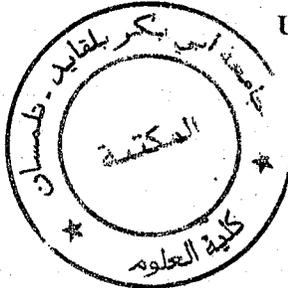
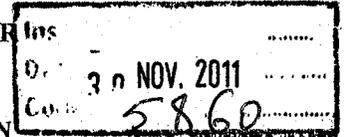


M / 537.6 - 02/02

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE ABOU-BAKR DELKAID TLEMCEM
INSTITUT DE PHYSIQUE



THESE

En vue de l'obtention du Grade de

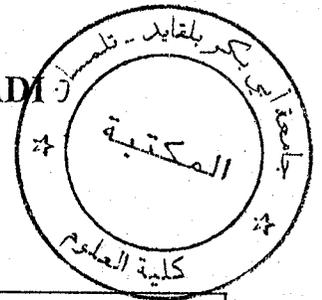
MAGISTER

EN PHYSIQUE ENERGETIQUE ET MATERIAUX

Présentée par:

Mme BENSMAINE Souhila Née MEDJADI

THEME



ANALYSE DES PROCÉDES MICROTECHNOLOGIQUES
UTILISEES DANS LA FABRICATION DES CELLULES
PHOTOVOLTAIQUES

Soutenue le, 24 Mai 1999 devant le comité de jury composé de :

- Président* : Mr T. BENOUAZ Maître de Conférence à l'Université de Tlemcen.
Directeur de thèse : Mr B. BENYOUCEF Professeur à l'Université de Tlemcen.
Examineur : Mr A. KADDOUN Maître de Conférence à l'Université de S.B.A.
Examineur : Mr K. GAFFOUR Chargé de Cours à l'Université de Tlemcen.
Examineur : Mr F. BENYAROU Chargé de Cours à l'Université de Tlemcen.

Dédicaces

A mes très chers parents, à mon cher mari, à mon cher frère, à mes chers sœurs, avec toute mon affection et toute ma reconnaissance pour m'avoir rendu disponible dans mes recherches, et qui m'ont toujours encouragé à continuer mes études.

A ma coquette fille Nihel

A ma belle-mère

A mes beaux frères et belles sœurs

A mes enseignants qui m'ont transmis le savoir

A mes amis (es)

A ceux qui m'ont aidé et ceux qui ont été à mes côtés dans les moments difficiles

A ceux qui forgent pour la science et l'humanité.

Souhila.

Remerciements

Le travail que nous présentons à été effectué au Laboratoire de Physique Energétique et Matériaux de l'Université de Tlemcen.

Tout d'abord, nous remercions le bon dieu de nous avoir prodigué courage et patience, et nous avoir aidé à réussir dans nos études.

Nous tenons à témoigner tout particulièrement notre profonde reconnaissance à **Mr B. BENYOUCEF**, professeur à l'Université de Tlemcen, qui a assuré la direction scientifique de nos travaux. Il nous a soutenu jusqu'à l'aboutissement de notre travail. Nous le remercions vivement pour son aide efficace et son expérience.

Nous exprimons notre vive reconnaissance à **Mr T. BENOUAZ**, Maître de Conférence à l'Université de Tlemcen, pour l'honneur qu'il nous fait en acceptant la présidence de notre jury de thèse.

Nous sommes très honoré par la présence de **Mr A. KADDOUN**, Maître de Conférence à l'Université de Sidi Bel-Abbes, **Mr K. GAFFOUR**, Chargé de Cours à l'Université de Tlemcen et **Mr F. BENYAROU**, Chargé de Cours à l'Université de Tlemcen, nous les remercions d'avoir accepter de siéger à notre commission d'examen.

Que tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin trouvent ici l'expression de mes plus vifs remerciements et particulièrement à **Mr A. Zerga**, **Mr F.R.A. Dib** et **Mr B. Lasri** pour leur aide efficace.

Enfin, je remercie mes très chers parents, mon mari **Hadj**, mon frère **Karim**, mes soeurs **Amina**, **Aouatif** et **Chahinez** pour leur soutien moral.

Mme BENSMAINE Souhila.

SOMMAIRE

Introduction générale et problématique.....	1
CHAPITRE I: MICROTECHNOLOGIES UTILISEES DANS L'ELABORATION DES DISPOSITIFS SEMICONDUCTEURS (CELLULES PHOTOVOLTAÏQUES)	
I. Introduction.....	5
II. Le cristal de silicium. Matériau de base pour l'électronique et photovoltaïque.....	6
II.1. La croissance de lingots monocristallins.....	7
II.1.2. La méthode de tirage de lingot (CZOCHEWSKI).....	8
II.2.3. La méthode de la zone flottante (ZF).....	10
II.2. Les défauts dans les monocristaux.....	12
II.3. Le rôle de l'oxygène dans le silicium.....	14
III. Elaboration des couches actives.....	14
III.1. Diffusion thermique.....	15
III.2. Implantation ionique.....	23
III.3. Epitaxie.....	29
III.3.1. Epitaxie en phase vapeur.....	30
III.3.2. Epitaxie en phase liquide.....	32
III.3.3. Epitaxie sous vide.....	34
IV. Définition de la géométrie du composant.....	36
IV.1. Technologie "MESA". Technologie "PLANAR".....	37
IV.2. Les couches de passivation.....	38
IV.2.1. Oxydation du semiconducteur.....	39
IV.2.2. Dépôt de matériaux diélectriques.....	40
IV.3. La photogravure.....	41
V. Réalisation des contacts métalliques.....	44
V.1. Evaporation Sous vide.....	45
V.2. Pulvérisation cathodique.....	47
VI. Principe de la technologie "PLANAR".....	49
VI.1. Problématique de la réalisation d'un circuit intégré.....	51
VI.2. Conception de la structure des appareils et principaux processus en technologie "PLANAR".....	53
VI.3. Particularités et avantages de la technologies "PLANAR".....	58
VII. Enchaînement des opérations technologiques.....	60
VIII. Conclusion.....	62
CHAPITRE II: ANALYSE DE LA CONCEPTION DES CELLULES PHOTOVOLTAÏQUES	
I. Introduction.....	64
II. Les matériaux pour la conversion photovoltaïque.....	65
III. Paramètres essentiels dans le fonctionnement des cellules photovoltaïques.....	67
III.1. Le courant de court-circuit.....	68
III.2. La tension en circuit ouvert.....	71
III.3. Le facteur de forme.....	71
III.4. Le rendement de conversion photovoltaïque.....	71
IV. Influence de la résistance série et parallèle sur le rendement maximal.....	73
IV.1. La résistance série.....	73
IV.2. La résistance parallèle.....	75
V. Influence de la température sur la caractéristiques $I=f(V)$	76
VI. Conclusion.....	77

CHAPITRE III: ETUDE DES PERFORMANCES DES C.PV EN FONCTION DE LA DUREE DE VIE DES PORTEURS MINORITAIRES DANS LES SUBSTRATS AU SILICIUM

I. Introduction.....	79
II. Influence de la durée de vie des porteurs minoritaires sur les paramètres électriques des C.PV.....	79
III. Mesure de l'évolution de la durée de vie des porteurs du substrat au cours de la fabrication des C.PV au silicium.....	88
III.1. La durée de vie.....	88
IV. Présentation des diverses étapes du processus microtechnologique de fabrication des C.PV.....	94
V. Description des échantillons tests, du dispositif de mesure et des C.PV.....	95
V.1. Méthodologie pour le suivi de la dégradation de la durée de vie des porteurs minoritaires au cours des diverses étapes de la fabrication.....	95
V.2. Description des structures photovoltaïques.....	99
V.3. Dispositif de mesure de la durée de vie.....	100
VI. Discussion des résultats expérimentaux (laboratoire LAAS).....	100
VII. Conclusion.....	108

CHAPITRE IV: RESULTATS ET DISCUSSIONS

I. Introduction.....	110
II. Variation de la durée de vie des porteurs minoritaires dans les régions quasi neutres.....	111
II.1. La durée de vie des porteurs minoritaires dans la base d'une cellule N ⁺ P.....	112
II.2. Le coefficient de diffusion des porteurs minoritaires dans la base d'une cellule N ⁺ P.....	113
II.3. La longueur de diffusion des porteurs minoritaires dans la base d'une cellule N ⁺ P.....	114
II.4. La durée de vie des porteurs minoritaires dans l'émetteur d'une cellule N ⁺ P.....	115
II.5. Le coefficient de diffusion des porteurs minoritaires dans l'émetteur d'une cellule N ⁺ P.....	116
II.6. La longueur de diffusion des porteurs minoritaires dans l'émetteur d'une cellule N ⁺ P.....	117
II.7. La vitesse de recombinaison dans les régions quasi neutres.....	118
III. La microtechnologie (BESC) (Buried emitter solar cell) (cellule solaire à double émetteur enterré).....	118
III.1. Description du modèle (BESC).....	118
III.2. Les étapes de fabrication d'une cellule (BESC).....	119
III.3. Structure de bande d'une cellule (BESC).....	120
III.4. Calcul du photocourant dans la cellule (BESC).....	121
III.4.1. Méthode de calcul.....	123
III.4.2. Effet de la vitesse de recombinaison en surface sur la photocourant.....	125
IV. Conclusion.....	131
Conclusion générale.....	133
Annexes	
Références bibliographiques.	

INTRODUCTION GENERALE

ET

PROBLEMATIQUE

La fabrication d'électricité basée sur la conversion de la lumière du soleil par des photopiles à base de silicium cristallin est la voie la plus avancée sur le plan technologique et industriel. En effet, le silicium est l'un des éléments les plus abondants sur terre, parfaitement stable et non toxique.

En vingt ans, le prix du watt photovoltaïque a considérablement baissé de plus de 100 dollars en 1975, il est aujourd'hui tombé aux environs de 4 dollars [1].

Pourtant, malgré l'immense chemin parcouru, l'électricité solaire n'a pas encore franchi le seuil lui permettant d'être compétitif par rapport aux autres sources de production d'électricité. Ceci nécessitera de nouvelles technologies afin de réduire les coûts de production tout en augmentant le rendement de conversion des cellules. De plus il reste encore deux verrous technologiques à briser relatifs à la fabrication des photopiles qui sont trop gourmandes en énergie et pas sans répercussion sur l'environnement.

En effet, si la photopile permet de produire de l'électricité sans aucun rejet dans l'atmosphère, les procédés actuels de fabrication (proches de ceux de la micro-électronique) mettent encore en jeu beaucoup trop d'opérations nécessitant l'usage de produits chimiques et de gaz extrêmement toxiques. Afin de pallier à tous ces inconvénients de nouveaux procédés d'élaboration du matériau et du dispositif sont nécessaires.

En effet la majorité des travaux de groupes photovoltaïques a un double objectif: l'amélioration du rendement de conversion des photopiles à base de silicium et la simplification de leur procédé de fabrication.

PROBLEMATIQUE ET DESCRIPTIF DE LA THESE :

C'est dans ce cadre que nous avons entrepris des études théoriques et de description des technologies de fabrication des cellules photovoltaïques, dans le but de cibler les meilleurs rendements.

Nous essayons d'apporter une contribution à l'explication de certains paramètres électriques et technologiques limitant les performances des cellules photovoltaïques et influençant le rendement de conversion photovoltaïque.

Dans le premier chapitre, nous traitons l'élaboration des couches actives tout en présentant les différentes méthodes de dopage (diffusion thermique, implantation ionique et épitaxie). Nous définissons ensuite la géométrie d'une cellule photovoltaïque. Après nous pouvons concevoir la réalisation des contacts métalliques; à la fin de ce chapitre nous introduisons la technologie " PLANAR ".

Dans un deuxième chapitre, nous abordons une étude analytique de la conception des cellules photovoltaïques au silicium monocristallin. Nous présentons les différents matériaux pour la conversion photovoltaïque et les paramètres essentiels dans le fonctionnement des cellules photovoltaïques. Ensuite nous étudions l'influence des résistances séries et parallèles et l'influence de la température sur le rendement d'une cellule photovoltaïque au silicium.

L'étude des performances des cellules photovoltaïques en fonction de la durée de vie des porteurs minoritaires des substrats au silicium type P fait l'objet d'un troisième chapitre où nous mettons en valeur l'influence de la durée de vie des porteurs minoritaires sur les paramètres électriques des cellules photovoltaïques; nous traitons l'évolution de la durée de vie des porteurs du substrat au cours de la fabrication des cellules photovoltaïques au silicium.

Enfin le quatrième chapitre est consacré à la synthèse et l'analyse des résultats obtenus.

Dans une première étape, nous étudions les variations des paramètres de transport dans une cellule type N^+P au silicium en fonction des concentrations des impuretés dans les régions quasi neutres. Dans une seconde étape nous ferons l'étude de la structure d'une cellule (BESC) (Buried Emitter Solar Cell) (cellule solaire à double émetteur enterré) qui permet d'obtenir un photocourant supérieur à celui d'une cellule solaire classique.

CHAPITRE I

MICROTECHNOLOGIES UTILISEES DANS

L'ELABORATION DES

DISPOSITIFS SEMICONDUCTEURS

(CELLULES PHOTOVOLTAIQUES)

I. INTRODUCTION

- Un dispositif semiconducteur notamment la cellule photovoltaïque est constituée par une plaquette de matériau semiconducteur monocristallin appelée "puce" montée dans un boîtier ou enrobée dans un bloc de matière plastique qui laisse dépasser les connexions métalliques "pattes".
- La surface de la plaquette semi-conductrice va de $10^4 \mu\text{m}^2 \rightarrow$ quelques cm^2 et son épaisseur de $150 \mu\text{m}$ à 1 mm .
- La plaquette ne porte qu'un seul composant élémentaire (composant discret) ou tout un ensemble de composants élémentaires reliés entre eux par des résistances, des capacités, des interconnexions métalliques, le tout constituant un "circuit intégré".
- On reconnaît dans la puce : le "substrat" généralement passif, simple support mécanique et les "couches actives" dont l'épaisseur va de quelques $10^{-1} \mu\text{m}$ à quelques $10 \mu\text{m}$.

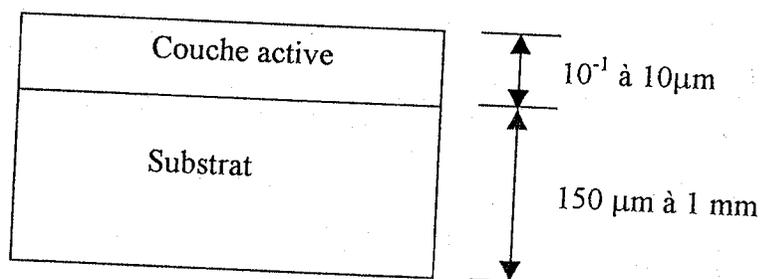


Figure 1 : Vue en coupe d'une "puce".

Suivant le type de dispositif:

- soit le courant traverse le substrat qui est alors de basse résistivité ($\sim 10^{-2} \Omega.\text{cm}$) pour éviter les effets de résistance série : c'est le cas des diodes à

jonction et des diodes Schottky de puissance, des diodes électroluminescentes, des lasers semi-conducteurs, des transistors bipolaires discrets etc ...

- soit le courant chemine dans les couches actives sans pénétrer dans le substrat qui est isolé par une zone de charge d'espace : c'est le cas des transistors à effet de champ, des circuits intégrés bipolaires ou MOS....

II. LE CRISTAL DE SILICIUM. MATERIAU DE BASE POUR L'ELECTRONIQUE ET PHOTOVOLTAÏQUE.

Le silicium quatorzième élément de la classification périodique de Mendeliev, est un corps semiconducteur.

Le silicium sa place est primordiale dans l'industrie électronique. Il est utilisé sous différentes formes:

- sous forme de couches amorphes,
- sous forme de ruban polycristallin (ruban auto porté ou déposé sur un support adéquat).

Les principales utilisations sont centrées sur la récupération de l'énergie solaire et le prix de revient est un facteur fondamental. Dans ses utilisations (diodes, transistors, thyristors, C.I.) le silicium doit être monocristallin.

Le silicium monocristallin est obtenu par deux méthodes:

- forme de cristaux, par croissance à partir de la phase liquide,
- forme épitaxiale, par dépôt d'une couche monocristalline sur substrat.

II.1. La croissance de lingots monocristallins.

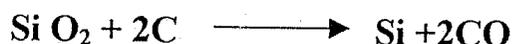
Deux méthodes de croissance sont en compétition pour l'obtention des lingots monocristallins.

1. la méthodes de tirage (CZOCHEWALSKI) (CZ),
2. la méthode de la zone flottante (zone fondue) (ZF).

Dans les deux cas, il s'agit d'une croissance à partir de la phase liquide.

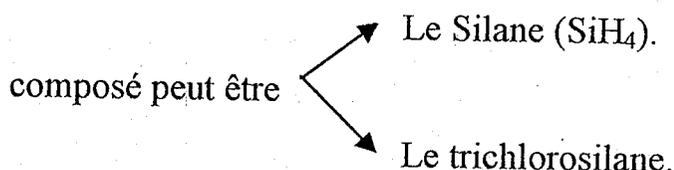
II.1.1. Préparation et purification du silicium.

Le silicium occupe la seconde place après l'oxygène à l'intérieur de l'écorce terrestre. Il apparaît essentiellement sous forme de Silice. Ce dernier est utilisé pour l'extraction de silicium, à partir d'une réaction par le carbone dans un four à arc.



Le produit obtenu a une pureté d'environ 98% et est connu sous le nom de silicium métallurgique. Avant de pouvoir utiliser il doit subir une purification très poussée. Il existe différentes voies pour cette purification qui nécessite le passage par un composé volatile car il est difficile de purifier un solide.

On va décrire la purification par la voie classique.



Le trichlorosilane est liquide à la température ambiante → qui permet une purification simple par échanges sur des résines. De plus il possède une faible température d'ébullition, ce qui permet une purification par distillation fractionnée.

Ce trichlorosilane est obtenu par réaction d'acide chlorhydrique sur la poudre de silicium métallurgique.



II.1.2. La méthode de tirage (CZOCHEWALSKI) (CZ).

Cette méthode avait été mise au point pour des métaux. Elle a été adaptée à la croissance du silicium par Teal et Little, [2], figure 2.

- ❖ le silicium polycristallin de départ est fondu dans un creuset,
- ❖ un germe monocristallin convenablement orienté est en contact avec le centre du bain,
- ❖ ajustement de la température du bain, mise en rotation du creuset et du germe, celui-ci est tiré très lentement vers le haut,
- ❖ le chauffage du creuset est assuré par un four à résistance ou à haute fréquence,
- ❖ les parties du four portées à haute fréquence sont constituées de corps de très haute pureté (principalement graphite) de façon à éviter une pollution par voie gazeuse,

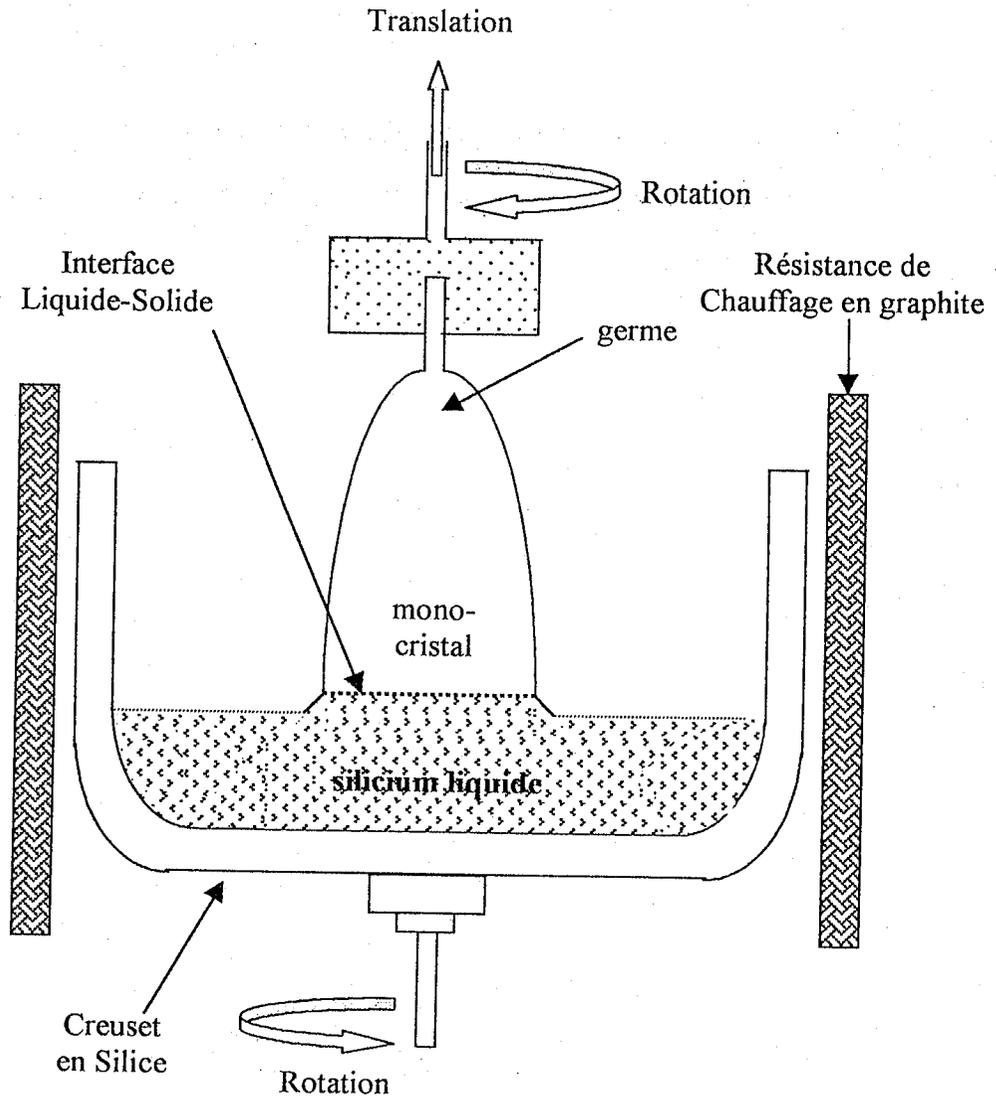


Figure 2: Croissance des monocristaux par la méthode (GZOCHRALSKI).

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

La croissance cristalline fait appel à différentes notions telles que:

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

III.1.3 La méthode de la zone flottante (FZ):

Cette méthode a été mise au point par Keck et Golay, figure 3. Par cette méthode nous pouvons obtenir des diamètres jusqu'à 100 mm.

La principale différence entre la méthode (CZ) et la méthode (FZ) réside en la présence ou non d'un contact silicium fondu-creuset. Ce contact, entraîne une pollution, essentiellement par l'oxygène dans le cas des cristaux (CZ).

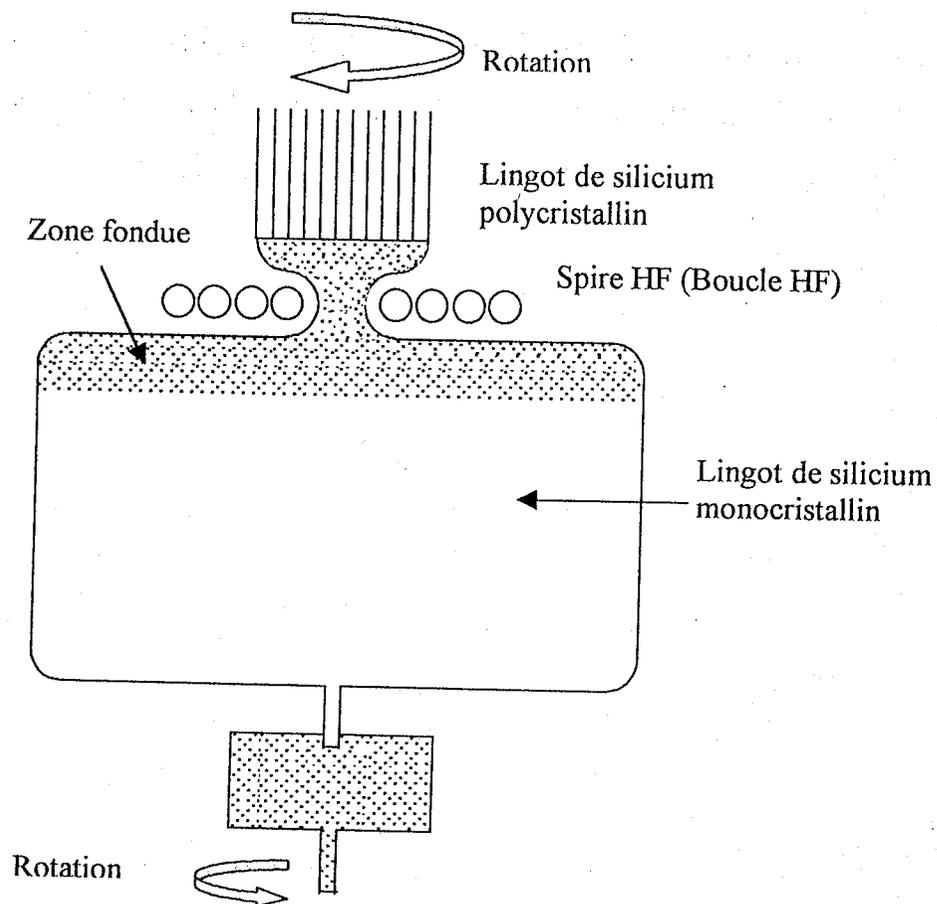


Figure 3: Croissance des monocristaux par la méthode de la zone flottante.

- ❖ les lingots vont être découpés en tranches qui seront polies pour pouvoir être utilisées dans l'industrie électronique,
 - ❖ la découpe est effectuée par des séries à bol diamanté. Elle se présente sous la forme d'un large disque qui est animé d'un mouvement de rotation rapide environ (4000 tr/min) et de translation,
 - ❖ l'opération de découpe est habituellement automatisée,
 - ❖ l'ordre de découpe d'une plaque est de l'ordre d'une minute.
 - ❖ l'épaisseur d'une plaque est de 200 à 500 μm suivant le diamètre du cristal.
- La partie perdue par le passage de la lame est d'environ 300 μm ,

- ❖ les plaques vont subir un polissage chimique pour éliminer toute perturbation en surface.

II.2. Les défauts dans les monocristaux.

II.2.1. Les défauts macroscopiques:

Les défauts macroscopiques peuvent être d'origine divers, telles que la présence de particules dans le bain, des vibrations, des fluctuations importantes dans les paramètres de croissance. Ces défauts n'apparaissent plus dans les cristaux produits de nos jours.

II.2.2. Les défauts linéaires (dislocations):

Ces défauts se trouvent pratiquement dans les cristaux. une image simple d'un tel défaut est la dislocation coin.

Les dislocations ne sont pas des défauts stables thermiquement car elle augmentent l'énergie libre du cristal. Leur existence est la conséquence de l'un des trois mécanismes suivants:

- la prolongation des dislocations pré-existantes dans le germe,
- les contraintes mécaniques d'origine thermique,
- l'agglomération de défauts ponctuels natifs.

II.2.3. Les striations de croissance:

Lors de la croissance, il est nécessaire de doper les lingots de façon à ce qu'ils présentent les propriétés électriques requises. Ce dopage se fait par l'introduction de l'élément voulu dans le bain.

Les dopants usuels sont le bore pour l'obtention de cristaux de type P et le phosphore pour l'obtention de cristaux de type N.

La concentration introduite dans le cristal C_S dépend de la concentration dans le bain C_E suivant la relation:

$$C_S = S \cdot C_E \quad (1)$$

S : coefficient de ségrégation.

Dans le cas où ($S < 1$) ou ($S > 1$) il y a enrichissement ou appauvrissement du liquide et la concentration dans le solide est donnée par

$$C_S = S C_{E0} (1-g)^{S-1} \quad (2)$$

C_{E0} : La concentration initiale dans le bain.

g : La fraction solidifiée.

II.2.4. Les défauts ponctuels:

C'est un défaut dont la taille n'excède pas celle d'un à deux atomes; ce peut être des atomes étrangers (impuretés) ou des défauts natifs qui sont intrinsèques au cristal (lacunes, interstitiels).

➤ Les défauts natifs: dans le silicium - qui est un corps simple, ne peuvent être que des lacunes (ou bilacunes, etc...) ou des interstitiels ou des combinaisons de ces deux défauts.

➤ La concentration des défauts natifs en agglomérats: Les défauts natifs sont thermodynamiquement stables et leur concentration dépend de la température suivant une loi:

$$C_{fE} \sim e^{-E_f / KT} \quad (3)$$

C_{fE} : la concentration à l'équilibre.

E_f : l'énergie de formation.

Lorsque le lingot est à une température voisine de la température de fusion, il possède donc une forte concentration de défauts natifs.

II.3. Le rôle de l'oxygène dans le silicium[3]

Il peut paraître surprenant d'utiliser des cristaux (CZ), alors que l'on sait qu'ils sont moins purs que les lingots (FZ) (essentiellement par leur teneur en oxygène qui est de l'ordre de 20 ppm "partie par million" ou " 10^{18} atomes par cm^3 ").

Cependant, ils ont historiquement été préférés parce qu'ils étaient plus faciles à produire et avec un plus grand diamètre. Alors qu'a priori ils possèdent un handicap par rapport aux lingots (FZ) - leur pollution par O_2 - On s'est aperçu que les rendements des dispositifs avec ces cristaux étaient meilleurs.

On s'est d'abord aperçu que les plaquettes (CZ) supportaient mieux les chocs thermiques et permettaient donc d'avoir des procédures d'entrées/sorties dans les fours plus rapides. Mais ceci n'explique pas tout et n'est de toute façon qu'une constatation. Une partie de voile est tombée lorsque fut découvert le phénomène de piégeage des impuretés par les précipités dus à la précipitation d'oxygène. l'autre partie du voile, concernant l'amélioration des propriétés mécaniques.

III. ELABORATION DES COUCHES ACTIVES :

La réalisation d'un dispositif électronique à partir d'un substrat semiconducteur fait appel à une séquence appropriée de plusieurs processus permettant de délimiter et de doper convenablement les diverses régions P et N, et d'assurer les isollements et les prises de contact nécessaires. Dans tous les cas, les substrats sont des tranches très fines d'un matériau monocristallin de résistivité adéquate. Ces tranches dont l'épaisseur minimale est fixée par des considérations de

tenue mécanique (typiquement 200 à 500 μ pour le silicium en plaquette de 5 à 7.5 cm de diamètre par exemple) ont généralement reçu, avant toute autre opération, des traitements physico-chimiques destinés à leur donner une très grande propreté de surface [4].

Les couches actives ont naturellement des propriétés électroniques (type de concentration des porteurs) différentes de celle de substrat. Pour les élaborer on va avoir le choix entre deux méthodes:

1/ Surdopage de la région superficielle de substrat : en introduisant dans cette région des dopants en concentration supérieure à celle du substrat, on la différencie, électriquement, du reste du substrat. Deux méthodes sont utilisables :

- * la diffusion thermique,
- * l'implantation ionique.

On peut réaliser ainsi les couples couche-substrat suivants : N^+/N , P^+/N , N^+/P , P^+/P . (N^+/N : signifie une couche de type N très dopée sur substrat N peut doper).

2/ Croissance par épitaxie d'une couche monocristalline sur le substrat. Dans cette méthode , le dopage de la couche peut être de même type ou de type différent et plus ou moins grand que celui du substrat. On peut en particulier réaliser les couples couche-substrat suivants: N/N^+ , N/P^+ , P/N^+ , P/P^+ ce qui est impossible par diffusion ou implantation [5].

III.1. Diffusion thermique :

Cette méthode n'est utilisable qu'avec les matériaux thermiquement stable comme le silicium [6]; elle est pratiquement interdite pour les matériaux III-V.

II.1.1. Conduite d'un processus de diffusion :

Il est généralement conduit en deux étapes :

1. Au cours d'une première étape dite prédépôt, les tranches sont maintenues en contact avec une atmosphère contenant l'élément dopant dans un four porté à une température de l'ordre de 1000°C pendant un temps de l'ordre de l'heure. Le dopant diffuse de la surface vers le cœur de la tranche sur une profondeur de l'ordre de 10^{-1} μm . Deux méthodes sont utilisées :

a) Diffusion en "ampoule scellée" :

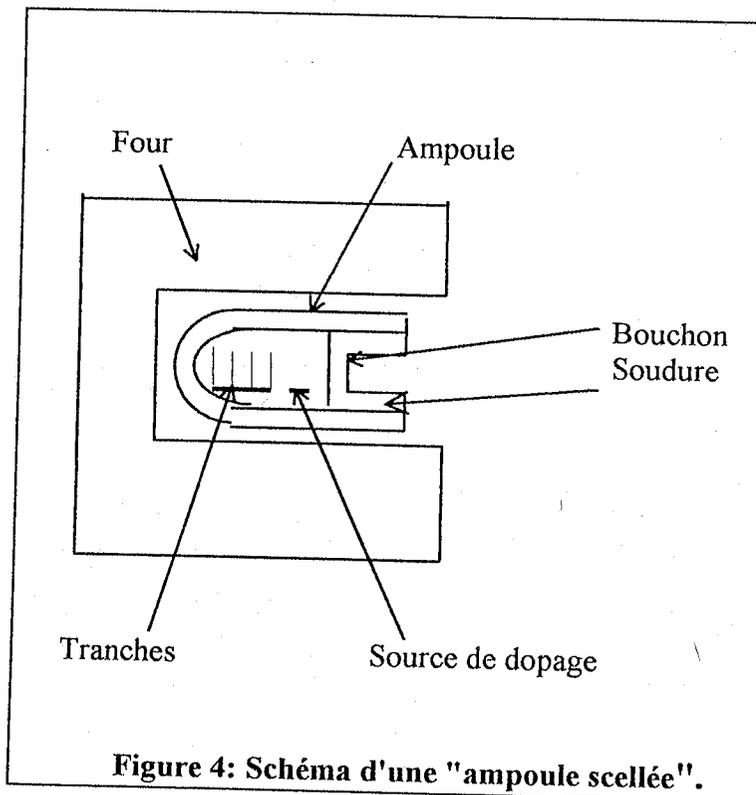


Figure 4: Schéma d'une "ampoule scellée".

Dans une ampoule de quartz (SiO_2), on dispose les tranches, maintenus verticales grâce à des encoches dans une nacelle, la source solide du dopant placée dans une barquette.

L'ampoule est vidée jusqu'à 10^{-6} torr (pression en système CGS), scellée sous vide, placée dans le four et portée à $1000-1200^{\circ}\text{C}$, figure 4. A haute température, la source émet les atomes de l'élément do-

pant qui parviennent sur les tranches et y diffusent. Après diffusion l'ampoule est ouverte sous vide pour pouvoir réaliser une remontée de précision progressive.

b) Diffusion en " Tube ouvert " :

Les tranches sont disposées sur une nacelle placée dans un tube balayé en permanence par :

- * un gaz neutre N_2 ou Ar,
- * de l'oxygène,
- * un composé gazeux de l'élément dopant : $POCl_3$ ou BBr_3 , figure 5.

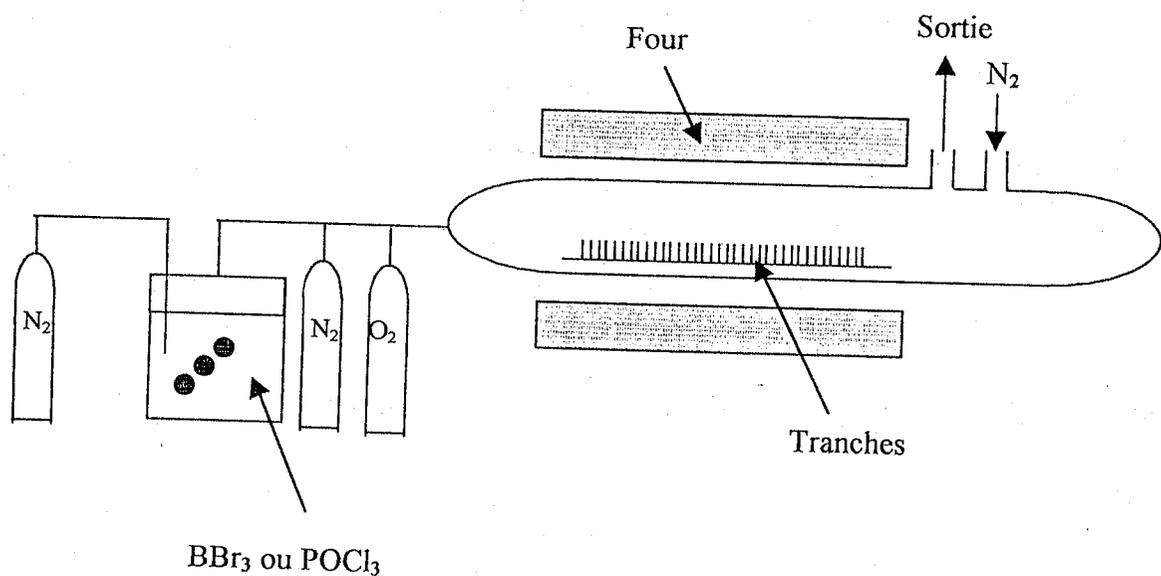
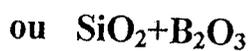
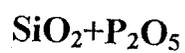


Figure 5 : Schéma d'un " tube ouvert".

A haute température l'oxygène réagit pour donner un oxyde de l'élément dopant P_2O_5 ou B_2O_3 et former à la surface des tranches un verre de Silice dopé :



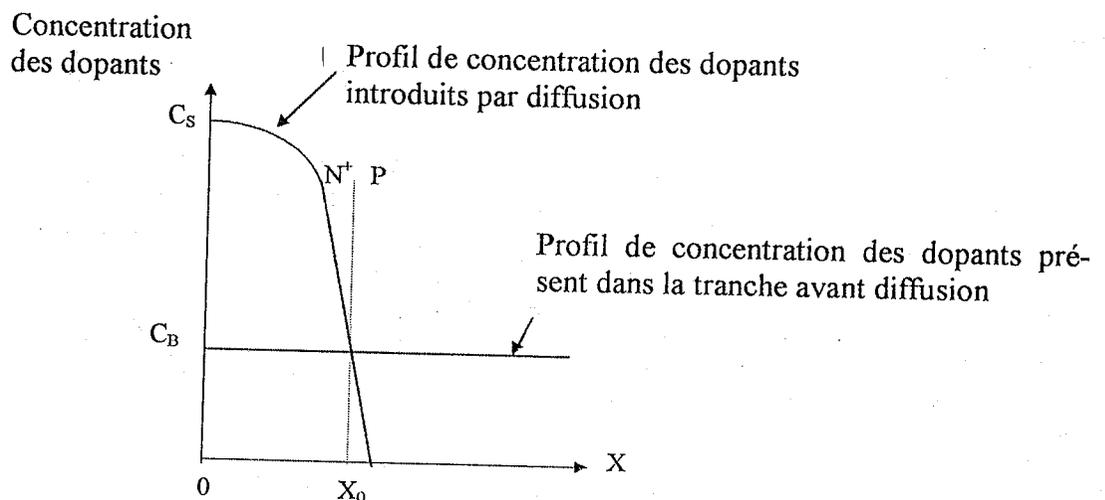
Ce verre dopé sert de source de diffusion dans les tranches.

2. Au cours d'une " seconde étape " dite de " Redistribution " les tranches, soustraites à toute source de dopant, subissent un long traitement thermique destiné à faire pénétrer plus profondément les impuretés introduites au cours de la première étape. Ce traitement est généralement effectué en tube ouvert.

II.1.2 Profil de dopage et équations de diffusion.

Dans un processus de diffusion l'impureté étant introduite de la surface vers le cœur de la tranche on doit s'attendre à trouver dans la couche diffusée une concentration de dopant inhomogène. Nous allons déterminer la forme du " Profil de dopage " dont nous peut déduire l'épaisseur de la couche diffusée

(valeur de l'abscisse x pour laquelle la concentration des dopants introduits est égale à celle des dopants initialement présents dans le substrat) figure 6, [7].



C_S : concentration en surface.

C_B : concentration initiale dans le matériau.

Figure 6 : Détermination de la profondeur de la couche diffusée.

La diffusion thermique des impuretés dans un solide est régie par la loi de "FICK" qui enseigne que le flux d'impuretés Φ (nombre d'impuretés traversant par seconde 1 cm^2 d'une surface normale à x) (dimension $\text{cm}^{-2} \text{ s}^{-1}$) est proportionnel au gradient d'impureté $\frac{dN}{dx}$ (dérivée de la concentration/ x) (dimension cm^{-4}). Le coefficient de proportionnalité étant le coefficient de diffusion D (dimension $\text{cm}^2 \text{ s}^{-1}$) :

$$\Phi = D \cdot \frac{dN}{dx} \quad (4)$$

Les coefficients de diffusion des différentes impuretés dans le germanium, le silicium et l'arséniure de gallium sont présentés sur la figure 7 .

On voit, d'après les coordonnées choisies et l'allure des courbes, que le coefficient de diffusion suit une loi d'Arrhénius :

$$D = D_0 \exp(-\Delta E / kT) \quad (5)$$

D_0 : Constante exprimée en $\text{Cm}^2 \text{s}^{-1}$.

ΔE : énergie d'activation du phénomène de diffusion exprimée en joule ou eV (ordre de grandeur quelques eV).

k : constante de Boltzman ($1.38 \cdot 10^{-23}$ Joule/ $^\circ\text{k}$ ou $8.6 \cdot 10^{-5}$ eV/ $^\circ\text{k}$).

T : température thermodynamique $^\circ\text{k}$.

Le profil du dopage $N(x)$ peut être calculé à partir de la loi de Fick, nous ne donnerons que le résultat du calcul qui présente sur une forme tout à fait différente suivant la façon dont la diffusion a été conduite :

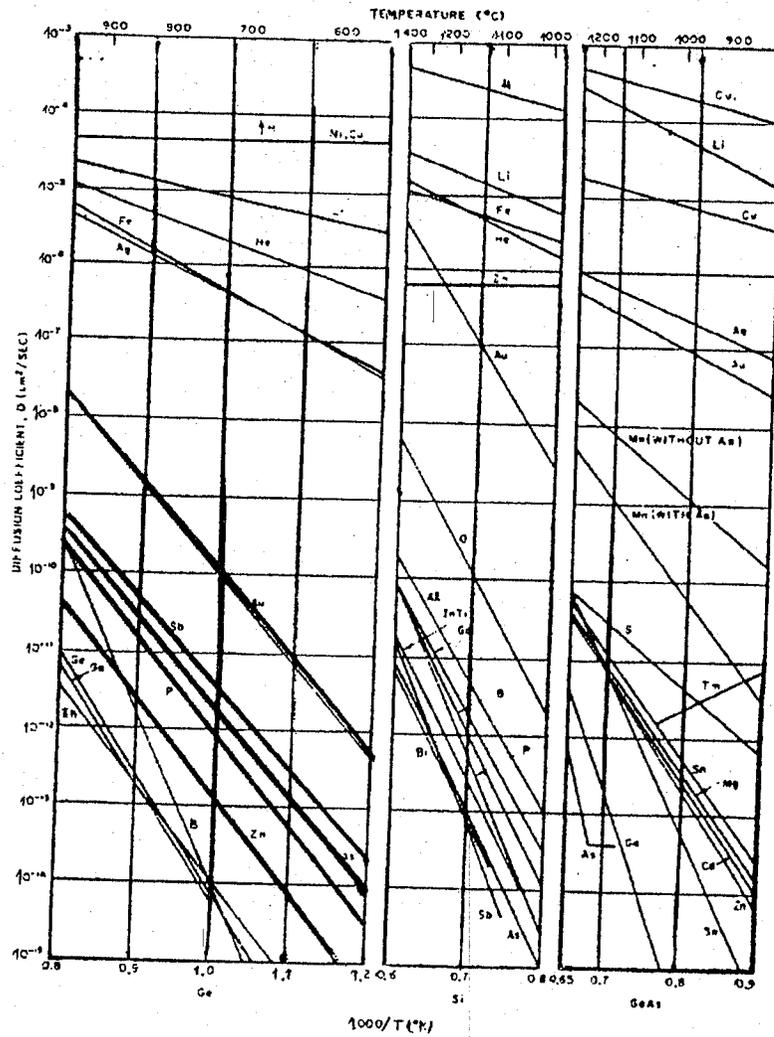


Figure 7: Les coefficients de diffusion des différentes impuretés dans le germanium, le silicium et l'arséniure de gallium.

A- La diffusion est conduite en maintenant la concentration des impuretés de dopage à la surface de la tranche constante, et égale à la solubilité limite N_s de l'impureté dans le semiconducteur (à la température du four de diffusion).

C'est ce qui se passe dans l'étape du dépôt ou prédépôt. Dans ces condition le profil de dopage $N(x)$ obtenu est donné par la relation :

$$N(x) = N_s \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (6)$$

erfc : fonction erreur complémentaire défini par : $\frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_z^{\infty} e^{-t^2} dt$ tabulée

ci-dessous.

Z	Erfc(Z)	Z	erfc(Z)	Z	Erfc(Z)	Z	erfc(Z)
0	1.00000	1.00	0.15730	2.00	0.00468	3.00	0.00002209
0.10	0.88754	1.10	0.11980	2.10	0.00298	3.10	0.00001165
0.20	0.77730	1.20	0.08969	2.20	0.00186	3.20	0.00000603
0.30	0.67137	1.30	0.06599	2.30	0.00114	3.30	0.00000306
0.40	0.57161	1.40	0.04774	2.40	0.000689	3.40	0.00000152
0.50	0.47950	1.50	0.03390	2.50	0.000407	3.50	0.000000743
0.60	0.39614	1.60	0.02365	2.60	0.000236	3.60	0.000000356
0.70	0.32220	1.70	0.01621	2.70	0.000134	3.70	0.000000167
0.80	0.25790	1.80	0.01091	2.80	0.000075	3.80	0.000000077
0.90	0.20309	1.90	0.00721	2.90	0.000041	3.90	0.000000035

Tableau A: La fonction erfc (Z).

N_s : solubilité limite de l'impureté à la température de diffusion donnée pour le silicium sur la figure 8.

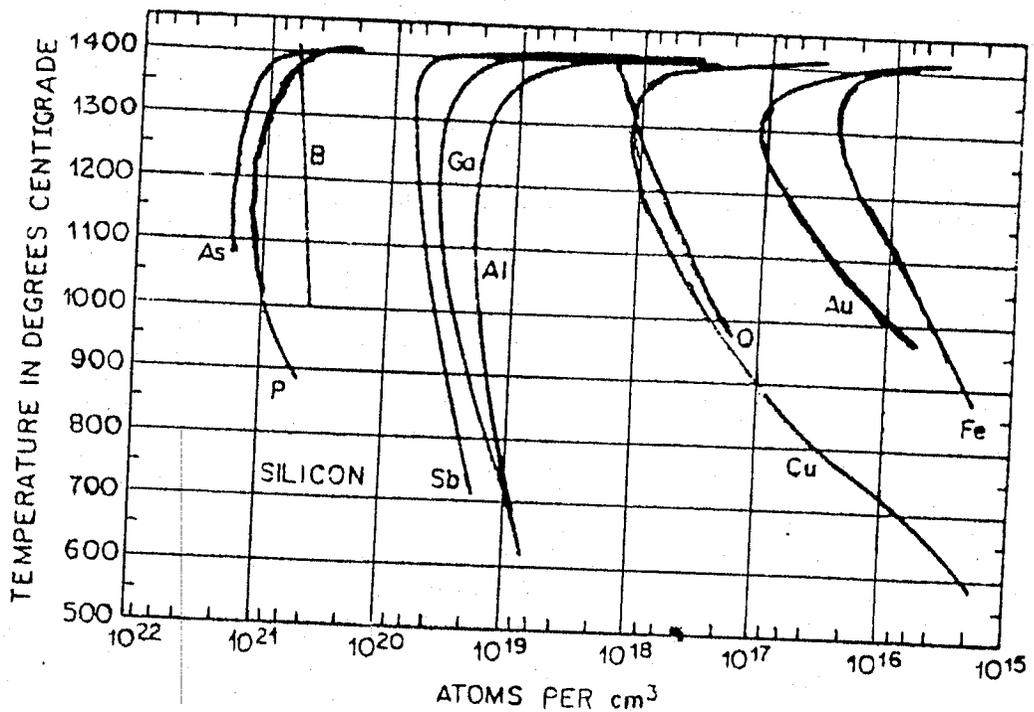


Figure 8: Solubilité limite de l'impureté pour le silicium.

x : coordonnée normale à la face de la tranche.

D : coefficient de diffusion précédemment introduit.

t : durée de la diffusion.

L'allure des profils obtenue pour différentes valeurs de paramètre $2\sqrt{Dt}$ est donnée sur la figure 9.

B - La diffusion est conduite en maintenant constante la quantité totale d'impureté dans la tranche, c'est ce qui se passe au cours de l'étape de redistribution. Dans ces conditions, le profil de dopage $N(x)$ est Gaussien et donné par :

$$N(x) = \frac{Q}{\sqrt{\pi Dt}} \cdot e^{-\frac{x^2}{4Dt}} \quad (7)$$

Q : quantité totale d'impuretés exprimée en Cm^{-2} .

Les autres paramètres ayant la même signification que ci-dessus.

L'allure des profils obtenus pour différentes valeurs de paramètres $2\sqrt{Dt}$ est donnée par la figure 10.

III.2. Implantation ionique:

L'implantation ionique est utilisée pour les matériaux thermiquement instables (III.V et II.VI) qui ne "supportent" pas la diffusion thermique et toutes les fois que l'on souhaite élaborer une couche active d'épaisseur faible et bien contrôlée (base de transistor bipolaire H.F par exemple) [8,9].

Dans cette méthode, la surface du substrat est bombardée avec des ions de l'impureté de dopage accélérés sous une énergie de l'ordre de 100 Kev avec doses implantées de l'ordre de 10^{13} à 10^{15} ions par cm^2 .

Les machines utilisées à cet effet appelées "Implanteurs" comportent une source d'ions, une première accélération (~ 10 Kev), un "tri" en masse des ions par déflexion magnétique, une post-accélération (~ 100 Kev), une déflexion de quelques degrés du faisceau d'ions pour séparer les neutres et un balayage du faisceau pour uniformiser la dose implantée à la surface de la tranche, figure 11.

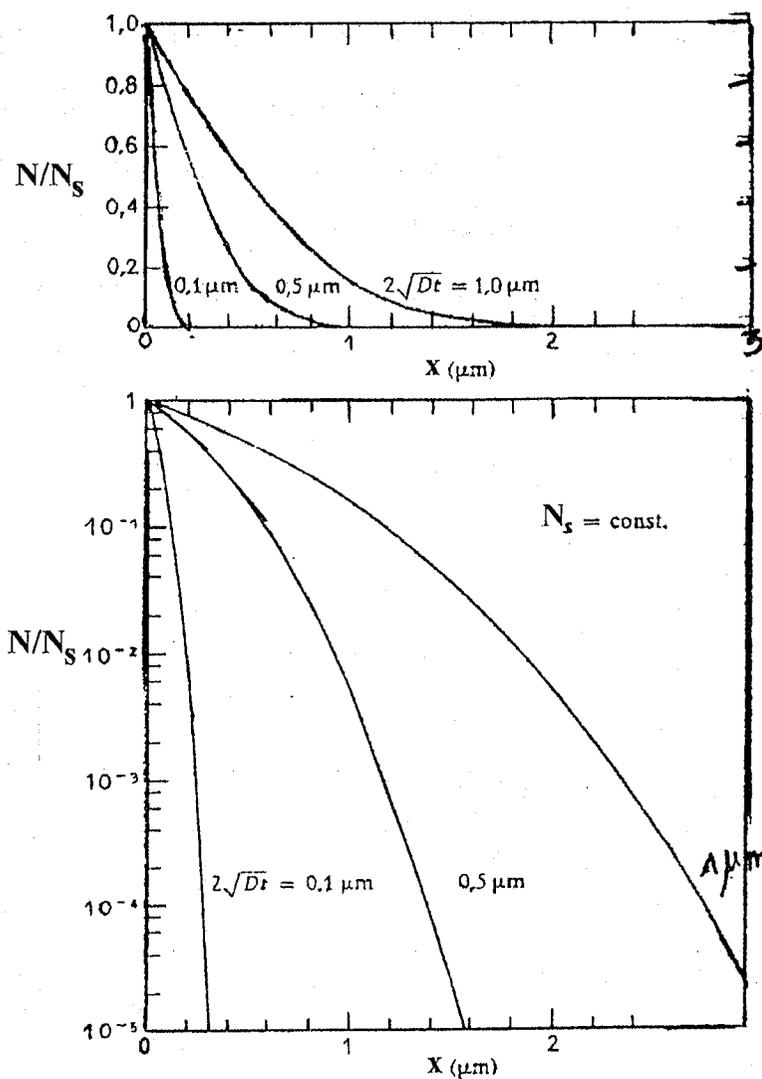


Figure 9: Profils obtenus pour différentes valeurs de paramètres $2\sqrt{Dt}$ dans le cas A.

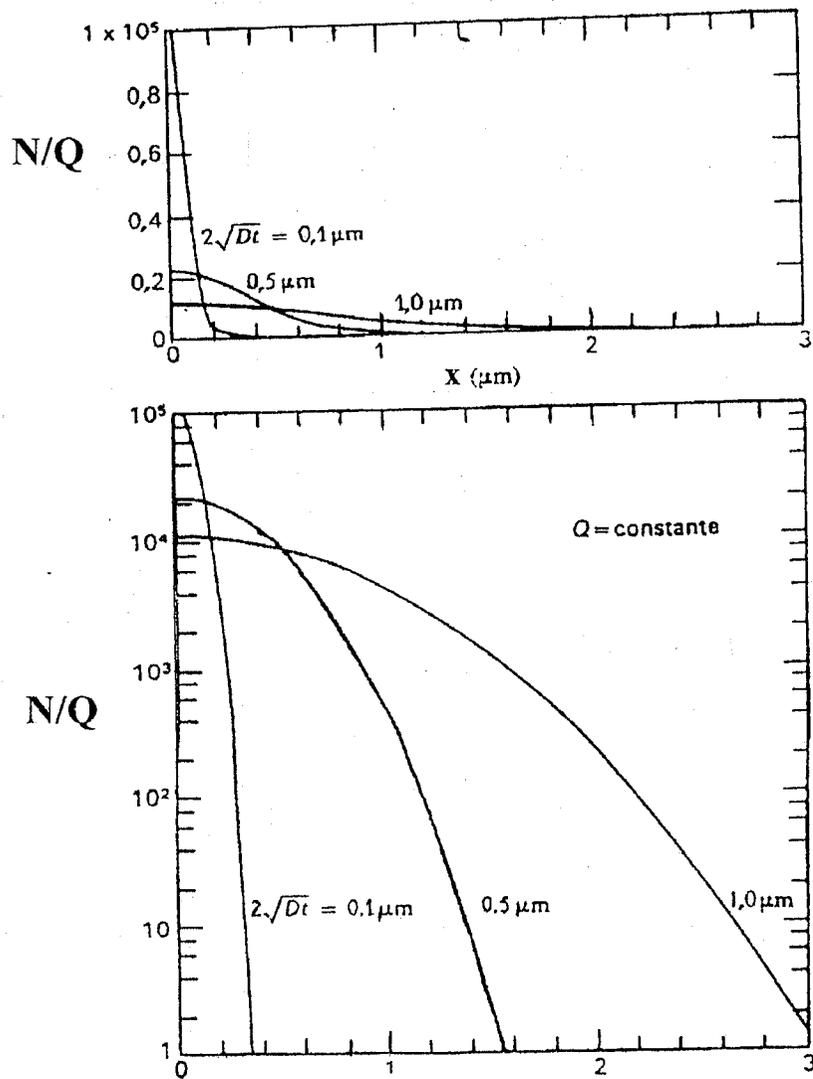


Figure 10: Profils obtenus pour différentes valeurs de paramètre $2\sqrt{Dt}$ dans le cas B.

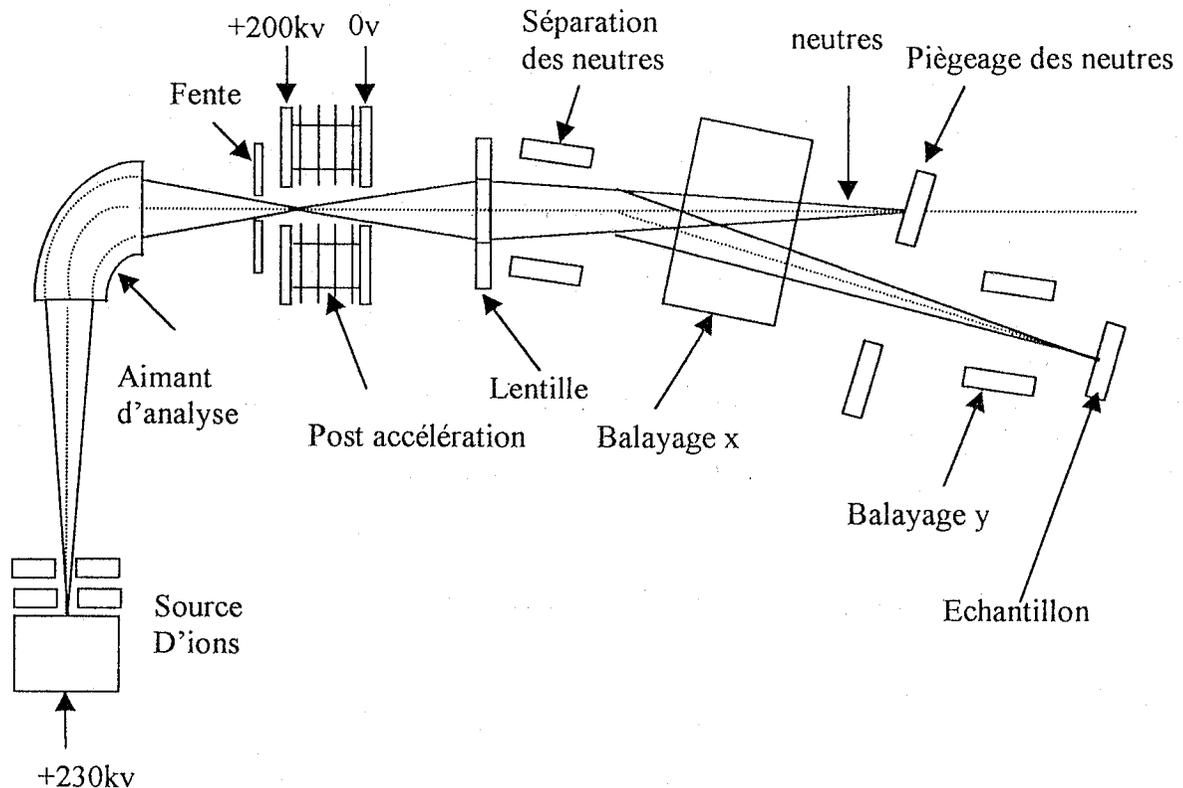
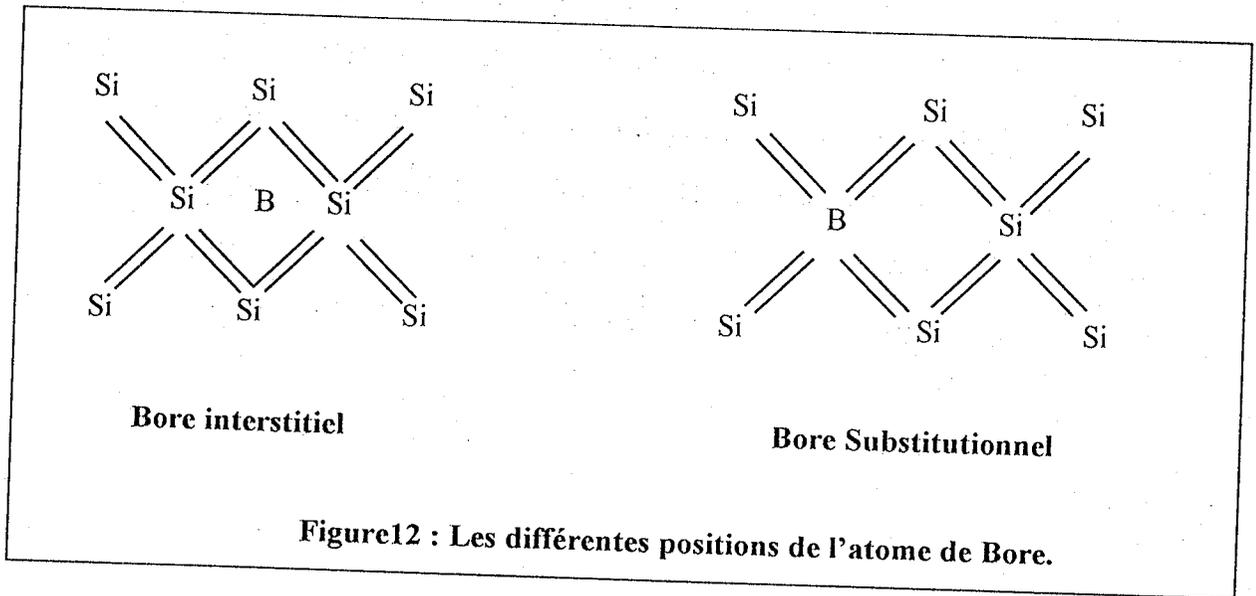


Figure 11 : Schéma d'un implanteur.

Après implantation les tranches doivent être recuites afin de :

- 1) parer aux défauts occasionnés par le bombardement : pour les doses élevées, le substrat est amorphisé en surface il convient donc de le recristalliser,
- 2) assurer le passage des impuretés implantées des positions "interstitielles" où elles se sont placées, et sont "électriquement inactives". En positions "substitutionnelles", elles peuvent jouer le rôle de dopant [10,11,12],
- 3) ces recuits peuvent être effectués soit dans des fours classiques (700 à 1000 °C ; ½ heure, sous atmosphère inerte) soit au moyen de faisceaux électroniques, de faisceau laser ou de lampes, ce qui permet un traitement thermique très bref évitant les phénomènes de redistribution des dopants par diffusion,

4) pour les matériaux thermiquement instables une encapsulation peut être nécessaire (enrobage de la tranche implantée par une couche de Nitrure de silicium par exemple) figure 12.



Le profil de concentration des impuretés implantées est "Gaussien" le sommet de la courbe étant situé à l'intérieur du substrat à une profondeur égale à la pénétration moyenne des ions; figure 13.

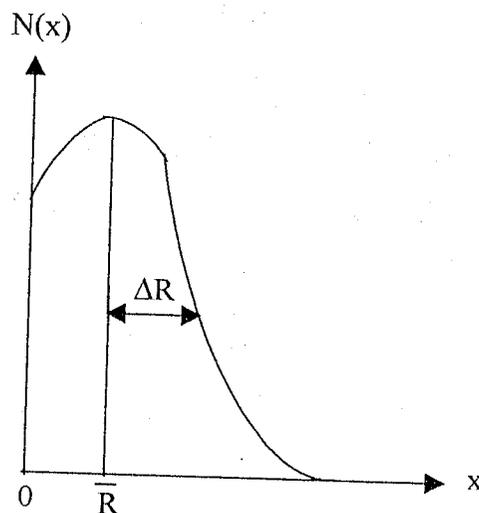


Figure 13: Profil de concentration des impuretés implantées.

$$N(x) \propto \exp\left(-\frac{(x - \bar{R})^2}{2\Delta R^2}\right) \quad (8)$$

\bar{R} : profondeur moyenne de pénétration. ΔR écart type de pénétration.

\bar{R} et ΔR dépendent de l'impureté implantée, du semiconducteur cible et de l'énergie des ions. Il faut savoir que les profondeurs de pénétration sont en tout état de cause faibles, de l'ordre de 10^{-1} μm .

Ce procédé, qui utilise des accélérateurs de particules élimine pratiquement toutes les limitations de la diffusion thermique. Il conserve néanmoins deux inconvénients importants.

Avantages et Inconvénients: [13]

Chaque processus de dopage peut admettre des avantages et des inconvénients.

Avantages:

- ❖ gamme des concentrations d'impuretés très étendue 10^{14} atomes/cm³ à 10^{21} atomes/cm³,
- ❖ profondeur de pénétration aisément contrôlable (selon l'énergie des ions : 0.1 à 1.5 μm),
- ❖ superposition des différents profils possible sans interaction avec les profils précédents,
- ❖ opération conduite à basse température dans une enceinte sous vide → absence de contraintes thermiques et grande pureté,
- ❖ un seul appareil peut être utilisé pour implanter de nombreuses impuretés. Le tri magnétique permet de sélectionner parfaitement un ion parmi d'autres,

- ❖ les quantités d'ions introduites sont facilement mesurables et contrôlables avec précision,
- ❖ l'action des ions est très directive (faisceau d'ions perpendiculaire à la surface), et le dopage latéral est donc très faible ($\leq 0.1 \mu\text{m}$).

Inconvénients :

Il a été noté les inconvénients suivants durant la phase de l'implantation ionique.

- ❖ les machines sont complexes, encombrantes (bien que ce soit de moins en moins le cas), et coûteuses. Souvent elles ne permettent pas le dopage collectif; le faisceau ne balaie que la surface d'un substrat,
- ❖ il est très facile d'implanter et de doser des ions, mais le recuit des défauts cristallins créés par le bombardement est spécifique à chaque cas pratique.

III.3. Épitaxie:

L'épitaxie consiste à faire croître une couche monocristalline sur un substrat monocristallin de même nature (homoépitaxie) ou de nature différente (hétéroépitaxie) de telle sorte que l'arrangement cristallin de la couche prolonge en quelque sorte celui du substrat [14].

Pour bien réaliser une épitaxie, il faut:

- que le substrat ait, dans le plan de l'interface couche-substrat, mêmes symétries cristallines et des paramètres cristallins voisins de celui de la couche que l'on souhaite faire croître (dans le cas de l'hétéroépitaxie),
- que la surface du substrat soit rigoureusement exempte de défauts cristallins, d'impuretés physisorbées ou chimisorbées (couche d'oxyde, carbone,...),

- que la température soit assez élevée pour que les atomes déposés aient une mobilité suffisante pour trouver leur bonne place sur le substrat ou sur la couche déjà déposée.

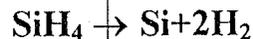
L'opération peut être conduite de trois façons :

- ❖ épitaxie en phase vapeur (EPV ou VPE Vapor Phase Epitaxy),
- ❖ épitaxie en phase liquide (EPL ou LPE Liquid Phase Epitaxy),
- ❖ épitaxie sous vide au moyen de jets moléculaires (EJM ou MBE Molecular Beam Epitaxy) [15].

III.3.1. Epitaxie en phase vapeur:

C'est la méthode de choix pour le silicium mais elle est également utilisée pour des semi-conducteurs composés (III.V) (non stables) en concurrence avec d'autres méthodes. Elle consiste à pyrolyser un composé gazeux du matériau à déposer au voisinage du substrat porté à température élevée.

Pour le silicium on utilise le "silane" (tetrahydruure de silicium)



L'opération est conduite dans un réacteur d'épitaxie dont la figure 14, montre un exemple.

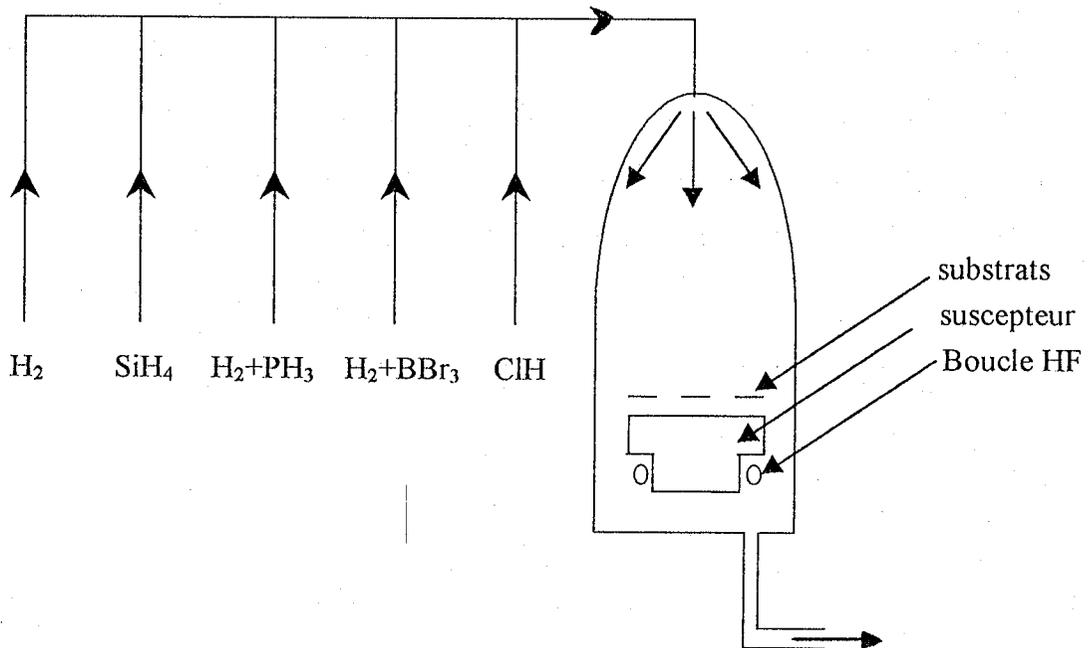


Figure 14: Schéma d'un réacteur d'épithaxie en phase vapeur.

Les vitesses de croissance des couches sont de l'ordre du micron/minute.

Le dépôt est précédé d'une attaque chimique des substrats destinés à enlever la couche d'oxyde naturel du semi-conducteur, dans le cas du silicium cette attaque est effectuée par des vapeurs chlorhydriques.

Outre le silane (SiH_4) et l'hydrogène qui joue un rôle dans le déplacement de l'équilibre de la réaction, on peut introduire dans le réacteur des composés gazeux de différentes impuretés (P, B, As.....) qui vont permettre de doper les couches élaborées. Etant donné que les dopants sont maintenant introduits en cours de croissance (et non plus diffusés depuis la surface) on peut obtenir des concentrations de dopants à peu près uniforme dans les couches. Il faut toutefois noter qu'il se produit une interdiffusion d'impuretés entre la couche et le substrat au cours de l'élaboration.

Les profils de concentration des dopants de la couche et du substrat se recouvrent donc dans la région de l'interface comme la schématise la figure 15.

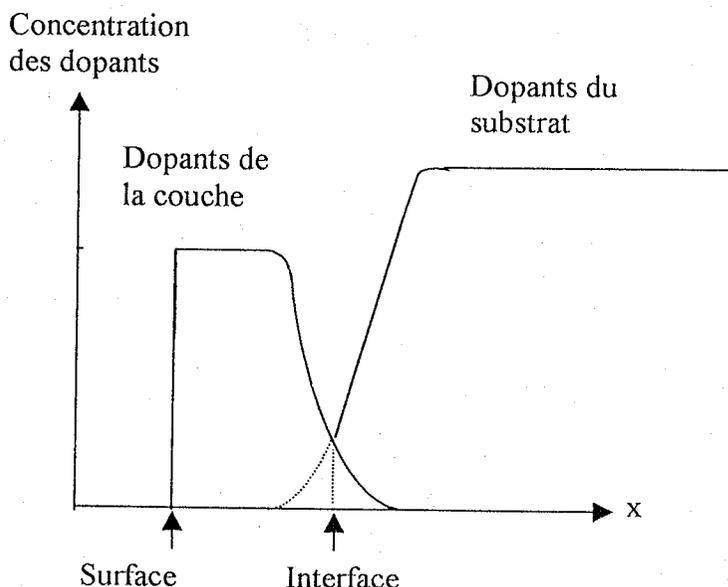


Figure 15: Profils de concentration des dopants de la couche et du substrat.

III.3.2. Epitaxie en phase liquide :

Cette méthode est utilisée pour les semi-conducteurs composés III.V binaires, ternaires ou quaternaires. Comme leur nom l'indique ces semi-conducteurs sont composés d'un ou plusieurs éléments métalliques de la colonne III : Ga , In , associés à un ou plusieurs éléments non métalliques de la colonne V : As , Sb , Or il se trouve que le gallium et l'indium sont des métaux de bas point de fusion (29 °C pour le gallium, 156 °C pour l'indium).

Le principe de la méthode est le suivant : on sature un bain liquide d'Indium ou de Gallium avec les éléments constitutifs de la couche à élaborer. On refroidit ensuite lentement ce bain (~ 0.1 °C/minute) au contact du substrat monocristallin, lorsque la sursaturation du bain est obtenue , la couche commence à croître sur le substrat.

L'opération est conduite dans un creuset en graphite de haute pureté sous atmosphère réductrice (H_2). La figure 16, montre la forme de ces creusets, les bains liquides sont confinés dans des puits, les substrats sont disposés dans de petits logements ménagés dans une glissière. En poussant cette dernière on peut amener les substrats au contact du fond du bain.

Si à ce moment la température du creuset est supérieure à la température de saturation du bain, il y a dissolution du substrat dans le bain et ceci peut être utilisé pour effectuer un nettoyage du substrat. Si au contraire la température du creuset est inférieure à la température de saturation il y a croissance d'une couche. Pour l'Arséniure de Gallium l'opération est effectuée au voisinage de $730^{\circ}C$ et les vitesses de croissance sont de l'ordre du μm par minute [16]

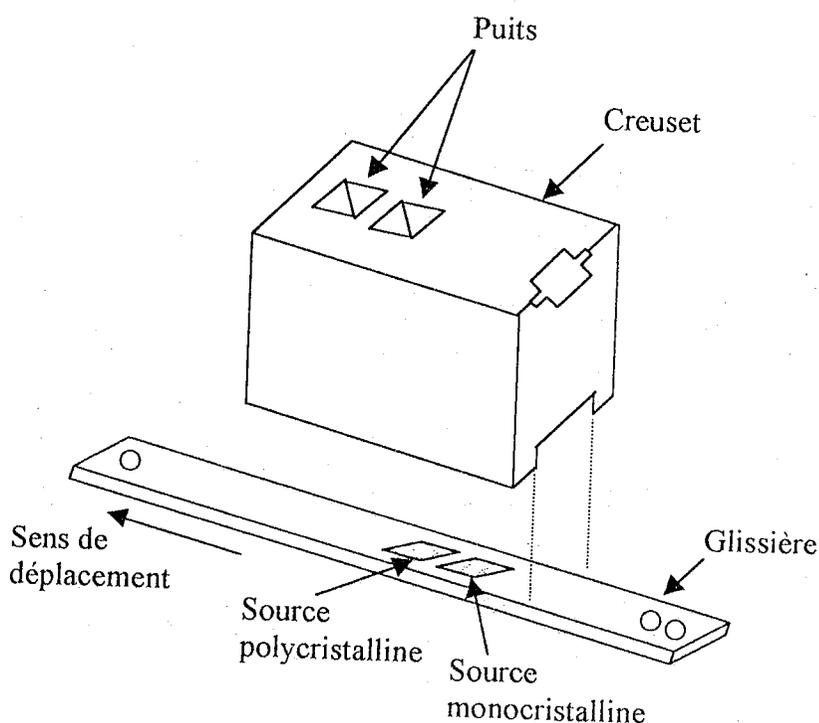


Figure 16: Schéma d'un creuset en graphite pour l'épitaxie en phase vapeur.

Avantages et inconvénients [13]

Pour l'építaxie en phase liquide, il a été noté les avantages et les inconvénients suivants :

Avantages :

- ❖ Les propriétés électriques et optiques sont bonnes avec des densités ayant de faibles défauts.
 - l'interface liquide solide réduit la contamination.
- ❖ Matériel à haute pureté.
 - basse température de croissance (600-800°C),
 - les récipients (creusets) ne réagissent pas.

Inconvénients :

- ❖ le diagramme de phase de quelques alliages III-V est défavorable,
- ❖ la détermination de croissance reste un problème fondamental,
- ❖ le procédé continu des structures multicouches est difficile.

III.3.3. Epítaxie sous vide : ou MBE (Molecular Beam Epítaxy)

L'építaxie sous vide ou építaxie par jet moléculaire (EJM ou MBE Molecular Beam Epítaxy) est surtout employée pour l'élaboration de couche de semi-conducteurs III.V et II.VI [13,17].

Dans une enceinte ultravide (10^{-11} torr) un ensemble de creuset d'évaporation contenant des différents constituants du matériau à élaborer et les différentes impuretés de dopage sont portés à des températures élevées pour fournir des flux atomiques ou moléculaires qui convergent sur le substrat lui même chauffé à une température convenable, figure 17.

Dans le cas d'homoépitaxie d'arséniure de gallium on dispose d'un four arsenic chauffé vers 300 °C qui fournit un flux de molécules As_4 ($\sim 2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2} \text{ s}^{-1}$) d'un four de gallium chauffé à 1000°C qui fournit un flux atomique ($\sim 5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2} \text{ s}^{-1}$) deux fours Sb et Be pour les dopages N et P respectivement. Le substrat est chauffé vers 550 °C. Les vitesses de croissance sont très faibles par rapport au deux précédentes méthodes, elles sont de l'ordre de micromètre par heure, mais ceci peut être avantageux si on désire réaliser des couches très fines (couches actives des lasers semiconducteurs, superréseaux).

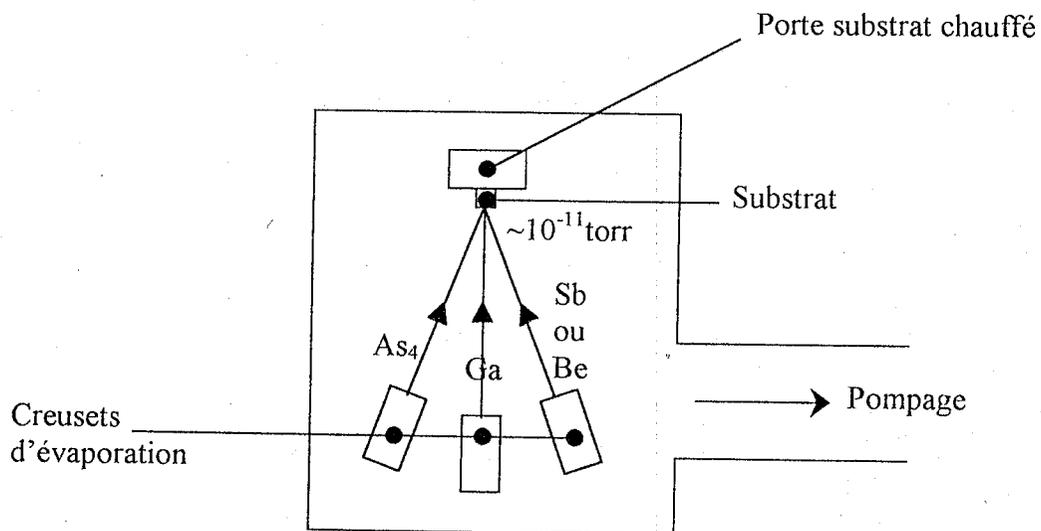


Figure 17 : Schéma d'une enceinte ultravide utilisée pour l'épitaxie sous vide.

Avantages et inconvénients[13]

Cette méthode comporte quelques avantages et inconvénients :

Avantages :

- ❖ bon contrôle du dopage relatif et du profil de dopage,
- ❖ la température de croissance est basse,

❖ l'épaisseur est contrôlée

1. Elle ne dépend pas de la température du substrat.
2. Elle dépend de la distribution du flux de jet.

Inconvénients :

- ❖ il est difficile de croître des systèmes III-V_A-V_B avec une bonne qualité,
- ❖ durant la croissance on ne peut pas mesurer le dopage absolu,
- ❖ les hétérojonctions de quelques alliages III-V ne sont pas de bonne qualité.

IV. DEFINITION DE LA GEOMETRIE DU COMPOSANT

IV.1. Technologie MESA. Technologie Planaire (PLANAR) :

Sauf dans le cas de dispositif de puissance élevée on réalise toujours sur une tranche un ensemble de dispositifs identiques "puces" qui seront séparés les uns des autres, lorsque toutes les opérations technologiques auront été effectuées, par sciage au moyen d'une scie circulaire diamantée figure 18.

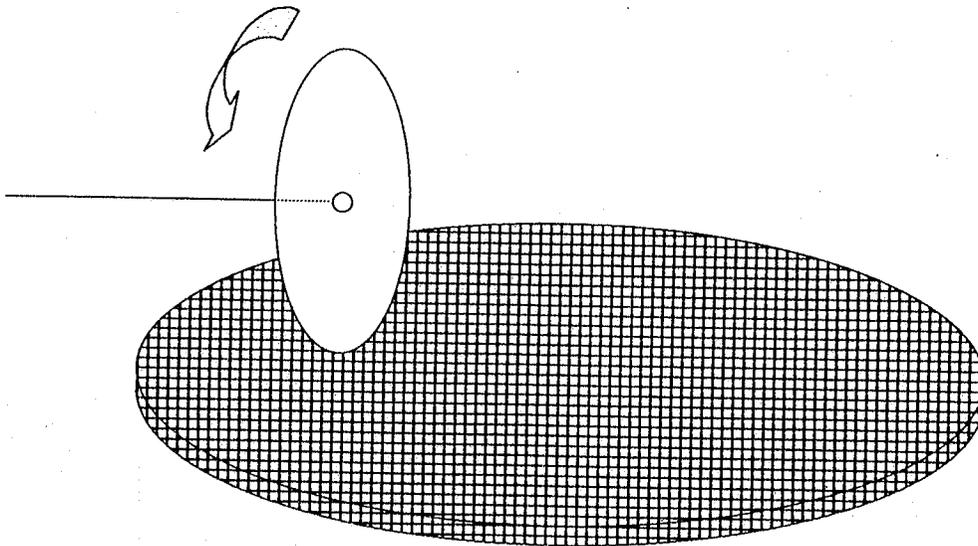


Figure 18: Sciage d'une "puce".

Même si chacune de ces puces ne porte qu'un seul composant élémentaire (composant discret) l'aire des couches actives devra être délimitée sur la plaquette suivant un certain motif géométrique. Il en sera bien sûr de même si la plaquette porte un ensemble de composants élémentaires (circuit intégré).

Cette délimitation des couches peut être effectuée de deux façons :

- I) La technologie "MESA" consiste à opérer par une attaque chimique ou mécanique localisée des couches actives laissant subsister un certain nombre "d'îlots", figure 19.

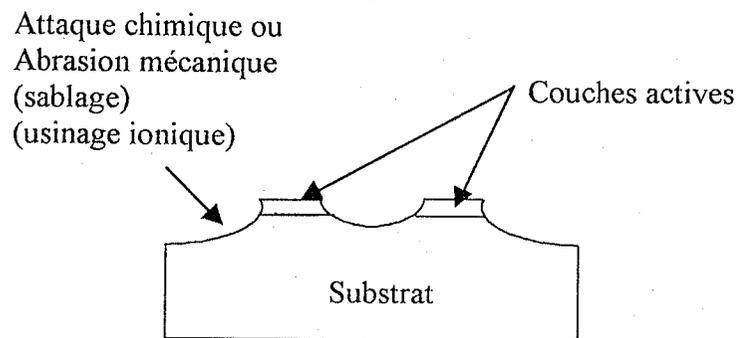


Figure 19: Présentation de la technologie " MESA ".

- II) La technologie "PLANAR" consiste en opérant par une réalisation des couches actives en effectuant des diffusions, implantations ou epitaxies des "masques" photogravés des géométries convenables, figure 20.

Cette dernière est généralement choisie, tandis que la technologie "MESA" n'est utilisée que dans quelques cas particuliers (composants de puissance, certains composants HF, certains lasers,).

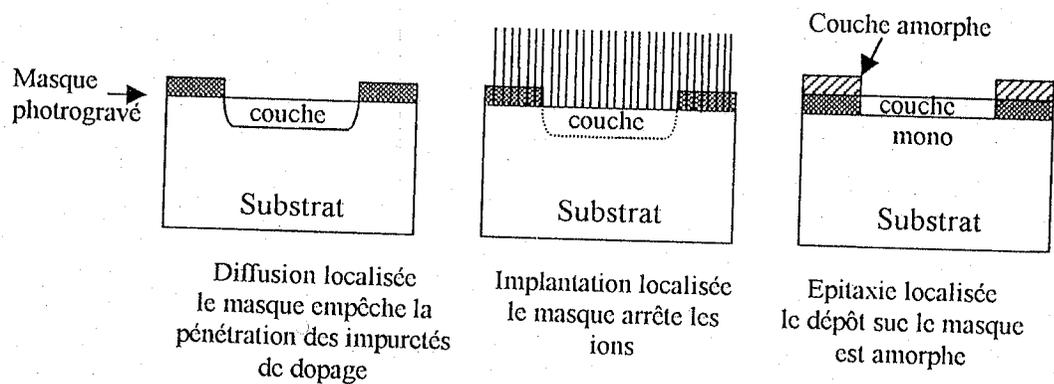


Figure 20: Diffusion, implantation et épitaxie localisées.

Nous allons étudier la technologie "PLANAR" qui met en jeu deux types d'opérations:

1. réalisation de couches de passivation,
2. photogravure de ces couches.

IV.2. Les couches de passivation :

Les couches de passivation peuvent jouer deux rôles dans la technologie semiconducteur. D'une part après photogravure, elles peuvent servir de "Masque" pour des diffusions implantations et epitaxies localisées, d'autre part elles peuvent assurer l'isolement électrique des couches actives vis à vis des grilles métalliques (dispositifs MOS) ou des interconnexions métalliques (circuits intégrés) [18,19]. Pour être de bonne qualité, elles doivent avoir les propriétés suivantes :

- ❖ avoir une bonne adhérence sur le semiconducteur,
- ❖ être une barrière efficace aux impuretés de dopage au cours des traitements de diffusion ou d'implantation,
- ❖ avoir de bonnes propriétés diélectriques : $Q > 10^{12} \Omega \text{ cm}$, champ de claquage supérieur à 10^6 V/cm , perte diélectriques négligeables, absence de charges mobiles et densité de charge fixe inférieure à 10^{11} charges élémentaire par cm^2 ,
- ❖ pouvoir être facilement gravées.

Ces couches de passivation peuvent être obtenues :

- par oxydation du semiconducteur,
- par dépôt d'un matériau diélectrique.

IV.2.1. Oxydation du semiconducteur :

La voie d'oxydation est utilisée pour les dispositifs au silicium. Ce matériau a en effet un excellent oxydant : la silice ou dioxyde de silicium SiO_2 , qui, s'il est bien préparé, a toutes les propriétés mentionnées ci-dessus. C'est la qualité de son oxyde de silicium qui doit être le matériau de choix pour l'élaboration de circuit intégré MOS.

Industriellement l'oxydation de silicium s'effectue thermiquement en plaçant les tranches dans un four porté à une température de l'ordre de 1000°C , pendant un temps allant de l'heure à quelques dizaine d'heures. Le four est balayé :

- soit par l'oxygène sec (oxyde sec),
- soit par l'oxygène saturé en vapeur d'eau (oxyde humide).

L'épaisseur de l'oxyde obtenu va de quelques centaines d'Angström à 1 μm . La figure 21, donne l'épaisseur de la couche d'oxyde de silicium en fonction du temps d'oxydation pour l'oxygène sec (a) et la vapeur d'eau (b) (silicium orienté $\langle 111 \rangle$).

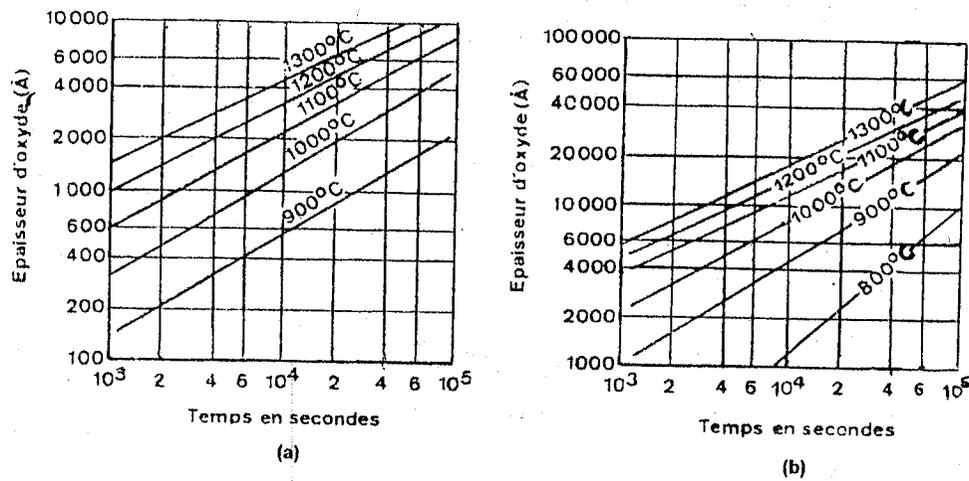


Figure 21 : (a) : Epaisseur de la couche d'oxyde de silicium en fonction du Temps d'oxydation pour l'oxygène sec.

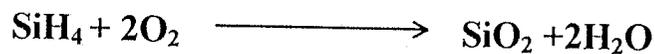
(b): Epaisseur de la couche d'oxyde de silicium en fonction du Temps d'oxydation pour la vapeur d'eau.

La voie de l'oxydation n'est malheureusement pas utilisable pour les semi-conducteurs composés III-V. Ces matériaux ne peuvent pas être oxydés thermiquement car ils sont décomposés à haute température. Pour les passiver on est conduit à les recouvrir d'une couche de matériau diélectrique.

VI.2.2. Dépôt de matériaux diélectriques :

Des très nombreux matériaux ont été proposés : les plus utilisés sont la silice SiO_2 et le nitrure de silicium Si_3N_4 que l'on sait bien photograver. Les dépôts sont effectués :

- soit par décomposition chimique en phase vapeur (CVD Chemical Vapor Deposition) par exemple un dépôt de silice peut être obtenu par pyrolyse de silane SiH_4 en présence d'oxygène,



- soit par pulvérisation cathodique. Une couche de nitrure de silicium peut être obtenue par pulvérisation d'une cible de silicium polycristallin sur un plasma d'azote (pulvérisation réactive).

IV.3. La photogravure :

Le procédé de photogravure selon les séquences suivantes que nous allons décrire en prenant pour exemple la gravure d'une couche d'oxyde de silicium:

1. étalement d'une résine photosensible sur la couche de passivation par centrifugation, figure 22. La tranche est plaquée par aspiration sur un support tournant (~ 3000 t/mn); quelques gouttes de résine sont déposées, la force centrifuge étale la résine en un film ayant une épaisseur de l'ordre de μm ,

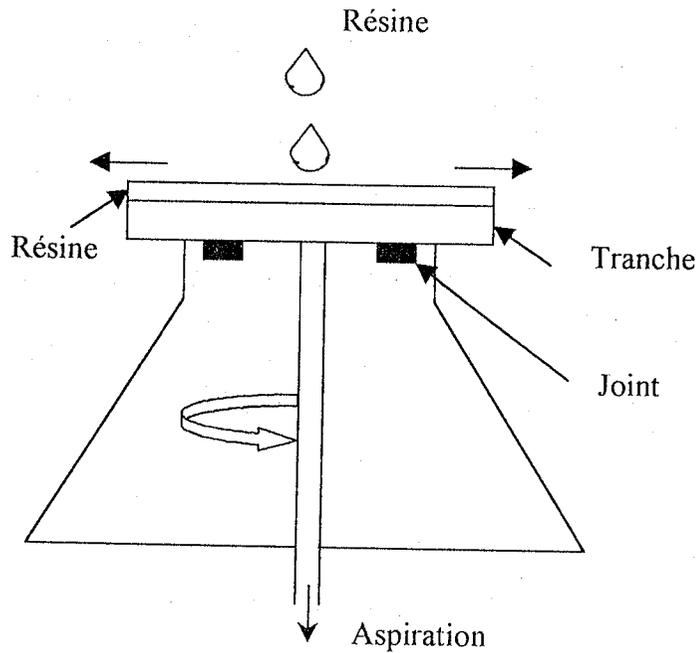


Figure 22 : Etalement d'une résine photosensible sur la couche de Passivation.

2. séchage de la résine ($\sim 60^{\circ}\text{C}$) dans une étuve,
3. exposition de la résine à un rayonnement U.V (lampe a mercure) à travers un masque constitué d'une plaque de verre revêtue d'un dépôt de chrome photogravé , figure 23,

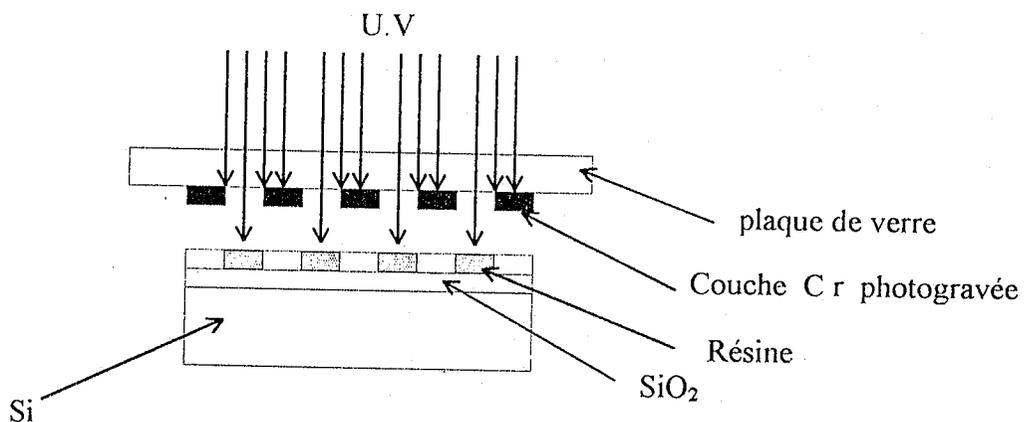


Figure 23: Exposition de la résine à un rayonnement U.V.

Pour éviter les phénomènes de diffraction qui limitent, dans cette méthode d'ombres, la résolution à trois ou quatre μm , on peut projeter au moyen d'une optique l'image du masque sur la tranche, la résolution est alors meilleure ($2\mu\text{m}$). Pour aller au delà on peut écrire le motif directement sur la tranche revêtue d'une résine spéciale au moyen d'un faisceau électronique, la résolution devient alors de l'ordre de $10^{-1}\mu\text{m}$.

4. Développement: la tranche est placée dans un bain de développement qui va dissoudre la résine insolée (photorésine positive) ou la résine non insolée (photorésine négative), figure 24.

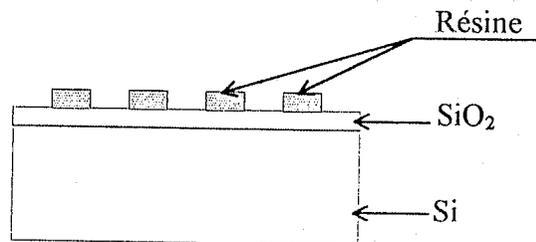


Figure 22 : Dissolution de la résine.

5. La résine est polymérisée à des températures de 100 à 200°C dans une étuve.
6. On procède à l'attaque des régions de la couche d'oxyde non protégées, par la résine figure 23 . Cette attaque peut se faire de deux façons:
- ❖ gravure humide: par l'acide fluorhydrique (FH) qui à la particularité d'attaquer la silice sans altérer le silicium. Ce procédé tend à être abandonné du fait que l'effet chimique étant isotrope l'oxyde est attaqué sous le bord du masque (sous gravure).
 - ❖ gravure sèche: au moyen d'un plasma réactif (CF₄) qui, conjugant une attaque mécanique et chimique, réduit la sous-gravure.

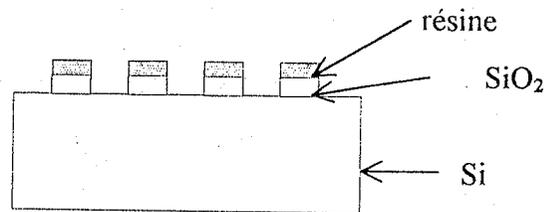


Figure 25 : L'attaque des régions de la couche d'oxyde non protégées.

On enlève, au moyen d'un bain spécial ou d'un plasma oxygène la résine restant à la surface de la silane, figure 26.

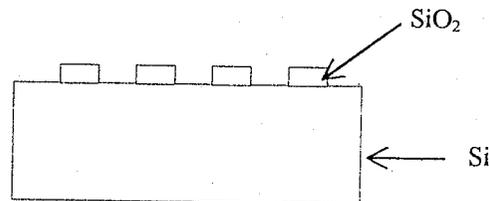


Figure 26 : Enlèvement de la résine restant à la surface de la Silane.

- ❖ la tranche est alors prête pour une diffusion, implantation ou épitaxie localisée.

V. REALISATION DES CONTACTS METALLIQUES.

Lorsque toutes les couches actives ont été réalisées dans leur géométrie respective, il convient de métalliser certaines aires de la tranche qui seront soit interconnectées entre elles au moyen de chemins conducteurs courant sur les couches de passivation, soit reliées aux "pattes" (au moment du montage de la "puce") au moyen de fils d'or ou d'aluminium thermocompressés ou soudés par ultrason.

On ne dépose pas toujours une seule couche de métal mais on réalise souvent un empilement de deux, trois ou quatre couches de métaux différents. Bien évidemment la métallisation est effectuée sur toute la surface de la tranche puis "dépouillée" par photogravure pour ne laisser subsister que les contacts et les interconnexions. Les métallisations s'effectuent de deux façons:

- évaporation sous vide,
- pulvérisation cathodique.

V.1. Evaporation sous vide:

Les tranches sont placées dans une enceinte à vide (10^{-6} , 10^{-7} torr), leur face à métalliser en vue directe d'un creuset en tungstène, tantale, molybdène... où est déposé le métal à évaporer, figure 27.

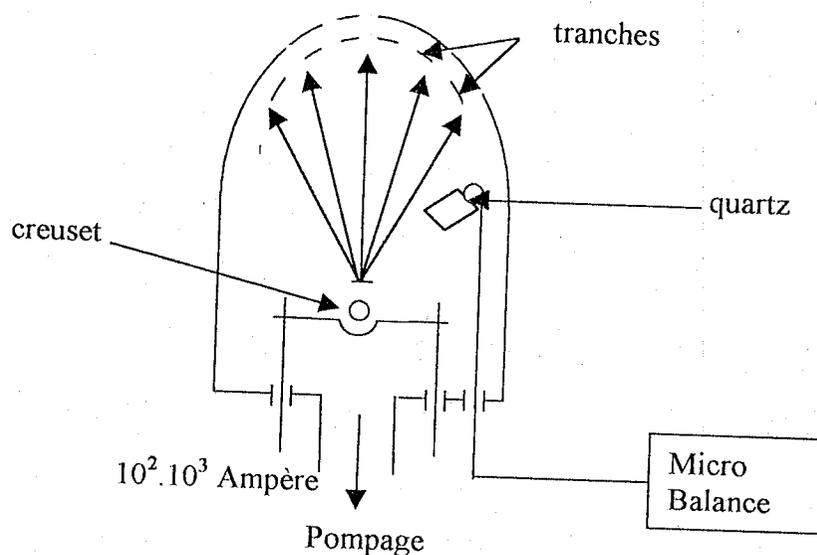


Figure 27: Procédé de métallisation.

Le métal est porté à haute température soit par chauffage du creuset par effet Joule soit directement par bombardement au moyen d'un canon à électrons.

Comme le montre le tableau ci-dessous, tableau B. Lorsque la température du métal est assez élevée sa pression de vapeur devient suffisamment élevée pour pouvoir construire rapidement une couche de quelques 10^3 \AA sur les tranches.

Nota: à 10^{-6} torr, on dépose une couche atomique (deux à quatre Angström) par seconde.

Métal	Point de fusion °C	Température °C correspondant à une pression partielle de	
		10^{-6} torr	10^{-4} torr
Al	660	821	1010
Ag	961	958	1105
Au	1062	947	1132
Cr	1890	977	1157
Mo	2610	1822	2117

Tableau B : Températures pour différentes métallisations.

L'opération de dépôt peut être suivie sur une *microbalance*: une plaquette de quartz piézo-électrique métallisée sur ses deux faces constitue le condensateur d'un circuit oscillant à la fréquence de résonance mécanique du quartz. La plaquette de quartz est disposée de façon à ce qu'une de ses faces soit en vue directe du creuset. Lorsqu'un dépôt métallique se produit sur cette face, la fréquence de résonance du quartz est modifiée et par suite la fréquence d'oscillation du circuit. L'épaisseur du dépôt est déduite du glissement de fréquence.

V.2. Pulvérisation cathodique

La pulvérisation cathodique ne sert pas exclusivement à la réalisation de contacts métalliques mais aussi, comme nous l'avons vu à la passivation par dépôt diélectrique et à la gravure sèche.

Lorsqu'on souhaite réaliser un dépôt métallique, les tranches sont placées dans une enceinte à vide en regard d'une cible de pulvérisation constituée par un disque du métal à déposer.

On introduit dans l'enceinte un gaz rare (argon) à une pression ($\sim 10^3$ torr) et on applique une excitation haute fréquence (13.56 MHz, $\sim 10^3$ volts) sur la cible à pulvériser. On crée ainsi un plasma (mélange globalement neutre d'ions argon et d'électrons) au voisinage de la cible. Celle-ci se trouve alors bombardée permanence par des électrons et les ions du plasma, du fait que la mobilité des électrons est supérieure à celles des ions, un plus grand nombre d'électrons que d'ions arrivent sur la cible et celle-ci *s'autopolarise négativement* pour repousser les électrons excédentaires. Aussi les ions argon sont accélérés par le champ électrique ainsi créé et transfèrent leur quantité de mouvement aux atomes de la cible qui s'arrachent à celle-ci et vont se déposer sur les tranches situées en regard.

L'avantage de cette méthode, par rapport à l'évaporation, est double:

- elle permet de déposer tous les matériaux quelle que soit leur pression de vapeur,
- les dépôts obtenus ont une meilleure adhérence.

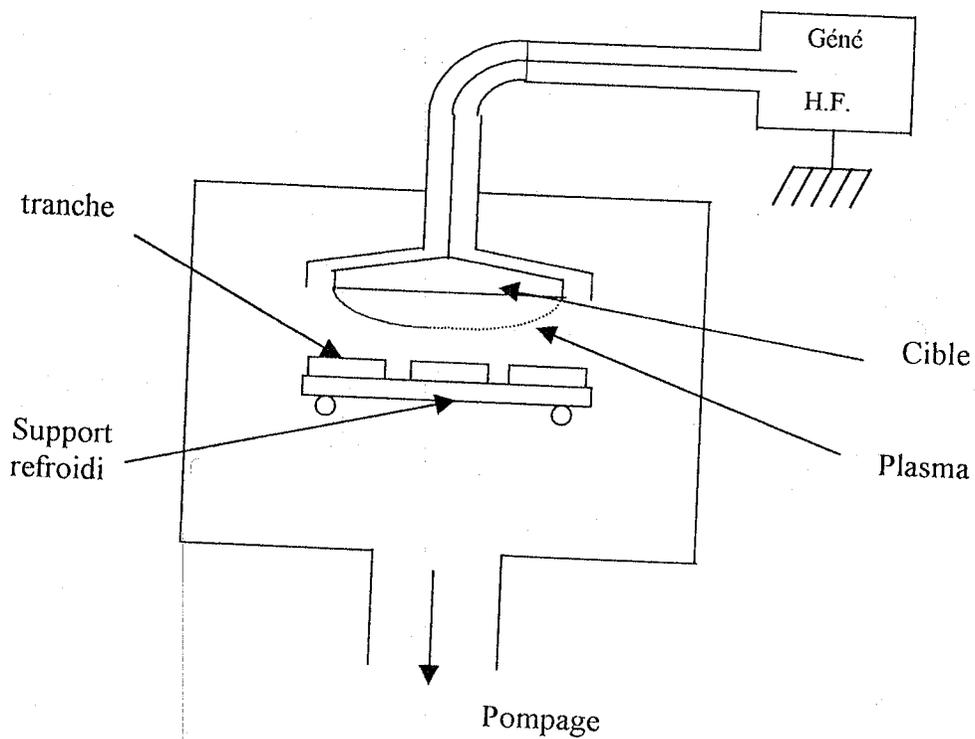


Figure 28 : Schéma de montage de la méthode du pulvérisation cathodique.

Pour la réalisation de dépôts diélectriques, la cible métallique est remplacée par une cible de silice (dépôts SiO_2) ou de nitrure de silicium (dépôts Si_3N_4), l'argon étant alors remplacé par de l'azote (pulvérisation réactive).

Pour la gravure, les tranches sont disposées sur un support connecté au générateur HF et on introduit différents gaz réactifs (CF_4 , SF_6 , C_2F_6 ...).

VI. PRINCIPE DE LA TECHNOLOGIE "PLANAR"

Par technologie de fabrication des microcircuits intégrés on entend l'ensemble des procédés mécaniques, physiques et chimiques de traitement des différents matériaux (semi-conducteurs (S.C), isolants, métaux), servant à la fabrication des circuits intégrés (C.I) ou cellules photovoltaïques (C.P).

L'augmentation de la productivité dans toutes les branches de l'économie mondiale est due en premier lieu au perfectionnement de la technologie, à l'introduction de méthodes technologiques progressives, à la standardisation des équipements technologiques, à la mécanisation du travail manuel basée sur l'automatisation des processus technologiques. La technologie joue un rôle particulièrement important dans la production des appareils à semi-conducteurs qui a rendu possible, à une étape déterminée de son développement, la conception des circuits intégrés, puis leur production industrielle, ainsi que les cellules photovoltaïques.

La production industrielle des circuits intégrés a commencée en 1959 sur la base de la technologie "PLANAR" qui s'appuyait sur quelques méthodes technologiques fondamentales mises au point à l'époque. En 1957 fut démontrée la possibilité de diffusion localisée dans le silicium d'impuretés donatrices et acceptrices, en utilisant comme masque de protection une couche de dioxyde de silicium déposée sur la surface de silicium par un traitement à haute température en atmosphère *oxydation thermique*. En 1958 fut mise au point la méthode de *photolithographie* permettant d'obtenir, à l'aide de la diffusion localisée, des

jonctions P-N de petites dimensions et de configurations complexes. En 1959 l'étude de la surface des semi-conducteurs et de méthodes de stabilisation des caractéristiques des appareils à semiconducteur permit de mettre au point un procédé de protection des jonctions P-N contre les facteurs extérieurs à l'aide de couches de dioxyde de silicium.

Outre l'élaboration des méthodes technologiques, le développement des circuits intégrés comportait l'étude des principes de fonctionnement de leurs composants, la création de nouveaux éléments, le perfectionnement des méthodes de purification des matériaux semi-conducteurs, l'étude d'aspects physiques et chimiques visant à déterminer leurs caractéristiques essentielles, telles que les limites de solubilité des impuretés, les coefficients de diffusion des impuretés donatrices et acceptrices, etc.

Le développement rapide de l'électronique des semiconducteurs et le retard enregistré dans l'étude de leurs propriétés physiques et chimiques firent que la technologie de fabrication des appareils à semiconducteur, des circuits intégrés et cellules photovoltaïques conserva pendant longtemps un caractère empirique. De nos jours encore, les problèmes technologiques sont résolus par des méthodes semi-empiriques.

Bien que de très grands progrès aient été réalisés dans la micro-électronique, l'étude théorique et expérimentale approfondie de la technologie reste toujours un des problèmes fondamentaux de la fabrication des circuits intégrés.

VI.1. Problématique de la réalisation d'un circuit intégré [20]

Partant du fait que le circuit intégré est un circuit électronique complet implanté sur une petite pastille en langue familière une puce de matériau semi-conducteur, il est admis que le plus couramment utilisé est le silicium. Les dimensions habituelles de ces pastilles sont de l'ordre de 1,5 mm x 1,5 mm x 0,2 mm. La totalité des composants d'un circuit électronique c'est-à-dire les transistors, les diodes, les résistances et certaines capacités de faibles valeurs sont réalisés simultanément au moyen de procédés qui dérivent de la technologie "PLANAR" utilisée originellement pour la fabrication de transistors au silicium, ce qui peut constituer une problématique technologique.

La pastille est enfermée dans une enveloppe, appelée boîtier, de façon à former un ensemble compact qui peut être manipulé comme un simple composant. Plusieurs types de boîtiers sont utilisés, selon des choix technologiques optimaux. Sur la figure 29, on peut observer le boîtier TO5 ; au milieu deux flat-packs (boîtiers surbaissés) sont représentés ; ces derniers sont utilisés lorsque les impératifs d'encombrement sont importants (spatial). Celui de droite est un boîtier métal de dimensions 6,4 x 3,8 x 1,27 mm, celui de gauche est un boîtier céramique un peu plus large. En bas on peut voir deux boîtiers DIL (Dual In Line, deux rangées de pattes en ligne). Le plus grand est de dimensions 18 x 6 x 3 mm et comporte 14 pattes ; le plus petit mesure 9 x 6 x 3 mm, il est menu de 8 pattes. Le type DIL est de loin le plus employé en versions plastique.

Ainsi on peut se poser quelques questions.

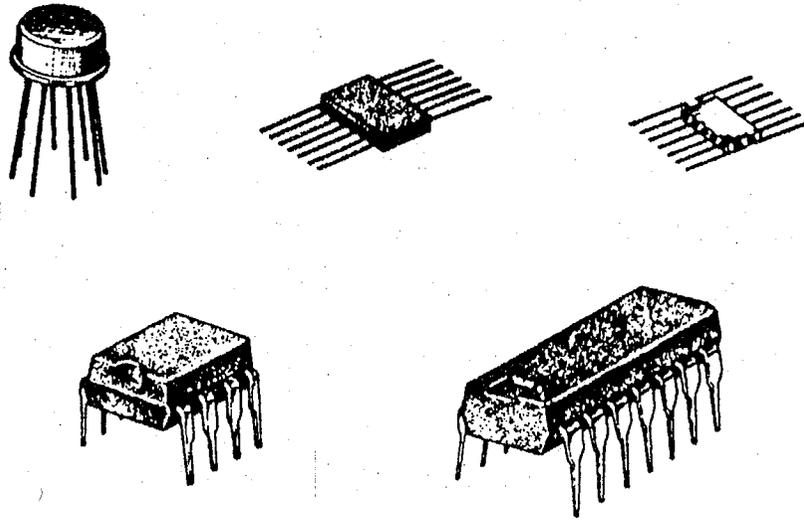


Figure 29: Présentation de différents types de boîtiers.

Combien de composants élémentaires peut-on loger sur un circuit intégré?

Cela dépend essentiellement de la taille de la pastille de silicium des C.I à transistors bipolaires récents de dimensions atteignant $2,5 \text{ mm}^2$ (surface de la pastille) portent plusieurs centaines d'éléments de circuits. En revanche, les C.I à transistors MOS (Métal – Oxyde – Semi-conducteur), mettent en jeu des éléments dont la surface ne dépasse pas $0,002 \text{ mm}^2$. On réalise actuellement des C.I MOS qui rassemblent plus de 5000 composants élémentaires sur une pastille de 5 mm de côté.

Qu'est-ce que le procédé PLANAR ?

Ce procédé est utilisé pour réaliser des transistors au silicium et des C.I. Ce procédé s'applique à des flans de silicium. Il consiste à réaliser une suite

d'opérations qui comportent l'oxydation de matériaux en surface, la création de fenêtres dans la partie oxydée puis la diffusion d'impuretés dans les parties non oxydées du substrat, afin de modifier les propriétés électriques du silicium.

Cette succession d'opérations est répétée sur des zones variées du substrat, avec des impuretés de types divers, afin d'obtenir la structure désirée. Pour finir, la surface est ré-oxydée ; l'oxydation est éliminée en certains points destinés à recevoir des contacts formés par dépôt d'aluminium.

Toutes les opérations sont effectuées sur la même surface de silicium, ce qui conduit à un composant plan sur toute sa superficie, d'où le terme "PLANAR".

Les circuits intégrés sont-ils réalisés à l'unité ?

Non, des centaines de circuits intégrés identiques sont réalisés à la fois sur un flan de silicium. On utilise couramment des flans de silicium de 50 mm de diamètre. La dimension d'une puce étant de l'ordre $1,25\text{mm}^2$. Le circuit peut se répéter jusqu'à 1200 fois sur le flan de silicium. Tous les circuits sont réalisés en bloc lors du processus décrit précédemment, il ne reste plus ensuite qu'à les découper.

VI.2. Conception de la structure des appareils et principaux processus en technologie "PLANAR"

En employant des méthodes d'oxydation thermique, de photolithographie et de diffusion localisée, on a réalisé des jonctions P-N ayant la structure représentée par la figure 30 et qui reçoivent le nom de jonctions "PLANAR". Dans cette structure, la région p s'obtient par la diffusion localisée d'une impureté

acceptrice dans la portion de la surface où la couche de dioxyde de silicium a été éliminée par la photolithographie.

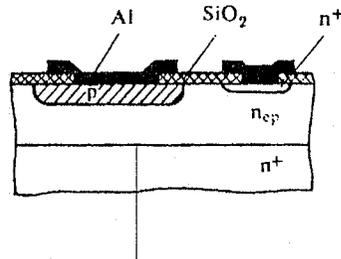


Figure 30: Structure d'une jonction P-N Planar.

Par suite de la diffusion latérale la jonction P-N qui s'est formée se trouve située à l'endroit de la sortie à la surface, sous la couche de dioxyde de silicium qui a servi de masque lors de la diffusion [21].

La réalisation des C.I à partir de jonction P-N PLANAR est rendue possible essentiellement grâce à deux propriétés de ces dernières. Il s'agit, premièrement, de la très forte réduction des courants inverses des jonctions P-N PLANAR dont la protection contre le milieu ambiant par une couche de dioxyde de silicium s'effectue directement à partir de la formation de ces jonctions, et deuxièmement, de la disposition unilatérale des prises de contact des régions constituant la jonction P-N, disposition qui rend possible des interconnexions des différents plots de contact à l'aide de rubans métallisés [22].

La technologie de fabrication des microcircuits intégrés a aussi recours à une autre méthode, dite de *croissance épitaxiale* du silicium. Les structures des transistors utilisés dans les principaux types de C.I sont représentées sur les figures 31, 32, 33 et 34.

Pour la fabrication des C.I bipolaires à isolement intercomposant par une jonction P-N (la structure du transistor utilisé dans de tels circuits est représentée sur la figure 31) on a recours à une plaquette de silicium à couche épitaxiale, dont la structure est de type P-N-P. (P'étant le substrat et N-P la couche épitaxiale). Pour la réalisation de C.I bipolaires à injecteurs de courants figure 32, on emploie une plaquette de silicium de type N^+ -N-P. Les plaquettes de silicium de type N servent à la fabrication des C.I à transistors MOS figure 33. Pour la fabrication des C.I à transistors MOS complémentaires (CMOS), on utilise des plaquettes portant une couche épitaxiale de silicium de type N, déposée sur le saphir (structure SOS).

La structure des transistors CMOS est représentée sur la figure 34. Bien que les types de C.I soient variées, les processus technologiques de leur fabrication sont basés sur l'alternance de quelques opérations fondamentales communes à tous les C.I. ceci permet d'élaborer un schéma technologique unique également valable pour tous les C.I réalisés en technologie "PLANAR".

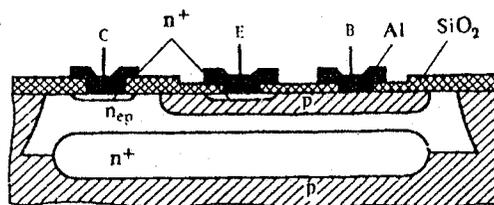


Figure 31: Structure du transistor dans un CI à isolement entre les éléments par une jonction.

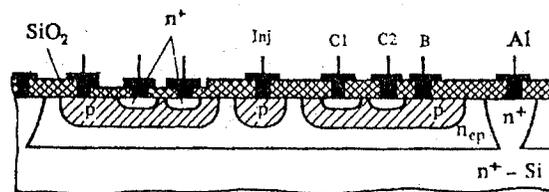


Figure 32: Structure du transistor dans un CI à injecteur de courant.

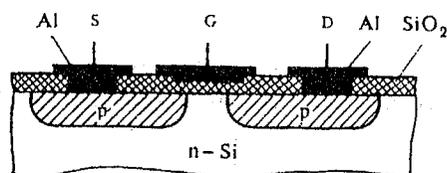


Figure 33: Structure du transistor dans un CI à transistors MOS.

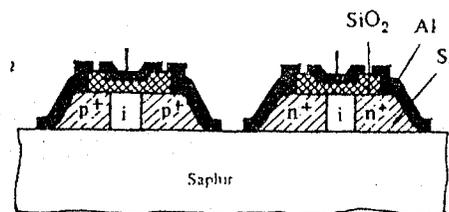


Figure 34: Structure du transistor dans un CI à transistors CMOS.

Les modes opératoires adéquats sont les suivants:

- 1) *la découpe des lingots de silicium* en plaquettes (rondelles) et le traitement mécanique de ces plaquettes de silicium comportant les opérations de rodage et de polissage en vue d'obtenir une structure de la surface satisfaisant aux exigences imposées,

- 2) le traitement chimique au moyen de différents réactifs servant au nettoyage de la surface des plaquettes,
- 3) l'oxydation des plaquettes de silicium visant à obtenir le dépôt sur leur surface d'une couche de dioxyde de silicium masquant la surface de silicium lors de son dopage localisé,
- 4) la croissance epitaxiale du silicium sur les plaquettes de silicium ou de nature différente (par exemple de Saphir),
- 5) L'obtention dans le silicium de couches dopées en impuretés de type déterminé par la méthode de diffusion ou par la combinaison des méthodes de diffusion et d'implantation ionique,
- 6) le dépôt de minces films métalliques sur la surface active des plaquettes en vue de réaliser des contacts ohmiques avec les couches constituant les structures des composants des C.I et des rubans métalliques d'interconnexion,
- 7) la photolithographie effectuée, premièrement, pour obtenir dans la couche de dioxyde de silicium des fenêtres servant à la réalisation du dopage localisé et, deuxièmement, pour former des rubans métalliques d'interconnexion,
- 8) la vérification des paramètres de tous les C.I obtenus sur une même plaquette pour la mise au rebut des circuits défectueux,
- 9) le découpage des plaquettes en pastilles "puces" et le montage des C.I,
- 10) les essais technologiques de rigidité mécanique, de résistance à l'action cyclique des températures et à l'humidité,
- 11) la vérification définitive des paramètres des C.I.

L'oxydation, le dopage et la lithographie peuvent être effectués plusieurs fois au cours d'un même cycle technologique de fabrication des C.I. le nombre de ces opérations dépend du type de C.I et de la structure de ses composants.

Les opérations technologiques qui viennent d'être énumérées font partie du processus de fabrication de tous les C.I à haut niveau d'intégration (LSI) et des C.I à très haut niveau d'intégration (VLSI). Aussi on a mis au point une technologie PLANAR modifiée qui a reçu le nom "d'isoplanar". Cette dernière comporte des opérations supplémentaires effectuées dans le but d'obtenir sur le silicium une surface en relief par la méthode d'attaque chimique, de déposer sur la surface de silicium une couche de nitrate de silicium et de réaliser des interconnexions métalliques à plusieurs niveaux. Lors de la fabrication des circuits LSI et VLSI, afin de réduire des dimensions des dessins dans la couche de dioxyde de silicium la photolithographie peut être remplacée par d'autres méthodes de lithographie basée sur l'utilisation de rayonnement de moindre longueur d'onde, à savoir la "lithographie" par "rayons X" et la "lithographie par faisceau d'électrons". En outre, pour l'attaque localisée des couches de dioxyde de silicium et de métaux, on commence à utiliser largement des méthodes de "gravure ionique en plasma gazeux" au lieu du découpage habituel en phase liquide dans ces réactifs chimiques, ce qui permet également de réduire les dimensions des éléments.

VI.3. Particularités et avantages de la technologie PLANAR :

la particularité la plus intéressante de la technologie PLANAR réside dans son universalité. Ce processus technologique se compose de trois opérations qui se répètent (traitement chimique, traitement thermique et photolithographie). Les dispositifs S-C et les C.I les plus variés peuvent être réalisés au moyen de cette technologie, en ne modifiant que le jeu des masques et le régime des processus thermiques.

Les jonctions P-N PLANAR sont protégés contre les agents extérieurs par une couche isolante de dioxyde de silicium qui est obtenue directement au cours de la réalisation des jonctions et qui se conserve au cours de toutes les étapes ultérieures de la formation de la structure des éléments des C.I. cette particularité des jonctions P-N PLANAR assure la haute stabilité de leurs paramètres et la fiabilité des C.I.

La technologie PLANAR se caractérise par une grande diversité de configuration géométriques, une haute précision de la disposition relative et des dimensions linéaires des jonctions P-N PLANAR.

Une autre particularité de la technologie PLANAR consiste en la "fabrication simultanée" d'un grand nombre de C.I. ce nombre dépend du diamètre de la plaquette et de la surface occupée par un C.I.

Après la réalisation des éléments de structure, l'obtention des interconnexions métalliques entre les composants et les plots de soudure des connexions extérieures du boîtier de C.I, la plaquette de silicium est découpée en pastilles "puces" distinctes dont chacune ne contient qu'un seul circuit intégré.

Le traitement ultérieur (montage dans le boîtier, soudure des connexions extérieures) se fait individuellement, ce qui élève le coût des opérations de montage par rapport aux autres opérations technologiques. Dans le but de réduire le coût de montage on introduit des méthodes de montage simultané.

La méthode de fabrication simultanée d'un grand nombre de C.I constitue une sorte "d'intégration de processus technologiques", c'est-à-dire la réunion, dans le même temps, des processus de fabrication de centaines et même de milliers de C.I.

les paramètres de structures et les caractéristiques électriques très élevés des circuits intégrés s'obtiennent dans des conditions de production caractérisées

par une hygiène technologique extrêmement haute, par l'utilisation d'équipements technologiques complexes et des réactifs chimiques très purs.

Des exigences sévères sont imposées aux locaux de fabrication. Le nombre de grains de poussière mesurant $0,3 \mu\text{m}$ et plus, contenus dans un litre d'air, ne doit pas être supérieur à trois. A mesure que l'échelle d'intégration s'accroît, les exigences concernant la pureté de l'atmosphère deviennent encore plus strictes. Pour assurer de telles conditions, on fait appel à des systèmes spéciaux de filtrage de l'air basés sur l'utilisation des conditionneurs puissants. Les postes technologiques les plus importants sont aménagés dans des chambres dites "propres" organisées d'après le principe "une chambre dans l'autre", ce qui permet d'améliorer l'étanchéité des locaux. Pour la fabrication des murs, des planchers et des plafonds, on utilise des matériaux spéciaux, non triturbables.

Pour la confection des vêtements de travail du personnel, on a recours à des matériaux qui ne dégagent pas de grains de poussières.

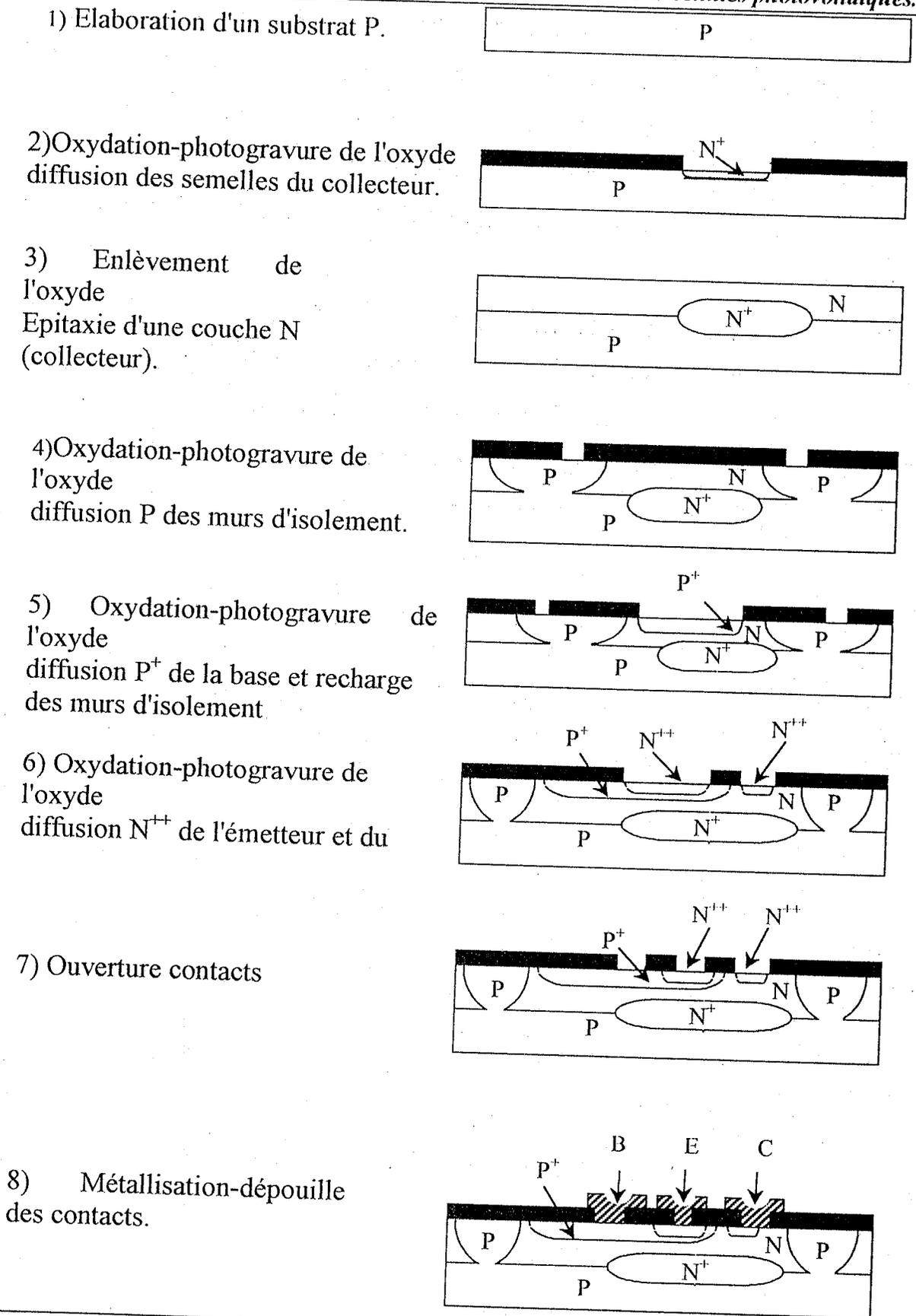
La technologie PLANAR impose aux conditions de production des exigences beaucoup plus strictes que tout autre processus technologique.

Compte tenu de cette particularité de la technologie PLANAR, il convient d'insister sur le fait que dans le but d'obtenir une réduction du pourcentage de pastilles défectueuses il est nécessaire de procéder à l'automatisation des procédés technologiques, permettant de réduire au maximum le personnel et de diminuer ainsi l'influence des qualités individuelles des opérateurs chargés de la réalisation de ces processus.

VII. ENCHAINEMENT DES OPERATIONS TECHNOLOGIQUES

Nous allons décrire l'enchaînement des ces différentes opérations technologiques au cours de la réalisation d'un transistor bipolaire intégré. La figure 35 suivante représente la réalisation d'un transistor bipolaire intégré.

Chapitre I Microtechnologies utilisées dans l'élaboration des cellules photovoltaïques.



VIII. CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons présenté en détail la croissance des monocristaux par deux méthodes ainsi que l'élaboration des couches actives qui se base sur les trois méthodes de dopage et qui sont: la diffusion thermique, l'implantation ionique et l'épitaxie. Nous avons donné aussi les avantages et les inconvénients de chaque méthode.

Après cela, nous avons définie la géométrie du composant, tout en présentant la technologie "MESA", la technologie "PLANAR", les couches de passivation et la photogravure.

Pour la réalisation des contacts métalliques, nous avons procédé par l'évaporation sous vide et la pulvérisation cathodique.

Dans une dernière partie nous avons présenté le principe de la technologie "PLANAR". Cette partie consiste à poser la problématique de la réalisation d'un circuit intégré, présenter la conception de la structure des appareils et principaux processus en technologie "PLANAR", donner les particularités et les avantages de cette technologie et enfin faire l'enchaînement des opérations technologiques.

CHAPITRE II

ANALYSE DE LA CONCEPTION DES CELLULES PHOTOVOLTAIQUES AU SILICIUM MONOCRISTALLIN

I. INTRODUCTION:

Après avoir présenté les principaux processus technologiques de la fabrication des cellules photovoltaïques, nous allons présenter dans ce chapitre les différents matériaux pour la conversion photovoltaïque et les paramètres essentiels dans le fonctionnement des cellules photovoltaïques.

L'ensemble des efforts consacrés au développement des photopiles, pour leurs utilisation spatiale et terrestre, a pour objectif *l'augmentation du rendement de conversion et la réduction du prix de revient*. Pour lever cette double contrainte et arriver à une production d'électricité accessible, deux actions complémentaires sont engagées :

- **Les systèmes Watt-plan** (c'est la puissance récupérée par un plan photovoltaïque) liés surtout aux progrès enregistrés dans la métallurgie des matériaux. Il s'agit là de simplifier les opérations de purification et de tirage du matériau. Dans ce cas, le tirage du ruban de silicium monocristallin ou polycristallin et l'utilisation du silicium amorphe sont prometteurs.

Le développement de la filière GaAs en couche mince permet aussi de réduire le coût tout en portant le rendement à des valeurs supérieures à celles du silicium.

- **Les systèmes à concentration** dont l'objectif est de réduire au maximum la surface du matériau utilisé. Les taux de concentration visés sont supérieures à quelques centaines.

Dans ce cas, nous pouvons bénéficier d'une augmentation du rendement de conversion et réduire le prix des cellules par rapport au coût total du générateur. Les progrès technologiques enregistrés dans ce domaine placent le silicium monocristallin comme le meilleur matériau. Toutefois, les facteurs limitant ses performances (processus technologiques, température, irradiation dans l'espace)

laissent envisager l'utilisation de l'arséniure de gallium, qui donne de meilleurs rendements.

C'est dans ce cadre que nous avons entrepris des études théoriques, et surtout technologiques sur les photopiles. Nous essayons d'apporter une contribution à l'explication de certains paramètres électriques et technologiques limitant les performances des cellules photovoltaïques.

II. LES MATERIAUX POUR LA CONVERSION PHOTOVOLTAÏQUE

Dans les systèmes de conversion photovoltaïque, l'optimisation du rendement énergétique fixe la nature du matériau car l'énergie lumineuse convertible en énergie électrique dépend des valeurs de la bande interdite du semi-conducteur [23].

Par exemple, l'énergie de gap pour le silicium (1,1242 eV) et pour le GaAs (1,39 eV) donnent des rendements de conversion se trouvant dans la zone optimale.

Toutefois le choix définitif du matériau pour la réalisation de cellules photovoltaïques dépend du niveau de la maîtrise de la technologie en relation avec la conception du dispositif et la valeur visée du rendement de conversion [24].

La recherche sur la conversion photovoltaïque s'est organisée selon deux axes de travail :

- **La première voie** exploite les matériaux adaptés à la réalisation des cellules en couches mince ou en plaques non cristallines destinées aux systèmes plans : le critère de coût est alors essentiel.

Les meilleures solutions sont le silicium polycristallin et le silicium amorphe. Les technologies utilisées pour déposer ces couches ou jonctions sont des techniques d'évaporation ou de (C.V.D).

Les efforts sur la technologie de préparation du matériau et de fabrication des cellules photovoltaïques ont abouti à une augmentation du rendement de conversion des cellules en couches minces [25].

➤ **La deuxième voie** utilise des matériaux qui présentent les caractéristiques électriques souhaitées en micro-électronique et en optoélectronique. Les domaines d'application sont soit les générateurs photovoltaïques de l'espace soit les centrales terrestres à concentration [26,27].

Dans l'utilisation des matériaux cristallins, le silicium est l'arséniure de gallium avec ses alliages sont les filières les plus intéressantes. Elles bénéficient des efforts consentis dans le domaine des composants micro-électroniques et optoélectroniques.

Pour le silicium nous maîtrisons parfaitement les technologies de tirage de matériaux cristallins, ainsi que les technologies de la photopile.

Les structures développées sont soit du type métal-isolant-semiconducteur, soit des jonctions diffusées (N^+P et N^+PP^+ par exemple) qui donnent des rendements plus élevés et qui sont les plus utilisés dans les générateurs photovoltaïques.

Le matériau GaAs est mieux adapté au spectre solaire. Son coefficient de température égal à $0.038/^\circ\text{C}$ permet une bonne tenue en température. A côté des applications terrestres, on envisage son utilisation dans les générateurs spatiaux. Dans ce cas, les effets des irradiations peuvent être composés par une augmentation de la température de fonctionnement.

III. PARAMETRES ESSENTIELS DANS LE FONCTIONNEMENT DES CELLULES PHOTOVOLTAÏQUES

L'effet photovoltaïque associe les mécanismes d'absorption des radiations lumineuses et l'action du champ électrique produit par une barrière de potentiel d'une homojonction ou d'une hétérojonction. Le rôle du champ électrique est de séparer les paires électrons-trous photogénérés. Dans ces conditions, la cellule photovoltaïque fournit un courant et une tension extérieurs, donc une puissance électrique.

La figure 1, donne une caractéristique typique, $I=f(V)$, d'une photopile sous éclairement solaire.

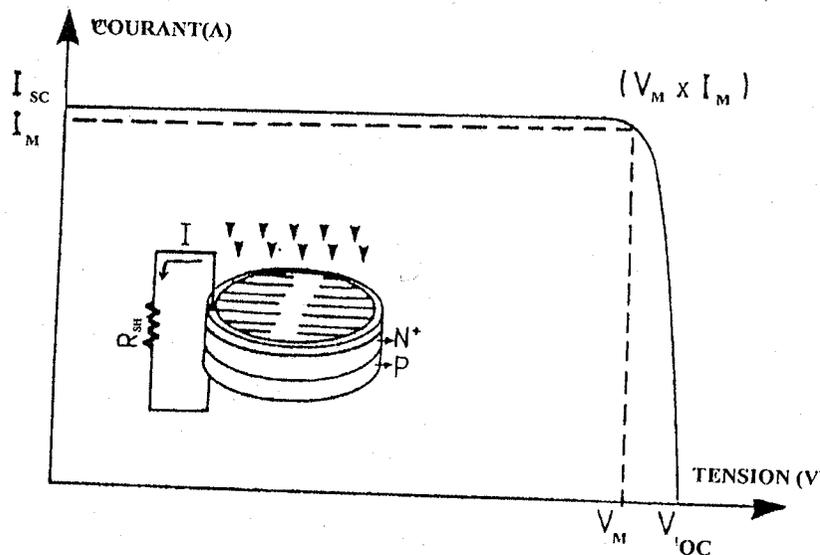


Figure 1: Caractéristique $I=f(V)$ sous éclairement d'une cellule photovoltaïque.

Les paramètres essentiels qui définissent les performances d'une cellule solaire sont :

- le courant de court-circuit I_{SC} ,
- la tension en circuit ouvert V_{OC} ,
- le facteur de courbe ou facteur de remplissage, F.F ou facteur de forme,
- le rendement de conversion énergétique, η .

III.1. Le courant de court-circuit I_{SC}

C'est le courant obtenu lorsque la tension de polarisation est nulle. Il correspond au courant de génération optique résultant de l'ensemble de radiations comprises entre λ_0 et λ_{Eg} . Son expression générale peut être mise sous la forme suivante :

$$I_{SC} = \frac{q}{h \cdot c} \int_{\lambda_{Eg}}^{\lambda_0} S(\lambda) \cdot P_s(\lambda) \cdot [1 - \exp(-\alpha(\lambda) \cdot x)] d\lambda \quad (1)$$

$P_s(\lambda)$: Irradiation solaire ($mW/cm^2/\mu m$)

Où $S(\lambda)$ est la sensibilité spectrale et $\alpha(\lambda)$ le coefficient d'absorption du silicium donné pour chaque longueur d'onde λ , figure 2, [28].

$$\begin{array}{ll} \alpha(\lambda)=0 & \lambda > 1.1 \mu m \\ \alpha(\lambda)=10^{-6.7 \lambda+8.4} \text{ cm}^{-1} & 0.8 \leq \lambda \leq 1.1 \mu m \\ \alpha(\lambda)=10^{-3.3 \lambda+5.6} \text{ cm}^{-1} & 0.5 \leq \lambda \leq 0.8 \mu m \\ \alpha(\lambda)=10^{-6.7 \lambda+7.4} \text{ cm}^{-1} & \lambda \leq 0.5 \mu m \end{array} \quad (2)$$

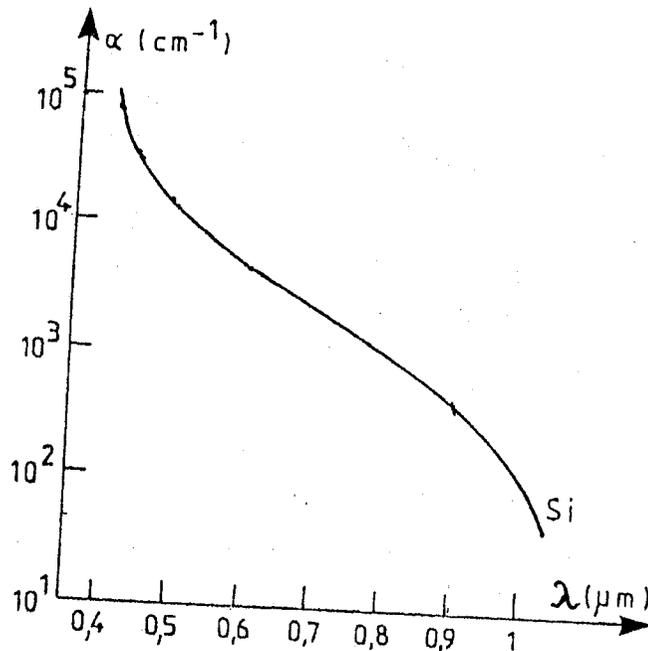


Figure 2: Le coefficient d'absorption $\alpha(\lambda)$ du silicium en fonction de la longueur d'onde.

l'équation (1) est calculée à partir du taux de génération optique $G(x, \lambda)$. En général il est de la forme suivante [29]:

$$G(x, \lambda) = \int T \cdot N_{\text{phi}} \cdot \eta \cdot \alpha \cdot \exp(-\alpha x) d\lambda \quad (3)$$

avec:

T : coefficient de transmission de la couche antireflet.

N_{phi} : densité des photons incidents.

η : rendement quantique (réponse spectrale): nombre de paire créées par chaque photon incident.

α : coefficient d'absorption optique.

Les différentes valeurs du taux de génération pour des épaisseurs différentes sont représentés sur le tableau ci-dessous [30]:

X (μm)	G ($\text{cm}^{-3} \cdot \text{s}$)
0.01	$8.19 \cdot 10^{21}$
0.05	$2.62 \cdot 10^{21}$
0.1	$2.01 \cdot 10^{21}$
0.4	$1.00 \cdot 10^{21}$
1	$5.21 \cdot 10^{20}$

Tableau C: Le taux de génération pour différentes valeurs de l'épaisseur.

I_{SC} peut être aussi donné par l'équation suivante :

$$I_{SC} = q \cdot G (L_n + L_p) \quad (4)$$

$$\text{avec } L = (D\tau)^{1/2} \quad (5)$$

L_n et L_p : étant les longueurs de diffusion des porteurs de charge (électrons, trous).

A partir du principe de superposition, le courant total est égal à :

$$I_T (V) = I_S \left[\exp \left(\frac{V}{n U_T} \right) - 1 \right] - I_{SC} (V) \quad (6)$$

Les différentes valeurs du taux de génération pour des épaisseurs différentes sont représentés sur le tableau ci-dessous [30]:

X (μm)	G ($\text{cm}^{-3} \cdot \text{s}$)
0.01	$8.19 \cdot 10^{21}$
0.05	$2.62 \cdot 10^{21}$
0.1	$2.01 \cdot 10^{21}$
0.4	$1.00 \cdot 10^{21}$
1	$5.21 \cdot 10^{20}$

Tableau C: Le taux de génération pour différentes valeurs de l'épaisseur.

I_{SC} peut être aussi donné par l'équation suivante :

$$I_{SC} = q \cdot G (L_n + L_p) \quad (4)$$

$$\text{avec } L = (D\tau)^{1/2} \quad (5)$$

L_n et L_p : étant les longueurs de diffusion des porteurs de charge (électrons, trous).

A partir du principe de superposition, le courant total est égal à :

$$I_T (V) = I_S \left[\exp \left(\frac{V}{n \cdot U_T} \right) - 1 \right] - I_{SC} (V) \quad (6)$$

avec
$$I_S = q \cdot n_i^2 \cdot \left[\frac{1}{N_A} \sqrt{\frac{D_n}{\tau_n}} + \frac{1}{N_D} \sqrt{\frac{D_p}{\tau_p}} \right] \quad (7)$$

I_S : courant de saturation de la diode qui détermine le nombre de porteurs collectés thermiquement à l'obscurité.

III.2. La tension en circuit ouvert V_{OC} :

Ce facteur est la tension pour laquelle la diode à l'obscurité fournit un courant égal à I_{SC} :

$$V_{OC} = U_T \cdot \ln \left(1 + \frac{I_{SC}}{I_S} \right) \quad (8)$$

avec

$$U_T = \frac{K \cdot T}{q} \quad (9)$$

U_T : est le potentiel thermique.

III.3. Le facteur de forme F.F :

Ce paramètre est le rapport entre la puissance de sortie maximale ($V_M \cdot I_M$) et le produit $V_{OC} \cdot I_{SC}$:

$$F.F = \frac{V_M \cdot I_M}{V_{OC} \cdot I_{SC}} \quad (10)$$

La puissance de sortie maximale est égale à l'extremum de la courbe $V \cdot I$ soit

$$\frac{d}{dV}(V \cdot I) = 0$$

III.4. Le rendement de conversion photovoltaïque, η :

Cette quantité est égale au rapport entre la puissance électrique dissipée dans une charge (puissance maximale) et la puissance du rayonnement incident. Il

peut être aussi déterminé à l'aide des trois paramètres précédents (V_{OC} , I_{SC} et F.F) :

$$\eta\% = \frac{V_M \cdot I_M}{P_S} = F.F. \cdot \frac{V_{OC} \cdot I_{SC}}{P_S} \quad (11)$$

P_S est la puissance totale du rayonnement incident, étendue à l'ensemble des radiations. Au-delà de l'atmosphère, elle est égale à 130 mw/cm^2 (AMO), alors qu'au niveau des surfaces de la mer et de la terre P_S est donnée par les spectres AM1 et AM2 ($AM1=85\text{mw/cm}^2$, $AM2=65\text{mw/cm}^2$), la figure 3 donne la distribution spectrale des trois rayonnements solaires précédents.

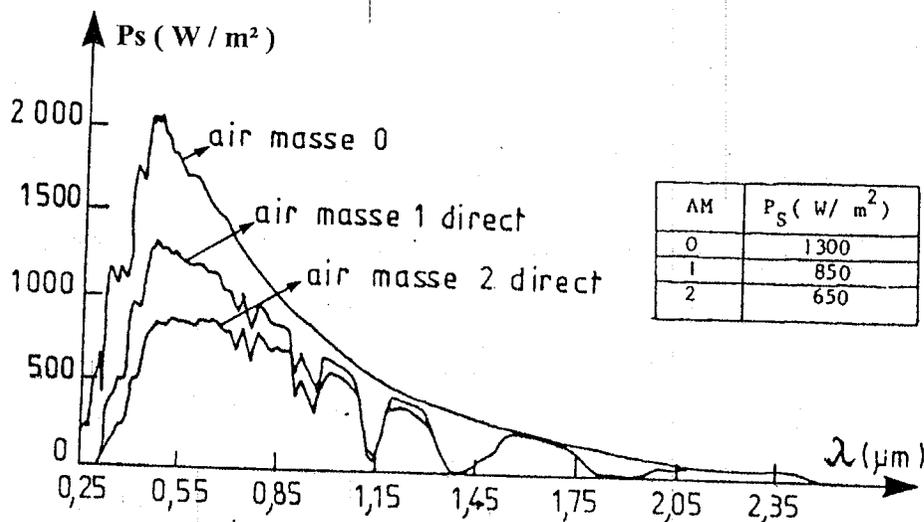


Figure 3: Représentation des spectres solaires AM0, AM1 et AM2.

Les paramètres électriques du matériau, en particulier la durée de vie des porteurs minoritaires τ , contrôlent les caractéristiques courant-tension et donc le rendement de conversion.

Par exemple, les valeurs de V_{OC} et F.F sont fixées par le courant de saturation I_s , et par la durée de vie et sont liés aux phénomènes de recombinaison dans le semi-conducteur.

IV. INFLUENCE DE LA RESISTANCE SERIE ET PARALLELE SUR LE RENDEMENT MAXIMAL

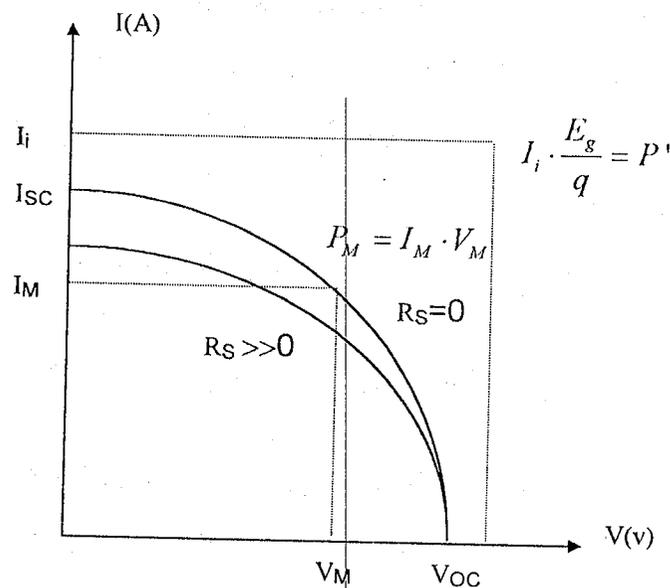
IV.1. La résistance série:

La caractéristique courant-tension d'une photopile idéale est rectangulaire avec comme puissance maximale $P' = I_i \cdot \frac{E_g}{q}$. La caractéristique réelle est différente, tout d'abord le courant maximum qui est le courant de court-circuit I_{SC} est inférieur à I_i à cause des matériaux utilisés (pureté, défauts,...); ensuite la tension maximum observée qui est la tension en circuit ouvert V_{OC} est toujours inférieure à $\frac{E_g}{q}$.

Du fait de la nature exponentielle de la caractéristique théorique, le courant et la tension correspondante seront respectivement inférieurs à I_{SC} et V_{OC} , par conséquent le point de fonctionnement n'est plus le produit ($V_{OC} \cdot I_{SC}$) mais $V_M \cdot I_M = P_M$ Comme l'indique la figure 4.

La puissance maximum $P_M = V_M \cdot I_M$ est inférieure à la puissance théorique idéale $P' = I_i \cdot \frac{E_g}{q}$ avec I_i le courant idéal.

La courbe R_s montre l'influence de la résistance de série sur la caractéristique courant-tension.



---- Caractéristique rectangulaire de la photopile idéale.

— Caractéristique d'une photopile réelle.

Figure 4: Influence de la résistance série sur la caractéristique Courant-tension d'une photopile.

R_S provient des résistances du matériau semi-conducteur constituant la cellule solaire et des grilles de collecte. Elle dépend de la nature de ces grilles et de leurs formes géométriques [31], ainsi que des procédés microtechnologiques de métallisation [32].

La résistance série peut être calculée soit à partir de la pente de la caractéristique courant-tension sous les conditions de circuit ouvert ($V=V_{oc}$) [33].

$$R_S = \left(-\frac{\partial V}{\partial I} \right)_{V=V_{oc}} \quad (12)$$

ou bien par la relation qui suit : [34]

$$R_s = \frac{V_{OC}}{I_{SC}} - \frac{V_M}{I_M} \quad (13)$$

IV.2. La résistance parallèle R_{SH} (shunt) :

La résistance parallèle (shunt) R_{SH} , provient des différents modes de transport à la surface (effet tunnel ou génération-recombinaison) et de recombinaison par pièges (défauts cristallins et impuretés) dans la jonction.

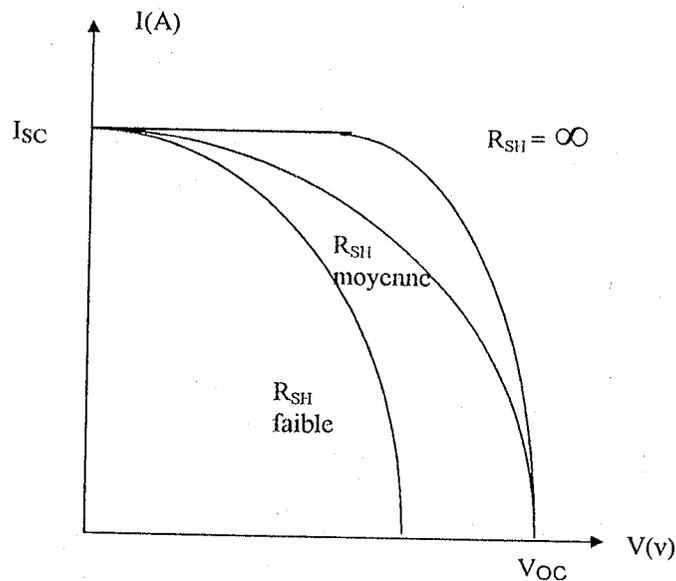


Figure 5: L'influence de la résistance parallèle R_{SH} sur la caractéristique courant-tension d'une cellule photovoltaïque.

Dans les conditions de court-circuit ($I=I_{SC}$) la résistance parallèle peut être déterminée par la relation suivante [35]:

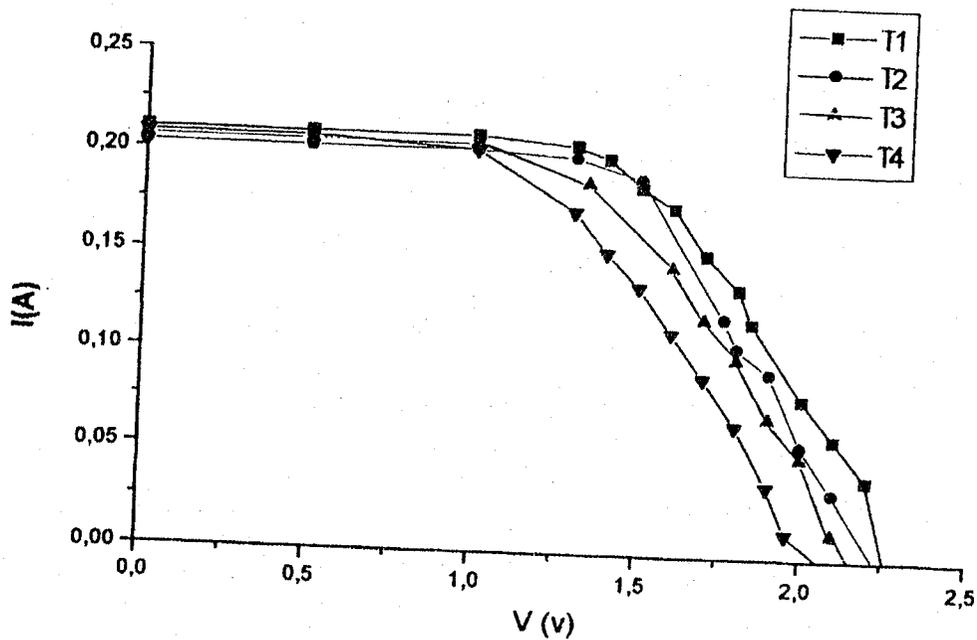
$$R_{SH} = \left(-\frac{\partial V}{\partial I} \right)_{I=I_{SC}} \quad (14)$$

V. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LA CARACTÉRISTIQUE

$$I=F(V).$$

La température est un paramètre qui joue un rôle très important sur la caractéristique I-V, en effet une grande partie des photons dont l'énergie $h\nu \gg E_g$ qui ne sont pas exploités contribuent à l'échauffement de la cellule. En plus, presque tous les paramètres de la cellule dépendent de la température, tel que le courant photonique I_{ph} , la mobilité des porteurs de charge minoritaires.

L'augmentation de la température entraîne une élévation du courant I_{SC} et une diminution légère de la tension V_{OC} donc on aura une diminution de la puissance maximale et par suite du rendement de conversion.



T1 = 30°C, T2 = 35°C, T3 = 40°C, T4 = 60°C.

Figure 6: Influence de la température sur la caractéristique courant-tension d'une cellule photovoltaïque.

La température influe d'une manière importante sur la caractéristique I-V, en effet tous les paramètres qui interviennent dans l'équation caractéristique de la cellule dépendent implicitement de la température, et plus la température augmente plus on s'éloigne de la caractéristique idéale de la cellule photovoltaïque.

VI. CONCLUSION:

Dans ce chapitre, nous avons présenté les différents matériaux pour la conversion photovoltaïque ainsi que les paramètres essentiels du fonctionnement des cellules photovoltaïques qui sont : I_{SC} , V_{OC} , F.F et η .

D'après les équations de chaque paramètre photovoltaïque, nous avons remarqué que le facteur de forme dépend essentiellement de la puissance maximale P_M fournie par la cellule ,ainsi que pour le rendement de conversion énergétique.

Ensuite, nous avons présenté l'influence des résistances séries et parallèles (shunt) sur la caractéristique courant-tension d'une cellule photovoltaïque et nous avons remarqué qu'une grande valeur de R_S diminue le courant de court-circuit et une faible valeur de R_{SH} affecte le facteur de forme et diminue aussi la tension en circuit ouvert.

Enfin, nous avons abordé l'influence de la température sur la caractéristique I-V et nous pouvons conclure que:

- Le courant I_{SC} varie linéairement en fonction de la température.
- La tension V_{OC} diminue lorsque la température augmente ce qui est due à la diminution de la largeur de la bande interdite.

CHAPITRE III

*ETUDE DES PERFORMANCES DES CELLULES
PHOTOVOLTAIQUES EN FONCTION DE LA
DUREE DE VIE DES PORTEURS MINORITAIRES
DANS LES SUBSTRATS AU SILICIUM*

I. INTRODUCTION:

L'étude de la partie précédente a montré que les caractéristiques physiques et les paramètres électriques du matériau semiconducteur contrôlent la caractéristique courant-tension et le rendement de conversion des cellules photovoltaïques. La durée de vie des porteurs minoritaires fixe le courant de saturation et les paramètres photovoltaïques. Ce paramètre fondamental dépend de la qualité du matériau, mais aussi des différentes opérations de la technologie de fabrication du composant.

Nous étudions d'abord l'influence de ce paramètre essentiel sur les performances des cellules solaires au silicium à jonction diffusée. Ensuite nous traitons des dégradations que subit la durée de vie des porteurs en excès dans le substrat au cours des différentes étapes du processus technologique de fabrication des cellules photovoltaïques.

L'objectif de notre travail est de mettre en évidence les facteurs limitatifs des performances des cellules solaires, afin de déterminer une forme optimale du rendement de cellules photovoltaïques au cours du processus de leur fabrication

II. INFLUENCE DE LA DUREE DE VIE DES PORTEURS MINORITAIRES SUR LES PARAMETRES ELECTRIQUES DES CELLULES PHOTOVOLTAÏQUES :

Les courants de génération optiques sont contrôlés par les paramètres électriques du matériau et en particulier la durée de vie des porteurs minoritaires. Nous mettons en évidence l'influence de ce paramètre fondamental sur les facteurs photovoltaïques (V_{oc} , I_{sc} , FF et η). Les expressions (1,2,3) que nous considérons ci-dessous conduisant à l'examen séparé des trois principales régions de la structure au silicium à jonction diffusée représentée par la figure 1 . Nous considérons que :

- dans la base, le champ électrique interne est nul et la concentration des impuretés est uniforme,
- le champ électrique est constant dans l'émetteur et dans la zone de charge d'espace,
- l'influence des courants des porteurs majoritaires est négligeable.

Dans ces conditions, les densités de courant sont calculées séparément dans les trois régions.

II.1. Région de base:

$$J_B(\lambda) = \frac{q \cdot \alpha \cdot \Phi_0 \cdot \sqrt{D_n \cdot \tau_n}}{1 - \alpha^2 \cdot D_n \cdot \tau_n} (A \cdot B - C) - D \quad (1)$$

$$A = \left[\coth \left(\frac{W_B}{\sqrt{D_n \cdot \tau_n}} \right) - \alpha \cdot \sqrt{D_n \cdot \tau_n} \right]$$

$$B = \exp(-\alpha \cdot [W_E + W_{RCE}])$$

$$C = \frac{\exp(-\alpha \cdot d)}{\sinh \left(\frac{W_B}{\sqrt{D_n \cdot \tau_n}} \right)}$$

$$D = q \cdot \frac{n_i^2}{N_A} \cdot \sqrt{\frac{\tau_n}{D_n}} \cdot \coth \left(\frac{W_B}{\sqrt{D_n \cdot \tau_n}} \right) \left[\exp \left(\frac{V}{U_T} \right) - 1 \right]$$

avec $d = W_E + W_{ZCE} + W_B$ (1')

et $L_n = \sqrt{D_n \cdot \tau_n}$ (1'')

où L_n est la longueur de diffusion des électrons, est donnée par la relation précédente (1''), [36]:

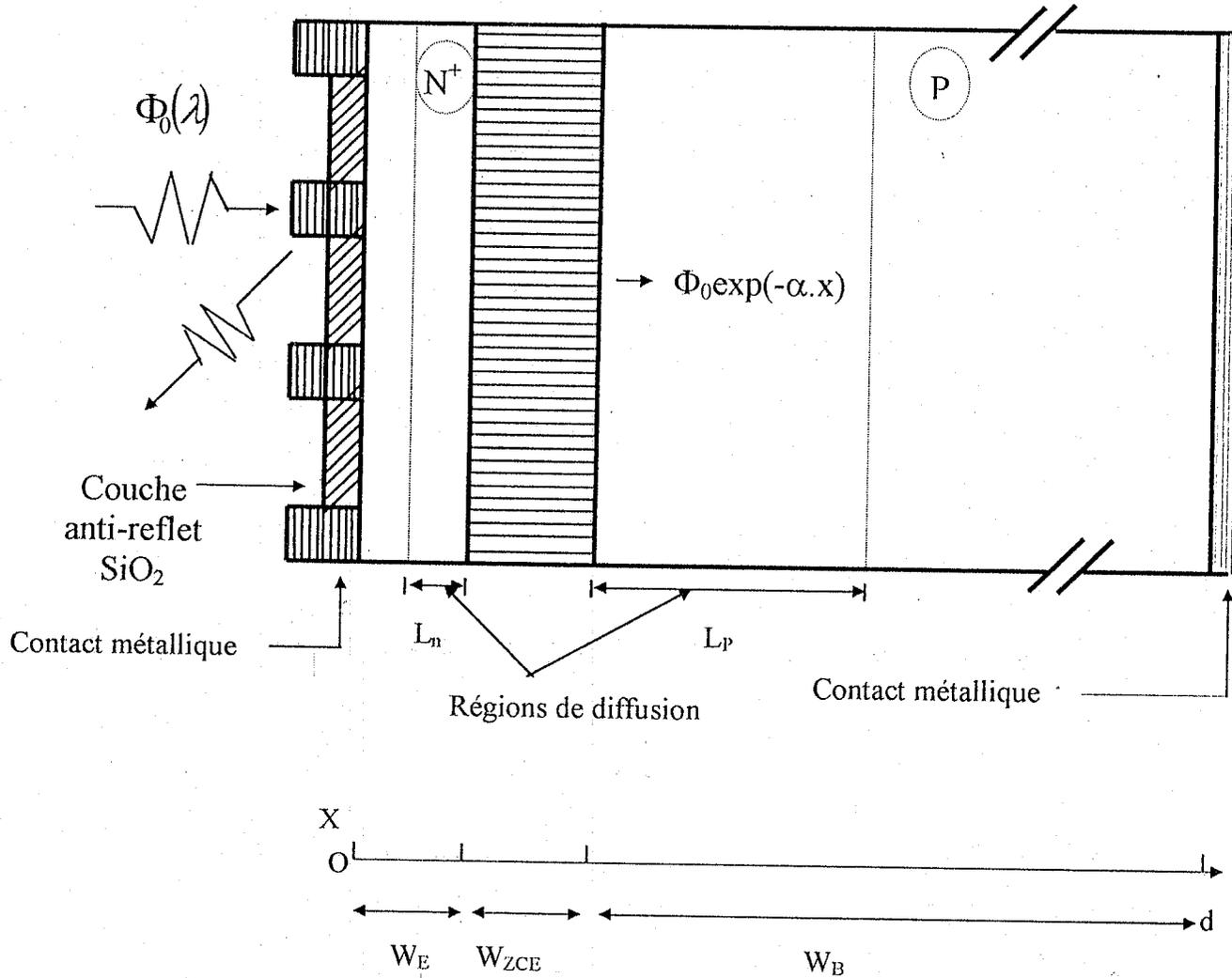


Figure 1: Vue en coupe d'une structure N⁺P au silicium éclairée.

W_E = La largeur d'émetteur

W_{ZCE} = La largeur de la charge d'espace

W_B = La largeur de base

d = La largeur de la jonction

II.2. Région de charge d'espace:

$$J_{RCE}(\lambda) = q \cdot \Phi_0 \cdot \exp(-\alpha \cdot W_E) \cdot [1 - \exp(-\alpha \cdot W_{RCE})] + \frac{q \cdot n_i \cdot W_{RCE}}{2 \sqrt{\tau_n \cdot \tau_p}} \left[\exp\left(\frac{V}{2U_T}\right) - 1 \right] \quad (2)$$

III.3. Région d'émetteur :

$$J_E(\lambda) = -\frac{\alpha \cdot \Phi_0}{\alpha^2 + 2\beta\alpha - \frac{1}{L_P^2}} (A \cdot B - C) - D \quad (3)$$

$$A = (\beta + \alpha) \exp(-\alpha W_E) + f \exp(-\alpha W_E)$$

$$B = \frac{\left(\frac{S}{D_P} + \beta\right) \cosh(fW_E) + f \sinh(fW_E)}{\left(\frac{S}{D_P} + \beta\right) \sinh(fW_E) + f \cosh(fW_E)}$$

$$C = \frac{f \exp(\beta W_E) \left(\frac{S}{D_P} + 2\beta + \alpha\right)}{\left(\frac{S}{D_P} + \beta\right) \sinh(fW_E) + f \cosh(fW_E)}$$

$$D = q \cdot p_0 \cdot D_P \left[\frac{f \left(f \sinh(fW_E) + \left(\frac{S}{D_P} + \beta\right) \cosh(fW_E) \right)}{\left(\frac{S}{D_P} + \beta\right) \sinh(fW_E) + f \cosh(fW_E)} - \beta \right] \left(\exp\left(\frac{v}{U_T}\right) - 1 \right)$$

$$\text{avec } f^2 = \beta^2 + \frac{1}{D_P \cdot \tau_P} \quad \text{et} \quad \beta^2 = \frac{\mu_P}{2D_P}$$

Pour calculer la valeur de largeur de la charge d'espace qui est donnée par la relation qui suit:

$$W_{RCE} = \left(\frac{2 \cdot \epsilon \cdot V_d}{q} \right)^{1/2} \left(\frac{1}{N_A} + \frac{1}{N_D} \right)^{1/2} \quad (4)$$

ϵ étant la permittivité du silicium ,

Il faut d'abord calculer la valeur du potentiel de diffusion qui est donnée par la relation suivante [37]:

$$V_d = \frac{K \cdot T}{q} \cdot \ln \left(\frac{N_A \cdot N_D}{n_i^2} \right) \quad (5)$$

Pour une longueur d'onde donnée, le courant traversant la cellule est la somme des trois composantes. Nous pouvons ainsi définir, pour $V=0$, la sensibilité spectrale :

$$S(\lambda) = \frac{J_B(\lambda) + J_{RCE}(\lambda) + J_E(\lambda)}{P_s(\lambda)} \quad (6)$$

Le photocourant est le résultat de l'intégration de la somme des trois composantes sur la partie utile du spectre solaire :

$$J_T = \int_0^{\frac{1242}{E_g}} (J_B(\lambda) + J_{RCE}(\lambda) + J_E(\lambda)) \cdot d\lambda \quad (7)$$

Le calcul des expressions (6) et (7), donne la réponse spectrale pour une variation des valeurs de τ_n entre (0.1 μs et 10 μs), comme l'indique la figure 2.

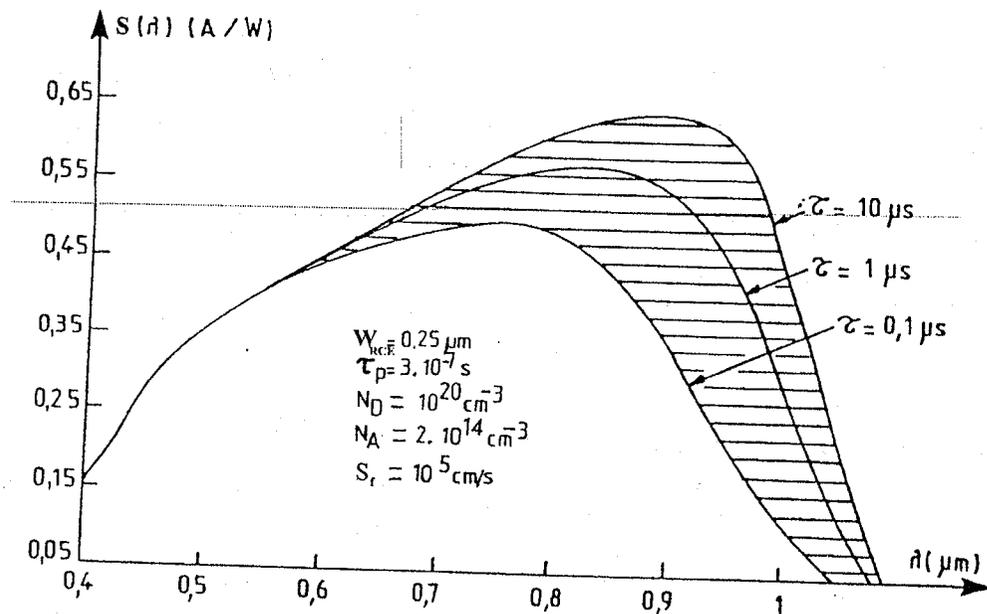


Figure 2: La réponse spectrale pour différentes valeurs de τ_n .

Nous observons une décroissance de la sensibilité spectrale aux longueurs d'onde "rouge" et "proche de l'infrarouge" lorsque la durée de vie diminue. La surface hachurée correspond à la réduction de I_{sc} . Nous donnons sur la figure 3 la variation du courant de court circuit en fonction de la durée de vie τ_n .

Nous calculons le courant I_{sc} à partir de la formule (8), ce qui nous permet de tracer la courbe de variation de I_{sc} en fonction de τ_n .

$$I_{sc} = q \cdot G \cdot \sqrt{D_n \cdot \tau_n} \quad (8)$$

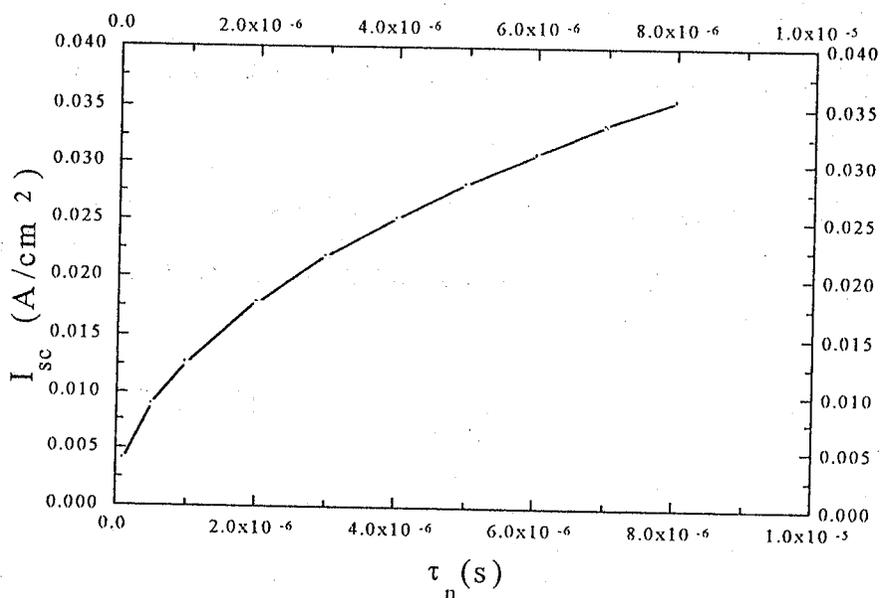


Figure 3: Le courant de court-circuit en fonction de la durée de vie des électrons.

La courbe indique une augmentation de I_{sc} pour des valeurs croissantes de τ_n .

Dans la base d'une jonction N^+P , le courant de saturation (figure 4), est représenté par la relation suivante:

$$I_S = \frac{q \cdot n_i^2}{N_A} \sqrt{\frac{D_n}{\tau_n}} \quad (9)$$

$$\text{ou bien } I_S = \frac{q \cdot n_i^2}{N_A} \frac{D_n}{L_n} \quad (10)$$

N_A = concentration des atomes accepteurs

D_n, L_n = coefficient et longueur de diffusion des porteurs minoritaires

n_i = concentration intrinsèque à l'équilibre thermique

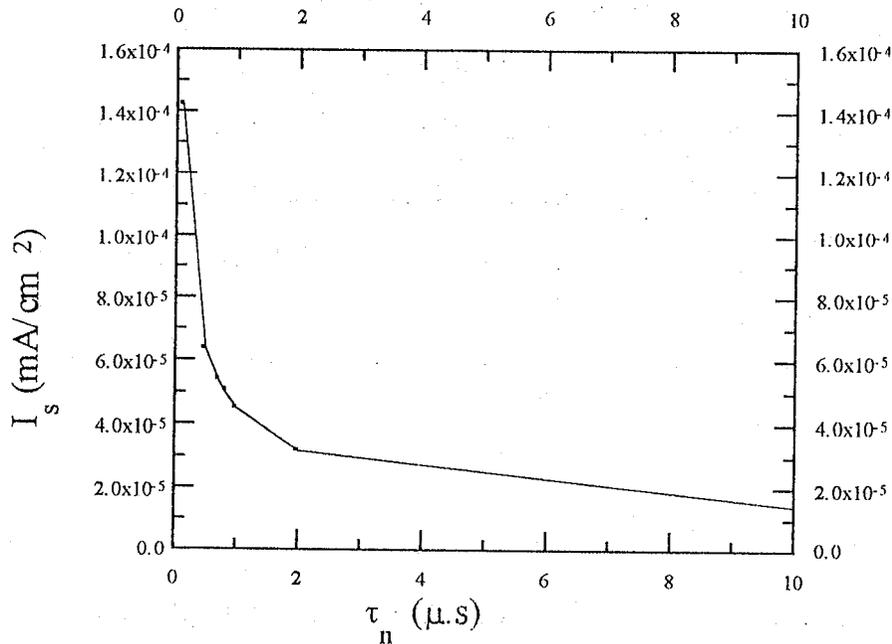


Figure 4: Le courant de saturation en fonction de la durée de vie des électrons.

Nous remarquons une dégradation du courant de saturation pour des valeurs croissantes de la durée de vie.

En remplaçant l'équation (9) de ce chapitre dans l'équation (8) du chapitre II, on aura l'équation de la tension circuit-ouvert suivante:

$$V_{OC} = \frac{K \cdot T}{q} \ln \left(1 + \frac{I_{SC} \cdot N_A \cdot L_n}{q \cdot n_i^2 \cdot D_n} \right) = \frac{K \cdot T}{q} \ln \left(1 + \frac{1}{q} \cdot \frac{I_{SC}}{n_i^2} \cdot N_A \cdot \sqrt{\frac{\tau_n}{D_n}} \right) \quad (11)$$

Le facteur de courbe et le rendement de conversion sont identiques aux expressions (10) et (11) du chapitre II. Nous montrons sur la figure 5, l'évolution du paramètre V_{OC} en fonction de la durée de vie des porteurs en excès dans le substrat. Nos calculs nous permettent de tracer la courbe représentant l'évolution de la tension V_{OC} en fonction de τ_n .

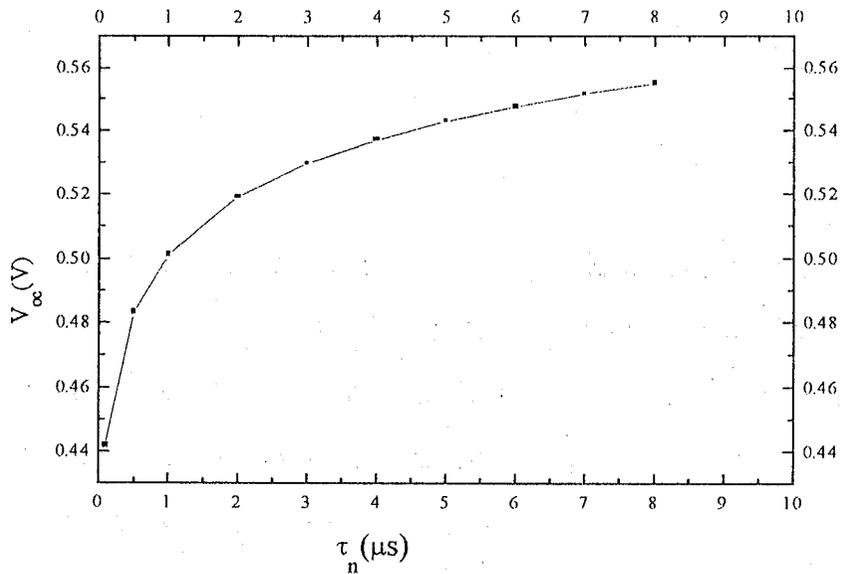


Figure 5: L'évolution de la tension circuit-ouvert en fonction de la durée de vie des électrons.

Nous observons, une augmentation du paramètre photovoltaïque V_{OC} lorsque τ_n devient élevée.

Ceci montre toute l'importance que nous devons à ce paramètre électrique pour la réalisation des cellules photovoltaïques de hautes performances.

Ce paramètre fondamental qui contrôle la caractéristique courant-tension et le rendement de conversion dans le cas des cellules photovoltaïques, dépend de la qualité du substrat, de sa pureté et des opérations de fabrication. On remarque aussi que le V_{OC} augmente avec le niveau de dopage N_A .

En effet, les centres responsables de la recombinaison des porteurs sont extrêmement sensibles à différents facteurs physiques et la durée de vie τ des porteurs peut donc subir de profondes modifications au cours des différentes étapes du processus technologique de fabrication [38].

III. MESURE DE L'EVOLUTION DE LA DUREE DE VIE DES PORTEURS DU SUBSTRAT AU COURS DE LA FABRICATION DES CELLULES PHOTOVOLTAÏQUES AU SILICIUM :

La cellule photovoltaïque subit différentes opérations technologiques au cours de sa fabrication, d'une part à basse température (découpage, rodage, polissage mécanique, ...), d'autre part, à haute température (oxydation thermique, diffusion, redistribution, ...). Notre étude porte sur l'analyse et la synthèse des travaux expérimentaux qui traitent de l'évolution de la durée de vie des porteurs minoritaires au cours des différentes étapes de la technologie d'élaboration d'une cellule photovoltaïque.

A partir des résultats de l'expérimentation qui consiste à mesurer, après chaque étape de fabrication, la durée de vie des porteurs minoritaires et la comparer à celle relevée sur un échantillon témoin provenant du même substrat de silicium et n'ayant subi aucun traitement.

Nous mettons en valeur tout d'abord la technologie d'élaboration des échantillons servant à effectuer les tests du suivi de la durée de vie. Nous donnons ensuite le mode opératoire de la mesure de la durée de vie des porteurs minoritaires. Enfin nous présentons les résultats expérimentaux et l'analyse des variations des paramètres électriques en fonction des conditions d'élaboration

III.1. La durée de vie:

Dans un semiconducteur intrinsèque non dégénéré à l'équilibre thermodynamique, le produit $n \cdot p = n_i^2$ est constant. Lorsqu'on excite le matériau on modifie le nombre de porteurs de charge, par conséquent l'état d'équilibre du système. Naturellement, si on supprime l'excitation, le système va se relaxer et

tend à retrouver son état d'équilibre initial. On définit donc une durée de vie comme étant une caractéristique de l'état excité.

La mesure de τ se fait généralement en injectant ou en créant des porteurs en excès et en suivant leur disparition. Dans le cas de faibles injections, il est important de remarquer que seuls les porteurs minoritaires sont à considérer. La concentration des porteurs majoritaires ne subissent pas de fortes variations.

De plus la durée de vie des porteurs, conditionnée par le taux de recombinaison $U_n = \frac{dn}{dt}$, dépend :

- du degré de purification du cristal,
- du nombre de défauts de structure du réseau.

La durée de vie par définition [39,40] est le rapport $\tau = \frac{\Delta n}{U_n}$ où Δn est la concentration des porteurs de charge en excès.

Aux forts niveaux de dopage, la durée de vie est le résultat des transitions bande à bande avec collision de type Auger; elle représente une influence importante sur l'évaluation de la diminution de courant de court-circuit et l'augmentation du courant de saturation [41,54].

On distingue pour les semiconducteurs quatre processus de recombinaison qui sont:

- la recombinaison Read-Schottky-Hall, (recombinaison par pièges),
- la recombinaison Auger,
- la recombinaison bande à bande radiative,
- la recombinaison en surface.

III.1.1. La recombinaison en surface :

La surface de tout semiconducteur présente des défauts de toutes sortes, qui se comportent comme des centres de recombinaison, et donnent donc lieu à une recombinaison superficielle, qui réduit la concentration des porteurs de charge excédentaire dans la couche adjacente à la surface du cristal.

Pour caractériser la contribution de la recombinaison superficielle, on utilise la notion de durée de vie effective τ_e définie par la relation (11),[40,41]:

$$\frac{1}{\tau_e} = \frac{1}{\tau_V} + \frac{1}{\tau_S} \quad (11)$$

τ_V étant la durée de vie au sein du semiconducteur est appelée aussi durée de vie en volume et τ_S celle à la surface.

τ_V est due aux différentes durée de vie τ_{Aug} , τ_{Rad} , τ_{RSH} et est donnée par la relation (12):

$$\frac{1}{\tau_V} = \frac{1}{\tau_{Aug}} + \frac{1}{\tau_{Rad}} + \frac{1}{\tau_{R-S-H}} \quad (12)$$

Pour le silicium en faible niveau d'injections, le processus important est dû à la recombinaison R.S.H (recombinaison par pièges) d'où:

$$\frac{1}{\tau_V} = \frac{1}{\tau_{R-S-H}} \quad (13)$$

III.1.2. La recombinaison Read-Shockley-Hall (recombinaison par pièges):

C'est le processus dominant dans le silicium Read, Shockley et Hall, [42] on établit une théorie de recombinaison basée sur l'existence de niveaux énergétiques profonds dus à des atomes étrangers mais qui peuvent aussi provenir d'imperfections.

En considérant que la densité des centres recombinants est petite devant celle des porteurs photoexcités dans le cas simple où le semiconducteur possède un niveau de recombinaison E_R dû à un centre monovalent [42,43,2,44,45], R-S-H, la durée de vie se présente par:

$$\tau_n = \tau_p = \tau_{p0} \frac{n_0 + n_1 + n_c}{n_0 + p_0 + n_c} + \tau_{n0} \frac{p_0 + p_1 + p_c}{n_0 + p_0 + n_c} \quad (14)$$

$$\text{avec } n_1 = N_C \exp \frac{E_R - E_C}{KT}$$

$$p_1 = N_V \exp \frac{E_V - E_R}{KT}$$

où C_n et C_p sont des coefficients de capture des électrons et des trous respectivement.

n_1 et p_1 représentent respectivement les concentrations équivalentes dans la bande de conduction et la bande de valence, si le niveau de fermi se trouve en E_R .

N_C et N_V étant les densités d'état dans la bande de conduction et la bande de valence.

En analysant les termes intervenant dans la relation (14) on remarque que la durée de vie des porteurs photoexcités dépend de :

- la nature et la concentration des centres recombinants (qui se manifestent par les termes τ_{n0} et τ_{p0}),
- a concentration de l'impureté de dopage (déterminé par les valeurs n_0 et p_0).
- la position de niveau pièges E_R à travers les termes n_1 et p_1 ,
- la concentrations des porteurs de charges excédentaires (n_c et p_c).
- la température (dont dépendent tous les paramètres).

III.1.3. La recombinaison Auger:

Le processus de recombinaison Auger consiste en un électron ou trou qui perd la plupart de son énergie en créant une paire électron/trou. Le phénomène est important dans le silicium fortement dopé.

Les durées de vie déduites des transitions bande à bande avec collision du type Auger sont inversement proportionnelles au carré du nombre des impuretés et peuvent se mettre sous la forme [46,47]:

$$\tau_p = \frac{1}{C_A \cdot N_D^2} \quad (15)$$

$$\tau_n = \frac{1}{C_B \cdot N_A^2} \quad (16)$$

où C_A et C_B sont les coefficients de recombinaison Auger Pour le silicium:

$$C_A = 2.8 \cdot 10^{-31} \text{ cm}^6 \cdot \text{s}^{-1}.$$

$$C_B = 1.2 \cdot 10^{-31} \text{ cm}^6 \cdot \text{s}^{-1}.$$

Ce mécanisme de recombinaison Auger est très influent dans la silicium; il compte parmi les causes de réduction de la tension de circuit-ouvert dans les photopiles au silicium [48].

III.1.4. Recombinaison bande à bande radiative:

La recombinaison radiative correspond à l'émission d'un photon. C'est le processus inverse de l'absorption d'un photon [49,50,51,52], il est surtout important dans les matériaux "directs" comme l'arséniure de gallium, mais faible dans les matériaux "indirects" comme le silicium et le germanium.

Pour chaque type de cristal, la durée de vie peut s'écrire comme suit:

• Cristal intrinsèque: ($n_0=p_0$)
$$\tau = \frac{n_i}{2K} \quad (17)$$

- Cristal type N: ($n_0 > p_0$)

$$\tau_p = \frac{n_i^2}{K \cdot N_D} \quad (18)$$

- Cristal type P: ($n_0 < p_0$)

$$\tau_n = \frac{n_i^2}{K \cdot N_A} \quad (19)$$

où K est une constante caractéristique du processus de recombinaison considéré et dépend du matériau et de la température.

D'après les relations (18) et (19), nous remarquons que la durée de vie décroît quand le dopage augmente, aussi dans le silicium la durée intrinsèque est de trois heures (3^H) environ à 300 °K et elle est de la milliseconde près pour un cristal dopé avec 10^{16} impuretés/cm³ [53].

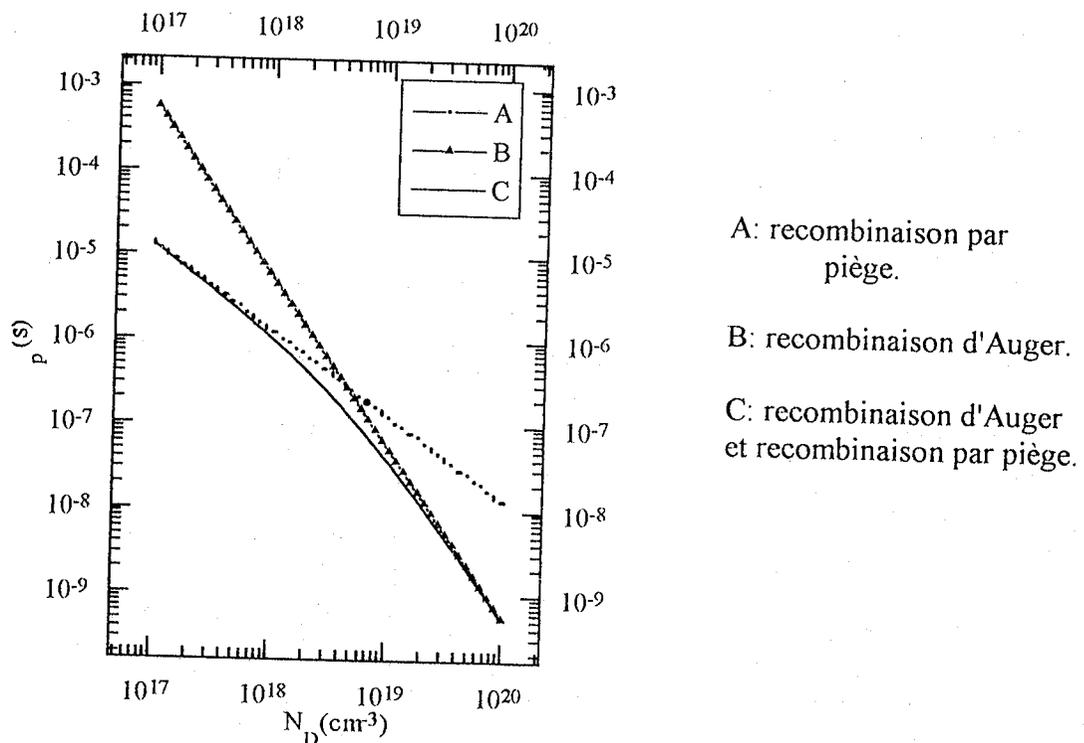


Figure 6: Variation de la durée de vie des trous τ_p en fonction de la concentration en atomes donneurs N_D pour différents processus de recombinaison.

IV. PRESENTATION DES DIVERSES ETAPES DU PROCESSUS MICROTECHNOLOGIQUE DE FABRICATION DES CELLULES PHOTOVOLTAÏQUES:

La figure 7, présente les principales étapes du processus microtechnologique de fabrication des échantillons de silicium.

La plupart des échantillons sont élaborés sur des substrats de silicium de type P, orientés suivant les plans $\langle 100 \rangle$. L'épaisseur des substrats égales à 300 μm est réduite à 200 μm par polissage mécanique. Le nettoyage des échantillons est effectué dans un bain chimique composé de $\text{H}_2\text{SO}_4 : \text{H}_2\text{O}_2$ pendant 90 secondes et à la température ambiante. Les échantillons sont ensuite rincés sous eau désionisée et séchés au jet d'azote.

L'oxydation thermique du silicium est réalisée dans un tube de quartz parcouru par un flux de vapeur d'eau suivi d'un traitement d'oxygène sec pour densifier l'oxyde.

Les régions fortement dopées N^+ et P^+ et les jonctions isotopes NN^+ , PP^+ sont diffusées à l'état solide à partir d'atomes de bore et de phosphore.

Dans une première étape, on effectue un prédépôt des atomes d'impuretés en surface du silicium, à partir des sources de B_2O_3 et de POCl transportés par un flux d'azote et d'oxygène parcourant les tubes en quartz maintenu à haute température. Ensuite, les atomes d'impuretés sont redistribués plus profondément dans le semiconducteur par traitement à haute température sous une atmosphère oxydante.

Les cellules photovoltaïques comportent une couche antireflet élaborée par une oxydation thermique de la surface du silicium produisant ainsi une couche d'oxyde propre. Les prises de contact électriques des faces avant et arrière sont formées par évaporation d'une couche de chrome suivie d'un dépôt d'or.

Les couches métalliques sont traitées thermiquement à 450 C° sous un flux d'azote hydrogéné.

Les résultats expérimentaux décrits ci-dessus, sont relevés sur des échantillons ayant subi un processus technologique à des températures variant de 900 C° à 1150 C°. Les cellules photovoltaïques sont extraites du tube de quartz suivant trois modes de retrait : retrait rapide, retrait semi-lent avec paliers de 10 cm toutes les 15 mn et retrait lent correspondant à un refroidissement progressif du four jusqu'à la température de 700 C° à raison de 3 C°/mn.

Des séries d'échantillons ont été fabriqués et constitués pour recevoir les opérations technologiques précédemment. Le substrat de silicium est découpé en une série de 7 échantillons. Après chaque opération technologique, un des échantillons tests est extrait et sert à mesurer l'état de la durée de vie pour l'état processus considéré.

V. DESCRIPTION DES ECHANTILLONS TESTS, DU DISPOSITIF DE MESURE ET DES CELLULES PHOTOVOLTAIQUES.

V.1. Méthodologie pour le suivi de la dégradation de la durée de vie des porteurs minoritaires au cours des diverses étapes de la fabrication.

La plaquette de silicium fait au départ 5 cm de diamètre. Elle est découpée en une série de 7 éléments de test, tableau D. Cet ensemble d'élément dont les propriétés sont identiques avant toute opération de fabrication, permet de mesurer les atténuations successives produites par les étapes de la réalisation des composants électroniques en général et des cellules photovoltaïques en particulier. Les échantillons de silicium successifs sont respectivement soumis aux traitements suivants:

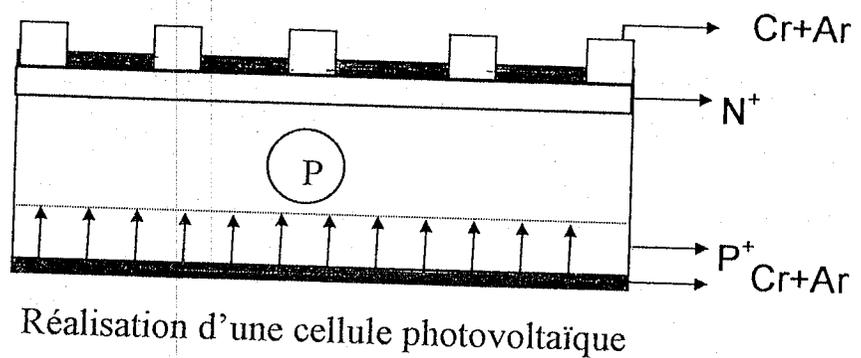
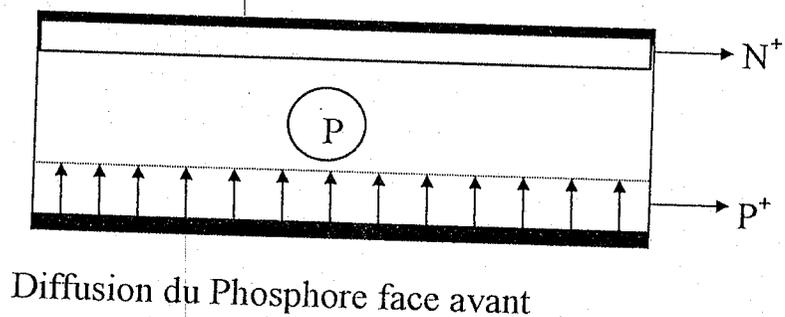
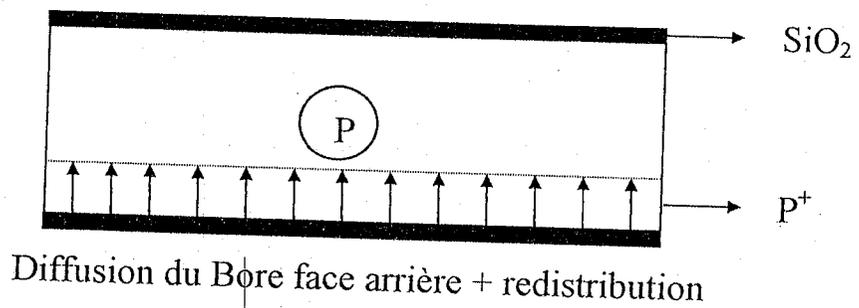
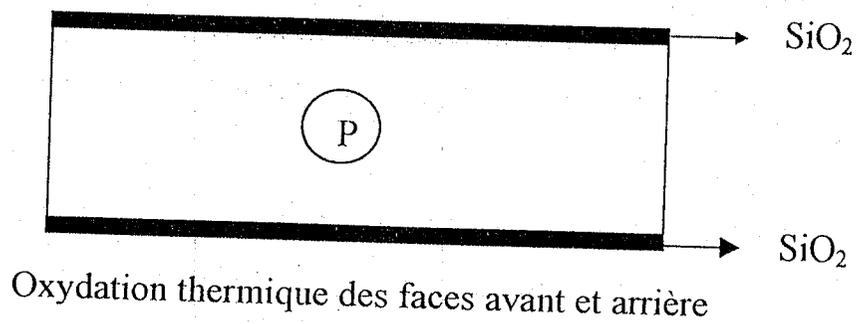


Figure 7: Principales étapes de fabrication des échantillons tests et des cellules photovoltaïques.

- l'échantillon n°1 identique au substrat de départ, sera utilisé comme élément de référence,
- l'échantillon n°2 subit un nettoyage chimique en milieu acide (H_2SO_4, H_2O_2) à la température ambiante,
- les échantillons N°3 et 4 ont les deux faces traitées par oxydation thermique. Ces échantillons ont été nettoyés de façon identiques à l'échantillon N°2. Les couches de SiO_2 sont ensuite enlevées avec de l'acide fluorhydrique.
- un prédépôt de bore est effectué sur la face arrière de l'échantillon N°4 . Afin d'accéder au dégradation induite dans le substrat, la zone diffusée précédente est enlevée par polissage chimique,
- l'échantillon N°5 est traité de façon identique à la structure N°4 et est soumis en plus à une redistribution des impuretés de bore qui produit une jonction PP^+ dont la profondeur réelle est égale à $4 \mu m$,
- l'échantillon N°6 reçoit en s des traitements effectués sur la profondeur de la jonction N^+P inférieure à $1 \mu m$. La région N^+ est ensuite attaquée par polissage chimique.
- l'échantillon N°7 reçoit l'ensemble des opérations technologiques pour l'élaboration finale de la cellule photovoltaïque

Echantillon N° 1	Substrat de départ
Echantillon N° 2	Nettoyage de la surface de Si avec $H_2SO_4 : H_2O$ 90s
Echantillon N° 3	Oxydation thermique face avant et arrière
Echantillon N° 4	Prédépôt de bore sur la face arrière
Echantillon N° 5	Redistribution du bore sur la face arrière
Echantillon N° 6	Diffusion du phosphore sur la face arrière
Echantillon N° 7	Réalisation des cellules photovoltaïques

Tableau D: Plan de découpe du substrat en sept échantillons servant de test et à l'élaboration des cellules photovoltaïques.

Nous présentons dans le tableau E, les paramètres technologiques des processus de fabrication à 900°C et 1150 °C.

Pour mesurer la durée de vie dans les substrats de départ et dans les échantillons tests, il faut réaliser, à basse température, des contacts métalliques de prise des électrodes. Les formes de l'échantillon sont représentées sur la figure 2. Il faut utiliser soit du nickel, soit l'eutectique GaIn.

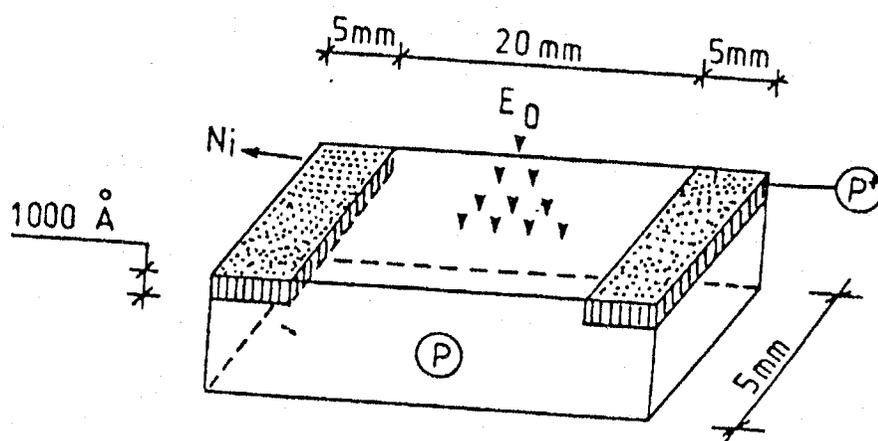


Figure 8: Géométrie de l'échantillon permettant de mesurer τ dans les substrats de test: contact Si-nickel.

D'une part, les évaporations de Ni sont effectuées sur des régions fortement dopées. Ces îlots sont réalisés par implantation ionique de bore à la température ambiante. Un traitement par recuit laser restitue la cristallinité des régions p⁺.

D'autre part, la prise des contacts ohmiques à l'aide de l'eutectique GaIn s'est avérée satisfaisante. L'eutectique GaIn résulte de la fusion de 24,5% d'indium et de 75,5% de gallium. La solidification lente du composé GaIn permet de le déposer sur le silicium.

Echantillons N°	1	2	3	4	5	6
Processus technologique à 1150 °C	S u b s t r a t d e	Nettoyage chimique	Oxydation thermique	Prédépot de Bore	redistribution du Bore	Diffusion du Phosphore
		H ₂ SO ₄ : H ₂ O ₂ T=20°C t=90 secondes	45mn sous H ₂ O à 80°C 30mn sous O ₂ sec 10mn sous Argon	Temps de prédépôt 20 mn T=980°C	45mn sous H ₂ O à 80°C 30mn sous O ₂ sec	20mn sous N ₂ et O ₂ 5mn sous N ₂ , O ₂ , N ₂ barbotant dans POCl ₃ . 20mn sous N ₂ et O ₂ T=1050°C
Processus technologique à 900 °C	d é p a r t	Retrait des substrats hors du tube en quartz sous atmosphère N ₂				
		H ₂ SO ₄ : H ₂ O ₂ T=20°C t=90 secondes	160mn Steam 30mn sous H ₂ O à 80°C 10mn sous O ₂ sec 5mn sous Argon	Temps de prédépôt 6 heures T=900°C	160mn Steam 30mn sous H ₂ O à 80°C 5mn sous Argon 10mn sous O ₂ sec	5mn sous N ₂ et O ₂ 60mn sous N ₂ , O ₂ , N ₂ barbotant dans POCl ₃ . 20mn sous N ₂ et O ₂
Retrait des substrats hors du tube en quartz sous atmosphère N ₂						

Tableau E: Paramètres technologiques des processus de fabrication à 900°C et à 1150°C.

V.2. Description des structures photovoltaïques

Les structures utilisées sont de types N⁺P et N⁺PP⁺. Partant d'une plaque de silicium de 200 μm d'épaisseur, on réalise une haute basse jonction PP⁺ dont la profondeur est égale à 4 μm. La concentration de la région P⁺ est de l'ordre de 10²⁰ cm⁻³. La zone d'émetteur, N⁺, est caractérisée par une profondeur de jonction inférieure à 1 μm et un dopage en surface de 5 10¹⁹ cm⁻³. La couche antireflet est une couche de SiO₂ propre, dont l'épaisseur est égale à 800 Å. La métallisation de la face avant et arrière correspond à l'évaporation consécutive d'une couche de chrome (1000 Å) puis d'or (1000 Å).

Les grilles collectrices sont photogravées sur la couche métallique de la face avant à l'aide de masques:

- le premier a une forme circulaire de 4.5 mm de diamètre, comptant 24 doigts par centimètre. La largeur et l'espacement des doigts ont respectivement les valeurs de 90 μm et 370 μm ,
- le second a une forme carrée de 1 cm de côté, comportant 50 doigts par centimètre. Les valeurs de la largeur et de la distance entre les doigts sont respectivement égales à 20 μm et 160 μm .

V.3. Dispositif de mesure de la durée de vie

Les durées de vie des porteurs minoritaires sont mesurées par la méthode de la décroissance de la réponse de photoconductivité induite par une impulsion de rayonnement laser pénétrant.

La longueur d'onde du laser utilisé est égale à 1.06 μm . Le coefficient d'absorption du silicium est d'environ 40 cm^{-1} . Dans ces conditions, la pénétration des photons laser vaut 250 μm et l'impulsion lumineuse génère donc des porteurs sur la totalité de l'épaisseur des échantillons et des cellules photovoltaïques étudiés. L'énergie de l'impulsion incidente est ajustée à l'aide d'atténuateurs de façon à réaliser des mesures dans le domaine des faibles injections.

VI. DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

(LABORATOIRE LAAS).

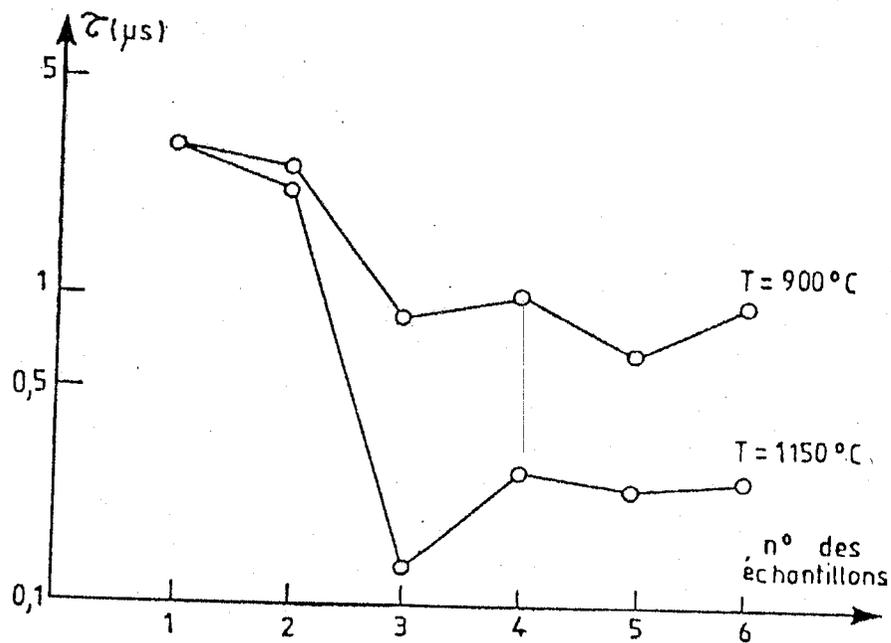
La détermination obtenue (référence: Laboratoire D'analyse et D'architecture des Systèmes LAAS, [24]) de la durée de vie des porteurs minoritaires a été effectuée sur un ensemble de quelques dizaines d'échantillons.

Nous avons suivi la méthodologie développée précédemment. Les résultats sont relevés en fonction du processus technologique des diverses étapes de fabrication: nettoyage chimique, oxydation thermique, diffusion à l'état solide et redistribution. Les résultats obtenus sont portés en fonction de la température du processus technologique, du mode de retrait des substrats du tube en quartz et de la résistivité des échantillons. L'observation du suivi des propriétés électriques au cours des diverses étapes technologiques est faite à deux températures différentes définissant deux séries échantillons.

La première série de structure a reçu un traitement de 900°C alors que le deuxième lot d'échantillons est traité à une température de 1150°C. L'ensemble des échantillons présentait des durées de vie, identiques avant toute opération technologique.

Sur la figure 9, nous représentons l'évolution de la durée de vie des électrons, τ , pour les substrats dont la résistivité est égale à 3.5 Ω .cm. Les échantillons de départ, N°1, présentent une durée de vie égale à 3 μ s. Les opérations de nettoyage chimique de la surface, dont les effets sont enregistrés sur les échantillons N°2, affectent peu la durée de vie. Les contraintes de l'état d'oxydation appliquées aux échantillons N°3 donnent une réduction importante de durée de vie des porteurs en excès. τ est d'autant plus dégradée que la température est élevée. Par exemple, nous observons une décroissance de τ de 2.5 μ s à 0.85 μ s pour les oxydations effectuées à 900°C, alors que les traitements à 1150°C produisent une réduction de la durée de vie de 2.2 μ s à 0.14 μ s. La dégradation de la durée de vie est encore observée pour les autres valeurs de la résistivité. La première oxydation thermique correspond à l'opération qui dégrade le plus la durée de vie. L'ensemble des opérations concernant les différentes

étapes de la fusion, modifie légèrement les valeurs précédentes. Nous relevons une augmentation de τ de l'échantillon N°4 traité par un prédépôt de bore sur la face arrière. Toute fois la compensation de la dégradation reste faible τ se situe autour de la microseconde pour le processus à 900°C et atteint 0.28 μ s lorsque la température augmente à 1150°C. Les traitements thermiques au cours de la redistribution du bore, appliqués aux échantillons N°5, produisent une légère diminution de τ . La diffusion du phosphore sur la face avant (échantillon N°6) tend en général à augmenter la durée de vie des porteurs minoritaires du substrat (électrons).



Substrat de silicium, type P, $\rho = 3.5 \Omega.cm$.

Figure 9 : Variation de la durée de vie en fonction du processus technologique de fabrication pour deux valeurs de la température.

Trois séries d'échantillons de résistivité égale à $16 \Omega \cdot \text{cm}$ sont soumises au processus de fabrication à 1150°C . A chaque série un des trois mode de retraits des substrats au four est appliqué.

Sur la figure 10, les résultats de mesure de τ sont représentés. La contrainte de l'oxydation thermique produit une réduction importante de τ . La dégradation la plus importante est celle mesurée dans le cas du retrait rapide correspondant à un "choc thermique".

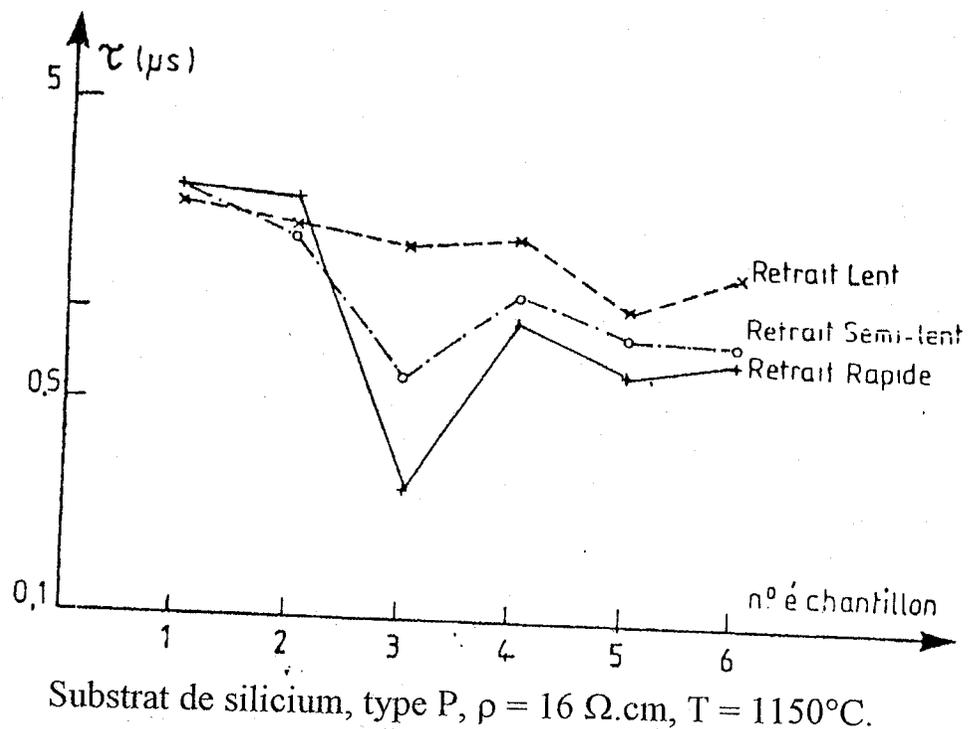


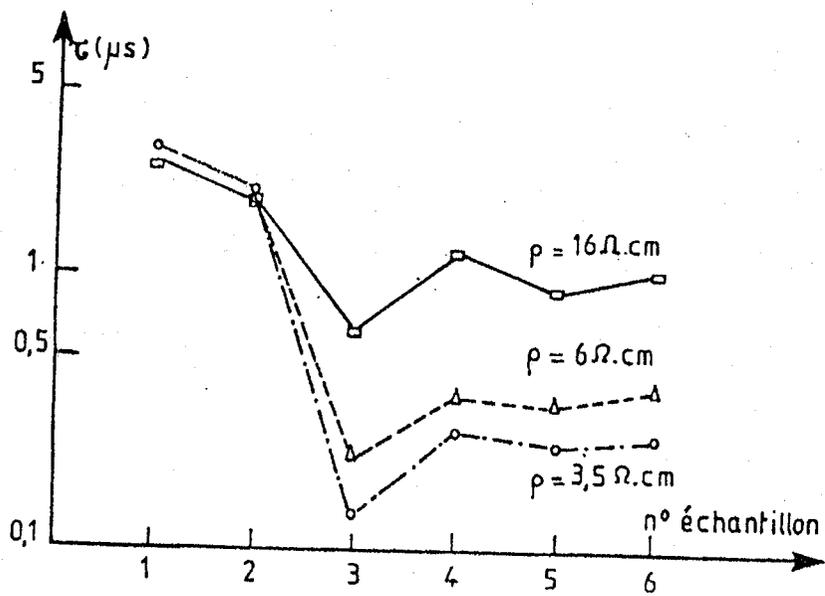
Figure 10 : Durée de vie en fonction des opérations technologiques pour différents modes de retrait du substrat.

L'utilisation de la technique du refroidissement progressif (retrait lent) du four (1 à 3°C/mn) suivi du retrait graduel des substrats du tube en quartz (10cm/15mn) atténue la dégradation de τ : entre l'échantillon de départ, N°1, et celui ayant subi l'ensemble des opérations du processus technologique, N°6, les durées de vie sont successivement égales à 2.3 μ s et 1.5 μ s.

Une série d'échantillons est soumise aux processus à 1150°C. Les résistivités des substrats sont égales à 3.5, 6 et 16 Ω .m. Le relevé de la durée de vie des substrats de résistivité différente suivant la méthodologie développée précédemment est aussi mis en oeuvre. Les résultats obtenus apparaissent sur les figures 11,12,13 correspondant à chaque type de retrait des substrats du four. Les principales caractéristiques détaillées plus haut sont encore enregistrées. La dégradation la plus importante est produite par l'oxydation thermique (échantillon N°3).

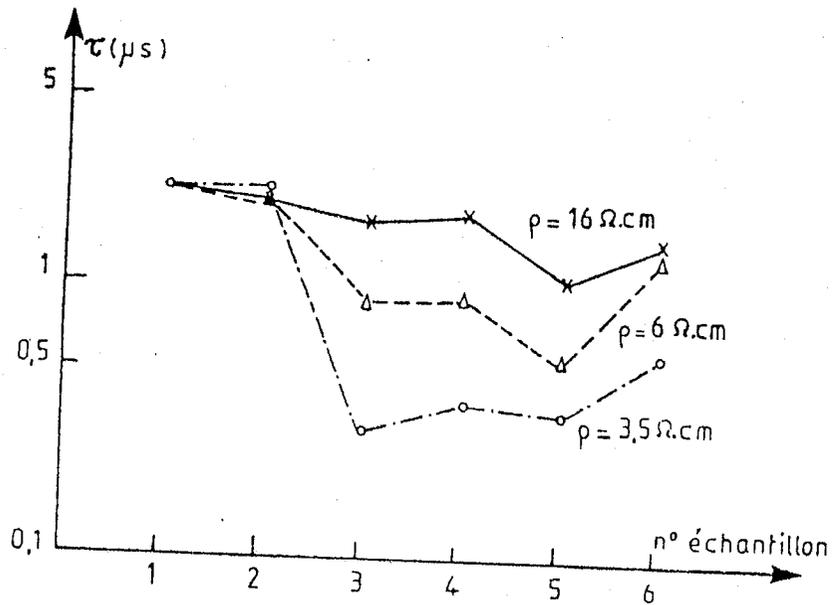
Cette diminution de τ est d'autant plus atténuée que la résistivité est élevée. La variation de τ en fonction de la résistivité est observée pour les trois modes de retrait des substrats hors du tube en quartz.

La dégradation de τ observée durant les opérations de fabrication du composant influe sur les valeurs de I_{sc} , V_{oc} et η [54]. Elle constitue donc une limitation fondamentale des performances des composants photovoltaïques au silicium.



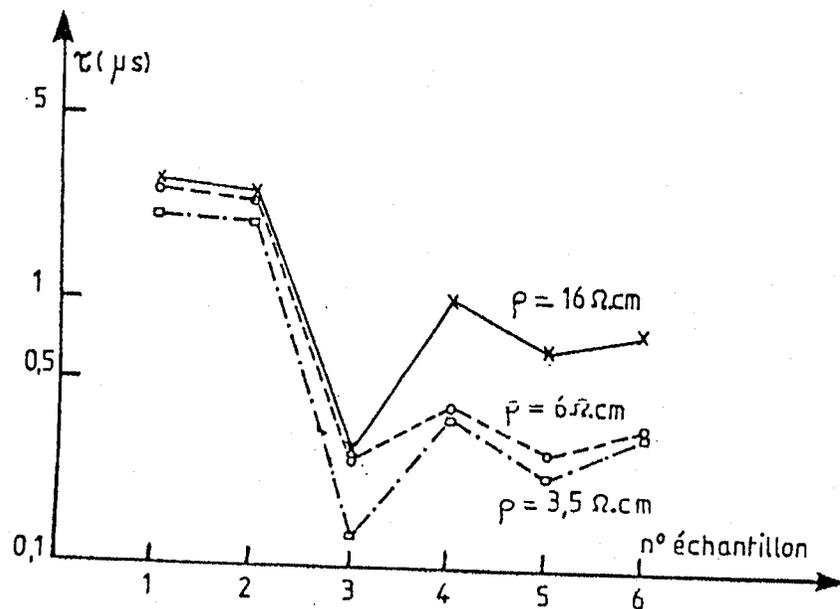
Substrat de silicium, type P, $T = 1150^\circ\text{C}$, retrait semi-lent.

Figure 11: Variation de la durée de vie fonction des opérations technologiques pour différentes résistivités dans le cas du retrait "semi-lent" des substrats.



Substrat de silicium, type P, $T = 1150^\circ C$, retrait lent.

Figure 12: Variation de la durée de vie en fonction des opérations technologiques pour différentes résistivités dans le cas du "retrait lent" des substrats.



Substrat de silicium, type P, $T = 1150^{\circ}C$, retrait rapide.

Figure 13: Variation de la durée de vie en fonction des opérations technologiques pour différentes résistivités dans le cas du retrait "rapide" des substrats.

Commentaire

On a suivi l'élaboration de τ durant les opérations technologiques nécessaires à la fabrication de la cellule photovoltaïque, on a pris comme référence la valeur de τ de la plaquette de départ et on a conclu que:

- la méthodologie mise en œuvre montre que la *dégradation la plus importante est produite par l'oxydation thermique*,
- l'amplitude de la dégradation est importante lorsque *la température, la vitesse de retrait des substrats hors du four et la concentration d'impureté sont élevées*,

- la variation de τ peut être associée aux centres de recombinaison générés par la pénétration et l'activité des atomes d'oxygène. Il faut aussi considérer les lacunes et les dislocations produites par les contraintes thermiques et l'interaction des centres recombinants avec les atomes dopants ,
- les opérations de diffusion et de recuit des contacts ohmiques de la cellule finie compensent partiellement les dégradations enregistrées sous atmosphère oxydante. L'augmentation partielle de la durée de vie montre un phénomène de guérison des défauts générés,
- la dégradation de la durée de vie des porteurs dans le substrat produit une diminution des performances des cellules photovoltaïques.

VI. CONCLUSION

Nous avons présenté la méthodologie pour le suivi de la dégradation de la durée de vie au cours des diverses étapes du processus technologique considéré. Nous pouvons ainsi relier l'évolution de la durée de vie à l'historique des traitements du semiconducteur.

Ainsi nous présentons la technologie d'élaboration des échantillons servant à effectuer des tests de suivi de la dégradation de τ et des cellules photovoltaïques, ainsi que le mode opératoire de la mesure de la durée de vie.

Une discussion porte sur les résultats expérimentaux et l'analyse des variations des paramètres électriques en fonction des conditions de fabrication des cellules photovoltaïques.

CHAPITRE IV

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Aussi, plusieurs articles traitant les paramètres des dispositifs des cellules solaires sont disponibles dans la littérature [70,71]. Ces paramètres, tels que le coefficient de diffusion des porteurs minoritaires, la durée de ces porteurs et la vitesse de recombinaison de surface, dépendent fortement du matériau ainsi que du niveau de dopage des impuretés.

Après avoir présenté, dans les trois chapitres précédents abordant des études descriptives et analytiques des microtechnologies utilisées dans l'élaboration des cellules photovoltaïques ainsi que les paramètres limitant les performances de ces cellules, nous présentons une étude analytique et numérique sur les performances des cellules photovoltaïques appuyées par de nouvelles technologies.

Dans une première étape, l'étude porte sur les variations de la durée de vie des porteurs minoritaires τ dans les régions quasi neutres de la cellule solaire, ainsi que les variations des coefficients de diffusion D_n et D_p en fonction des concentrations N_A et N_D respectivement.

Dans une seconde étape, nous étudions la nouvelle technologie (BESC) (Buried Emitter Solar Cell).

II. VARIATION DE LA DUREE DE VIE DES PORTEURS MINORITAIRES DANS LES REGIONS QUASI NEUTRES.

De grands progrès dans les performances de cellules solaires à base de silicium et de GaAs ont été réalisés ces dernières années [72,73]. Par exemple, des rendements de 23% pour des cellules de Si [74] et de 24.8% pour celles de GaAs [75] sous des conditions à un soleil ont été récemment mis au point.

II.1. La durée de vie des porteurs minoritaires dans la base d'une cellule

N⁺P.

Dans la base type P, la durée de vie des porteurs minoritaires est déterminée à partir des recombinaisons par pièges (R-S-H) et elle dépend fortement de la nature, la densité et la position de ces pièges.

τ_n varie linéairement avec l'inverse de la concentration des dopants N_A , τ_n est donné par l'équation suivante, [76]:

$$\tau_n = \frac{12}{1 + \frac{N_A}{5 \cdot 10^{16}}} \quad (\mu s) \quad (1)$$

Ceci nous permet de représenter la variation de la durée de vie des électrons τ_n en fonction de la concentration en atomes accepteurs N_A .

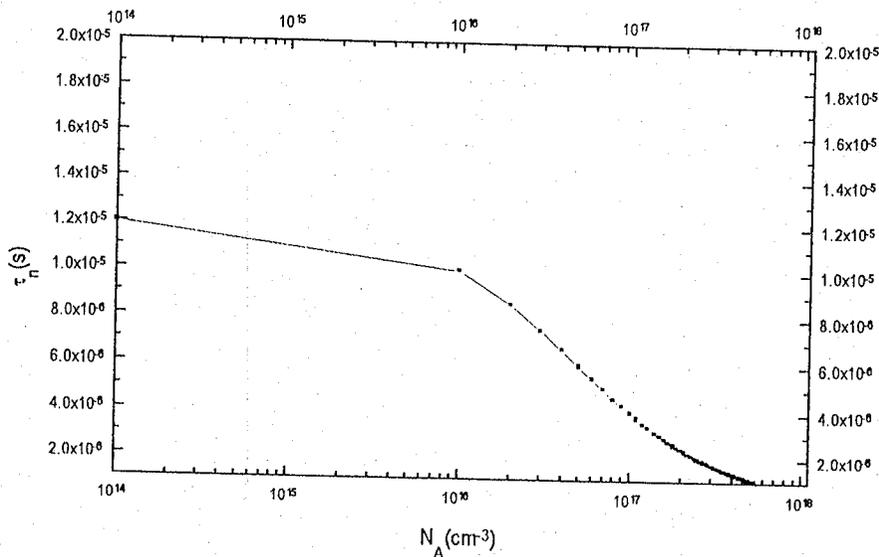


Figure 1: Variation de la durée de vie des porteurs minoritaires τ_n en fonction de la concentration en atomes accepteurs N_A .

Nous remarquons une grande diminution de la durée de vie au niveau du fort dopage (à partir de 10^{16}), ce qui est dû à la diminution de la largeur de la bande interdite.

II.3. Le coefficient de diffusion des porteurs minoritaires dans la base d'une cellule N⁺P.

Le coefficient de diffusion des électrons D_n , est donné par l'équation suivante, [76]:

$$D_n = \frac{1350}{\left(1 + \frac{81 \cdot N_A}{(N_A + 3.2 \cdot 10^{18})}\right)^{1/2}} \cdot \frac{KT}{q} \quad (\text{cm}^2/\text{s}) \quad (2)$$

Ce qui nous permet aussi de calculer et représenter le coefficient de diffusion D_n en fonction de la concentration des atomes accepteurs N_A .

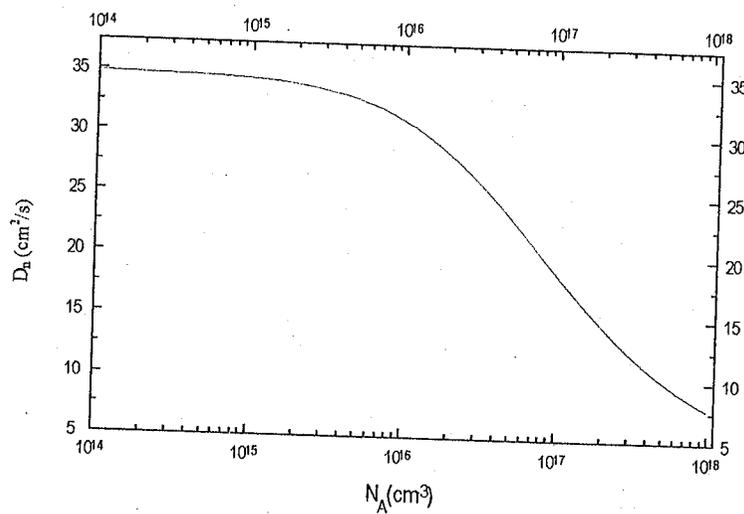


Figure 2: Variation du coefficient de diffusion en fonction de la concentration des atomes accepteurs.

Nous remarquons aussi la brusque chute de la longueur de diffusion au niveau du fort dopage (à partir de 10^{16}), qu'on peut attribuer à la diminution de la largeur de la bande interdite.

II.2. La longueur de diffusion des porteurs minoritaires dans la base d'une cellule N⁺P.

La longueur de diffusion des porteurs minoritaires L_n , dépend du niveau de dopage et est relativement petite par rapport à l'épaisseur de la base.

L_n dépend de la durée de vie et du coefficient de diffusion des électrons, [36].

$$L_n = \sqrt{D_n \cdot \tau_n} \quad (3)$$

A partir de l'équation (3) nous avons tracé la courbe de la variation de la longueur de diffusion en fonction de la concentration des atomes accepteurs.

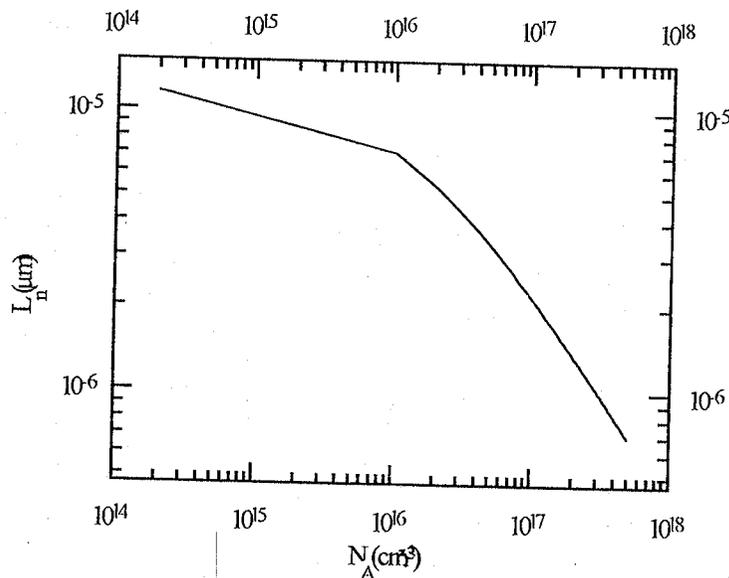


Figure 3: Variation de la longueur de diffusion des électrons en fonction de la concentration en atomes accepteurs.

On remarque que L_n diminue aux concentrations assez élevées à partir de $N_A=10^{16} \text{ cm}^{-3}$. Ce phénomène est expliqué par la diminution de la durée de vie déterminée à partir des recombinaisons par pièges (R-S-H).

II.4. la durée de vie des porteurs minoritaires dans l'émetteur d'une cellule

N⁺P.

Dans l'émetteur type N, aux faibles niveaux de dopage, la durée de vie des porteurs minoritaires τ_p varie linéairement avec la concentration des atomes donneurs N_D . Par contre, aux forts niveaux de dopage, elle varie avec le carré de la concentration des dopants N_D^2 . Ces deux comportements sont exprimés dans l'équation (4), [77].

$$\frac{1}{\tau_p} = 7.8 \cdot 10^{-3} N_D + 1.8 \cdot 10^{-31} N_D^2 \quad (4)$$

Le calcul de l'expression précédente, nous a permis de représenter de la courbe suivante:

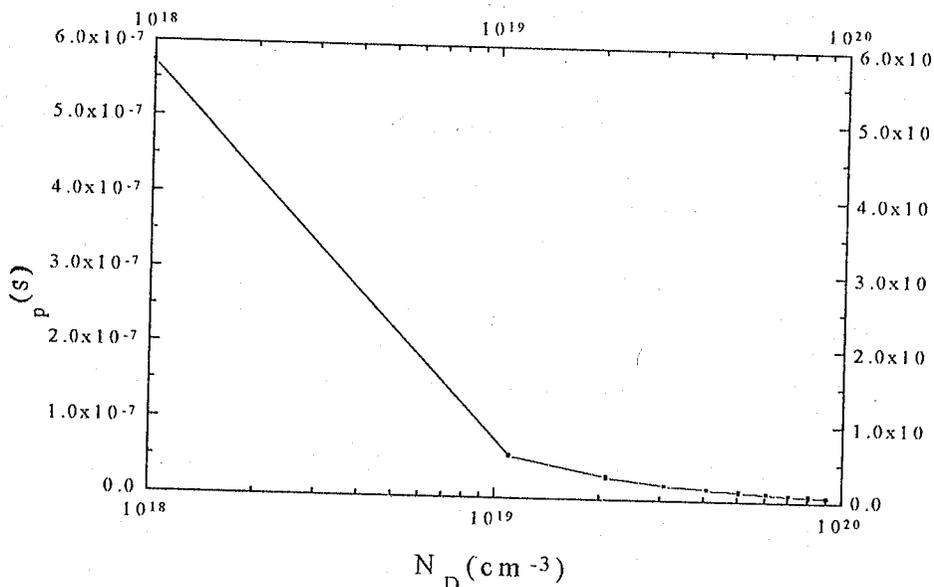


Figure 4: Variation de la durée de vie des porteurs minoritaires en fonction de la concentration en atomes donneurs.

Nous remarquons qu'une forte atténuation de la chute de τ à partir du fort dopage (10^{19} cm^{-3}), due à la diminution de la largeur de la bande interdite.

II.5. Le coefficient de diffusion des porteurs minoritaires dans l'émetteur d'une cellule N⁺P.

Le coefficient de diffusion des porteurs minoritaires est donné par la relation suivante [28]:

$$D_p = \frac{480}{\left(1 + \frac{350 \cdot N_D}{(N_D + 1.05 \cdot 10^{19})}\right)^{1/2}} \cdot \frac{KT}{q} \quad (\text{cm}^2/\text{s}) \quad (5)$$

Le calcul de la variation du coefficient de diffusion en fonction de la concentration des atomes donneurs, nous a donné la figure suivante:

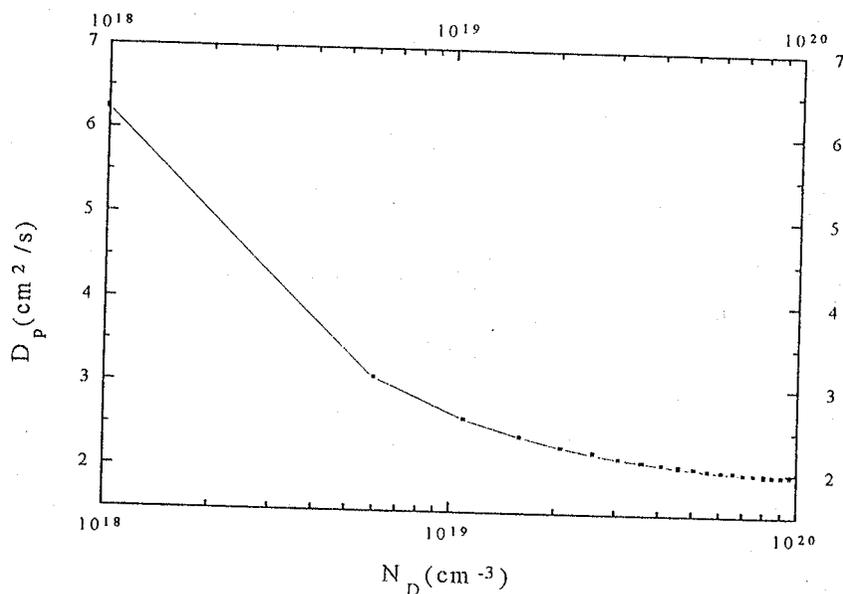


Figure 5 : Variation du coefficient de diffusion en fonction de la concentration des atomes donneurs.

Nous remarquons une forte dégradation du coefficient D_p au fort dopage ($N_D \approx 10^{18}-10^{20}$), ce que nous remarquons aussi que D_p est inversement proportionnel à la concentration N_D .

II.6. La longueur de diffusion des porteurs minoritaires dans l'émetteur d'une cellule N⁺P

La longueur de diffusion des porteurs minoritaires L_p dépend de la concentration des atomes donneurs. Elle est exprimée par la relation qui suit [78]:

$$L_p = \sqrt{D_p \cdot \tau_p} \quad (6)$$

A partir de l'équation précédente, nous traçons la courbe représentative de la longueur de diffusion en fonction de la concentration des atomes donneurs.

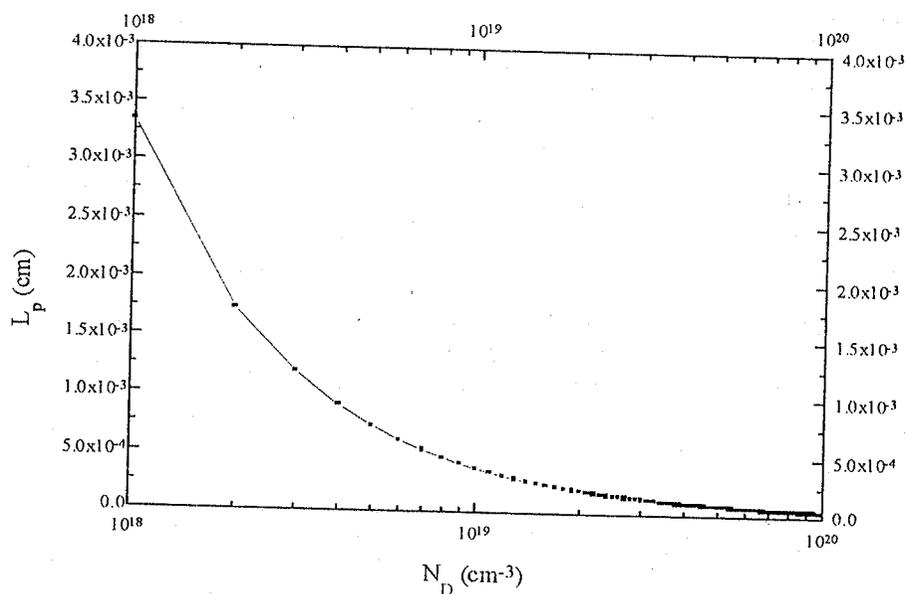


Figure 6: Variation de la longueur de diffusion des trous L_p en fonction de la concentration en atomes donneurs.

II.7. La vitesse de recombinaison dans les régions quasi neutres.

La vitesse de recombinaison en surface d'une surface passivée par SiO₂ est déterminée en fonction de la concentration des dopants d'émetteur par la relation suivante, [79]:

$$S_f = 10^{0.5 \log N' - 6.5} \quad \text{cm/s} \quad (7)$$

$$\text{avec} \quad N' \approx 10 N_D \quad (8)$$

N' est la concentration des dopants en surface de l'émetteur.

Aberle et al [55] ont mesuré la vitesse de recombinaison en face arrière d'une cellule NP et ils en ont donné la forme empirique suivante:

$$S_b = 500 \log N'' - 7500 \quad \text{cm/s} \quad (9)$$

$$\text{avec} \quad N'' \approx N_A \quad (10)$$

N'' étant la concentration des dopants en surface de la base.

III. LA MICROTECHNOLOGIE (BESC)(BURIED EMITTER SOLAR CELL)(CELLULE SOLAIRE A DOUBLE EMETTEUR ENTERRE

III.1. Description du modèle (BESC) (cellule solaire à double émetteur enterré)

Dans la figure 7, nous présentons une vue en coupe du nouveau modèle d'une cellule solaire à émetteur enterré. Ce modèle se compose de cinq couches P-N-P-N-P. Les régions N sont très étroites. Les contacts sont pris par les côtés de la cellule parce que l'émetteur n'est pas accessible par la surface.

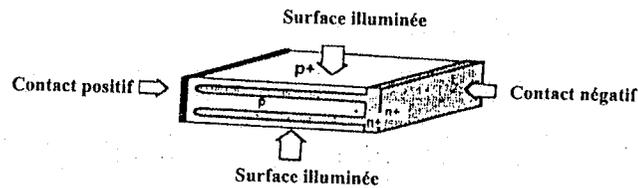


Figure 7: Vue en coupe d'une cellule solaire à émetteur enterré à base de silicium.

III.2. Les étapes de fabrication d'une cellule solaire à double émetteur enterré.

Sur figure 8, nous présentons les différentes étapes de fabrication de la nouvelle structure (BESC).

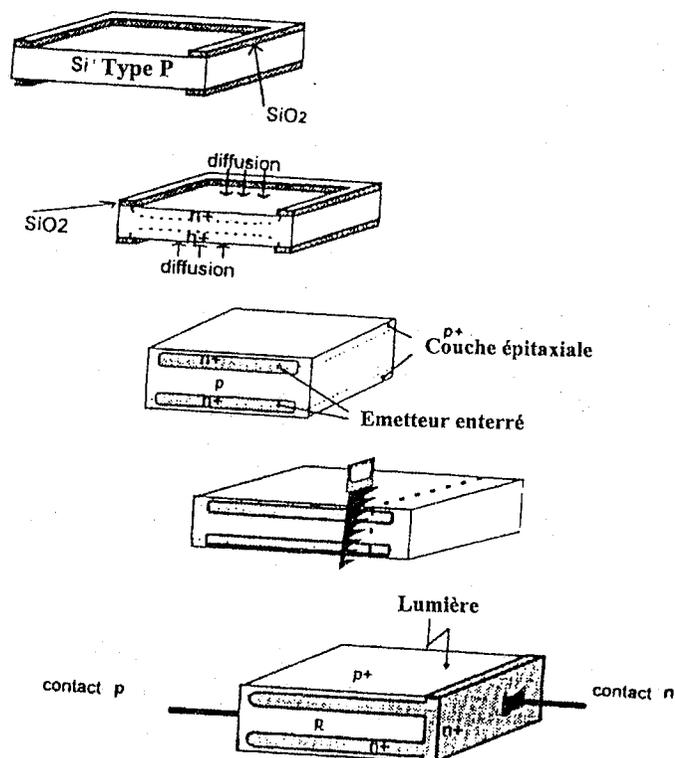


Figure 8: Les procédés de fabrication successives utilisés au cours de la réalisation d'une cellule (BESC).

Les différentes étapes sont:

- un substrat type P à base de silicium est oxydé sur les deux faces (face arrière et face avant),
- une photolithographie est appliquée sur les deux faces pour ouvrir deux fenêtres sur la majorité de surface des deux faces,
- la diffusion du phosphore dans les fenêtres et l'obtention de couches type N d'épaisseur 2 à 3 μm ,
- la croissance d'une couche épitaxiale P d'épaisseur 2 μm sur les deux cotés de la tranche,
- une couche d'oxyde anti-refléchissante est déposée (par croissance) sur la couche épitaxiale,
- un coté est coupé (ou bien poli) pour faire apparaître le bord des couches enterrées de type N,
- une diffusion du phosphore est effectuée sur le coté de la tranche pour connecter les deux émetteurs enterrés ensemble permettant un contact ohmique externe,
- le contact ohmique final est pris sur le coté P du bord. Ce contact peut être déposé avant la déposition de la couche anti-refléchissante et il peut avoir la forme d'un peigne métallique sur les faces avant et arrière.

III.3 Structure de bande d'une cellule (BESC).

La lumière traversant la cellule, rencontre plusieurs barrières de potentiel (quatre jonctions P-N); ainsi il y a toujours une région de charge d'espace proche de la place où le photon est absorbé. Dans la simulation du photocourant de la cellule, nous ne traitons pas plus d'une paire électron-trou par photon, ni avec de la lumière diffusée ou concentrée; on considère seulement une illumination directe avec de faibles injections de porteurs minoritaires.

La structure de la cellule comporte neuf régions différentes où la lumière peut être absorbée:

- trois régions type P: - une couche frontale type P ($0-d_1$)
 - une partie centrale comprise entre ($d_{22} - d_3$)
 - une couche arrière comprise entre ($d_{44} - d_5$)
- deux régions type N: - 1^{er} émetteur enterré type N ($d_{11} - d_2$)
 - 2^{ème} émetteur enterré type N ($d_{33} - d_4$)
- quatre régions de charge d'espace (RCE) comprises entre ($d_i - d_{ii}$) avec $i=1,2,3,4$.

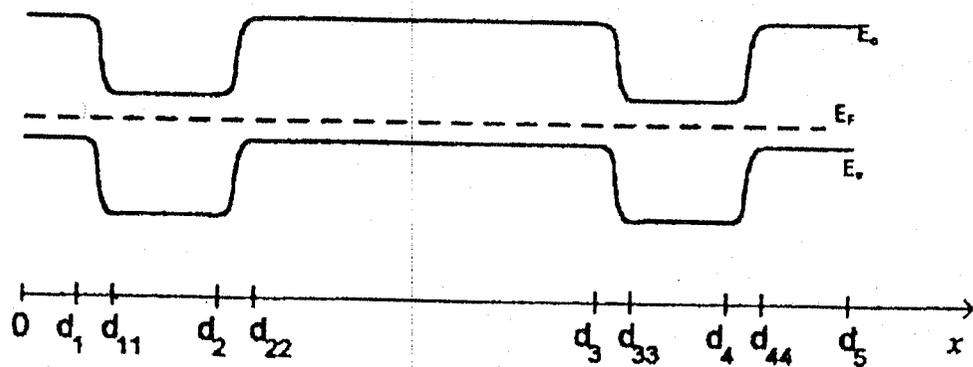


Figure 9: Le diagramme de la structure de bande d'une cellule solaire à émetteur enterré.

III.4. Calcul du photocourant dans la cellule (BESC)

Pour le calcul du photocourant dans la RCE, nous supposons qu'il n'existe pas de recombinaison et que chaque photon absorbé dans cette région va créer une paire électron-trou et que le champ électrique va séparer les paires. Dans la région N ou P, nous maintenons les équations de diffusion classiques. Ainsi dans la région N (émetteur) et avec l'absence du champ électrique et à l'état stationnaire, l'équation classique de diffusion est la suivante:

$$D_p \frac{\partial^2 p}{\partial x^2} - \frac{p}{\tau_p} + G(x) = 0 \quad (11)$$

Dans la région P l'équation est la suivante:

$$D_n \frac{\partial^2 n}{\partial x^2} - \frac{n}{\tau_n} + G(x) = 0 \quad (12)$$

$G(x)$ est la fonction de génération

$$G(x) = \Phi(\lambda) \cdot \alpha(\lambda) \cdot \exp(-\alpha(\lambda)x) \quad (13)$$

$\alpha(\lambda)$ est le coefficient d'absorption du silicium pour une longueur d'onde λ

$\Phi(\lambda)$ est le flux de photon pour une longueur d'onde λ

La reflectance n'est pas prise en considération à ce stade. Nous considérons qu'on a une parfaite collection des porteurs minoritaires au bord de la RCE sur les deux cotés de chaque région. Ceci nous donne les conditions aux limites suivantes:

n (ou p) = 0 sur les deux cotés de la couche.

Pour les couches P^+ frontales où il existe une vitesse de recombinaison en surface. Les conditions aux limites sont données par:

$$q \cdot D_n \frac{\partial n}{\partial x} = q \cdot n(x) \cdot S_f \quad \text{à } x = 0 \quad (14)$$

S_f étant la vitesse de recombinaison en surface.

Une illumination directe, la vitesse de recombinaison sur la face arrière n'est pas importante à moins que nous considérons le cas de la lumière diffusée ou bien le cas de la lumière par piégeage.

La concentration des porteurs minoritaires en excès est donnée par la relation (15), [80], pour une couche type N comprise entre ($d_{11} - d_2$).

La solution des autres couches est similaire.

$$p = \frac{L_p^2 \alpha \Phi}{D_p (1 - \alpha^2 L_p^2)} \left[e^{-\alpha x} + \frac{\left\{ e^{-\alpha d_{11}} \sinh\left(\frac{x - d_2}{L_p}\right) - e^{-\alpha d_2} \sinh\left(\frac{x - d_{11}}{L_p}\right) \right\}}{\sinh\left(\frac{d_2 - d_{11}}{L_p}\right)} \right] \quad (15)$$

Pour chaque couche le photocourant a deux composantes, une pour chaque coté. Il est obtenu à partir de la concentration des porteurs minoritaires en excès par la relation (16)

$$J_{ph} = q \cdot D_p \frac{\partial p}{\partial x} \quad (16)$$

Le photocourant total $J_{phTot(BESC)}$ d'une cellule (BESC) contient douze composantes qui sont données dans l'annexe III

III.4.1. Méthode de calcul

Pour le calcul du photocourant, nous utilisons le spectre solaire AM0 ($P_s = 1300 \text{ W/m}^2$), et le flux photonique calculé pour chaque longueur d'onde en fonction du coefficient d'absorption correspondant, (relatif au Si, annexe B de la référence [80]).

Nous utilisons les valeurs des paramètres de silicium relevées de la littérature. Ces valeurs sont données sur le tableau F.

d_i (μm)	d_{ii} (μm)	Couche frontale P ⁺	couche enterrée N	Couche centrale P
$d_1=1$	$d_{11}=2$	$n=10^{19} \text{ cm}^{-3}$	$p=10^{19} \text{ cm}^{-3}$	$n=10^{16} \text{ cm}^{-3}$
$d_2=5$	$d_{22}=6$	$\rho = 4 \cdot 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$	$\rho = 9 \cdot 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$	$\rho = 2 \Omega \cdot \text{cm}$
$d_3=96$	$d_{33}=97$	$\mu_n = 110 \text{ cm}^2(\text{Vs})^{-1}$	$\mu_p = 55 \text{ cm}^2(\text{Vs})^{-1}$	$\mu_n = 400 \text{ cm}^2(\text{Vs})^{-1}$
$d_4=100$	$d_{44}=103$	$D_{n1} = 2.7 \text{ cm}^2/\text{s}$	$D_p = 1.35 \text{ cm}^2/\text{s}$	$D_{n2} = 36 \text{ cm}^2/\text{s}$
$d_5=104$		$\tau_{n1} = 5 \cdot 10^{-7} \text{ s}$	$\tau_p = 4 \cdot 10^{-7} \text{ s}$	$\tau_{n2} = 15 \mu\text{s}$

Tableau F: Les valeurs des paramètres de silicium.

Sur le tableau G, nous présentons les valeurs du photocourant obtenues pour les différentes régions de la structure (BESC) pour une vitesse de recombinaison en surface $S_r = 10^5 \text{ cm/s}$.

Le photocourant en (mA/cm^2)

J_{phd_1}	$J_{\text{phd}_{11}}$	J_{phd_2}	$J_{\text{phd}_{22}}$	J_{phd_3}	$J_{\text{phd}_{33}}$
15.5405	4.6095	3.2454	10.574	2.9133	0.0383
J_{phd_4}	$J_{\text{phd}_{44}}$	J_{phRCE1}	J_{phRCE2}	J_{phRCE3}	J_{phRCE4}
0.0379	0.0218	6.1199	1.429	0.0267	0.0249

Tableau G: Les photocourants calculés pour les différentes régions d'une cellule (BESC).

Le photocourant total $J_{\text{phTot(BESC)}}$ est égale à la somme de tous les photocourants des différentes régions. Pour une vitesse de recombinaison $S_f = 10^5 \text{ cm/s}$, $J_{\text{phTot(BESC)}} = 44.58 \text{ mA/cm}^2$

III.4.2. Effet de la vitesse de recombinaison en surface sur le photocourant

Nous calculons le photocourant total d'une cellule solaire à double émetteur enterré et doublé pour les différentes valeurs de la vitesse de recombinaison en surface S_f , tableau H.

A partir des résultats de calculs obtenus, nous remarquons que:

- ❖ la réponse de la cellule (BESC) dans l'émetteur arrière est négligeable,
- ❖ la somme des photocourants, $J_{\text{phd}_{11}}$, J_{phd_2} , $J_{\text{phd}_{22}}$, J_{phRCE1} et J_{phRCE2} , représente environ 93% du photocourant total $J_{\text{phTot(BESC)}}$.

Les résultats obtenus au tableaux G et H, nous ont permis de tracer les variations du photocourant total du (BESC) en fonction de la vitesse de recombinaison en surface.

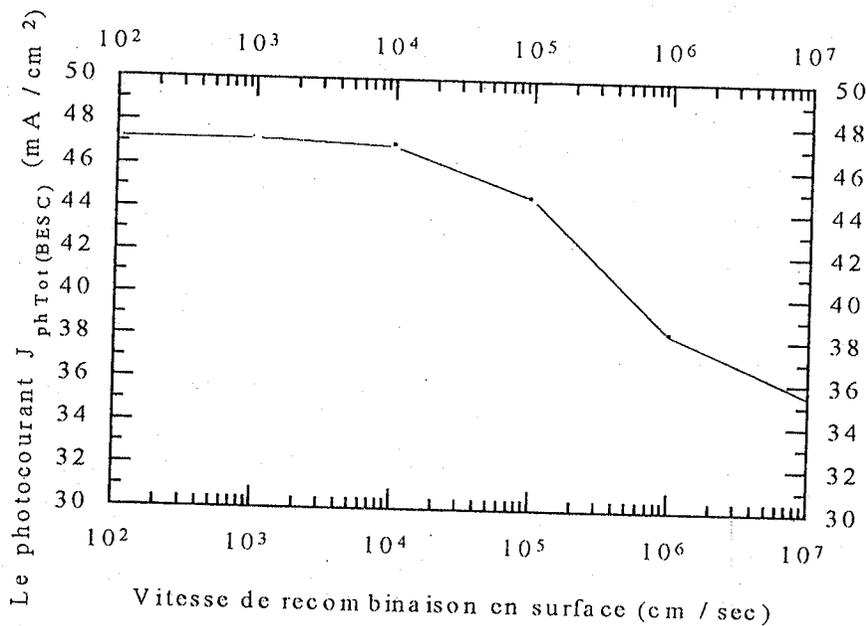


Figure 10: Variation de $J_{\text{phTot(BESC)}}$ en fonction de S_f .

S_r (cm/s) \ J_{ph} (mA/cm ²)	10^2	10^3	10^4	10^6	10^7
J_{phd_1}	18.1882	18.1578	17.8633	9.2144	6.4022
$J_{phd_{11}}$	4.6096	4.6067	4.6065	4.6091	4.6094
J_{phd_2}	3.2424	3.2473	3.2461	3.2474	3.2453
$J_{phd_{22}}$	10.57	10.5728	10.5735	10.5723	10.5723
J_{phd_3}	2.9131	2.9132	2.9135	2.9138	2.9130
$J_{phd_{33}}$	0.0387	0.0387	0.0384	0.0386	0.0386
J_{phd_4}	0.0377	0.0378	0.038	0.0378	0.0379
$J_{phd_{44}}$	0.0245	0.0245	0.0243	0.0156	0.0127
J_{phRCE}	6.1196	6.1194	6.1203	6.1207	6.1191
J_{phRCE2}	1.4296	1.4296	1.4298	1.4297	1.4296
J_{phRCE3}	0.0264	0.2643	0.0267	0.0267	0.0265
J_{phRCE4}	0.025	0.025	0.0253	0.0252	0.0251
J_{phTot} (BESC)	47.23	47.20	46.91	38.25	35.43

Tableau H: Le photocourant total pour les différentes valeurs de la vitesse de recombinaison en surface pour une cellule (BESC).

Le photocourant total J_{phTotC} pour une jonction P-N classique est aussi calculé en utilisant les mêmes paramètres physiques données sur le tableau F avec une épaisseur de jonction égale à $d_j=1 \mu\text{m}$.

Nous avons pris les résultats obtenus pour une jonction P-N qui sont données sont le tableau I,[80].

S_r (cm/s)	J_{phTotC} (mA/cm ²)
10^2	46.86
10^3	45.34
10^4	39.34
10^5	33.14
10^6	31.79
10^7	31.64

Tableau I: Le photocourant total pour les différentes valeurs de la vitesse de recombinaison en surface pour une jonction P-N.

A partir du tableau précédent, nous traçons la variation du photocourant en fonction de la vitesse de recombinaison en surface, figure 11.

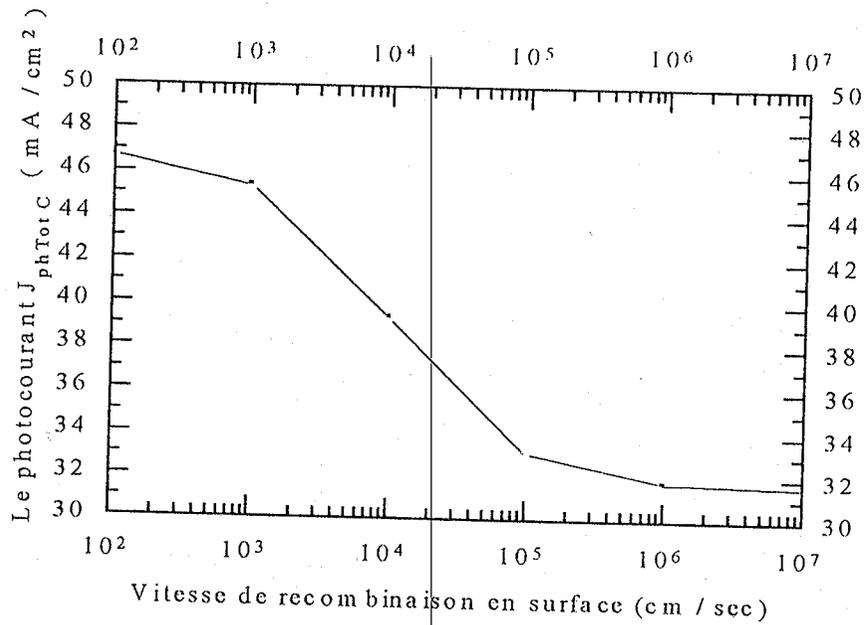


Figure 11: Variation du J_{phTotC} en fonction de S_f

Pour faire la comparaison entre les deux photocourants totaux, nous calculons le rapport ($J_{phTot(BESC)}/J_{phTotC}$), tableau J.

S_f (cm/s)	$J_{phTot(BESC)}$ (mA/cm ²)	J_{phTotC} (mA/cm ²)	$J_{phTot(BESC)}/J_{phTotC}$
10^2	47.23	46.68	1.01
10^3	47.20	45.34	1.04
10^4	46.91	39.34	1.19
10^5	44.58	33.14	1.35
10^6	38.25	31.79	1.20
10^7	35.43	31.64	1.12

Tableau J: Comparaison entre le photocourant d'une cellule (BESC) et une jonction P-N pour les différentes valeurs de S_f .

A partir du tableau J, nous traçons la variation du rapport des photocourants en fonction de la vitesse de recombinaison en surface, figure 12.

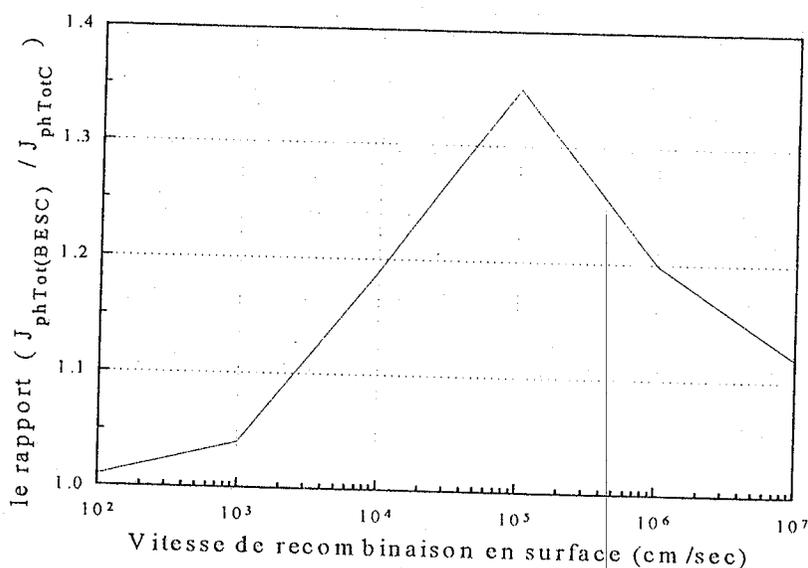


Figure 12: Variation du ($J_{phTot(BESC)} / J_{phTotC}$) en fonction de S_r .

Commentaire:

- ❖ Nous remarquons que $J_{phTot(BESC)}$ est toujours supérieur à J_{phTotC} pour différentes valeurs de la vitesse de recombinaison en surface.
- ❖ La différence maximale entre les deux photocourants est obtenue pour une vitesse de recombinaison égale à 10^5 cm/s, $J_{phTot(BESC)}$ est 35% plus grand que J_{phTotC} .
- ❖ Pour des valeurs plus grandes ou plus petites que 10^5 cm/s pour la vitesse de recombinaison, nous remarquons une diminution de différence entre les deux photocourants.
- ❖ Pour $S_r = 10^2$ cm/s, la différence entre les deux photocourants est négligeable.

❖ Les composants du à la collecte qui a lieu des deux côtés de l'émetteur arrière sont petits excepté pour la jonction entre la couche centrale P de la cellule et l'émetteur arrière où le courant J_{phd_3} donne 6 à 7% du courant total. Ce dernier composant est très important dans le (BESC) et il n'existe pas dans le cas de la jonction classique. La lumière directe entre dans la cellule à travers la surface frontale. Lorsque les photons sont absorbés, une quantité égale de paires électrons-trous est créée. La concentration des porteurs minoritaires diminue exponentiellement d'un maximum à la surface jusqu'à un minimum à l'arrière. Dans la couche centrale les électrons sont plus nombreux près de l'émetteur frontale que près de l'émetteur arrière. Donc ils diffusent à travers la région où ils sont moins nombreux; là ils sont collectés par la jonction entre la couche centrale et l'émetteur arrière. Ceci explique pourquoi ce composant est important. Dans la jonction classique, il n'y a pas de seconde jonction P-N et les électrons ne sont pas collectés.

IV. CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons traité les variations des paramètres de transport dans les régions quasi neutres d'une Jonction N⁺P. Nous avons remarqué que ces paramètres *dépendent fortement de la largeur de la bande interdite.*

Ensuite, nous avons étudié une cellule solaire à double émetteur enterré à base de silicium. Le calcul du photocourant montre que la nouvelle structure donne un photocourant plus grand que celui d'une jonction classique P-N, (35%), et un meilleur comportement du photocourant est obtenu pour des valeurs de S_f comprises entre 10^5 et 10^6 cm/s.

CONCLUSION GENERALE

Dans ce travail, nous avons examiné une forme optimale de présentation des techniques de fabrication d'une cellule solaire à émetteur fortement dopé N⁺P sous éclairage et nous avons étudié le fonctionnement optimal d'une cellule solaire à double émetteur enterré (BESC).

Dans une première partie, nous avons traité des microtechnologies utilisées dans l'élaboration des cellules photovoltaïques tout en présentant les avantages et les inconvénients de chaque microtechnologie.

Ceci nous a permis d'aborder une étude analytique de la conception des cellules photovoltaïques au silicium monocristallin, ce qui a permis de mettre en relief la détermination des expressions des grandeurs photovoltaïques I_{sc} , V_{oc} , FF et η . Ainsi, nous avons classé les matériaux utilisés pour la fabrication des cellules photovoltaïques à haut rendement.

Dans le cadre de la modélisation des cellules solaires au silicium monocristallin qui ont fait l'objet de notre étude, nous avons montrés l'élaboration des performances (réponse spectrale) ainsi que des grandeurs photovoltaïques avec les variations des caractéristiques du matériau de base tels que le dopage, la durée de vie et la longueur de diffusion des porteurs minoritaires et enfin la vitesse de recombinaison en surface.

La durée de vie des porteurs minoritaires apparaît alors comme un paramètre électrique important qui dépend de la qualité du matériau de base (conditions d'élaboration du substrat) et des divers étapes du processus technologique de fabrication de la cellule photovoltaïque.

Le dépôt d'une couche antiréfléchissante à la surface de la cellule permet de *réduire les recombinaisons en surface et diminuer les pertes par réflexion* et donc de contribuer à *une augmentation du rendement*. Donc la dégradation de la durée de vie des porteurs minoritaires dans les substrats produit *une diminution des performances* de la cellule photovoltaïque.

ANNEXES

ANNEXE I

CARACTERISTIQUES DU SILICIUM

I. Propriétés physique

Numéro atomique : 14

Masse atomique : 28.06

Densité : 2.33 g.cm^{-3}

Température de fusion : 1420°C

Température d'ébullition : 2600°C

Coefficient de dilatation linéaire : $4.2 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$

Conductivité thermique : $84 \text{ J/m}^{\circ}\text{C}$

Chaleur spécifique : $760 \text{ J/K.g}^{\circ}\text{C}$

Chaleur latente de fusion : $1.4 \cdot 10^6 \text{ J/Kg}$

Permittivité relative : 11.5

Travail de sortie (photoémission) : 5.05 eV

L'énergie de gap : 1.1242 eV

II. Structure cristalline

Densité d'atomes : $5 \cdot 10^{22}$

III. Conduction intrinsèque

$$N_C = 2.9 \cdot 10^{19} [T(^{\circ}\text{K})/300]^{3/2} \text{ cm}^{-3}$$

$$N_V = 1.02 \cdot 10^{19} [T(^{\circ}\text{K})/300]^{3/2} \text{ cm}^{-3}$$

$$n_i^2 = 1.5 \cdot 10^{33} T^3 \exp(-1.21/kT) \text{ cm}^{-6}$$

$$n_i(300^{\circ}\text{K}) = 1.5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-3}$$

Mobilités des électrons $\mu_n = 1350 \text{ cm}^2/\text{Vs}$

Mobilités des trous $\mu_p = 480 \text{ cm}^2/\text{Vs}$

Coefficient de diffusion des électrons $D_n = 34.6 \text{ cm}^2/\text{s}$

Coefficient de diffusion des trous $D_p = 12.3 \text{ cm}^2/\text{s}$

Conductivité à $^{\circ}\text{K}$ $\sigma_i = 4.35 \cdot 10^{-6} \Omega.\text{cm}^{-3}$

ANNEXE II

SOLUTIONS CHIMIQUES DE NETTOYAGE DES SUBSTRATS ET DES DOPANTS

A) nettoyage des substrats:

Opération	Solutions chimiques utilisées	Temps
Nettoyage	Trichloréthylène bouillant.	3 mn
	Acétone bouillant.	3 mn
	H ₂ O Désionisée froide.	
	Séchage par jet d'Azote sec.	
Décapage	5 H ₂ SO ₄ : 1H ₂ O ₂ : 1H ₂ O désionisée, T=50°C.	30 s
Rinçage	H ₂ O désionisée, séchage N ₂ sec.	
Stockage	Alcool isopropylique	
Rinçage	H ₂ O désionisée, séchage N ₂ sec.	
Désoxydation	1HCl: 1H ₂ O désionisée.	3 mn
Rinçage	H ₂ O désionisée, Alcool isopropylique, séchage N ₂ sec.	
Stokage	Dans récipient en pyrex à couvercle sous atmosphère sec.	

B) nettoyage des dopants et taux de pertes des poids initiaux:

Eléments	Solutions chimiques	Temps	Pertes %
Al	H ₃ PO ₄ , 120°C	30 s	10% pour fil de diamètre 0.5 mm. 25% pour fil de diamètre 0.25 mm.
Zn	HCl concentré	5 s	6% pour fil de diamètre 1mm
Ge	Ne se nettoie pas		
Sn	HCl concentré	1 mn	7% pour fil de diamètre 2.5mm.

Après décapage, les matériaux dopants sont rincés à l'eau désionisée et séchés au jet d'azote sec, puis stockés dans des récipients en pyrex dans une boîte à gants sous atmosphère de N₂.

En $x = d_3$:

$$J_{\text{phd}_3} = \frac{q\Phi\alpha L_{n2}}{1 - \alpha^2 L_{n2}^2} \left[\alpha L_{n2} e^{-\alpha d_3} + \frac{e^{-\alpha d_3} \cosh\left(\frac{d_3 - d_{22}}{L_{n2}}\right) - e^{-\alpha d_{22}}}{\sinh\left(\frac{d_3 - d_{22}}{L_{n2}}\right)} \right]$$

le photocourant dû à l'arrière en $x = d_{44}$:

$$J_{\text{phd}_{44}} = \frac{q\Phi\alpha L_{n1} e^{-\alpha d_{44}}}{-1 + \alpha^2 L_{n1}^2} \times \left[\alpha L_{n1} + \frac{\left\{ \frac{S_f L_{n1}}{D_{n1}} - \alpha L_{n1} \right\} \exp[\alpha(d_{44} - d_5)] + \left\{ 1 - \frac{S_f L_{n1}}{D_{n1}} \right\} \exp\left(\frac{d_{44} - d_5}{L_{n1}}\right)}{\frac{S_f L_{n1}}{D_{n1}} \sinh\left(\frac{d_5 - d_{44}}{L_{n1}}\right) + \cosh\left(\frac{d_5 - d_{55}}{L_{n1}}\right)} - 1 \right]$$

Les photocourants dus aux régions de charges d'espace (RCE) sont :

$$\begin{aligned} J_{\text{phRCE}_1} &= q\Phi \left[\exp(-\alpha d_1) - \exp(-\alpha d_{11}) \right] \\ J_{\text{phRCE}_2} &= q\Phi \left[\exp(-\alpha d_2) - \exp(-\alpha d_{22}) \right] \\ J_{\text{phRCE}_3} &= q\Phi \left[\exp(-\alpha d_3) - \exp(-\alpha d_{33}) \right] \\ J_{\text{phRCE}_4} &= q\Phi \left[\exp(-\alpha d_4) - \exp(-\alpha d_{44}) \right] \end{aligned}$$

REFERENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] J.C. Muller. "Procédés Propres et Rapides de Fabrication des Photopiles". CNRS. 17/10/97.
- [2] G.K. Teal, S.B. Little. Phys. Rev. **78**, 647. (1950).
- [3] W. Kaiser, P.H. Keck, C.F. Lange. Phys. Rev. **101**, p 1264. (1956).
- [4] P. Leturcq, Grey. "Physique des Composants Actifs à Semiconducteurs". (1978).
- [5] R. Castagné, A. Vapaille. "Dispositifs et Circuits Intégrés Semiconducteurs". (1987).
- [6] R. Schindler, I. Reis, B. Wagner, A. Eyer, H. Lautenschlager, C. Schetter, W. Warta, B. Hartiti, B. Slaoui, J. C. Muller, P. Siffert, IEEE Photovoltaic Specialist Conf. Proc, **23** rd IEEE New York. (1993).
- [7] D. Mathiot. "Diffusion des Dopants dans le Silicium: Aspects Expérimentaux et Simulation". L'Echo des Recherches, **117**, pp 57-66. (1983).
- [8] H. Iloh, H. Tamura, M. Miyao, T. Warabisako, K. Iloh and Y. Sasaki. Jpn. J Appl. Phys. **19**, p 55. (1980).
- [9] J.P. Boyeaux, H. El Omari, D. Sarti and A. Laugier. Proc. **11th** European Photovoltaic Solar Energy Conf. (1992).
- [10] D. Mathiot. "Les Matériaux". La Recherche. **114**. (1983).
- [11] S. Medvédev. "Electronique des Semiconducteurs, Propriétés des Matériaux". pp 28-73. (1978).
- [12] E. Mooser. "Introduction à la Physique des Solides". pp 79-81. (1993).
- [13] J.M. Woodall. "Semiconductor Technology". pp 45-63. (1992).
- [14] R. Castagné et al. "Circuits Intégrés en GaAs. Physique, Technologie et Règles de Conception". pp 224-287. (1989).
- [15] J.W. Matthews. "Materials Science and Technology, Epitaxial Growth". Academic Press, New York. (1975).

- [16] G. Matlakowski. "17% Efficient Thin Film Silicon Solar Cell by Liquid Phase Epitaxy". First WCPEC, Hawaii. (1994).
- [17] J.C. Bean. "Silicon Molecular Beam Epitaxy as a VLSI Processing Technique". IEEE Proc. Int. Electron Device Meet. IEEE. P 6. (1981).
- [18] M A. Green, A. W. Blakers. "High Efficiency Silicon Solar Cells". IEEE Trans Electron Devices, Vol, ED 31, N°5. May (1984).
- [19] M A. Green, A. W. Blakers. "Relation Ship Between the Blue Response and Open Circuit Voltage of the High Performance Silicon Solar Cells". IEEE trans electron devices, Vol, ED 30, N°10, pp 1360-1366. Oct (1983).
- [20] B. Loubières. "Circuits Intégrés: Questions et Réponses". (1979).
- [21] V. Kolimeev. "Technologie et Construction des Circuits Intégrés". ED Mir. (1986).
- [22] Erhard Sirth. "Methods and Materials in Microelectronic Technology". pp 23-34. (1984).
- [23] J.J. Loferski, solar cells Eds. C.E. Backus , IEEE Press. (1976).
- [24] A. Chikouche. Thèse de Doctorat de 3^{ème} cycle en Matériaux et Composants Actifs, Univ, Paul Sabatier, Toulouse. (1984).
- [25] D. Feucht , 4th E.C. Photovoltaic Solar Energy Conference, Strésa, Italy, (1982).
- [26] D. Follea. Thèse de Docteur Ingénieur , Univ. Paul Sabatier. (1979).
- [27] B. Laurant. Thèse de Docteur Ingénieur , Univ. Paul Sabatier. (1982).
- [28] J.J Liou, W.W.Wang. "Comparaison and Optimisation of the Performances of Si and GaAs Solar Cells". Solar Energy Materials and Solar Cells, 28, pp 9-28. (1992).
- [29] J.R. Hausser, P.M. Dunbar. "Performane Limitations of Silicon Solar Cells". IEEE Trans on Electron Devices. Vol, ED 24, N°4. April (1977).

- [44] A. Laugier, J.A. Roger. "Les Photopiles Solaires". Edition Technique et Documentation. Paris. (1981).
- [45] C. Richard, Neville. "Solar Energy Conversion". The Solar Cell. Elsevier Scientific Publishing Compagn. New-York. (1980).
- [46] Fahrenbruch, Alan, H. Richard, Bube. "Fundamentals of Solar Cells: Photovoltaic Solar Energy Conversion". Stanford University. California. (1983).
- [47] A. Benmansour. "Contribution à l'étude de la Conversion Photovoltaïque Résultats Théoriques et Expérimentaux". Thèse de Magister. Tlemcen. (1991).
- [48] F. Therez. "Les Cellules Photovoltaïques au Silicium et à l'Arséniure de Gallium: Modèles de Fonctionnement, Expérimentation et Application aux Générateurs sous Concentration". Thèse de Doctorat d'Etat. Toulouse. (1980).
- [49] N. Bekhechi. "Caractérisation des Cellules Solaires au Silicium". Thèse de Magister. Tlemcen. (1984).
- [50] R.W.P. Mc Whirter et H. P. Summers, Applied Atomic Collision Physics, Vol 2, p 3. (1984).
- [51] H.P. Summers. Comments At. Mol. Phys. Vol 14, N°4, pp 147-161. (1984).
- [52] H.P. Summers, Mon. Not. R. Astr. Soc. 178, pp 101-122. (1977).
- [53] G. Gasset, M. Benzohra, A. Johan et Bielle-Daspét. Revue de Physique Appliqué, Tome 14, p 209. Janvier (1979).
- [54] A. Zerga. "Optimisation du Rendement d'une Cellule Solaire au Silicium Monocristallin de Type N⁺P". Thèse de Magister. Tlemcen.. (1998).

- [55] A.G. Aberle, W. Warta, J. Knobloch and B. Vob. "Surface Passivation of High Efficiency Silicon Solar Cells". IEEE Photovoltaics Specialists Conferences, pp 233-238. (1990).
- [56] S. Bhatnagar and S. Verma. "Current-Voltage Characteristics and Performance of Silicon Solar Cells". Indian Journal of Pure et Applied Physics. Vol **35** (5), pp 338-343. (1997).
- [57] N.S. Rebello, C. Ravipati, D.A. Zollman and L.T. Escalada. "Computer Simulation of P-N Junction Devices". American Journal of Physics. Vol **65** (8), pp 765-773. (1997).
- [58] M.A. Green, A.W. Blackers and C.R. Osterwald. "Characterization of High- Efficiency Silicon Solar Cells". Journal Applied Physics. Vol **58** (11), pp 4402-4408. (1985).
- [59] J. Knobloch, A. Noel, E. Schaaffer, U. Schubert, F.J. Kamerewed, S. Klubmann, W. Wettling. "High-Efficiency Solar Cell from FZ, CZ and MC Silicon Material" . IEEE. Trans. pp 271-276. (1993).
- [60] A.G. Aberle, P.P. Altermatt, G.Heiser, S.J. Robinson, A.Wang, J.Zhao, U.Krumbein and M. A. Green. "Limiting Loss Mechanisms in 23 % Efficiency Silicon Solar Cells". J. Appl. Phys. Vol **77** (7), pp 3491-3504. (1995).
- [61] A. Hubner, C. Hampe, A.G. Aberle. "A Simple Fabrication Process for 20% Efficient Silicon Solar Cells". Solar Energy Materials and Solar Cells. Vol **46**, pp 67-77. (1997).
- [62] Akio-Suzuki. "High-Efficiency Silicon Space Solar Cells". Solar Energy Materials and Solar Cells. Vol **50**, pp 289-303. (1998).

- [63] A.W. Smith and A. Rohatgi. "A New Texturing Geometry for Producing High- Efficiency Solar Cells with no Antireflection Coating". Solar Energy Materials and Solar Cells. Vol **29**, pp 51-65. (1993).
- [64] A.G. Aberle, S.J. Robinson, J. Zhao, S.R. Wanham and M.A. Green. "High- Efficiency Silicon Solar Cells: Fill Factors Limitations and Non-Ideal Diode Behaviour Due to Voltage- Dependent Rear Recombination Velocity". Progress in Photovoltaics, Research and Applications, Vol **1**, pp133-143. (1993).
- [65] J. Zhao, A. Wang, P. Altermatt, S. Wenham and M.A.Green. "24% Efficient Perl Silicon Solar Cell- Recent Improvements in High Efficiency Silicon Cell Research". Solar Energy Materials et Solar Cells, Vol **41**, pp 87-99. (1996).
- [66] D.T. Dover, P.A. Basore and G.M. Thorson. "Solar Cell modeling on Personal Computers". IEEE Photovoltaic Specialists Conf. p703.(1985).
- [67] P.A. Basore, D.T. Rover and A.W. Smith. " PC-1D Version 2: Enhanced Numerical Solar Cell Modeling" IEEE Photovoltaic Specialists Conf. p389. (1988).
- [68] H.J. Hovel. " Semiconductor and Semimetals". Vol.11. Solar Cells. Academic Press, New York.(1975).
- [69] S.J. Fonash. "Solar Cell Device Physics". Academic Press, New York.(1981).
- [70] J.J. Liou and F.A. Lindholm. Solid State Electron. Vol **30**. p457. (1987).
- [71] D.K. Schroder. "Semiconductor Material and Device Characterization". Wiley, New York. (1990).
- [72] D.E. Hasti, D.L. King and J.D. McBrayer. Crustalline Photovoltaic Research, Status, and Future Direction, IEEE Photovoltaic Specialists Conf. p 217. (1990).

- [73] S.P. Tobin et al., IEEE Trans. Electron. Dev. ED **37**, p 469. (1990).
- [74] M.A. Green, A.W. Blakers, J. Zhao, A.M. Milne, A. Wang and X. Dai, IEEE Trans, Electron Dev. ED **37**, p331. (1990).
- [75] M.R. Melloch et al. "High-Efficiency GaAs and AlGaAs Solar Cells Grown by Molecular Beam Epitaxy". IEEE Photovoltaic Specialists Conf. p 163. (1990).
- [76] M.J. Chen and C.Y. Wu, Solid State Electron. Vol **28**, p 751. (1985).
- [77] J. Del Alamo, R.M. Swanson." Measurement of Steady-State Minority-Carrier Transport in Heavily Doped Silicon". IEEE Trans. on Elect. Dev, ED **34**, pp 1580-1592. (1987).
- [78] J. Del Alamo. " Minority Carrier Transport in Heavily Doped N-type Silicon". Thesis. PH.D. Dissertation, Standford University, Stanford. (1985).
- [79] R.R. King, R.A. Sinton and R. M. Swanson. IEEE Trans. Electron Dev. ED **37**, p365. (1990).
- [80] A.S. Bouazzi, M. Abaab, B. Rezig. "A New Model of Very High-Efficiency Buried Emitter Silicon Solar Cell". Solar Energy Materials and Solar Cells. Vol **46**, pp 29-41. (1997).