.7                            | 20                  |
| Dépôt 2      |                           |                      | 5                              |                     |
| Dépôt 3      |                           |                      | 7.6                            |                     |
| Dépôt 4      |                           |                      | 10                             |                     |

### II-3 Dépôt des contacts électriques

L'évaporation du métal (Al) se fait dans un autre bâti sous vide où le métal à déposer se trouve dans un creuset (tungstène) en face des échantillons fixés sur le porte substrat. Le chauffage du creuset par effet joule permet l'évaporation du métal qui se dépose alors sur les couches à travers un masque de dimensions convenables pour la taille des contacts et leur espacement. Les contacts d'Al déposés sont en forme de baguettes rectangulaires et de plots circulaires (**Fig. III-4**)



**Figure III-4** Structure des échantillons étudiés

## III. Techniques de caractérisation

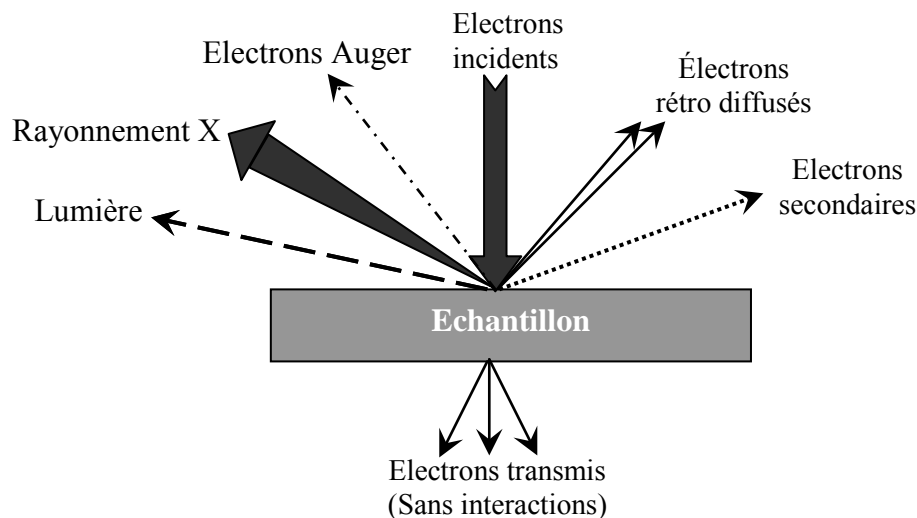
Dans ce qui suit, nous allons décrire les techniques utilisées pour caractériser nos échantillons. Certaines de ces techniques sont disponibles au laboratoire, telles que les mesures électriques et photoélectriques. La microscopie électronique à balayage et la transmission et réflexion optiques sont utilisées respectivement au Centre de Recherche Nucléaire d'Alger (CRNA) et à l'Unité de Développement de la Technologie du Silicium (UDTS).

### III.1 Microscopie électronique à balayage (MEB)

#### III.1.1 Le principe

Le principe essentiel du MEB est basé sur le bombardement de l'échantillon par un faisceau d'électrons très fin. L'impact d'un faisceau électronique sur une surface solide se traduit par l'émission de différentes particules (**Fig. III-5**). Le principe du MEB repose sur la détection des électrons secondaires. Ces électrons ont la particularité d'être très faiblement énergétiques ( $E < 50\text{eV}$ ) et donc, seuls ceux émis au voisinage de la surface de l'échantillon sont détectés. Le balayage de la surface de l'échantillon par le faisceau incident et la détection synchrone des électrons secondaires permet de reconstituer point par point une image de la

surface. C'est une image de type télévision qui permet aisément de traiter les informations. La résolution des microscopes ordinaires peut atteindre à  $100\text{\AA}$  et un agrandissement variant de quelques unités jusqu'à 200000.



**Figure III-5** Effet de l'interaction électron-matière

Un microscope électronique à balayage est constitué essentiellement par :

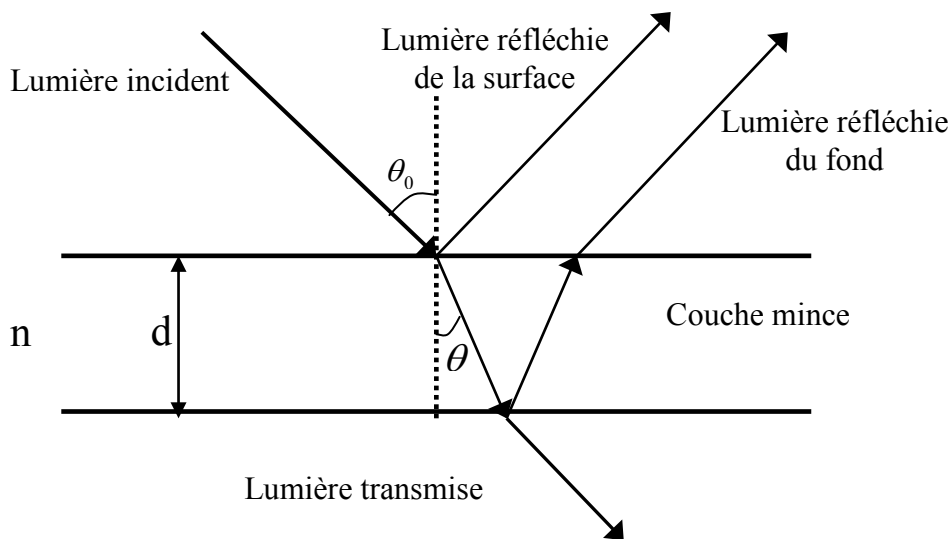
- **Canon à électron :** Le canon sert à produire les électrons primaires. La source de ces électrons est généralement un filament de tungstène. Le filament est chauffé à environ 2700 K, grâce à un générateur. Ensuite, les électrons sont accélérés par une différence de potentiel d'environ 30 kV entre la cathode et l'anode, et l'émission d'un faisceau d'électrons. La cathode Wehnelt permet de régler l'intensité du faisceau et d'augmenter considérablement l'émission thermoélectronique produite. L'intérieur de l'appareil se trouve sous vide secondaire, afin d'éviter que le faisceau ne soit dévié par des molécules de l'air.
- **Colonne électronique :** La colonne électronique est essentiellement constituée de trois lentilles électromagnétiques. Ces lentilles sont destinées à focaliser le faisceau électronique en une tache ponctuelle. On trouve aussi dans la colonne électronique une paire de bobines déflectrices qui permettent le balayage de l'échantillon par le faisceau.
- **Détecteur des électrons secondaires :** Les électrons secondaires sont détectés à l'aide d'un détecteur formé d'un scintillateur (qui absorbe les électrons et restitue une partie de leur énergie sous forme de photons) associé à un photomultiplicateur qui convertit ensuite les photons en électrons par effet photoélectrique. Le détecteur possède une grille métallique portée à un potentiel positif qui accroît l'attraction des électrons secondaires.

### III.1.2. Utilisation

Le microscope électronique à balayage (MEB) est un appareil d'observation et d'analyses, pouvant fournir rapidement des informations sur la morphologie et la composition chimique d'un objet solide. Il est utilisé pour l'étude de la morphologie de la surface des films déposés (rugosité de la surface), de la continuité des couches, de l'uniformité des films ainsi que de la détection des défauts tels que les fissures et les trous.

## III.2. Caractérisation optique

La mesure de la transmission optique a été effectuée sur des échantillons de silicium amorphe hydrogéné déposé sur du verre corning. Elle a été réalisée à l'aide d'un spectromètre de modèle **CARY 500** qui permet des mesures de transmission et de réflexion totale d'un rayonnement dont la longueur d'onde  $\lambda$  est comprise entre 250 et 2500nm (**Fig.III-6**). Ces spectres sont utilisés pour la détermination du coefficient d'absorption «  $\alpha$  », de l'indice de réfraction «  $n$  », l'épaisseur de la couche «  $d$  » et le gap optique.



**Figure III-6** Schéma illustratif de la réflexion et de la transmission d'une couche mince.

### III.2.1 Transmission optique

La transmission «  $T$  » est définie comme le rapport entre l'intensité du faisceau transmis par la couche mince absorbante et l'intensité du faisceau incident.

L'expression générale de la transmission optique d'une couche mince déposée sur un support épais est donnée par la relation (III.1) [72] :

$$T(\lambda) = \frac{A \exp(-\alpha d)}{B + C \exp(-\alpha d) + D \exp(-\alpha d)} \quad (\text{III.1})$$

Avec :

$$A = 16 N (n^2 + k^2);$$

$$B = (k^2 + (n+1)^2) ((n+N^2) (n+1) + k^2);$$

$$C = ((n^2 + k^2 - 1) (N^2 - n^2 - k^2) + 2k^2 (N^2 + 1)) \cos(2\Phi) + (2(n^2 + k^2 - N^2) + (N^2 + 1)(n^2 + k^2 - 1)) \sin(2\Phi);$$

$$D = ((n-1)^2 + k^2) (n - N^2) (n-1) + k^2;$$

Où  $\lambda$  : La longueur d'onde du faisceau incident

$d$  : L'épaisseur de la couche

$k$  : Le coefficient d'extinction relié à  $\alpha$  par :  $\alpha = \frac{4\pi k}{\lambda}$  ;

$n$  : L'indice de réfraction de la couche

$N$  : L'indice de réfraction du support (Verre Corning de notre cas)

$\Phi$  : Le déphasage dû à la différence de marche optique et vaut :  $\Phi = \frac{2\pi n d}{\lambda}$

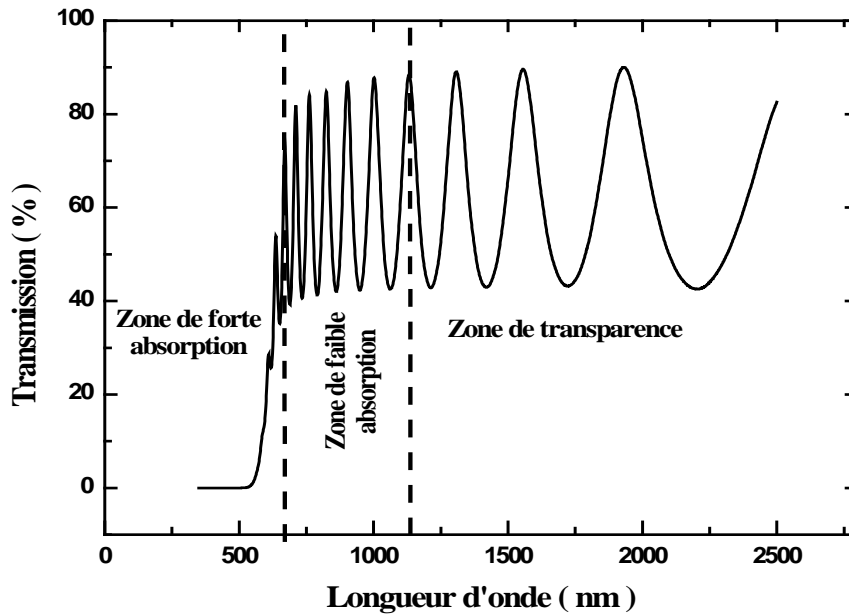
Nous présentons sur la **figure III-7** un exemple de spectre de transmission du silicium hydrogéné en couche mince. Ce spectre de transmission présente en général trois zones :

- **Zone de transparence** : dans cette zone, les maxima et les minima des franges d'interférences ont les mêmes valeurs de transmission, ce qui nous permet de déduire que l'absorption est négligeable. Dans cette gamme de longueur d'onde, on peut estimer l'épaisseur de la couche et son indice de réfraction statique.
- **Zone de faible absorption** : dans cette zone, les maxima et les minima des franges d'interférences croissent lorsque la longueur d'onde croît, ce qui nous permet de déterminer l'évolution de l'indice de réfraction et du coefficient d'absorption en fonction de la longueur d'onde.
- **Zone de forte absorption** : dans cette zone, on peut évaluer le gap optique par le modèle de Tauc [46] qui est le plus utilisé dans ce domaine d'énergie. Dans ce modèle, le coefficient d'absorption est relié au gap optique  $E_g$  par l'expression suivante :

$$(\alpha h \nu)^{1/2} = B(h \nu - E_g) \quad (\text{III.2})$$

Où  $B$  est une constante de proportionnalité indépendante de l'énergie.

L'extrapolation de la partie linéaire de la variation de  $(\alpha hv)^{1/2}$  en fonction de l'énergie  $hv$ , permet de déterminer le gap optique  $E_g$  du matériau.



**Figure III-7** Un exemple du spectre de transmission optique pour une couche mince de a-Si:H. déposée sur verre

### III.2.2 Réflexion optique

Les couches poreuses obtenues sont caractérisées par leur épaisseur optique, défini comme étant le produit de leur indice de réfraction par leur épaisseur. Ce paramètre est évalué à partir des spectres de réflexion en mesurant les franges d'interférences résultant des réflexions multiples provoquées par les interfaces : air- silicium poreux et silicium poreux-silicium cristallin.

L'indice de réfraction est donné dans le domaine de transparence en fonction de la longueur d'onde  $\lambda$  par la relation suivante :

$$n_s = m \frac{\lambda_m}{4d \cos \theta_0} \quad (\text{III.3})$$

On peut écrire alors la relation :

$$\frac{1}{\lambda_m} = \frac{1}{4n_s d} m \quad (\text{III.4})$$

Où

$m$  est un entier. Il représente l'ordre d'interférence.

$\theta_0$  : L'angle d'incidence

$d$  : l'épaisseur de la couche

### III.3 Mesures électriques et photoélectriques

#### III.3.1 Caractéristiques I-V, conductivité électrique et photoconductivité

##### a) Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental pour la mesure du courant en fonction de la tension ou en fonction de la température est réalisé au sein de notre laboratoire (**Fig.III-8**). Il comprend :

- Une chambre de mesure (Cryostat) ;
- Un groupe de pompage ;
- Un scanner Keithley 706 ;
- Des appareils de mesure des paramètres (le courant, la température et la polarisation).

##### - Chambre de mesure (Cryostat)

Le cryostat est une enceinte dans laquelle on met l'échantillon sous un vide de l'ordre  $10^{-5}$  mbar. Ce cryostat qui est l'élément principal de notre dispositif comporte les éléments suivants :

- Le porte-échantillon est un bloc cylindrique en cuivre. Une résistance coaxiale enroulée autour de ce bloc et alimentée par des fils d'alimentation de source de chauffage PL330TP qui passent à travers des sorties électriques étanches. Ceci assure le contrôle de la température de l'extérieur de la chambre. Le refroidissement de bloc de silicium et plaque de cuivre se fait par une circulation d'air.
- Le couvercle du cryostat est muni de deux fenêtres : une pour l'observation et la deuxième pour l'éclairage. Cette dernière permet d'éclairer les échantillons pour la mesure de la photoconductivité et des caractéristiques I-V. L'éclairage des échantillons se fait à l'aide d'une lampe halogène qui émet une lumière blanche de  $50 \text{ mW/cm}^2$ . Les deux fenêtres sont obstruées pour les mesures sous obscurité.

### - Groupe de pompage

Le groupe de pompage comprend deux pompes : la première est une pompe primaire qui assure un vide de  $10^{-3}$  mbar ; la seconde est une pompe secondaire à diffusion d'huile qui permet d'atteindre un vide de l'ordre de  $10^{-5}$  mbar. La mesure de la pression à l'intérieur du cryostat se fait par une jauge à membrane de type Pirani et Pening.

### - Appareils de mesure

#### ➤ Mesure de la température

La mesure de la température se fait à l'aide d'un thermomètre numérique qui permet le prélèvement de la température à l'aide d'une sonde en platine collée sur le porte-échantillons pour assurer un bon contact thermique tout près des échantillons.

#### ➤ Mesure des paramètres électriques

La mesure du courant et de la polarisation de l'échantillon se fait à l'aide d'un électromètre Keithley 617.

#### ➤ Le dispositif permet de caractériser plusieurs échantillons grâce à un scanner de type Keithley 706.

#### ➤ Contrôle et acquisition des données

Les appareils de mesure sont commandés par un micro-ordinateur à l'aide d'une carte d'interface ce qui permet de contrôler ces appareils automatiquement. Les programmes d'acquisition et de contrôle des données ont été faits au sein de notre équipe dans le langage « Visual Basic ».

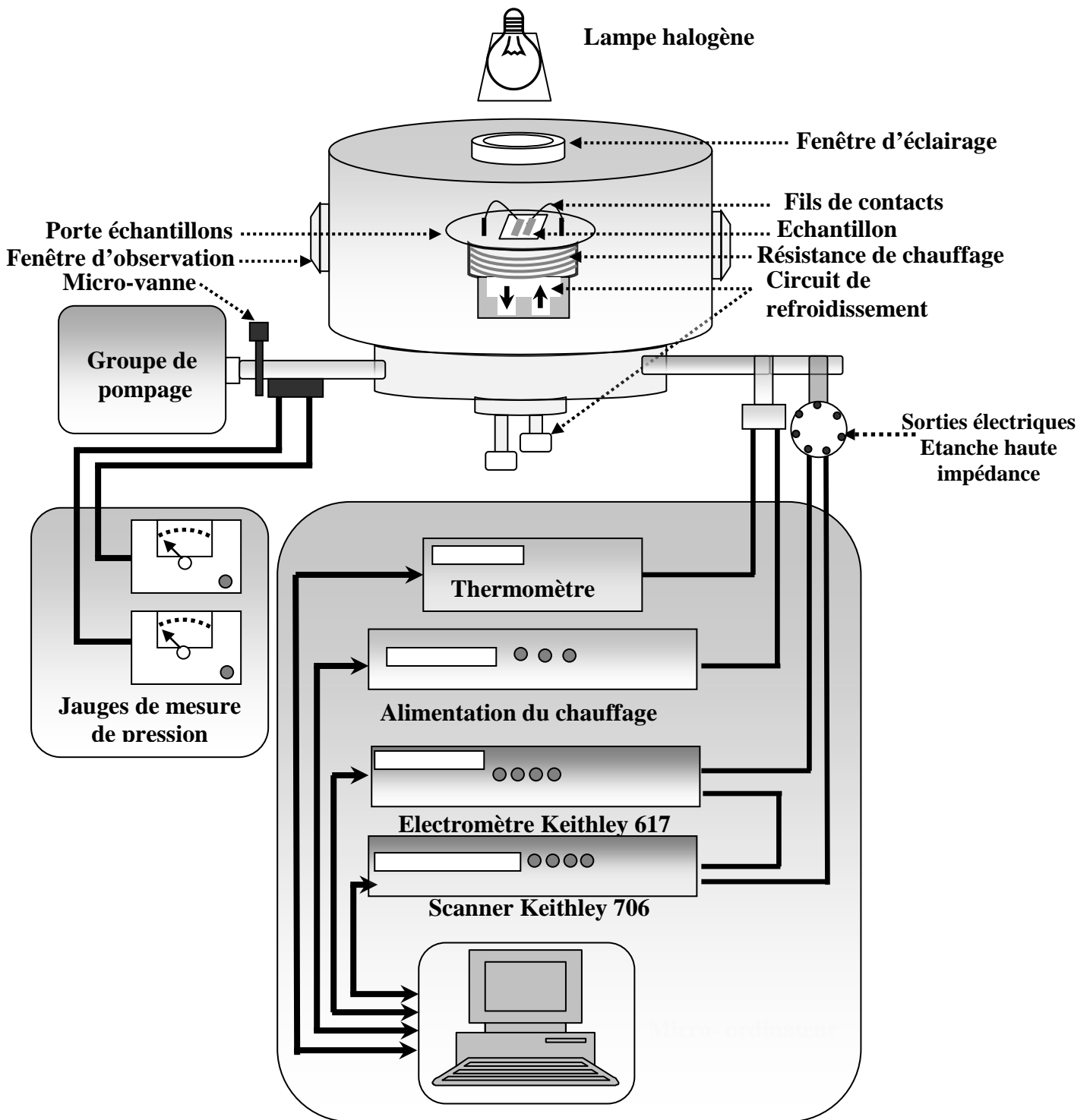


Figure III-8 Dispositif expérimental des mesures électriques

### b) Procédure des mesures I-V

Les caractéristiques I-V à température ambiante et à différentes températures sont prélevées automatiquement par le programme d'acquisition en introduisant les paramètres initiaux suivants :

- La gamme de tension (Tension initiale  $V_i$ , Tension finale).
- Le pas en tension
- Intervalle de temps entre deux mesures successives
- La gamme de température (Température initiale  $T_i$ , Température finale  $T_f$ )

Une fois que nous plaçons les échantillons dans le cryostat, nous lançons la pompe primaire jusqu'à atteindre un vide de l'ordre  $10^{-2}$  mbar. Après avoir atteint cette pression, le pompage secondaire est lancé. Quand ce vide secondaire atteint  $10^{-5}$  mbar, nous chauffons les échantillons jusqu'à la température de recuit  $T_r$  avec une vitesse de chauffage de  $6^\circ\text{C}/\text{minute}$ . La température et la durée de recuit sont maintenues constantes  $T_r = 200^\circ\text{C}$  et  $t_r = 30\text{mn}$  respectivement dans toutes les expériences. L'effet de recuit thermique sur les caractéristiques I-V est déjà observé par notre équipe de laboratoire qui a trouvé que le recuit est indispensable avant toute mesure [73]. Le recuit thermique est réalisé dans le but d'effacer tout effet de mémoire (effet Staebler-Wronski [74]) de l'échantillon exposé à la lumière. Il sert aussi à durcir la pâte d'argent et à dégazer convenablement les échantillons et leur support. Donc, l'état de l'échantillon après le recuit est considéré comme un état de référence. Les échantillons sont refroidis par une circulation d'air ou d'azote liquide à l'intérieur du porte-échantillons jusqu'à la température de mesure où les mesures I-V peuvent débuter, soit à température ambiante soit à une autre température désirée.

### c) Procédure de mesure de la conductivité et de la photoconductivité

Les mesures de la conductivité électrique et de la photoconductivité sont effectuées sur des échantillons avec des substrats en verre Corning (**Fig. III-4a**). La conductivité  $\sigma$  se déduit directement du courant mesuré par la relation suivante :

$$\sigma = \frac{l}{L.d} \cdot \frac{I}{V} \quad (\text{III.5})$$

Où

$l$  : distance entre les électrodes ;

$L$  : longueur des électrodes ;

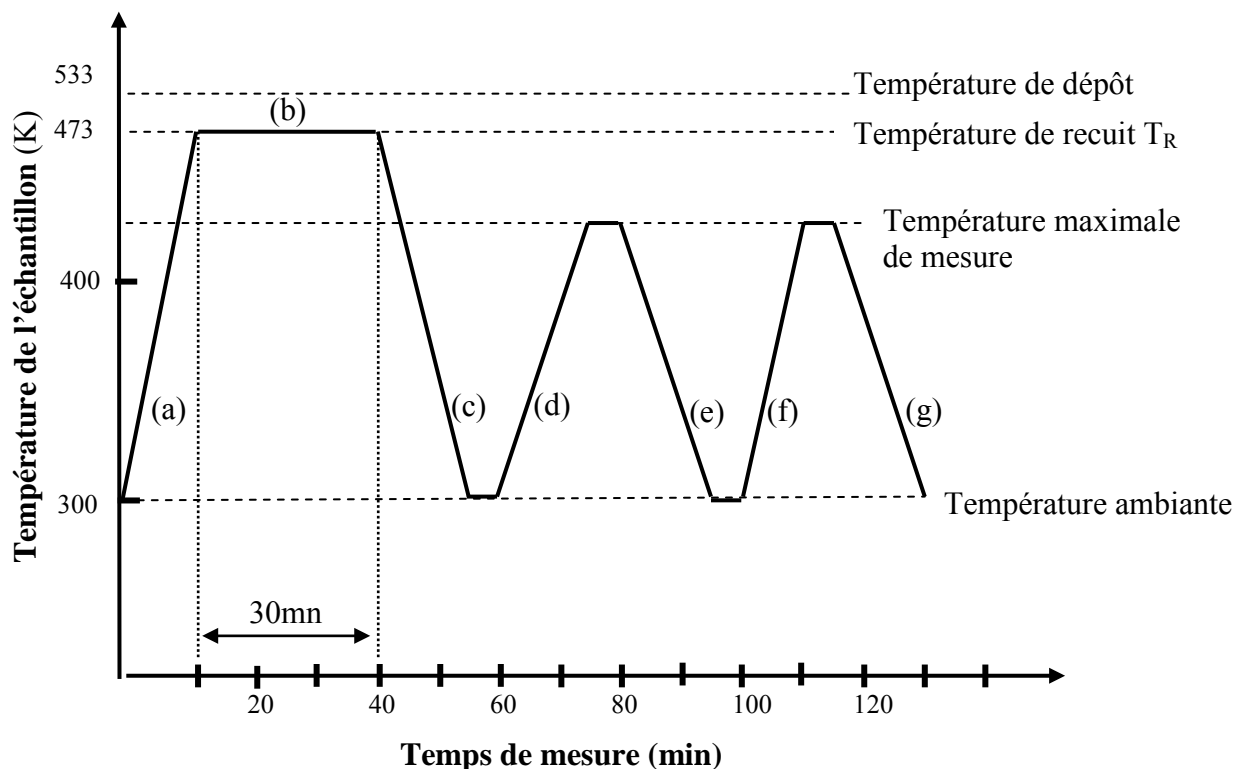
$d$  : épaisseur de la couche ;

$I$  : est le courant ;

$V$  : la tension appliquée entre les électrodes.

La mesure de la conductivité et de la photoconductivité est effectuée en polarisant l'échantillon avec une tension de 10 V. La mesure du courant se fait en fonction de la température selon une procédure comprenant plusieurs étapes. Sur la **figure III-9** nous représentons un schéma décrivant les différentes étapes qui sont :

- (a)- Un chauffage des échantillons de la température ambiante jusqu'à une température de recuit  $T_R$ .
- (b)- Un recuit de trente (30) minutes à la température  $T_R$ .
- (c)- Un refroidissement des échantillons de la température  $T_R$  jusqu'à la température ambiante. Ceci se fait par une circulation d'air à l'intérieur du porte-échantillons (**Fig. III-8**).
- (d)- Un chauffage de la température ambiante jusqu'à la température maximale de mesure  $T_m$  avec une vitesse de chauffage de 6K/mn. C'est pendant cette étape que la mesure de la conductivité en fonction de la température est effectuée.
- (e)- Un refroidissement des échantillons de la température  $T_m$  jusqu'à 300K.
- (f)- Un chauffage de 300 K jusqu'à la température  $T_m$  avec la même vitesse de chauffage utilisée dans l'étape (d). Cette montée en température se fait sous éclairage des échantillons par une lumière blanche de puissance 50 mW/cm<sup>2</sup>. C'est pendant cette étape que la mesure de la photoconductivité en fonction de la température est effectuée.
- (g)- Un refroidissement des échantillons de  $T_m$  jusqu'à la température ambiante.



**Figure III-9** : Evolution de la température des échantillons pendant la procédure de mesure de la conductivité et de la photoconductivité.

La température de recuit  $T_R$  est choisie supérieure à la plus haute température maximale de mesure  $T_m$  et inférieure à la température de dépôt  $T_d$ .

Nous prenons alors la mesure de  $\sigma$  dans l'étape (d) comme la conductivité sous obscurité  $\sigma_{obs}$  et celle mesurée dans l'étape (f) comme la conductivité sous éclaircissement  $\sigma_{ph}$ . Nous évaluons, par la suite, la sensibilité de l'échantillon à la lumière par

$$S = (\sigma_{ph} - \sigma_{obs}) / \sigma_{obs} \quad (III.6)$$

### III.3.2 Mesure de la réponse spectrale

#### a) Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental pour mesurer la réponse spectrale de nos structures est réalisé au sein de notre laboratoire (**Fig. III-10**), il est constitué essentiellement de trois parties : le cryostat, le dispositif optique et les appareils de mesure.

##### - Le cryostat

Le cryostat est la chambre dans laquelle l'échantillon est monté, elle contient :

- un porte-échantillon en cuivre sur lequel l'échantillon est placé. Le chauffage de l'échantillon est assuré par un thermocoaxe et son refroidissement par une circulation d'air ou d'azote liquide. La mesure de la température se fait par une sonde en platine qui est placée à l'intérieur du porte-échantillon, tout près de l'échantillon.
- Une sortie électrique étanche pour assurer les mesures des faibles courants.
- Une fenêtre en quartz qui permet l'éclaircissement de l'échantillon.
- Ce cryostat est relié à un groupe de pompage pour réaliser un vide qui peut atteindre une pression de l'ordre de  $10^{-5}$  mbar.

##### - Le dispositif optique

Ce dispositif est constitué d'une lampe halogène de puissance 500W qui est alimentée par une source de tension variable. Le faisceau de lumière provenant de la lampe halogène est dirigé directement vers un monochromateur qui permet de défilier la longueur d'onde de la lumière avec une vitesse fixée à 50nm/min. la gamme spectrale balayée est entre 200nm et 1200nm. La lumière monochromatique se dirige par la suite vers un filtre qui a pour rôle d'éliminer la lumière des seconds ordres de diffraction. La lumière est divisée en deux

faisceaux à l'aide d'une lame semi-transparente. Le faisceau transmis est dirigé vers la surface de l'échantillon à travers la fenêtre du cryostat, le faisceau réfléchi est renvoyé vers une photodiode dont le rôle est la mesure du flux de photons qui tombe sur l'échantillon.

### -Les appareils de mesure

Le contrôle et la mesure de la température se font à l'aide d'un appareil de régulation de température lié à la sonde en platine qui se trouve tout près de l'échantillon. Les signaux de la réponse électrique de l'échantillon et de la réponse en courant de la photodiode sont envoyés vers les deux canaux de mesure d'un électromètre de type Keithley 619 qui est piloté par le micro-ordinateur. Cela permet l'acquisition de la réponse de l'échantillon.

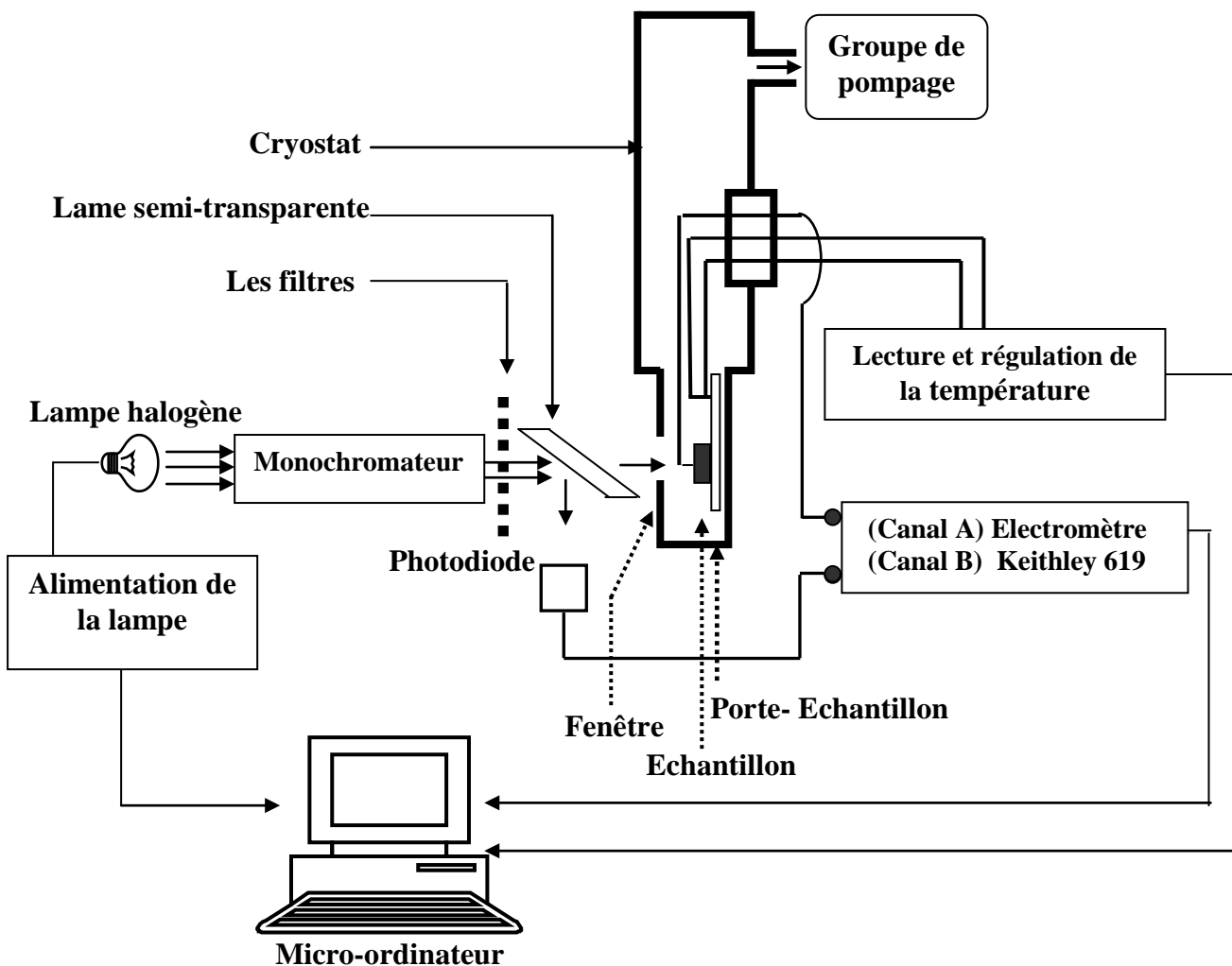


Figure III-10 Dispositif expérimental de la réponse spectrale

**b) Procédure de mesure**

Quand le vide dans le cryostat atteint une valeur de l'ordre de  $10^{-5}$  mbar, nous entamons la procédure de mesure de la réponse spectrale. Nous suivons les étapes suivantes :

1. Un chauffage des échantillons de la température ambiante jusqu'à la température de recuit (La température de recuit est inférieure à la température de dépôt).
2. Un recuit de 30mn à cette température.
3. Un refroidissement des échantillons de la température de recuit jusqu'à la température ambiante (300K). Ceci se fait par une circulation d'air à l'intérieur du porte-échantillon.

Il s'agit dans cette expérience de mesurer la réponse spectrale en courant de la structure Al/a-Si:H/PSi/Si comparée à celle de Al/a-Si:H/Si lorsqu'elles sont éclairées par une lumière monochromatique, en fonction de la longueur d'onde. A partir de cette méthode de mesure, nous pouvons observer l'influence de la couche poreuse sur l'intensité du courant total qui parcourt la structure ainsi que la contribution du substrat de silicium au photocourant.

## **Chapitre IV**

# **Résultats expérimentaux et discussion**

## I. Introduction

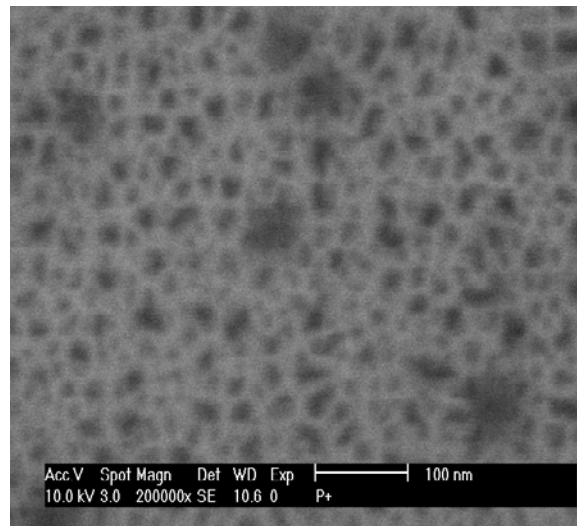
Ce chapitre a pour objectif de présenter les résultats expérimentaux concernant les caractéristiques optiques, électriques et morphologiques du silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H) que nous avons déposé par la technique de pulvérisation DC magnétron, sur trois types de substrats : le verre, le silicium monocristallin de type P<sup>+</sup> et le silicium poreux. Dans la première partie, nous caractérisons les couches poreuses en utilisant la technique de microscopie électronique à balayage (MEB) et la réflexion optique. Dans la seconde partie, nous présentons les résultats des propriétés optiques et électriques des couches de silicium amorphe hydrogéné déposées sur du verre (corning). Les résultats concernant l'effet du débit d'hydrogène, de la porosité (concentration en HF) et de l'épaisseur (durée d'anodisation) du silicium poreux sur les caractéristiques optiques et électriques de la structure silicium amorphe hydrogéné / silicium poreux, sont présentés dans la troisième partie de ce chapitre. L'étude de ces effets représente l'objectif principal de notre travail.

## II. Caractérisation du silicium poreux

Avant d'aborder l'étude du silicium amorphe hydrogéné déposé sur les différents substrats, nous présentons dans les paragraphes qui suivent les caractéristiques du silicium poreux obtenu dans le silicium de type P fortement dopé.

### II.1 Morphologie de la surface du silicium poreux

La photographie MEB de la **figure IV-1** montre la surface du silicium poreux obtenu avec une solution de 15% HF-EtOH pour un courant d'anodisation de 3mA/cm<sup>2</sup>. Dans ces conditions, la microstructure de la couche poreuse présente une densité élevée de pores répartis uniformément sur la surface. Les pores sont de type mésopores et caractérisés par un diamètre moyen de quelques dizaines de nanomètres (20-30 nm). Le diamètre des pores est toujours estimé à titre approximatif. En effet, il est difficile de faire une évaluation précise de ce paramètre, la résolution spatiale du MEB utilisé ne nous le permet pas. Notons toutefois que le diamètre des pores augmente tandis que les cristallites deviennent plus fines quand la teneur en HF diminue [26,27].



**Figure IV-1** Surface observée en MEB du silicium poreux obtenu dans le silicium de type P<sup>+</sup> à 15% HF-EtOH, avec une densité de courant de 3mA/cm<sup>2</sup> pendant 5mn.

### II.1.1 Porosité de la couche poreuse

En nous basant sur les travaux de Hamadache [26] qui a étudié le silicium poreux préparé dans les mêmes conditions d'anodisation et dans le même substrat que celui utilisé dans ce travail, la porosité peut être déduite de l'équation (I-3) et de la loi de Faraday connaissant l'épaisseur de la couche poreuse et la valence de dissolution [26,27]. En mesurant l'épaisseur par MEB et en considérant le fait que la valence de dissolution du silicium est comprise entre 2 et 4, Hamadache a trouvé que, pour un courant d'anodisation de 3 mA/cm<sup>2</sup>, la porosité est supérieur à 75% pour une solution de 15% HF-EtOH et environ de 50% pour une solution de 35% HF-EtOH [27]. La porosité augmente lorsque la concentration en HF diminue pour une densité de courant d'anodisation donnée. Pour une concentration en HF donnée, la porosité augmente lorsque la densité de courant augmente [75].

### II.1.2 Epaisseur optique

Les couches poreuses obtenues sont caractérisées par leur épaisseur optique, définie comme étant le produit de leur indice de réfraction par leur épaisseur. Ce paramètre est évalué à partir des spectres de réflexion en mesurant les franges d'interférences résultant des réflexions multiples provoquées par les interfaces : air- silicium poreux et silicium poreux-silicium cristallin.

Sur les **figures (IV.2 et IV.3)**, nous montrons les spectres de réflexion optique de deux couches de silicium poreux de porosité élevée (> 75%) et de porosité moyenne (~50%) préparées dans les solutions de 15% HF-EtOH et de 35% HF-EtOH, respectivement, en choisissant la durée d'anodisation (5 min et 2.5 min) de sorte que ces deux couches aient pratiquement la même épaisseur (400 nm environ) [27]. Ces spectres présentent en général deux zones :

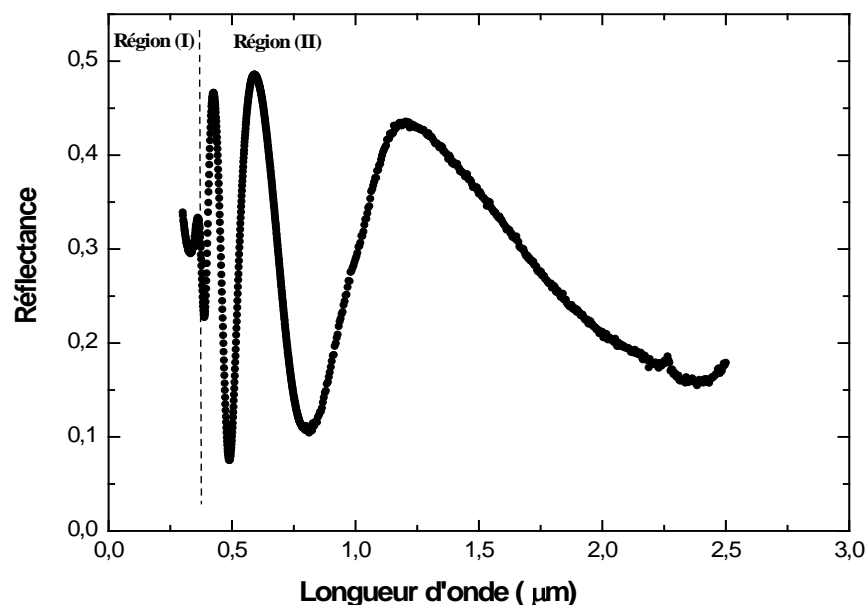
- **Une zone de forte absorption** (région I) : caractérisée par la disparition des franges d'interférences.
- **Une zone de faible absorption** (région II) : nous pouvons y distinguer les franges d'interférences. Les maxima et les minima du spectre de réflexion nous permettent de déterminer l'épaisseur optique de la couche poreuse (produit de l'indice de réfraction,  $n$ , et de l'épaisseur,  $d$ ) à partir de la relation de Bragg suivante :

$$\frac{1}{\lambda_m} = \frac{m}{4nd \cos \theta_0} \quad \text{où } m = 0, 1, 2, 3, \dots$$

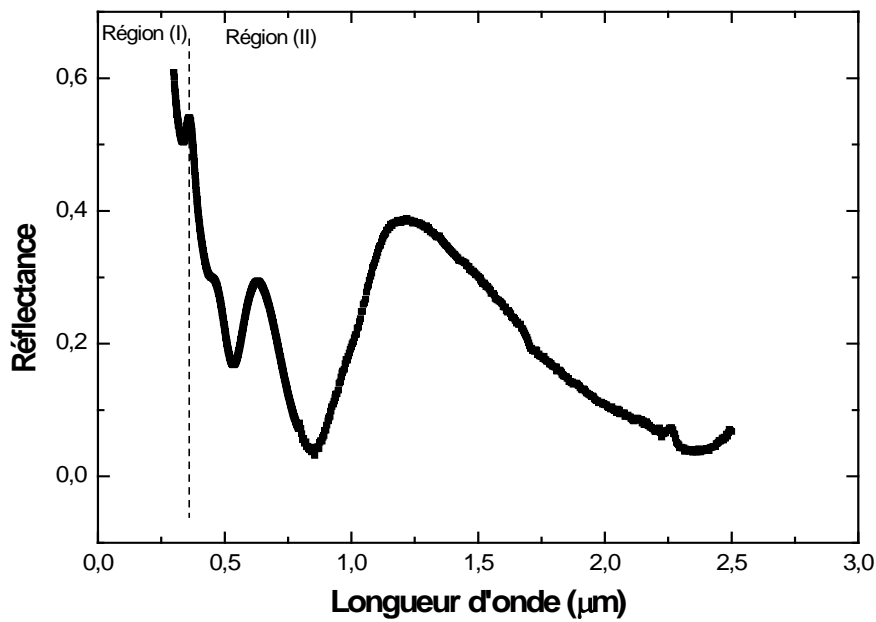
Où :

$\theta_0$  : est l'angle d'incidence ;

$\lambda_m$  : la longueur d'onde de l'ordre,  $m$ , du maximum (ou du minimum) de spectre de réflectivité.

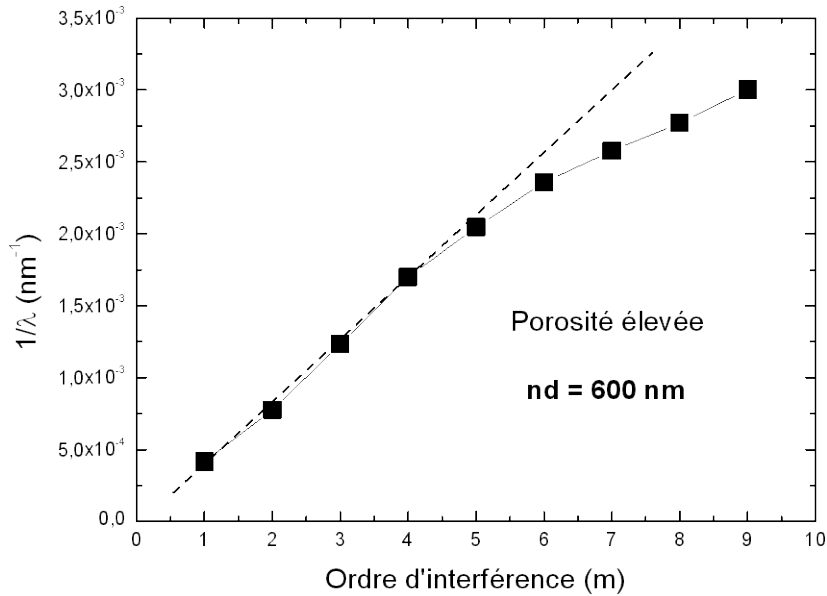


**Figure IV-2** Spectre de réflexion du silicium poreux obtenu avec une concentration de 15% HF-EtOH (porosité élevée, >70%).

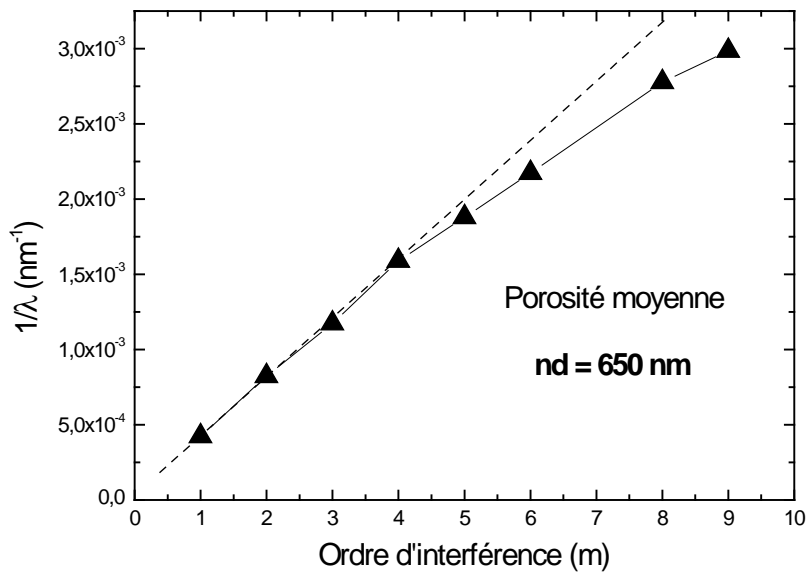


**Figure IV-3** Spectre de réflexion du silicium poreux obtenu avec une concentration de 35% HF-EtOH (porosité moyenne, ~50%).

Pour déterminer l'épaisseur optique des couches poreuses caractérisées, nous avons représenté sur les **figures (IV.4 et IV.5)** les variations de l'inverse de la longueur d'onde en fonction de l'ordre d'interférence. Dans la gamme de longueur d'onde considérée (300-2500 nm), les courbes  $\frac{1}{\lambda_m} = f(m)$  sont linéaires pour les longueurs d'onde élevées et elles s'aplatissent au fur et à mesure que la longueur d'onde diminue. Ceci indique que l'indice de réfraction du silicium poreux dépend légèrement de la longueur d'onde. La valeur de l'épaisseur optique,  $nd$ , est déterminée à partir de la pente de la partie linéaire des courbes  $\frac{1}{\lambda_m} = f(m)$ .



**Figure IV-4** Détermination de l'épaisseur optique,  $nd$ , du silicium poreux de porosité élevée à partir de l'inverse de la longueur d'onde des extrema représentée en fonction de l'ordre d'interférences.



**Figure IV-5** Détermination de l'épaisseur optique  $nd$  du silicium poreux de porosité moyenne à partir de l'inverse de la longueur d'onde des extrema représentée en fonction de l'ordre d'interférences.

Les épaisseurs optiques obtenues sont de 600 nm, pour la couche de porosité supérieure à 75%, et de 650 nm pour la couche de porosité de 50%. En considérant que l'épaisseur de ces couches est de 400 nm environ, les épaisseurs optiques obtenues correspondent aux indices de

réfraction de 1.5 et 1.63 respectivement. Ces valeurs sont en accord avec celles déterminées théoriquement [36].

## II.3 Conclusion

Dans cette première partie du chapitre, nous avons présenté les caractéristiques du silicium poreux, utilisé pour la première fois au sein de notre équipe, comme substrat pour le dépôt du silicium amorphe hydrogéné. Les deux types de substrats utilisés, réalisés avec les concentrations de 15% HF-EtOH et 35% HF-EtOH, sont caractérisés par une densité élevée de mésopores (diamètre de 10-30 nm) : le premier est de porosité élevée (>75%) et d'épaisseur optique de 600 nm, le deuxième est de porosité moyenne (~50%) et d'épaisseur optique de 650 nm.

## III - Caractéristiques du silicium amorphe hydrogéné déposé sur verre

### III.1 Caractéristiques optiques

La transmission optique est souvent utilisée pour déterminer l'épaisseur des couches minces ainsi que les paramètres optiques du matériau tels que le coefficient d'absorption ( $\alpha$ ), le gap optique ( $E_g$ ) et l'indice de réfraction statique ( $n$ ). Le principe de cette technique est basé sur la détermination du spectre de transmission en fonction de l'énergie des photons,  $h\nu$ . A partir de ce spectre, l'épaisseur de la couche de a-Si :H et son indice de réfraction statique sont déterminés dans la région de transparence où apparaissent les franges d'interférences. Le traitement du spectre de transmission dans la région d'absorption nous permet de déterminer le spectre du coefficient d'absorption  $\alpha(h\nu)$  ainsi que le gap du matériau qui peut être obtenu à partir de la relation suivante :

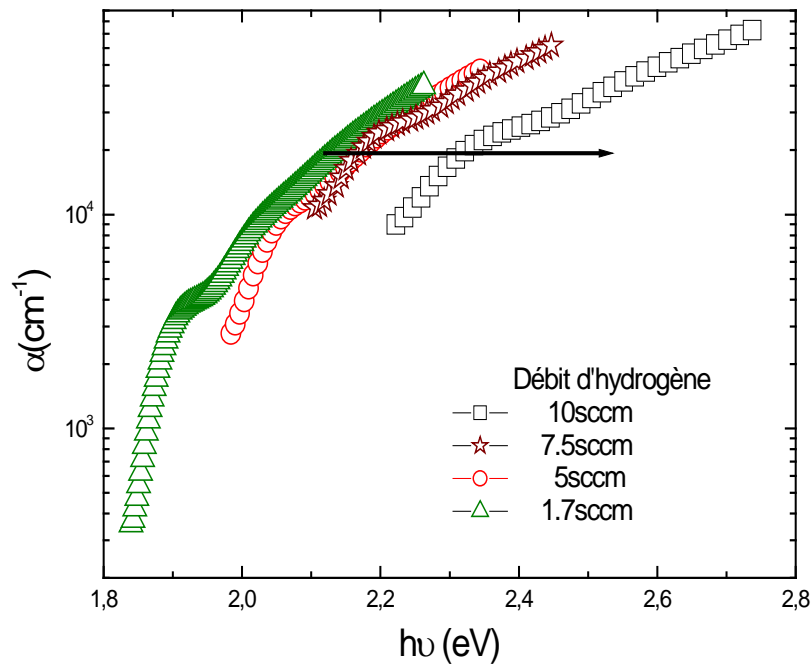
$$\sqrt{\alpha h\nu} = B (h\nu - E_g)$$

Sur la **figure IV-6**, nous montrons les spectres d'absorption  $\alpha$  en fonction de l'énergie des photons  $h\nu$  pour les échantillons déposés à la température de dépôt constante  $T_d=260\text{ C}^\circ$  et à différentes valeurs du débit d'hydrogène données en sccm. Sur cette figure nous remarquons en particulier que le spectre du coefficient d'absorption se déplace vers les grandes énergies des photons quand le débit d'hydrogène augmente. Ce déplacement est provoqué par les variations du gap optique avec l'augmentation de la pression d'hydrogène.

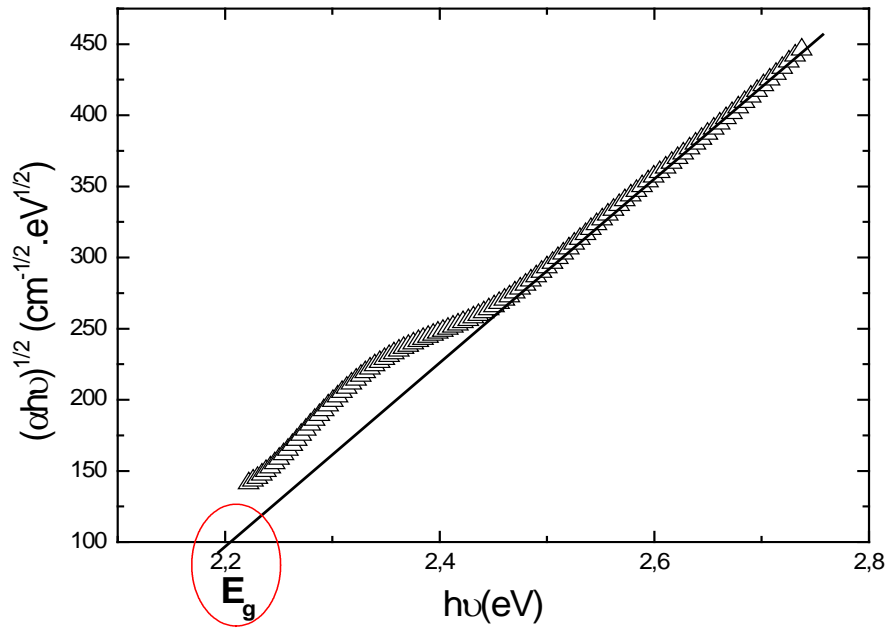
La **figure IV-7** nous donne un exemple de l'extraction du gap optique à partir de la courbe  $(\alpha h\nu)^{1/2} = f(h\nu)$  pour les échantillons de la **figure IV-6**.

Les caractéristiques optiques du silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H) obtenues à partir du traitement des spectres de transmission pour les échantillons déposés à différentes valeurs du débit d'hydrogène sont présentées sur les **figures (IV-8 et IV-9)**.

Nous pouvons remarquer sur ces **figures** que, lorsque le débit d'hydrogène augmente, le gap optique augmente tandis que l'indice de réfraction et l'épaisseur diminuent. Notons que toutes les études de l'effet de l'hydrogène sur le (a-Si:H) montrent que le gap augmente quand la teneur en hydrogène dans le matériau augmente [1].



**Figure IV-6** Evolution du coefficient d'absorption en fonction de l'énergie pour les couches déposées à  $T_d = 260^\circ\text{C}$  et à différents débits d'hydrogène.

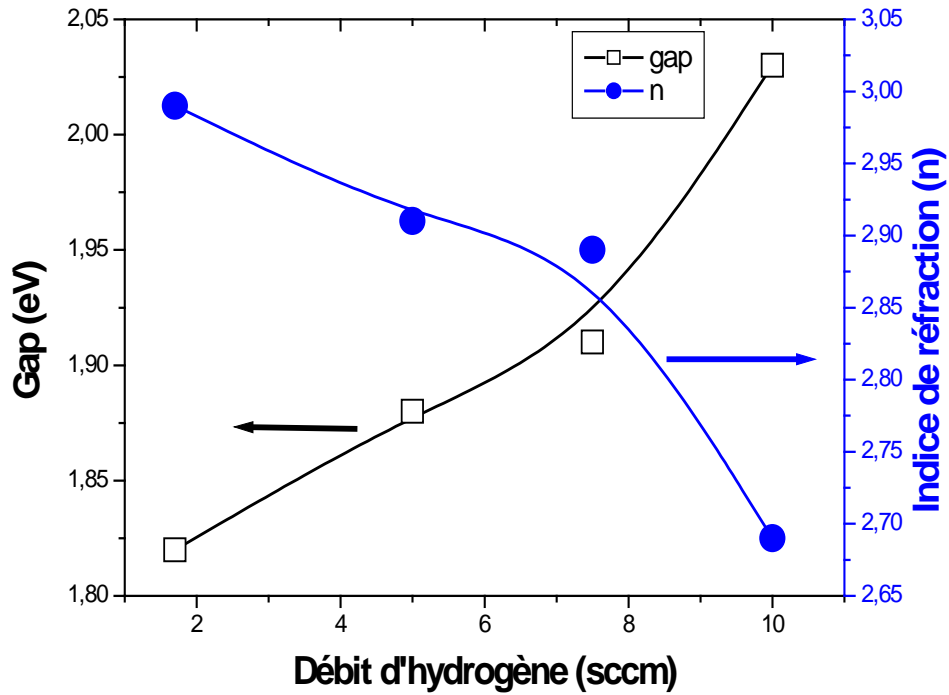


**Figure IV-7** L'extraction du gap optique à partir de la courbe  $(\alpha h\nu)^{1/2} = f(h\nu)$ .

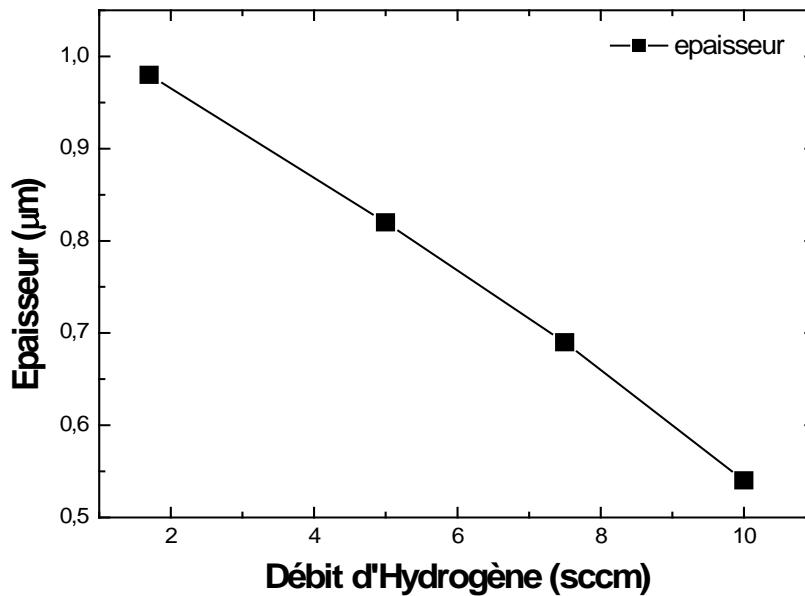
Cette évolution peut être expliquée comme suit :

Il y a d'abord compensation des liaisons pendantes. Cette compensation fait passer les états d'énergie loin dans la bande de valence. Ceci rend la bande interdite plus large [76-77]. En effet, dans la gamme d'énergie où il ya forte absorption, les transitions énergétiques se font entre la bande de valence et la bande de conduction. L'augmentation du gap est essentiellement due à une modification de la densité d'états dans le gap (près des bords de bandes) par l'incorporation de l'hydrogène. Il y a aussi les différentes configurations de liaisons entre silicium et hydrogène ( $\text{SiH}$ ,  $\text{SiH}_2$ ,  $\text{SiH}_3$  et  $(\text{SiH}_2)_n$ ) qui influent sur la valeur du gap optique [1]. En effet, il a déjà été observé que pour un même taux d'hydrogène, différentes valeurs du gap peuvent être obtenues selon la manière dont l'hydrogène se lie au silicium [76]. Enfin, les fortes concentrations d'hydrogène peuvent créer des joints de grains et des microcavités.

La diminution de l'indice de réfraction est souvent attribuée à une diminution de la compacité du matériau [78].



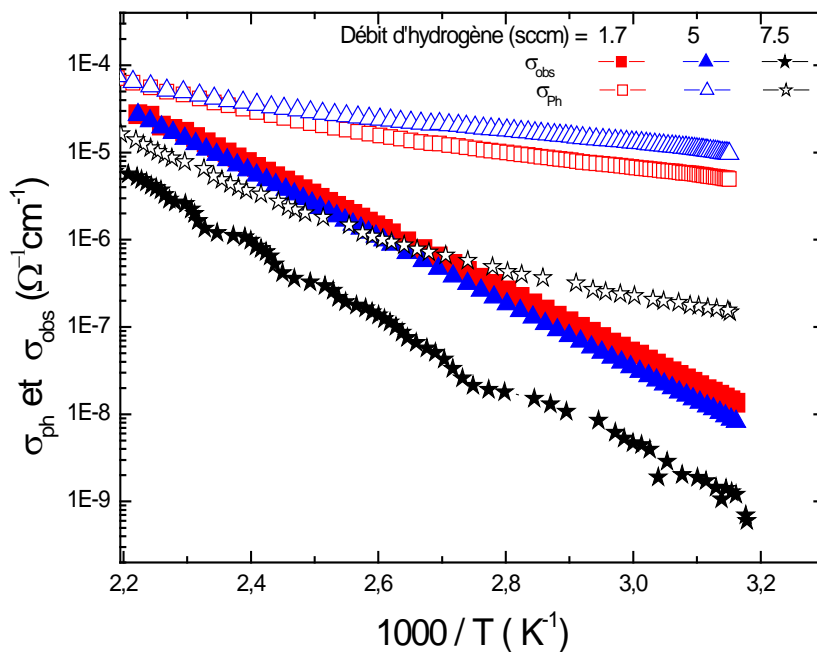
**Figure IV-8** : Evolutions du gap optique et de l'indice de réfraction en fonction du débit d'hydrogène.



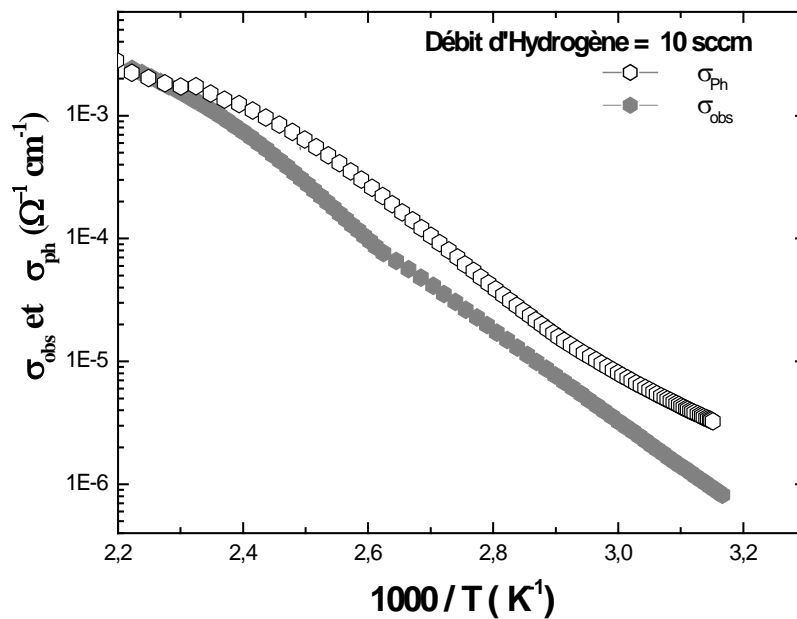
**Figure IV-9** Evolution de l'épaisseur de a-Si:H en fonction du débit d'hydrogène.

### III.2 Conductivité et photoconductivité en fonction de la température

La mesure de la conductivité électrique a été faite dans le but d'évaluer l'évolution de l'énergie d'activation thermique  $E_a$  en fonction du débit d'hydrogène et de voir si les échantillons sont photoconducteurs. Pour cela, nous avons mesuré la conductivité électrique sous obscurité  $\sigma_o$  et la photoconductivité  $\sigma_{ph}$  en fonction de la température à différents débits d'hydrogène. L'évolution de ces deux conductivités en fonction de la température est montrée sur les **figures (IV-10 et IV-11)** dans la représentation d'Arrhenius  $\text{Log}(\sigma) = f(1000/T)$  en ayant le soin de séparer l'échantillon très conducteur déposé à 10 sccm (**Fig. IV-11**) du reste des échantillons. A partir de ces mesures, on peut extraire les paramètres photoélectriques tels que l'énergie d'activation et la sensibilité du matériau à la lumière.



**Figure IV-10 :** L'évolution de la conductivité électrique sous obscurité et sous éclaircissement en fonction de l'inverse de la température



**Figure IV-11** L'évolution de la conductivité électrique sous obscurité et sous éclairciment en fonction de l'inverse de la température pour un échantillon (10sccm)

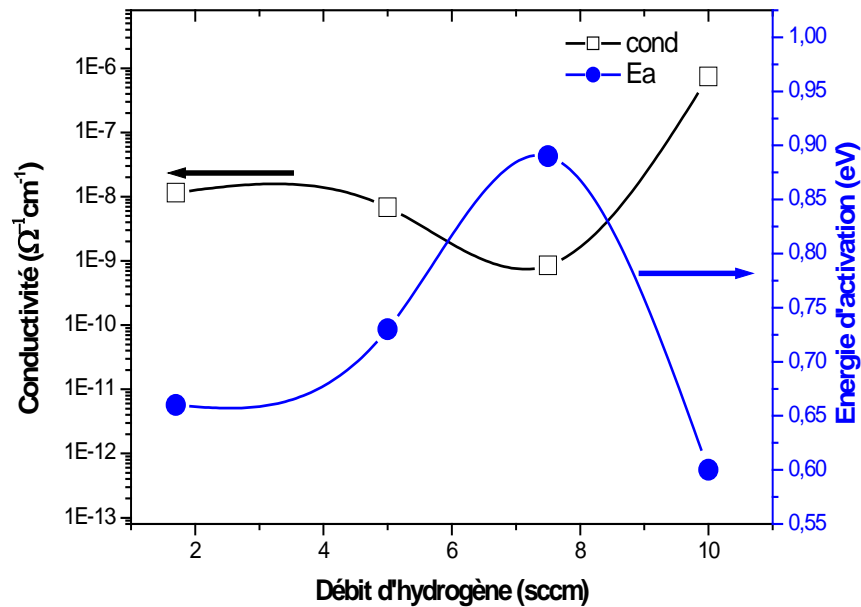
Nous constatons sur ces figures que, la conductivité électrique sous obscurité, varie linéairement avec l'inverse de la température de mesure. La linéarité de la conductivité sous obscurité peut s'expliquer par un régime de conduction thermiquement activé qui correspond à l'expression suivante :

$$\sigma_{obs} = \sigma_0 \cdot \text{Exp}\left(\frac{-E_a}{k_B T}\right)$$

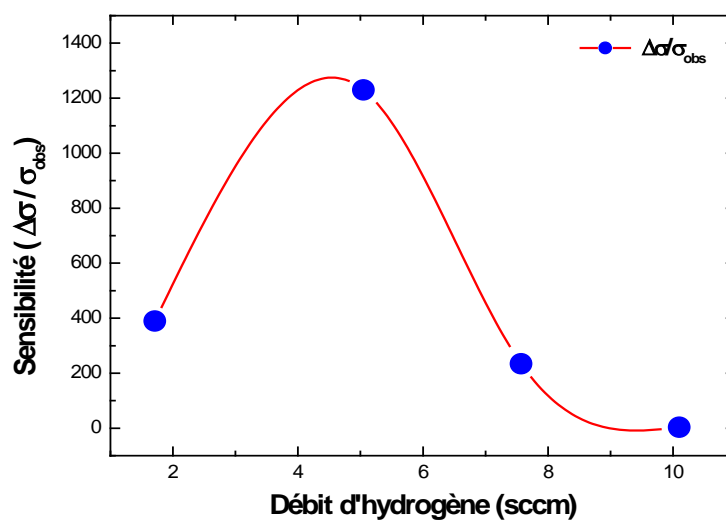
Où  $E_a$  représente l'énergie d'activation de la conductivité électrique.

Les variations de la conductivité à température ambiante et de l'énergie d'activation en fonction du débit d'hydrogène sont montrées sur la **figure IV-12**, où nous pouvons clairement voir que, l'augmentation du débit d'hydrogène influe sur l'évolution de la conductivité et de son énergie d'activation, notamment dans la gamme des débits d'hydrogène élevés où la conductivité augmente de trois ordres de grandeurs. Nous pouvons voir également sur cette figure que, pour les faibles débits d'hydrogène ( $< 7.5$  sccm), l'énergie d'activation augmente et la conductivité diminue.

Nous constatons également en comparant la conductivité sous obscurité et sous éclaircissement que ces échantillons sont sensibles à la lumière. La sensibilité de la conductivité électrique du dépôt de a-Si :H à la lumière est évaluée par cette expression  $\Delta\sigma = (\sigma_{ph} - \sigma_{obs}) / \sigma_{obs}$ . L'évolution de la sensibilité est présentée sur la **figure IV-13**, où l'on peut remarquer que la sensibilité de la conductivité à la lumière est plus importante à faible débit d'hydrogène, qu'elle atteint le maximum aux alentours de 5 sccm et qu'elle s'annule à des débits d'hydrogène avoisinants les 7.5 sccm.



**Figure IV-12** Evolution de la conductivité et l'énergie d'activation en fonction du débit d'hydrogène



**Figure IV-13** Evolution de la sensibilité à la lumière en fonction du débit d'hydrogène

La diminution de la conductivité sous obscurité et l'augmentation de son énergie d'activation pour les débits d'hydrogène inférieurs à 7.5 s ccm, peuvent être attribuées à l'augmentation du gap optique dû à la compensation des liaisons pendantes. En revanche, l'augmentation du gap pour les débits d'hydrogène ( $> 7.5$  s ccm) ne peut pas expliquer l'augmentation importante de la conductivité et la diminution de l'énergie d'activation. Nous pensons que dans cette gamme de débit d'hydrogène, les microcavités sont effectivement formées, et par conséquent elles agissent en tant que défauts qui créent des états électroniques dans le gap de la même façon que les liaisons pendantes. Ceci augmente la conductivité électrique sous obscurité par excitation thermique des porteurs à la température ambiante. De même, la diminution de la sensibilité à la lumière quand le débit d'hydrogène dépasse 7.5 sccm (**Fig. IV-11**), est probablement due à l'augmentation des liaisons polyhydrides et à la formation des chaînes  $(\text{SiH}_2)_n$  et des microcavités qui agissent comme des centres de recombinaison pour les porteurs photogénérés et dégradent la photosensibilité du matériau. En effet, une étude a été faite par notre équipe et elle a montré que l'augmentation de débit d'hydrogène engendre une augmentation de la présence des liaisons  $(\text{SiH}_2, (\text{SiH}_2)_n \dots)$ . La présence de tous ces défauts engendre une dégradation des qualités optoélectroniques du matériau, en général, et de ses qualités photoconductrices en particulier [1].

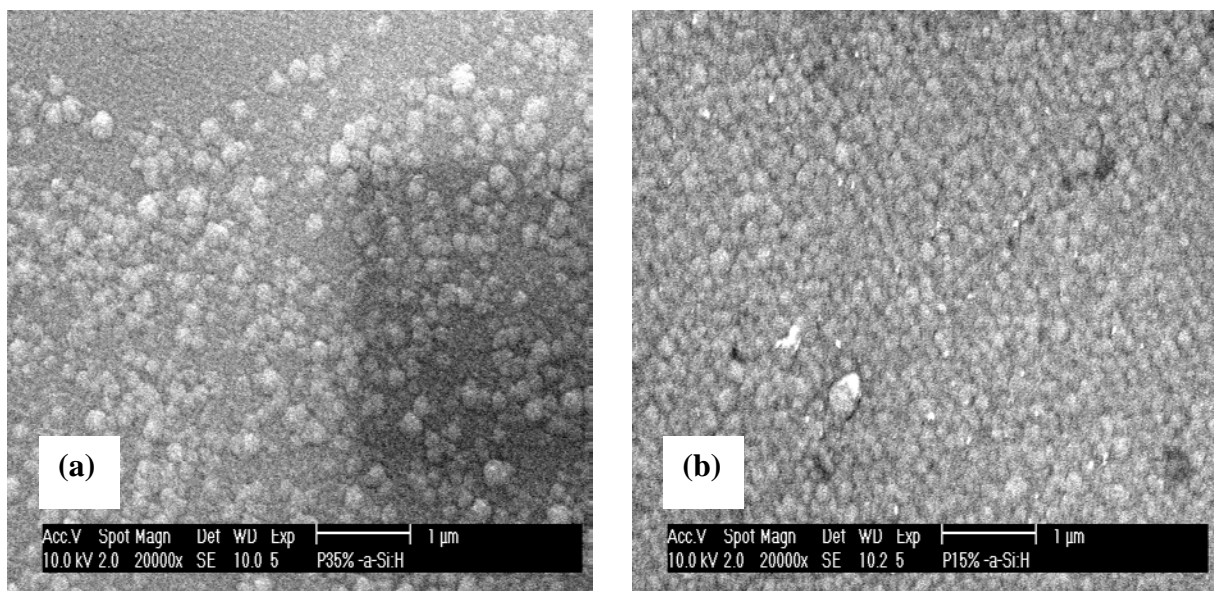
### III.3 Conclusion

Le travail présenté dans cette deuxième partie a été réalisé dans le but de caractériser les couches de silicium amorphe hydrogéné déposées sur le verre corning par la technique de pulvérisation DC Magnétron. Nous avons préparé quatre échantillons en variant le débit d'hydrogène de 1.7 à 10 sccm, tandis que tous les autres paramètres de dépôt ont été maintenus constants. Les caractérisations électriques et optiques ont été effectuées dans le but d'examiner les qualités optoélectroniques du matériau. La transmission optique nous a permis de calculer les paramètres optiques du matériau tels que l'épaisseur de la couche, le gap optique et l'indice de réfraction. L'évolution de ces paramètres en fonction du débit d'hydrogène est comparable à celle trouvée par d'autres chercheurs de notre équipe. La conductivité électrique a été mesurée en fonction de la température sous obscurité et sous éclairage pour estimer l'énergie d'activation du matériau et sa sensibilité à la lumière. Nous avons trouvé que les couches les plus sensibles à la lumière sont celles qui sont déposées autour d'un débit d'hydrogène de 5sccm pour lesquelles la sensibilité est maximale.

## IV. Caractérisation de la structure a-Si :H/Si poreux/Si

### IV.1 Caractérisation morphologique

Les **figures (IV-14a et IV-14b)**, montrent respectivement la morphologie du silicium amorphe hydrogéné a-Si :H déposé sur les deux substrats de silicium poreux préparés à des concentrations de 35% en HF (porosité moyenne) et de 15% en HF (porosité élevée). Ces figures représentent une vue en MEB de la surface des deux échantillons après le dépôt du a-Si :H par la technique de pulvérisation DC magnétron. La vue de surface de ces échantillons, nous permet de voir que la surface de la couche superficielle couvrant la structure poreuse est constituée de petits grains très rapprochés les uns des autres. Notons sur ces figures que la distribution de ces grains est plus dense et plus homogène dans le cas du substrat de porosité élevée.



**Figure IV-14** Morphologie observée au MEB de la surface du dépôt de a-Si :H déposé sur :

- (a) le silicium poreux de porosité moyenne.
- (b) le silicium poreux de porosité élevée.

## IV-2. Caractéristiques courant –tension (I-V)

L'échantillon étant placé dans le cryostat, il est polarisé avec une tension qui varie de -1.5V à +1.5V à l'aide d'un électromètre Keithley qui est utilisé aussi pour relever le courant parcourant la structure. Les caractéristiques I-V sont relevées sous obscurité à différentes températures et sous éclairage en lumière blanche.

### IV.2.1. Caractéristiques I-V sous obscurité

#### A. Caractéristique I-V sous obscurité à température ambiante

Dans cette partie, nous présentons d'abord les résultats de l'étude de l'effet des caractéristiques de la couche poreuse (porosité et épaisseur) et celui de la qualité électrique du a-Si:H (débit d'hydrogène) sur les caractéristiques I-V de la structure a-Si:H/Si poreux/Si mesurées à la température ambiante dans la configuration sandwich. Nous comparons ensuite les résultats obtenues dans les deux configurations : sandwich et coplanaire. Les séries d'échantillons étudiés sont décrites dans le tableau ci-dessous.

Tableau IV.1 Séries d'échantillons étudiés

|           | Dépôt de a-Si :H   | Type de substrat   |
|-----------|--|--|
| Série (a) | Débit d'H <sub>2</sub> de 5 sccm<br>$\sigma \sim 10^{-8} \Omega^{-1} \text{cm}^{-1}$<br>d = 820 nm   | Porosité nulle (c-Si)                                    |
|           |  | Porosité moyenne   |
|           |  | Porosité élevée  |
| Série (b) | Débit d'H <sub>2</sub> de 7.5 sccm<br>$\sigma \sim 10^{-9} \Omega^{-1} \text{cm}^{-1}$<br>d = 690 nm | Porosité nulle (c-Si)                                    |
|           |  | Porosité moyenne   |
|           |  | Porosité élevée  |
| Série (c) | Débit d'H <sub>2</sub> de 10 sccm<br>$\sigma \sim 10^{-6} \Omega^{-1} \text{cm}^{-1}$<br>d = 540 nm  | Porosité nulle (c-Si)                                    |
|           |  | Porosité moyenne   |
|           |  | Porosité élevée  |
| Série (d) | Débit d'H <sub>2</sub> de 5 sccm   | Porosité nulle(c-Si) ou <b>durée d'anodisation 0 min</b> |
|           |  | Porosité élevée, <b>durée d'anodisation 1 min</b>        |
|           |  | Porosité élevée, <b>durée d'anodisation 4 min</b>        |
|           |  | Porosité élevée, <b>durée d'anodisation 5 min</b>        |

### a) Effet de la porosité

Les **figures IV-15** représentent les caractéristiques I-V sous obscurité à température ambiante des trois premières séries d'échantillons ((a), (b) (c)), pour lesquelles le paramètre qui varie est la porosité du substrat.

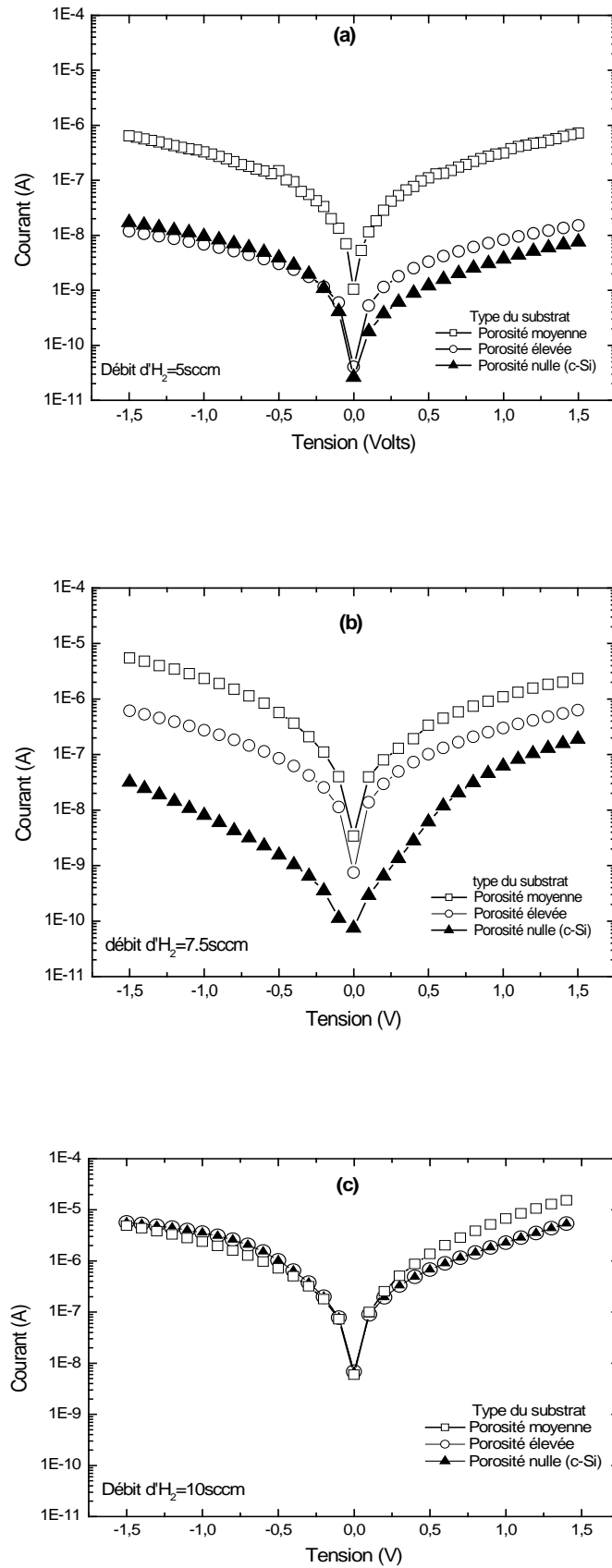
Sur la figure (IV.15), nous constatons que l'effet de la porosité sur l'intensité du courant qui traverse la structure sous obscurité dépend du débit d'hydrogène et donc des propriétés électriques du dépôt de a-Si :H qui sont indiquées dans le tableau IV.1.

En effet, pour les couches amorphes des séries (a) et (b) déposées à 5 et 7.5 sccm et de conductivité électrique de l'ordre de  $10^{-8}$  et  $10^{-9} \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$  respectivement, le courant sous obscurité dépend énormément de la porosité du substrat (Figs. IV.15a et b). En effet, le courant sous obscurité en présence de la couche de silicium poreux est plus élevé dans les structures de porosité moyenne et que le courant des structures de porosité élevée est moins intense et s'approche du courant mesuré dans les structures de porosité nulle lorsque la conductivité de la couche amorphe augmente.

**-Pour les structures de porosité élevée** qui sont sensées être très résistives, tout se passe comme si la plus grande partie du courant contourne la région poreuse et traverse l'interface a-Si :H/c-Si.

**-Pour les structures de porosité moyenne**, la couche poreuse n'est pas suffisamment résistive pour que le courant puisse la contourner. A l'inverse de la structure de porosité élevée, une grande partie du courant doit traverser la région poreuse et il doit exister un mécanisme de conduction (effet tunnel par exemple) à l'interface a-Si :H/PSi qui fait que le courant qui la traverse soit plus élevé que celui mesuré dans les structure de porosité nulle ou élevée.

L'intensité du courant qui contourne la région poreuse dépend de la qualité électrique du dépôt de a-Si :H. Pour la série disparaît pour laquelle le a-Si :H est préparé avec un débit d'hydrogène de 10 sccm, nous constatons que, les caractéristiques I-V des trois types de structures (**Fig. IV-15c**) sont identiques et ne dépendent pas de la porosité du substrat. Or, à 10 sccm, le dépôt de a-Si :H est caractérisé par une conductivité élevée comparée à celle du dépôt des deux autres séries, nous pensons que pour les échantillons de cette série, la conductivité de la couche de a-Si :H est suffisante pour que la plus grande partie du courant contourne la région poreuse, quelque soit la porosité de cette région.

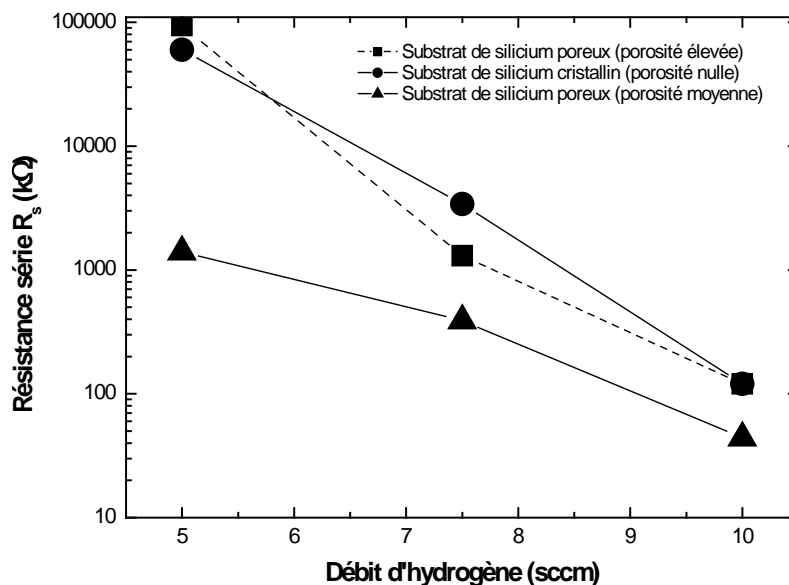


**Figure IV-15** Caractéristiques I(V) sous obscurité des trois séries d'échantillons : a-Si:H déposé avec un débit d'H<sub>2</sub> de (a) 5 sccm, (b) 7.5 sccm et (c) 10 sccm.

L'effet de la porosité sur le courant qui traverse les structures étudiées, peut s'expliquer, en partie, par les variations de la résistance en série,  $R_s$ , de ces structures en fonction du débit d'hydrogène et du type de substrat. Cette résistance peut être déterminée à partir des caractéristiques I-V, dans la région des polarisations élevées où le courant est limité par la résistance du volume des échantillons. En effet, nous remarquons de façon générale que les caractéristiques I-V des structures étudiées sont pratiquement symétriques et font apparaître deux comportements : un comportement exponentiel aux faibles polarisations traduisant l'effet des interfaces et un comportement linéaire aux fortes polarisations traduisant l'effet du volume (régime ohmique).

Nous présentons sur la **figure IV-16**, l'évolution de la résistance série en fonction du débit d'hydrogène pour chacune des trois structures. Cette figure montre trois effets essentiels :

- 1) il existe une bonne corrélation entre la résistance en série et le débit d'hydrogène : quelque soit la porosité du substrat, on observe une diminution de  $R_s$  quand le débit d' $H_2$  augmente ;
- 2) la résistance série des structures de porosité élevée est pratiquement égale à celle des structures de porosité nulle, tandis que celle des structures de porosité moyenne est curieusement plus faible.
- 3) l'écart entre les résistances séries des trois structures diminue à mesure que le débit d'hydrogène augmente.

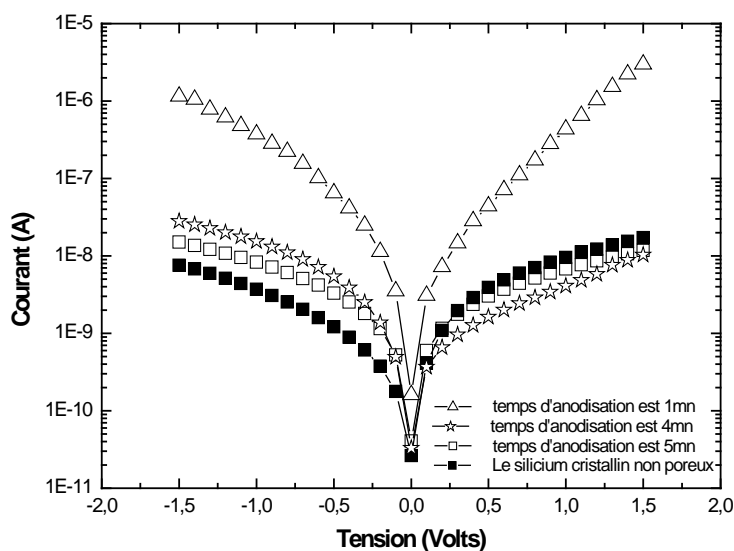


**Figure IV-16** Evolution de la résistance série en fonction du débit d'hydrogène pour les trois structures de différentes porosités

### b) Effet de l'épaisseur de la couche poreuse

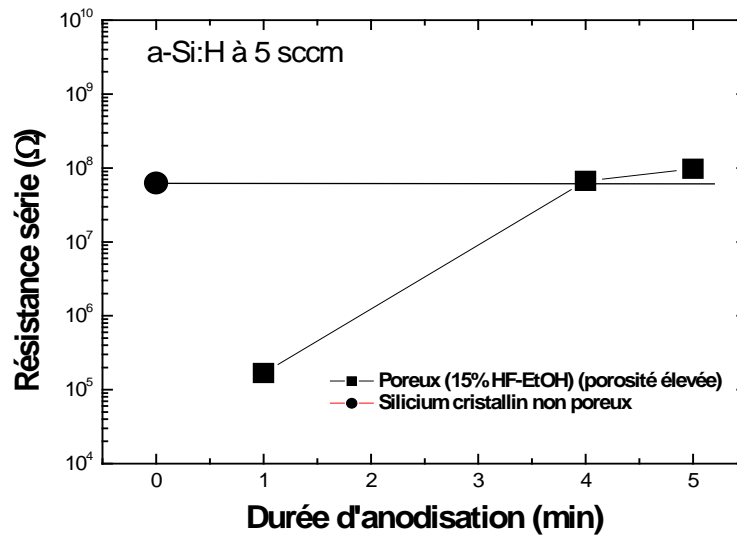
Sur la **figure IV-17**, nous présentons les caractéristiques I-V sous obscurité pour la série (d) où le silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H) est déposé à un débit d'hydrogène de 5 sccm sur des substrats de silicium poreux de même porosité (porosité élevée obtenue avec une solution de 15% HF-EtOH) et de différentes épaisseurs obtenues à des durées d'anodisation de 1, 4 et 5 min. Ces caractéristiques sont comparées à celle de la structure de porosité nulle (durée d'anodisation nulle).

Nous pouvons voir sur cette figure que le courant mesuré dans les structures dont la couche poreuse est épaisse (obtenue à 4 et 5 min d'anodisation) varie très peu en restant dans le même ordre de grandeur ( $10^{-8}$  A) que celui mesuré dans la structure de porosité nulle. Le courant augmente de deux ordres de grandeurs dans la structure où la couche poreuse est très fine (obtenue à 1 min d'anodisation).



**Figure IV-17** Caractéristiques I (V) sous obscurité en fonction de la durée d'anodisation

Ces résultats peuvent s'expliquer, comme pour l'effet de la porosité, par l'évolution de la résistance série **figure IV-18** en fonction de la durée d'anodisation. Sur cette figure, on voit que pour 4 et 5 min, la résistance série est proche de celle de la structure de porosité nulle et que pour 1 min, elle est plus faible de plus de 2 ordres de grandeurs. Le fait que ce dernier échantillon (1 min d'anodisation) possède une faible résistance série, peut s'expliquer de la même manière que pour les structures de faible porosité : la couche poreuse n'est pas suffisamment épaisse pour qu'elle soit résistive et que le courant la contourne (**Fig. IV-19**).



**Figure IV-18** Variation de la résistance série en fonction de la durée d'anodisation

Toutes les observations concernant l'effet de la couche poreuse sur le courant sous obscurité mesuré dans la structure Al/a-Si :H/PSi/c-Si peuvent être clarifiées en considérant la conductivité des deux couches, poreuse et amorphe, contenues dans la structure. Pour ceci, nous résumons dans le tableau IV-2 les différentes valeurs de la résistance série mesurée dans la structure. Puis, nous comparons ces valeurs à la résistance d'une couche de a-Si :H prise en sandwich entre deux électrodes de même section (2x1 mm<sup>2</sup>) que les barrettes d'aluminium utilisées pour les contacts électriques, et à celle du substrat de silicium monocristallin de 20 Ω.cm de résistivité, de 360μm d'épaisseur et de 1.2x1.2 de section. Ensuite, nous proposons les schémas (**Fig IV-19**) montrant qualitativement le chemin de conduction possible dans la structure.

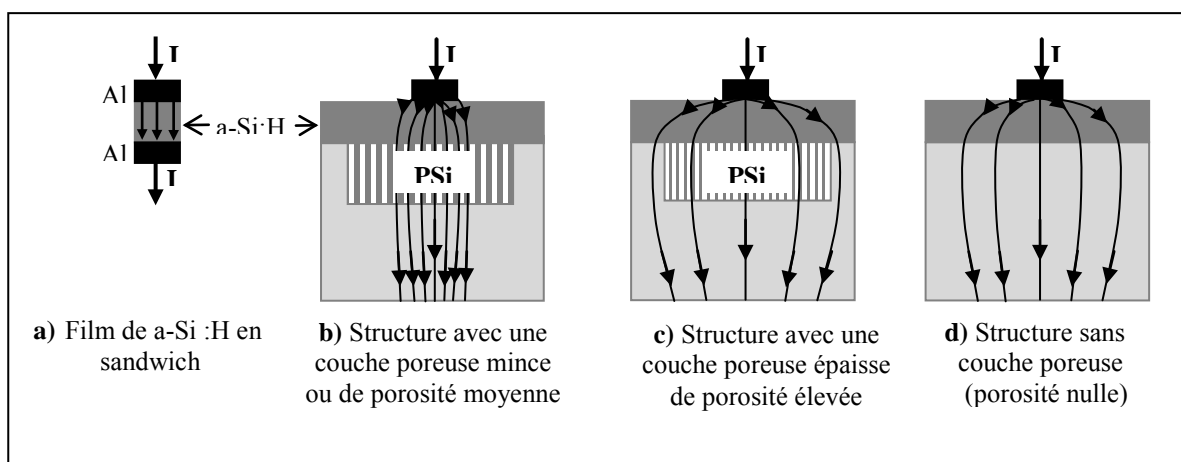
Nous pouvons voir dans le tableau IV-2 que la résistance du substrat du silicium monocristallin est inférieure de 5 ordres de grandeur aux valeurs mesurées de la résistance série, ce qui nous permet de considérer le substrat de silicium comme un contact métallique. Nous avons déjà signalé dans le chapitre I, que la résistivité électrique du silicium mésoporeux est comparable à celle du silicium intrinsèque qui est de l'ordre de 10<sup>5</sup> Ω.cm, En raison de la grande surface qui contient une forte densité d'états donneurs agissant en tant que piège de trou, la conductivité du silicium mésoporeux est plus petite de plusieurs ordres de grandeur que celle de silicium monocristallin [79]. Par conséquent la couche poreuse est également moins résistive que la couche amorphe et nous pensons que la résistance série mesurée est déterminée par la résistance du a-Si :H qui doit dépendre du chemin suivi par le courant électrique.

Dans le cas du substrat de porosité moyenne, la résistance série est dans le même ordre de grandeur que celle de a-Si :H pris en sandwich entre deux électrodes. Dans ce cas, on peut supposer que le courant emprunte le même chemin que dans le cas de a-Si :H en sandwich (**Fig. IV-19 a**) et

traverse la couche poreuse (**Fig. IV-19 b**). Le même chemin de conduction peut être également proposé pour le cas de la structure contenant une mince couche de porosité élevée. Par contre, la résistance série de la structure avec une couche épaisse de porosité élevée, qui est comparable à celle mesurée dans le cas de la porosité nulle, est plus élevée de 3 ordres de grandeur que la résistance de a-Si :H en sandwich. Pour ces deux structures, la valeur élevée de la résistance série suggère que le courant soit dévié de la direction verticale et les porteurs de charge traversent une distance plus élevée dans la couche amorphe (**Fig. IV-19c et IV-19d**).

Tableau IV-2 : Résistances séries de la structure Al / a-Si :H / PSi / c-Si pour le dépôt de a-Si :H de 5 sccm

| Substrats  | Porosité (%) | Epaisseur de PSi (nm) | Résistances séries (GΩ) |
|--|--------------|-----------------------|-------------------------|
| Porosité élevée  | > 75         | 400                   | 1.0                     |
| Porosité élevée  | > 75         | 320                   | 0.7                     |
| Porosité élevée  | > 75         | 80                    | $2.0 \times 10^{-4}$    |
| Porosité moyenne   | ~ 50         | 400                   | $1.5 \times 10^{-3}$    |
| c-Si (Porosité nulle)  | 0            | 0                     | 0.7                     |
|  |              |                       | Résistance (GΩ)         |
| a-Si :H ( $\sim 10^{+8} \Omega\text{cm}$ , 820 nm) pris en sandwich entre deux électrodes de $2 \times 1 \text{ mm}^2$ de superficie |              |                       | $4 \times 10^{-4}$      |
| c-Si ( $20 \Omega\text{cm}$ , $360 \mu\text{m}$ ) entre deux électrodes de $1.2 \times 1.2 \text{ cm}^2$ de superficie               |              |                       | $5 \times 10^{-10}$     |
| PSi ( $\sim 10^5 \Omega\text{cm}$ , 400 nm) entre deux électrodes de $0.5 \text{ cm}^2$ de superficie (surface poreuse)              |              |                       | $10^{-8}$               |



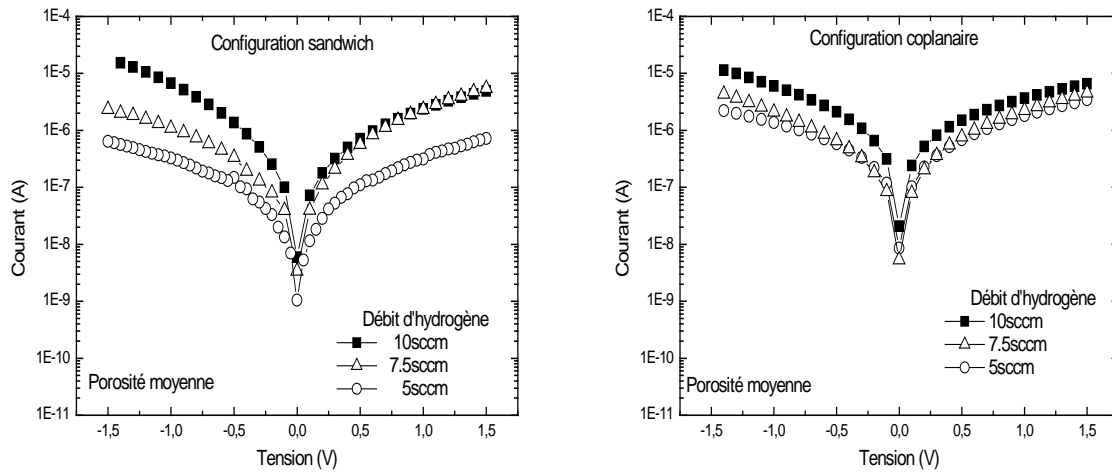
**Figure IV-19** Schéma qualitatif du parcours possible du courant traversant les structures étudiées : a-Si :H/ PSi /c-Si , a-Si :H/c-Si

Les chemins de conduction proposés (fig. **IV-19**) peuvent s'expliquer par l'existence d'un mécanisme de transport qui favorise le transfert de charge à l'interface (a-Si:H/PSi) entre deux matériaux désordonnés permettant le mouvement des porteurs de charge dans les cristallites. La différence entre les structures de porosité élevée et moyenne peut être expliquée par la résistivité du silicium poreux qui augmente avec l'augmentation de la porosité. De même, la différence entre les structures de porosité élevée de différentes épaisseurs peut être expliquée par la résistance de la couche poreuse qui augmente avec l'augmentation de l'épaisseur. Cependant, le fait que la résistance série de la structure contenant une couche épaisse de porosité élevée est pratiquement égale à celle de la structure de porosité nulle n'est pas en accord avec les résultats de la littérature concernant la résistivité élevée du silicium poreux de porosité élevée [79]. De plus, le fait que la résistance série de la structure contenant une couche de porosité moyenne et celle de la structure contenant une couche mince de porosité élevée sont inférieures de plusieurs ordres de grandeur que celle de la structure de porosité nulle nous semble être, pour le moment, un résultat intrigant. L'interprétation de tous ces résultats nécessite de plus amples investigations sur le transport des porteurs de charge dans le silicium poreux ainsi que l'identification des mécanismes de transfert de charges à l'interface a-Si:H/PSi.

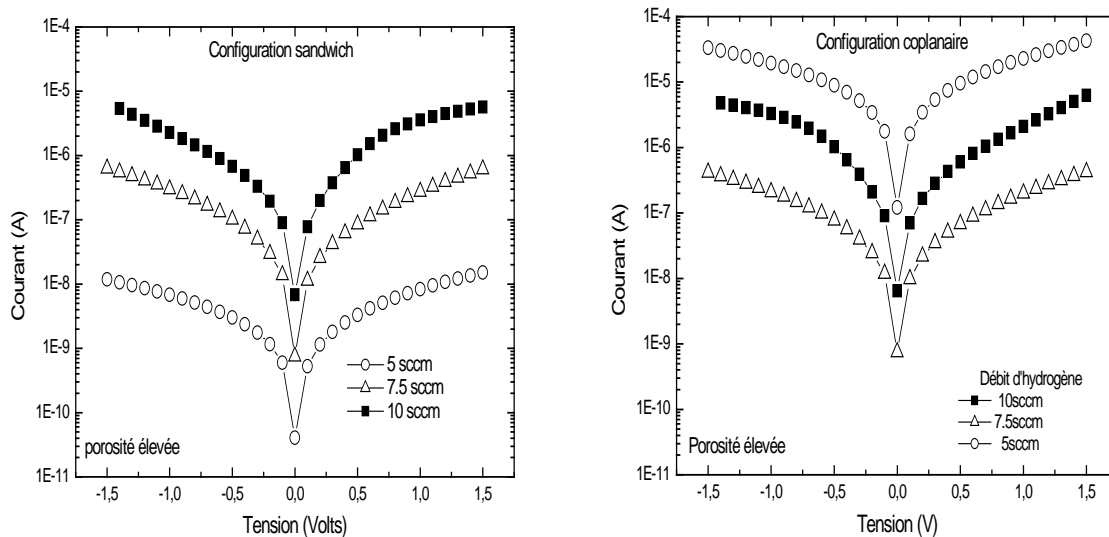
### c) Effet de la configuration de mesure

Nous présentons sur les **figures (IV-22 et IV-23)** les résultats des mesures I-V des deux structures de porosité non nulle, obtenus en faisant varier le débit d'hydrogène dans les deux configurations : sandwich et coplanaire.

Dans les deux cas de configuration, nous constatons que l'effet du débit d'hydrogène sur les caractéristiques I-V se manifeste de manière plus prononcée dans la structure de porosité élevée où le courant varie, pour une polarisation donnée, dans une gamme de 2 à 3 ordres de grandeurs. Dans la structure de porosité moyenne, le courant reste du même ordre de grandeur pour les trois dépôts de a-Si:H. Ces résultats suggèrent une fois de plus que pour les structures de porosité moyenne, le courant, dont une bonne partie traverse la région poreuse, serait déterminé par les mécanismes de transport à l'interface a-Si:H/substrat.



**Figure IV-22** Evolution des caractéristiques I-V de la structure de porosité moyenne en fonction du débit d'hydrogène – comparaison entre les deux configurations sandwich et coplanaire.

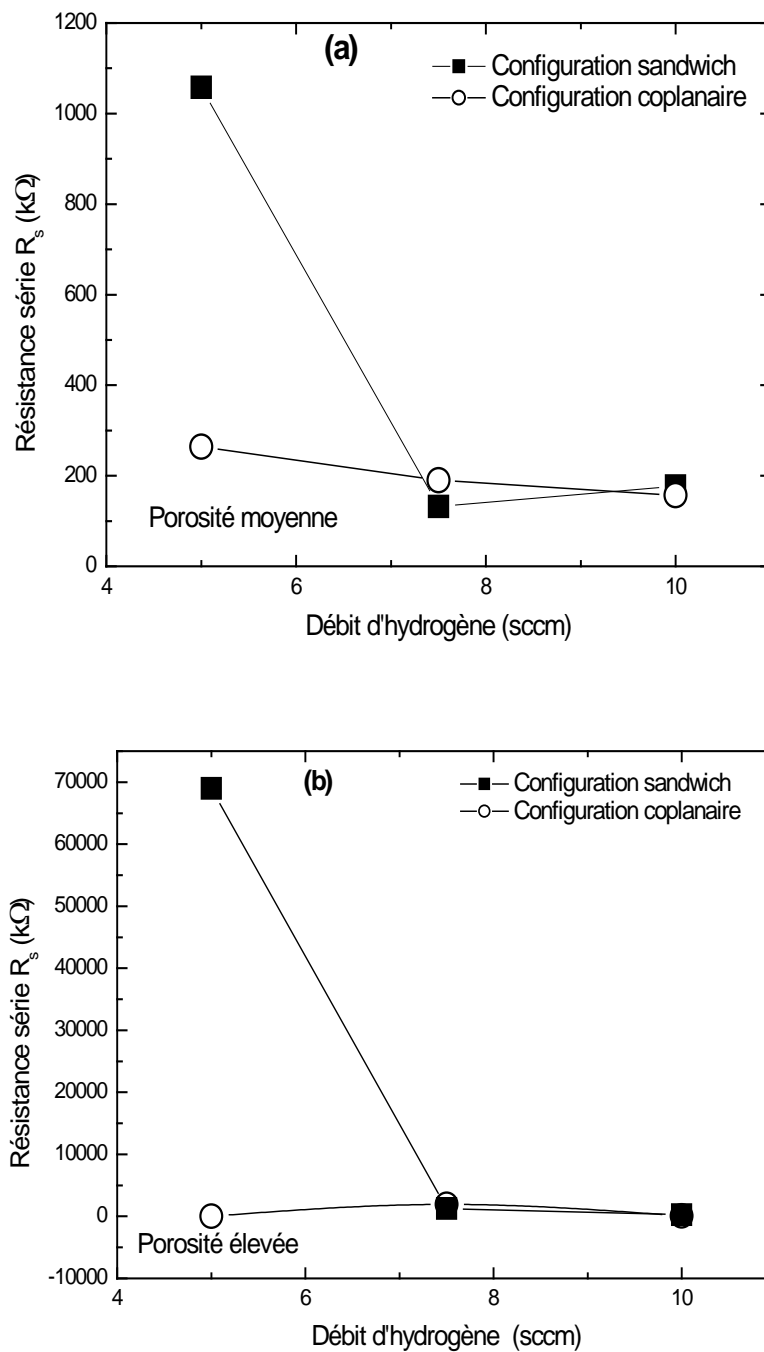


**Figure IV-23** Evolution des caractéristiques I-V de la structure de porosité élevée en fonction du débit d'hydrogène – comparaison entre les deux configurations sandwich et coplanaire.

Pour comparer les deux configurations, nous représentons sur les **figures (IV-24a et IV-24b)** l'évolution de la résistance série en fonction du débit d'hydrogène pour les deux structures de porosité moyenne et élevée.

Sur cette figure, on voit que pour les débits d'hydrogène de 7.5 et 10sccm, la résistance série de deux structures ne dépend pas de la configuration de mesure du courant. L'influence de la

configuration devient très importante à 5sccm, notamment pour la structure de porosité élevée qui présente une résistance série plus grande dans la configuration sandwich, d'un facteur de 3000 par rapport à la configuration coplanaire.

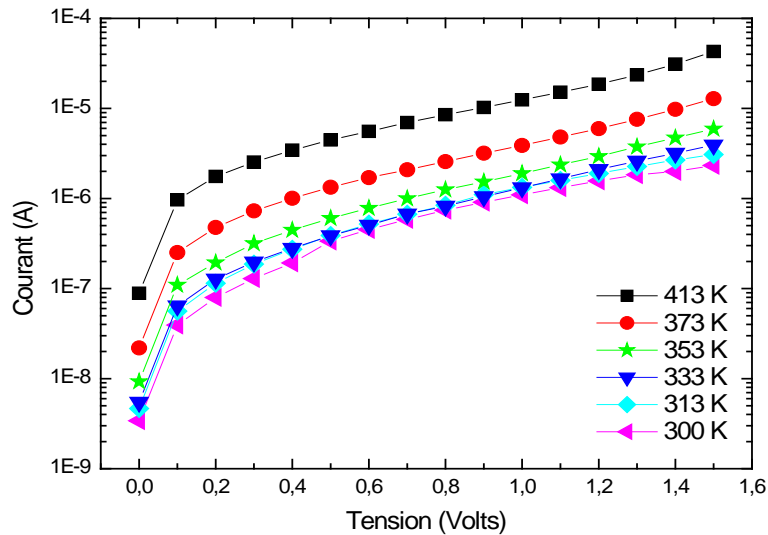


**Figure IV-24** Evolution de la résistance série en fonction du débit d'hydrogène pour deux configurations de :

- (a) la structure de porosité moyenne.
- (b) la structure de porosité élevée.

## B. Caractéristique I-V sous obscurité en fonction de la température

Grâce aux mesures I-V en direct à différentes températures (**Figures IV-25 et IV-26**), nous pouvons montrer que le courant direct qui s'établit dans la structure a-Si:H/PSi/c-Si de porosité moyenne est probablement dominé par les mécanismes d'interfaces (effet tunnel et de recombinaison)



**Figure IV-25** Caractérisation I-V à différentes températures avec  $R_s$  pour la structure a-Si/PSi/c-Si de porosité moyenne et 7.5scm.

En effet, en écrivant le courant en direct sous la forme :

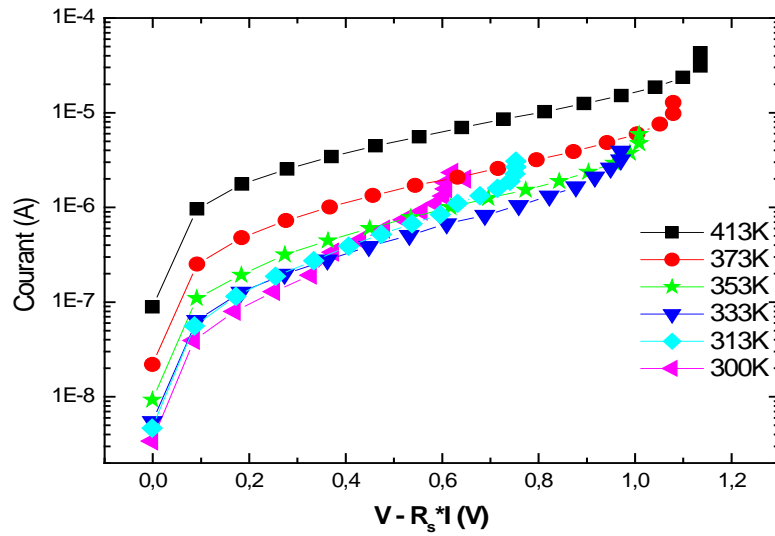
$$I = I_0 \exp A(V - R_s I)$$

avec :

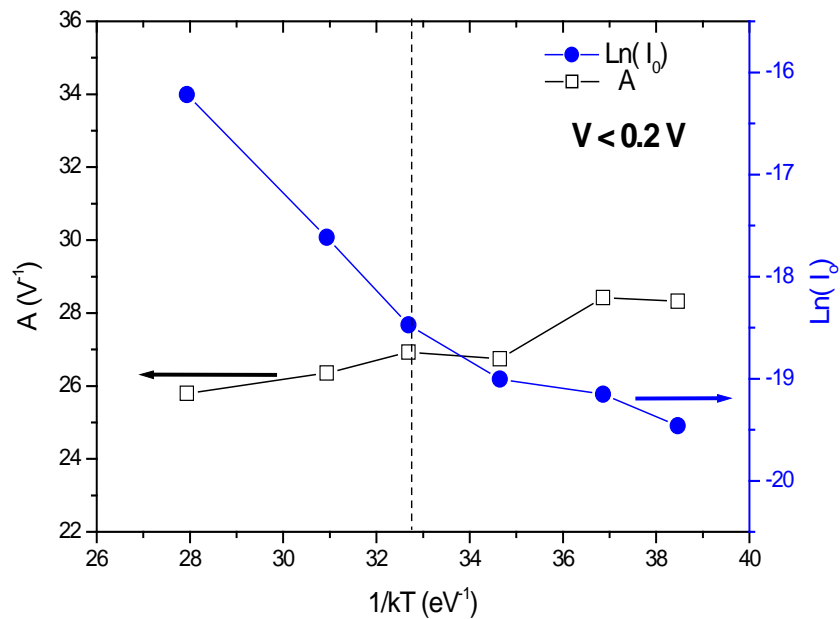
$$I_0 \propto \exp\left(\frac{-E_a}{kT}\right),$$

$$A = \frac{q}{nkT}$$

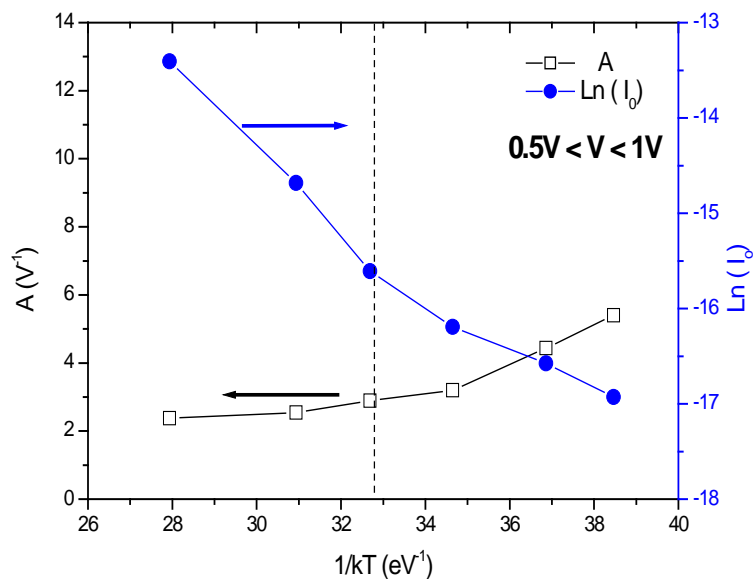
et  $R_s$  la résistance série de la structure dépendant de la température, et en considérant deux domaines de polarisation où  $\ln(I)$  en fonction de  $V - R_s I$  est linéaire : les faibles tensions de polarisation (inférieures à 0.2V) et les tensions de polarisation moyennes ( $0.5V < V < 1V$ ), on peut déterminer à partir de la **figure IV-26** les paramètres  $A$  et  $\ln(I_0)$  en fonction de  $1/kT$  (**Figures IV-27 et IV-28**) et en déduire le facteur d'idéalité,  $n$ , ainsi que l'énergie d'activation,  $E_a$



**Figure IV-26** Caractérisation I-V à différentes températures sans  $R_s$  pour la structure a-Si/PSi/c-Si de porosité moyenne et 7.5 sccm.



**Figure IV-27** Evolution de l'expression A et le courant de saturation en fonction de température pour  $V < 0.2V$



**Figure IV-28** Evolution de l’expression A et le courant de saturation en fonction de température pour  $0.5V < V < 1V$

**Tableau IV.2** Les paramètres et les mécanismes de conduction pour deux domaines de polarisation et de température

| Polarisation      | V < 0.2 V           |                           |                           | 0.5 V < V < 1 V     |                                |               |
|-------------------|---------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------|--------------------------------|---------------|
| Température       | E <sub>a</sub> (eV) | n                         | mécanisme                 | E <sub>a</sub> (eV) | n                              | mécanisme     |
| 300 K < T < 333 K | 0.12                | 2.3<br><b>proche de 2</b> | Tunnel –<br>Recombinaison | 0.19                | 1.75<br><b>1 &lt; n &lt; 2</b> | Recombinaison |
| 353 K < T < 413 K | 0.47                | 4,3<br><b>&gt; à 2</b>    | Tunnel                    | 0.43                | 08<br><b>&gt; à 2</b>          | Tunnel        |

Les mécanismes d’effet tunnel et de recombinaison peuvent se produire via les états d’interface ou les états localisés dans la bande interdite du silicium amorphe qui contient une densité élevée de défauts liés à la présence de liaisons Si non satisfaites et aux distorsions de liaisons. Le silicium poreux peut être également considéré comme un milieu désordonné contenant des défauts qui peuvent introduire des états permis dans la bande interdite.

## IV.2.2 Caractéristique I-V sous éclairage à température ambiante

Dans ce qui suit, nous présenterons d'abord les résultats obtenus dans la configuration sandwich concernant l'effet de la porosité et de l'épaisseur de la couche poreuse sur la sensibilité des caractéristiques I-V à la lumière et nous examinerons ensuite le cas de la configuration coplanaire.

### a) Effet de la porosité

Sur les **figures (IV-29, IV-30 et IV-31)**, nous montrons l'effet de l'éclairage en lumière blanche sur les caractéristiques I-V des trois séries d'échantillons, où le dépôt de a-Si :H est préparé à des débits d'hydrogène de 5 sccm, 7.5 sccm et 10 sccm sur les substrats de silicium cristallin de surface de porosité nulle, moyenne et élevée.

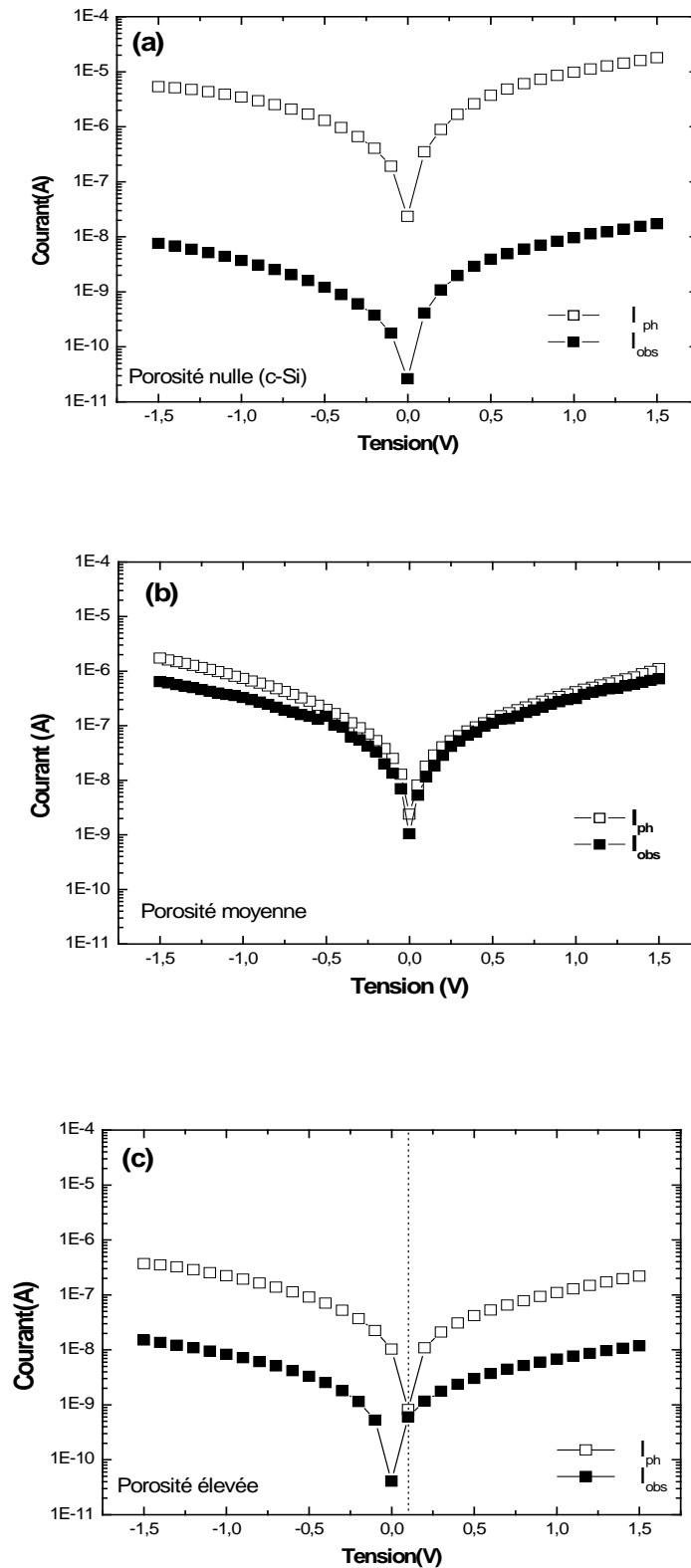
Commençons par les structures de porosité nulle. Nous constatons à partir des figures IV.29a, IV.30a et IV.31a, que ces structures sont très sensibles à la lumière, notamment celles préparées à 5 et 7.5 sccm où l'on observe une augmentation du courant sous lumière, respectivement de 3 et 4 ordres de grandeurs par rapport au courant sous obscurité (**Figs. IV.29a, IV.30a**). Pour ces deux structures, nous n'observons aucune dérive en potentiel des caractéristiques I-V sous lumière, ce qui indique qu'aucune tension de diffusion ne s'établit à l'interface a-Si :H/c-Si et que ces deux structures montrent un comportement quasiment ohmique. Dans ce cas, la sensibilité du courant à la lumière est due aux propriétés photoconductrices de la structure avec la contribution des deux matériaux constituant la structure : le substrat de silicium et la couche de silicium amorphe hydrogéné. Quant à la structure préparée à 10 sccm (**Fig. IV.31a**), nous constatons que la sensibilité à la lumière est plutôt due à la dérive de la caractéristique I-V sous lumière par effet photovoltaïque, ce qui nous permet de dire que la couche de a-Si :H déposée à 10 sccm réalise un contact redresseur avec le silicium cristallin dopé type P.

Il est important de rappeler ici que la couche de a-Si :H présente une sensibilité de 1200 lorsqu'elle est déposée sur le verre corning sous un flux d'hydrogène de 5 sccm, tandis que la sensibilité n'est que de 200 à 7.5 sccm. Dans le cas du substrat de silicium, nous retrouvons pratiquement la même sensibilité à 5 sccm que sur verre, mais la meilleure sensibilité de la structure au silicium est obtenue à 7.5 sccm est plus élevée (  $\frac{\Delta I}{I} \approx 100000$  à  $V = 1 \text{ Volt}$  ) d'un facteur 100

que celle de la structure préparée à 5 sccm (  $\frac{\Delta I}{I} \approx 1000$  à  $V = 1 \text{ Volt}$  ). Ce résultat peut s'expliquer par le fait que la couche de a-Si :H déposée à 7.5 sccm est plus mince (690 nm) que celle réalisée à 5 sccm (820 nm) et que la contribution du substrat de silicium à la photoconductivité de la structure est plus importante à 7.5 sccm.

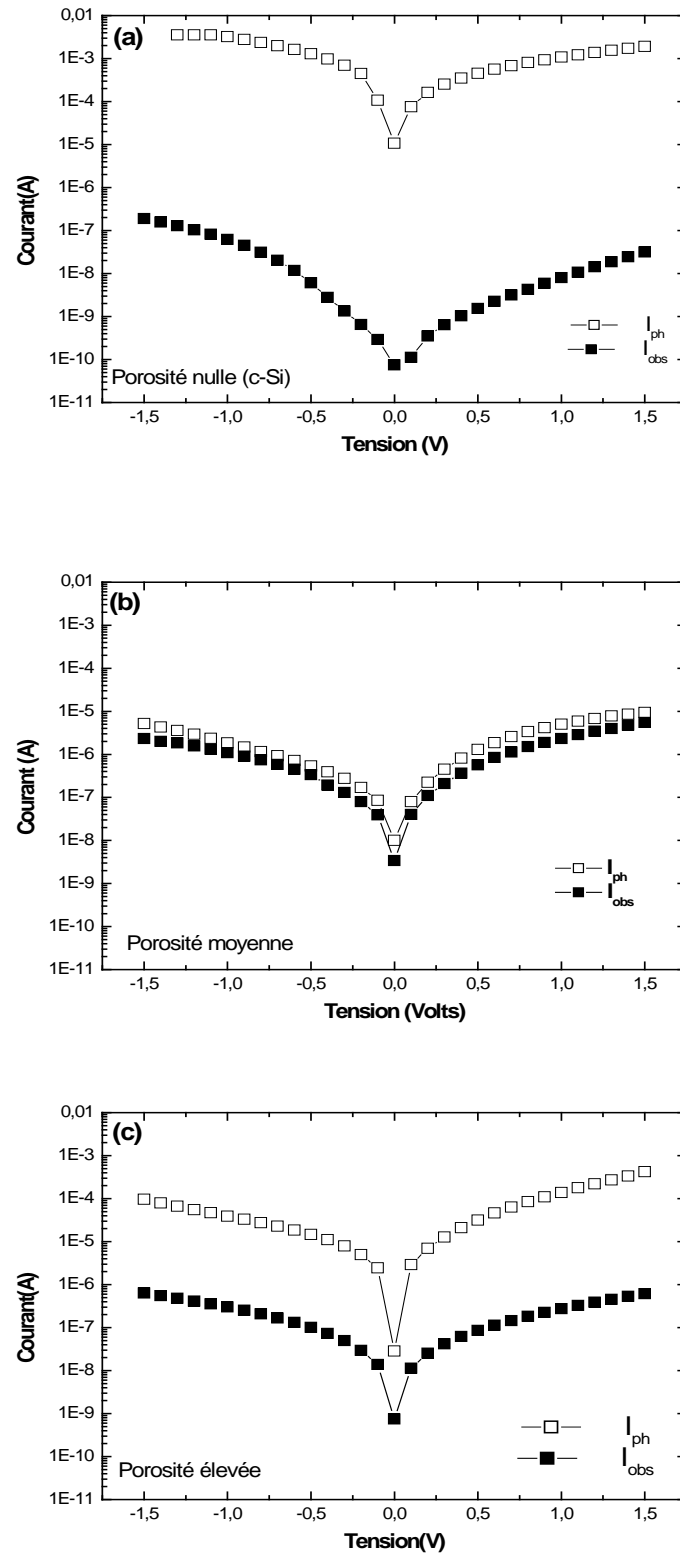
Concernant les structures de porosité non nulle, nous pouvons voir sur les **figures IV-29b, IV-30b et IV-31b** relatives à la structure de porosité moyenne, que les caractéristiques I-V de cette structure sont pratiquement confondues indiquant la disparition, pour ce type de porosité, de la sensibilité à la lumière observée dans le cas des substrats de verre et de silicium non poreux. Nous pensons que l'absence complète de l'effet de la lumière sur la couche de a-Si :H déposée sur le substrat de silicium poreux de porosité moyenne, est due au fait que la plus grande partie du courant traverse l'interface a-Si :H/silicium poreux et la région poreuse où les porteurs de charge trouvent un milieu désordonné et subissent des recombinaisons.

Nous remarquons sur les **figures (IV-29c, IV-30c et IV-31c)**, la réapparition de l'effet de la lumière pour les couches de a-Si :H déposées sur le substrat de silicium poreux de porosité élevée. Cette réapparition du photocourant est due au fait que le substrat de porosité élevée est très résistif et que le courant qui contourne la région poreuse devient plus important. Mais le photocourant est réduit de moitié par rapport à sa valeur dans les structures de porosité nulle.



**Figure IV-29** Caractéristiques I-V de la structure préparée à 5 sccm mesurées dans la configuration sandwich sur :

- (a)- le silicium non poreux.
- (b)- le silicium poreux de porosité moyenne.
- (c)- le silicium poreux de porosité élevée.



**Figure IV-30** Caractéristiques I-V de la structure préparée à 7.5 sccm mesurées dans la configuration sandwich sur :

- (a)- le silicium non poreux.
- (b)- le silicium poreux de porosité moyenne.
- (c)- le silicium poreux de porosité élevée.

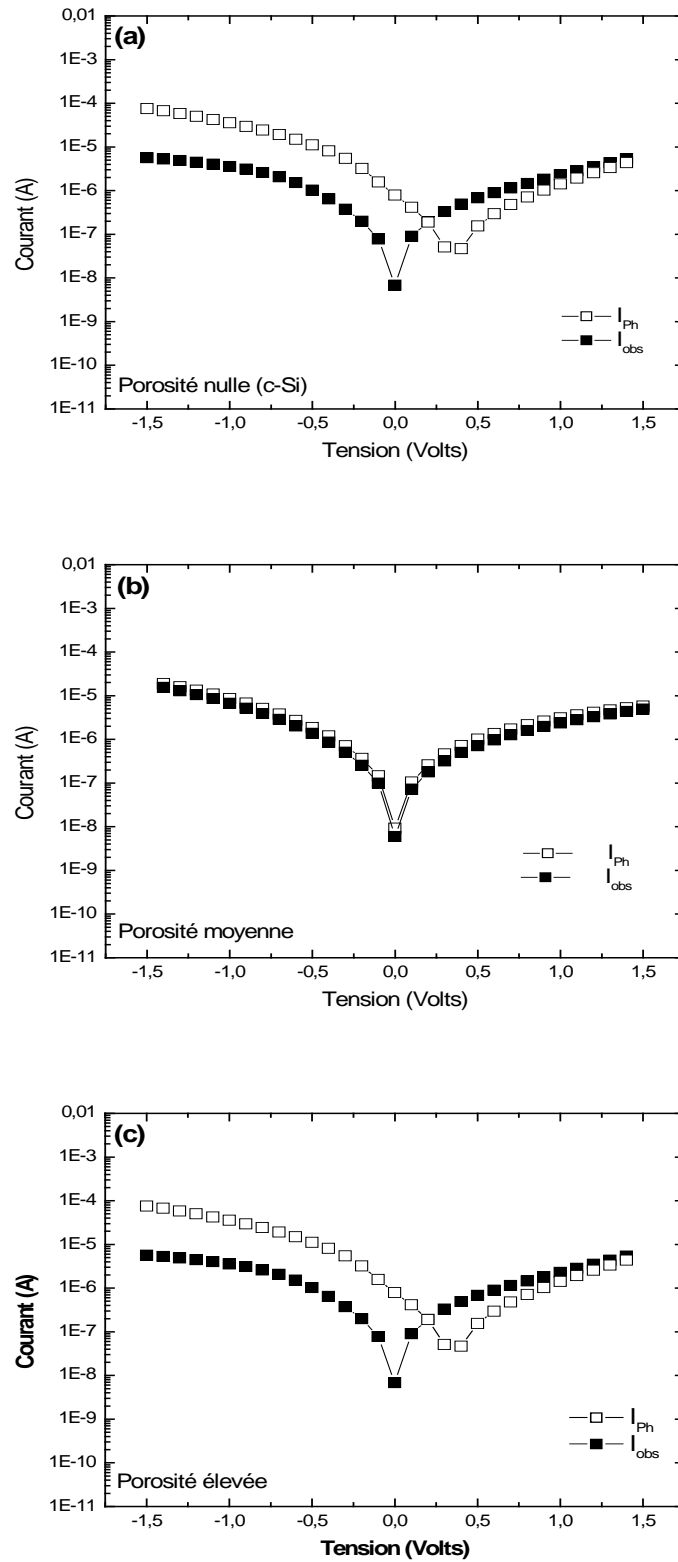
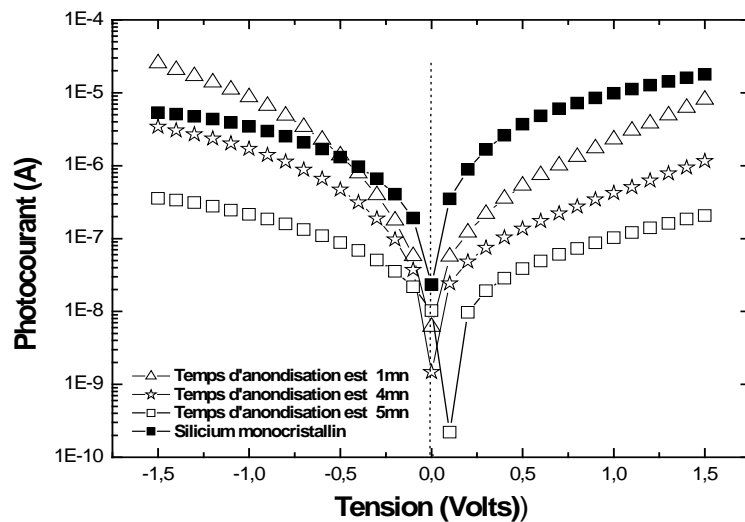


Figure IV-31 Caractéristiques I-V de la structure préparée à 10 sccm mesurées dans la configuration sandwich sur :

- (a)- le silicium non poreux.
- (b)- le silicium poreux de porosité moyenne.
- (c)- le silicium poreux de porosité élevée.

### b) Effet de l'épaisseur de la couche poreuse

Sur la **figure IV-32**, nous présentons le photocourant en fonction de la polarisation pour les structures de porosité élevée de la série (d) du tableau IV, où le seul paramètre qui change est l'épaisseur de la couche poreuse (la durée d'anodisation). Nous pouvons voir clairement que, le photocourant augmente lorsque la durée d'anodisation ou l'épaisseur de silicium poreux diminue et s'approche de celui mesuré dans la structure de porosité nulle. Ce résultat peut s'expliquer par le fait que lorsque l'épaisseur de la couche poreuse diminue, l'intensité de la lumière qui atteint le substrat augmente et la contribution de celui-ci à la photoconductivité de la structure augmente.

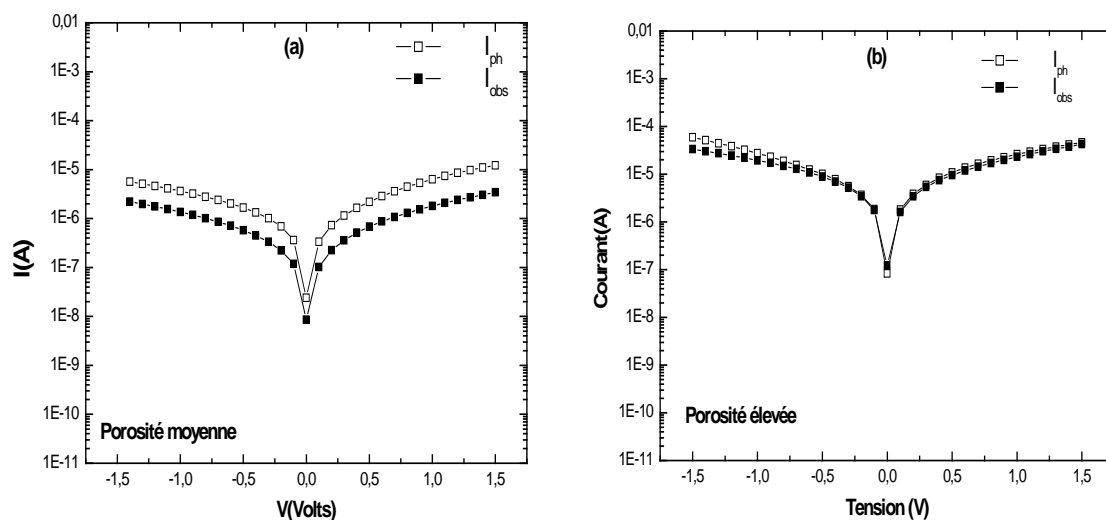


**Figure IV-32** Le photocourant en fonction de temps d'anodisation

### c) Effet de la configuration de mesure

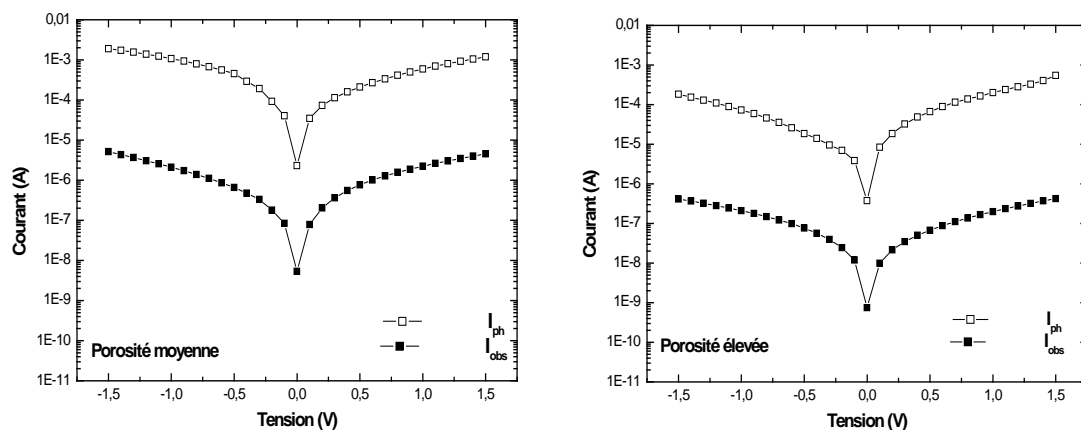
L'effet de la lumière blanche délivrée par une lampe halogène de  $50\text{mW}/\text{cm}^2$  au niveau de l'échantillon sur les caractéristiques I-V des deux structures Al/ a-Si :H/PSi/Si de porosité moyenne et élevée mesurées dans la configuration coplanaire, est montré sur les **figures IV-33 et IV-34**, respectivement pour deux couches différentes de a-Si :H déposées au débit d'hydrogène de 5 et 7.5 sccm. Ces figures montrent qu'on n'observe aucun changement apparent de la photosensibilité de structure avec la porosité. En particulier, la disparition de la photosensibilité dans la structure de porosité moyenne dans la configuration sandwich n'est pas observée dans le cas de la configuration coplanaire, du moins pour la couche de a-Si :H déposée au débit d'hydrogène de 7.5 sccm. Dans le

cas du débit de 5sccm, la réduction de la sensibilité en coplanaire pour les deux porosités est due à l'augmentation du courant sous obscurité.



**Figure IV-33** Caractéristiques I-V sous obscurité et sous lumière de la structure préparée à **5 sccm** mesurées dans la configuration coplanaire avec :

- (a)- un substrat de porosité moyenne.
- (b)- un substrat de porosité élevée.



**Figure IV-34** Caractéristiques I-V sous obscurité et sous lumière de la structure préparée à **7.5 sccm** mesurées dans la configuration coplanaire avec :

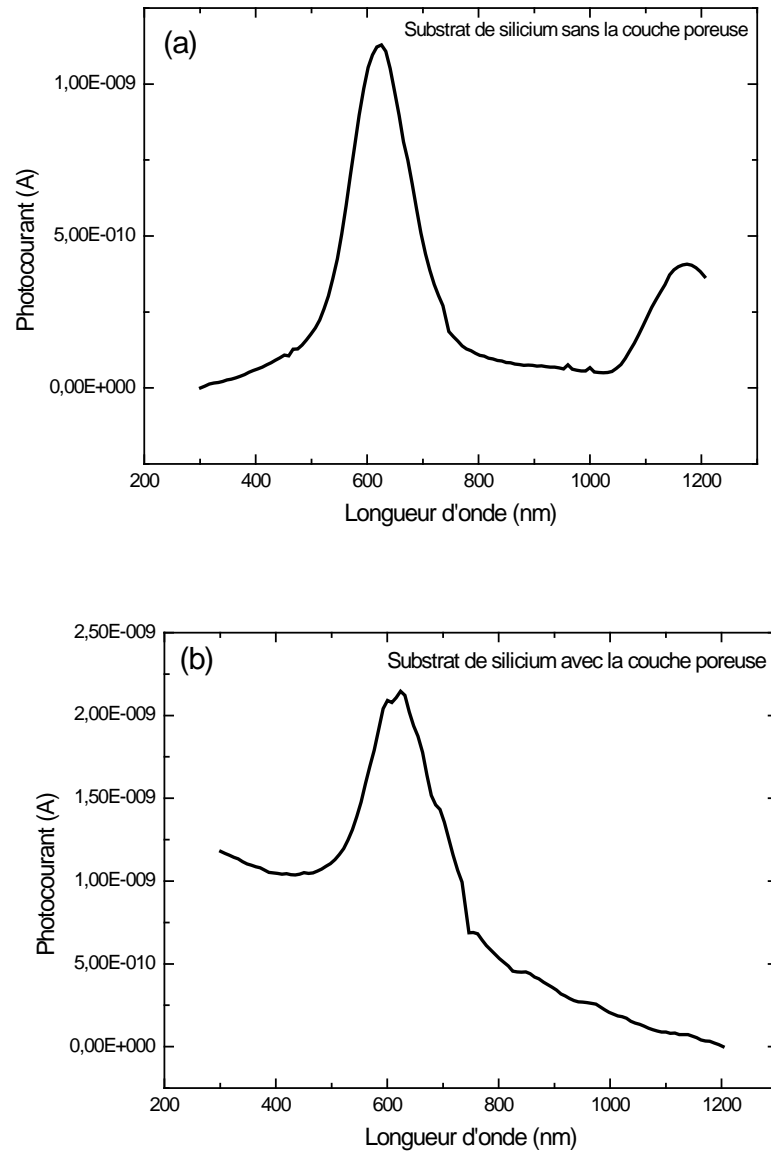
- (a)- un substrat de porosité moyenne.
- (b)- un substrat de porosité élevée.

### IV.3 Réponse spectrale

Dans les mesures de la réponse spectrale du photocourant, l'échantillon subit un flux de lumière monochromatique dont la longueur d'onde  $\lambda$  varie entre 350 nm et 1200 nm. La réponse de l'échantillon est mesurée en fonction de  $\lambda$  à l'aide de l'électromètre Keithley 619. La puissance de la lampe ainsi que la tension de polarisation sont maintenues constantes. Le prélèvement de la réponse spectrale  $I_{ph}(\lambda)$  se fait à température ambiante. Nous comparons sur la **figure IV-35** la réponse spectrale de la structure de porosité élevée à celle de la structure de porosité nulle. La couche de a-Si:H est déposée sous un débit d'hydrogène de 5sccm et la couche poreuse est préparée dans une solution de 15% de HF-EtOH pendant 5 minutes.

Sur la **figure IV.35a** relative à la structure de porosité nulle où le a-Si:H est déposé sur un substrat de silicium cristallin, nous pouvons remarquer que le photocourant présente un premier pic autour de la longueur d'onde de 621 nm et un deuxième pic autour de 1170 nm. Ces deux pics correspondent respectivement à l'absorption de la lumière dans l'amorphe et dans le cristallin et leur apparition confirme la contribution des deux matériaux à la photoconductivité de la structure.

Sur la **figure IV.35b** relative à la structure de porosité élevée, nous remarquons, d'une part, la disparition du pic à 1170 nm qui indique que, pour cette structure caractérisée par une couche poreuse épaisse, le faisceau lumineux est absorbé avant d'atteindre l'interface P-Si/Si. D'autre part, nous constatons que le spectre de la structure de porosité non nulle présente un fond continu dont le courant diminue avec la longueur d'onde et donc avec le temps. La diminution du courant qui traverse la structure avec le temps est également observée en faisant un balayage en longueur d'onde sous obscurité. Par conséquent, le fond continu correspond à un courant d'obscurité et sa diminution avec le temps est due à la présence de la couche poreuse presque isolante qui introduit une capacité en régime de décharge.



**Figure IV -35** Réponse spectrale de a-Si :H déposé à 5sccm mesurée dans la configuration sandwich sur le substrat de silicium:

- (a) sans la couche poreuse
- (b) avec la couche poreuse

# **Conclusion**

Dans ce travail, nous avons étudié les propriétés photoélectriques du silicium amorphe hydrogéné (a-Si :H) déposé sur un substrat de silicium poreux (PSi). Les échantillons étudiés sont entièrement réalisés au sein du Laboratoire de Physique des Matériaux équipe « Couches Minces et Semi-conducteurs ». Nous avons réalisé le substrat poreux par attaque électrochimique en milieu fluorhydrique, le dépôt des couches minces de a-Si :H par la technique de pulvérisation DC magnétron en milieu partiellement hydrogéné et les contacts métalliques par évaporation sous vide. Ces échantillons sont caractérisés d'un point de vue morphologique, optique et électrique.

Cette étude expérimentale se compose de trois parties essentielles. Nous avons d'abord étudié quelques propriétés morphologiques et optiques (réflexion) du silicium poreux avant le dépôt de a-Si :H. Dans la deuxième partie, nous nous sommes intéressés aux propriétés optiques et électriques du a-Si :H déposé sur le verre corning afin d'évaluer ses propriétés photoconductrices en fonction du débit d'hydrogène pendant le dépôt. La troisième partie concerne la structure a-Si :H/silicium poreux et l'étude de ses caractéristiques photoélectriques (I-V sous obscurité et sous lumière, réponse spectrale du photocourant). Nous avons étudié l'effet du débit d'hydrogène pendant le dépôt du a-Si :H, de la porosité et de la durée d'anodisation du silicium poreux, ainsi que de la température et de la configuration de mesure électrique (coplanaire et sandwich).

Pour réaliser ce travail nous avons utilisé les techniques de caractérisation suivantes :

- 1) La microscopie électronique à balayage (MEB) pour observer la morphologie du silicium poreux et du dépôt de a-Si :H ;
- 2) La réflexion optique pour caractériser le silicium poreux en déterminant son épaisseur optique
- 3) La transmission optique pour mesurer l'épaisseur des couches de a-Si :H et extraire leur indice de réfraction statique et leur gap optique ;
- 4) Les mesures de la conductivité électrique sous obscurité et sous lumière en fonction de la température permettant de déterminer l'énergie d'activation de la conductivité ainsi que la sensibilité du a-Si :H à la lumière.
- 5) Les mesures I-V et du photocourant à V constant en fonction de la longueur d'onde pour définir les conditions expérimentales permettant une meilleure sensibilité de la structure a-Si :H/silicium poreux à la lumière.

Trois types de porosité sont utilisés dans ce travail : Si cristallin (porosité nulle), Si poreux de porosité moyenne (~ 50%) obtenu à 35% HF-EtOH et Si poreux de porosité élevée obtenu à 15% HF-EtOH.

L'étude de l'effet du débit d'hydrogène, pris entre 1.8 et 10 sccm, sur les propriétés du a-Si :H déposé sur le verre corning a permis de voir que :

- (1) la conductivité sous obscurité varie entre  $10^{-9}$  et  $10^{-6} \Omega^{-1} \text{cm}^{-1}$  en présentant un minimum à environ 7.5 sccm ;
- (2) son énergie d'activation est de 0.6-0.9 eV ;
- (3) l'effet du débit d'hydrogène sur les propriétés optiques, se manifeste par l'élargissement du gap de 1.8 à 2 eV accompagné de la diminution de l'indice de réfraction statique (2.7 à 3) et de l'épaisseur (0.5 à 1  $\mu\text{m}$ ) ;
- (4) le silicium amorphe hydrogéné dans les conditions choisies dans le présent travail est photoconducteur, la sensibilité de sa conductivité électrique à la lumière présente un maximum ( $\sim 10^3$ ) pour un débit de 5 sccm et ses propriétés photoconductrices se détériorent énormément à plus fort débit et disparaît à 10 sccm.

L'étude de la structure Al/a-Si :H/PSi/c-Si a permis de montrer que :

- (1) la couche poreuse est traversée par le courant électrique, notamment la couche de porosité moyenne où on mesure un courant d'intensité curieusement plus élevée que dans la structure de porosité nulle ;
- (2) l'influence des caractéristiques de la couche poreuse sur la sensibilité de la structure à la lumière dépend de la configuration de la mesure des caractéristiques I-V ;
- (3) une plus grande influence est observée dans la structure en sandwich. Dans ce cas, nous avons observé une disparition de l'effet de la lumière sur les caractéristiques I-V des structures de porosité moyenne, tandis qu'elle persiste dans les structure de porosité élevée pour lesquelles la sensibilité augmente lorsque la couche de PSi devient de plus en plus mince en se rapprochant de la sensibilité de la structure de porosité nulle ;
- (4) la sensibilité de la structure à la lumière est due à photoconductivité du a-Si :H et du silicium cristallin dans le cas des dépôts photoconducteurs (5 et 7.5 sccm) et à l'effet photovoltaïque de l'interface a-Si :H/substrat pour le dépôt non photoconducteur obtenu à 10 sccm ;
- (5) pour les structures de porosité moyenne, l'étude des I-V en fonction de la température suggère un mécanisme de conduction par effet tunnel et/ou recombinaison à l'interface a-Si :H/PSi, ce qui peut expliquer l'extinction de la sensibilité à la lumière.

# Références

## Références

- [1] R. Cherfi, Thèse de Magister, USTHB, Alger (2002)
- [2] A. Fédala, Thèse de Magister, USTHB, Alger (2002)
- [3] M. Aoucher, K. Laihem, *Sensors and Actuators B Chemical*, vol 59. Issues 2-3,1999  
Page 225 – 230.
- [4] T. Mohammed-Brahim et al., *Proceedings of the 10<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference, Lisbon* (1991)
- [5] L. T. Canham, *Applied Physics Letters*, 57 (10), 1046 (1990)
- [6] Gabouze N, Belhousse S, Cheraga H, Ghellai H, Ouadah Y, Belkacem Y, Keffous A. CO<sub>2</sub> and H<sub>2</sub> detection with a CHx/porous silicon-based sensor. *Vacuum* 2006; 80:986–9
- [7] N. Gabouze, S. Belhousse, H. Cheraga, N. Ghellai, Y. Ouadah, Y. Belkacem, A. Keffous, *Vacuum* 80 (2006) 986.
- [8] M.J. Sailor, G. Credo, J. Heinrich, J.M. Lauerhaas [*Method for Detection of Chemicals by Reversible Quenching of Silicon Photoluminescence*, University of California, San Diego, US Patent 5, 338, 415, 16 August 1994]
- [9] G. de Cesare, G. Maiello, G.Masini, V.Bondarenko, A.Ferrari. *J. Non-Cryst.Sol* 227-230 (1980) 1354-1358
- [10] A. Uhlir, *Electronics Shaping of Germanium and Silicon*, *Bell Syst. Tech. J.* 35, 333 (1956)
- [11] D. R. Turner, *Journal of Electrochemical Society*, 105, 402 (1958)
- [12] Imai K. and Yoriume Y. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1979, Vol 18, 281.
- [13] V. Lehmann et U. Gösele, *Applied Physics Letters*, 58, 856-858 (1991)
- [14] J. Lopez- Garcia, R.J. Martin- Palma, M. Manso, J. M. Martinez –Duart, *Sensor-Actuat B* (2006)
- [15] M. Arroyo- Hernandez, R.J. Martin – Palma, V.Torres – Costa, J.M. Martinez Duart. *J. Non-Cryst. Solids* 352 (2006) 2457-2460.
- [16] Strehlke S., Sarti D., Krotkus A. et al. *Thin Solid Films*, 1997, vol.297, pp. 291-295.
- [17] P. Allongue, *Porous silicon formation mechanisms, in Properties of Porous Silicon*, L. edited by Canham Emiss, Data reviews Series N°18, INSPEC, IEE:London, 1997,PP.3-11
- [18] M.M. Rieger, P.A. Kohl [ *J. Electrochem. Soc. (USA)* vol. 142 (1995) p. 1490]
- [19] M.I.J. Beale, N.G. Chew, M. J. Uren, A. G. Cullis, J. D. Benjamin, *Applied Physics Letters*, 46 (1), 86 (1985)
- [20] J.N. Chazalviel, R.B. Wehrspohn and F. Ozanam, *Mater. Sci. And Eng. B* 69-70, 1-10 (2000)
- [21] V. Lehmann, R.Stengl and A.Luigart, *Mater.Sci and Eng.B* 69-70, 11 (2000)
- [22] V. Lehmann, and S.Rönnebeck, *J. Electrochem. Soc.*146, 2968 (1999)
- [23] A. Halimaoui, *Porous silicon science and technology*, lecture 3, 33-50, Les Editions de Physique-Springer, 1994

- [24] Parkhutik V. *Porous Silicon- Mechanisms of growth and applications*. Solid-State Electronics, 1999,vol.43,PP 1121-1141.
- [25] C.Lévy Clément, *Characteristics of porous n-type silicon obtained by photoelectrochemical etching*, dans *Porous silicon science and technology* edited by J. C. Vial and J. Derrien, ISBN 3-540-58936-8, les éditions de physique – Springer, p 329 (1994).
- [26] F. Hamadache, Thèse de Doctorat d'état, USTHB. (2005)
- [27] F. Hamadache, C. Renaux, J.L. Duvail and P. Bertrand, *Phys. Stat .sol.(a)* 197, No.1,168-174 (2003)
- [28] K. Barla, R. Hérino, G. Bomchil, J.C. Pfister, A. Freund, *J. Cryst. Growth.* 68, 727–732 (1984).
- [29] C. Pickering, M. I. J. Bacale, D. J. Rollins, P.G. Pearson, and R.Geef. *J. Phys c*, **vol. 17** : page 6535, (1991).
- [30] V. Petrova, F.Koch, and T. Muschik.. *J. of Luminescence*, **vol. 57**:page 271, (1993).
- [31] D. T. Jiany, I. Corclthard, T.K. Sham, J. W. Lorimer, S. P. Frigo, X. Hfeng, and R. H. Rosemberg. *J.Appl. Phys*, **vol. 74**(10) :page 6335, (1993).
- [32] L. T. Canham. "Silicon quantum wire array fabrication by electrochemical and chemical dissolution of wafers". *Appl. Phys. Lett.*, **vol. 57** :page 1046, (1990).
- [33] C. Pickering,M. I. J. Beale, D. J. Robbins, P. J. Pearson, and R. Greef.. *Thin Solid Films*, **vol. 125**:page 157, (1985)
- [34] D. E. Aspnes. "Optical properties of thin films". *Thin Solid Films*, **vol. 89** :page 249, (1982).
- [35] W. Theiss. in *"Structural and optical properties of porous silicon nanostructures"*. Eds G.Amato, C. Delerue, H. J. Von Bardeleben - Gordon Breach, (1997).
- [36] M.G. Berger. PhD thesis, Forschungszentrum Jülich, (1996).
- [37] Kazuo Imai, Takehisa Yashiro [Jpn.J.Appl. Phys. (Japan) vol.15 (1976) p.553]
- [38] M.Ben-Chorin, Resistivity of porous silicon, , in *Properties of Porous Silicon*, L. edited by L. Canham Emiss, Data reviews Series N°18, INSPEC, IEE: London, 1997,P. 165
- [39] A. Grosman and c. Ortiga, Dopants in porous silicon”, in *Properties of Porous Silicon*, L. edited by L. Canham Emiss, Data reviews Series N°18, INSPEC, IEE: London, 1997,P. 328
- [40] V. Lehmann, F. Hofmann, F. Möller and U. Grüning, *Thin Solid Films* 225, 20 (1995).
- [41] E. Garrone, S. Borini, P. Rivolo, L. Boarino, F. Geobaldo and G. Amato, *Phys. Stat. Sol. (a)* 197, 103 (2003)
- [42] N. F. Mott and E. A. Davis, *Phil. Mag.*, 22, 903 (1970)
- [43] N.F.Mott, *Phil.Mag.*, 19(1969) 835.
- [44] M.H. Brodsky, *Thin Solid Films* 40, L23 (1977)
- [45] A. Madan, P.G. Lecomber and W.E.Spear, *J.Non- Cryst. Solids*, 20 (1976) 239
- [46] J. Tauc, *J. Amorphous and Liquid S.C.* J. Tauc Ed. P. 175 (1974)
- [47] W.Fuhs, K. Niemann, and J. Stuke. “Heterojunctions of amorphous silicon and silicon single crystals”. *Bull, Am. Phys. Soc.*, 19: 345-349, 1974

- [48] J.D. Lacoste, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique, France, (2007)
- [49] A.A.M. Farag, Applied Surface Science 255 (2009) 3493-3498.
- [50] Y.J. Song, M.R. Park, E. Gulians, W.A. Anderson. Solar Energy Materials & Solar Cells 64 (2000) 225-240
- [51] H. Bayhan, A.S. Kavasoglu, Solid State Electron 49 (2005) 991
- [52] L.F. Marsal, J. Pallares, X. Correig, J. Appl. Phys. 79 (1996) 8494
- [53] Zheng JP, Jiao KL, Shen WP, Anderson WA, Kwok. HS. Appl. Phys. Lett 1992; 61:459.
- [54] P.C. Searson, J.M. Maculay, F.M. Ross, J. Appl. Phys. 72(1992) 253.
- [55] C Tsai, KH Li and JC Campbell, *Electronics Letters, Vol 29, No 1, pp 134-136 (1993)*
- [56] Lowe C.R “Overview of biosensor and bioarray technologies”. In handbook of biosensors and biochips, Eds, Marks, R.S et al, Wiley- Interscience, pp 7-22, 2007.
- [57] C. Morosanu, C. Cesile, S. Korepanov, P. Fiorini, C. Illeddi, F. Evangelisti, and A. Mittiga, J. of Non-Crys. Sol., vol. 164-166, pp. 801-804, 199
- [58] Alessandro Fantoni, Manuela Viera, Rodrigo Martins, Sol. Energy. Mater. Sol. Cells 73 (2002) 151
- [59] M. Tucci, V. La Ferrara, M. Della Noce, E. Massera, L. Quercia, J. Non-Cryst. Solids 338–340 (2004) 776
- [60] HIDEHARU MATSUURA “Hydrogenated Amorphous- Silicon / Crystalline- Silicon Heterojunctions: Properties and Applications” IEEE, Transactions on Electron Devices. Vol.36. N° 12. 1989
- [61] R. Prabakaran \*, H. Aguas, E. Fortunato, R. Martins, I. Ferreira, J. Non-Cryst. Solids 354 (2008) 2632–2636
- [62] R.W. Fathauer, T. George, A. Ksendzov and R.P. Vasquez, Appl. Phys. Lett. 60 99 (1992).
- [63] S. Shih, K.H. Jung, T.Y. Hsieh, J. Sarathy, J.C. Campbell and D.L. Kwong, Appl. Phys. Lett. 60 1863 (1992).
- [64] R.R. Chandler-Anderson, J.L. Coffey and L.A. Flesslesler, J. Electrochem. Soc. 141 L 166 (1994).
- [65] A.A.M.T. Kelly, J.K.M. Chun and A.B. Bocarsly, Appl. Phys. Lett. 64, 1693 (1994).
- [66] M. Saadoun, DEA, Faculté des sciences de Tunis, Nov. 1997.
- [67] P. Münster, thèse de doctorat, Université de Rennes1, France (2001)
- [68] B. Stannowski, Silicon-base thin-film transistors with high stability, University Utrecht (2002)
- [69] R. C. Chittick, J. H. Alexander and H. F. Sterling, J. Electrochem. Soc., 116 (1969)
- [70] J. C. Knights, Phil. Mag., 34 (1976) 663.
- [71] D. E. Carlson and C. W. Magee, Appl. Phys. Lett., 33 (1978) 81
- [72] J. Perrin, thèse de doctorat de 3<sup>ème</sup> cycle, Université Paris 6 (1978)
- [73] S. Tata, Mémoire de Magister, Faculté de Physique, USTHB. (2008)

- 
- [74] D. Staebler and C. R. Wronski, Appl. Phys. Lett. ,vol. 31, 4 (1977) 292
- [75] L. Canham, “*Properties of Porous Silicon*”, Emiss, Datareviews Series N° 18, INSPEC, IEE, London,1997.
- [76] J. C. Knights, G. Lucovski and R. J. Nemanich, Phil. Mag. B, 37, (1978) 467
- [77] P. Bouchut et A. Chenevas-Paule, Appl. Phys., Tome 42, (1981) p C1-439
- [78] H. Chen, M.H. Gullanar and W.Z. Shen, Journal of Crystal Growth **260**, 91–101 (2004).
- [79] V. Lehmann et al, Thin Solid Films 255,20 (1995)