



Mémoire de fin d'études

En vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en
Electronique
Option : Instrumentation

Thème

Etude et Réalisation d'une structure
NiSi/Si à partir d'un dépôt de nickel par la voie
électrochimique assistée par ultrasons.

Proposé par:
ZIRMI Rachid

Présenté par :
M^r BELAHCENE Abdelkrim.
M^r IFREK Lyes

Promotion : 2007/2008



Remerciements

Mes remerciements :

A notre promoteur Mr R.ZIRMI qui nous a toujours soutenu et mis à notre disposition les moyens nécessaires pour accomplir ce travail. Aux différents responsables de la faculté qui nous ont aidés directement ou indirectement.

- ❖ *A mon père et ma mère dont le soutien est inconditionnel.*
- ❖ *A mes frères et sœurs sensibles à mon avenir.*
- ❖ *A mon ami et cousin Hacene qui m'a vraiment encourager de terminer mes études ainsi que Malik de Bouzeguene.*
- ❖ *A Khaled, Hacene, Farid, Nourddine, Yazid, Jugurtha, Madjid Iges, Si Rabah pour leurs discussions enrichissantes.*
- ❖ *A tous mes amis.*
- ❖ *A mon ami et collègue Lyes ainsi que toute sa famille.*

A.BELAHCENE

Dédicaces

Je dédie ce travail :

À ceux qui m'ont donné sans rien attendre en retour mis à part ma réussite, à ceux qui m'ont appris à aller au bout de mes ambitions, à ceux qui ont toujours cru en moi : mes très chers parents.

- ❖ *À mon frère et mes deux sœurs.*
- ❖ *À mes cousins et cousines.*
- ❖ *À tout mes amis.*
- ❖ *À tous ceux qui me sont chers.*
- ❖ *À mon ami et collègue Karim ainsi toute sa famille.*

L. Ifrek

Sommaire

Introduction générale.....

Chapitre I : Notions fondamentales sur la physique du silicium

I.1. Introduction.....	
I.2. Structure cristalline.....	
I.3. Les différents types du silicium.....	
I.3.1. Le silicium monocristallin.....	
I.3.2. Le silicium polycristallin.....	
I.3.3. Le silicium amorphe.....	
I.4. Obtention d'un silicium de qualité électronique.....	
I.4.1. Réduction de la silice.....	
I.4.2. Purification du silicium.....	
I.4.3. Procédure de Czochralski.....	
I.5. Défauts cristallins dans le silicium.....	
I.5.1. Les défauts ponctuels.....	
I.5.2. Les dislocations.....	
I.5.3. Vibrations thermiques (Phonons).....	
I.5.3. Rôle des défauts.....	
I.6. Semiconducteur à l'équilibre thermodynamique.....	
I.6.1. Semiconducteur non dégénéré.....	
I.6.2. Semiconducteur dégénéré.....	
I.6.3. Semiconducteur intrinsèque.....	
I.6.4. Semiconducteur dopé ou extrinsèque.....	
I.6.4.1. Silicium de type N.....	
I.6.4.2. Silicium de type P.....	
I.7. Semiconducteur hors équilibre.....	
I.7.1. Courants dans le silicium.....	
I.7.1.1. Courant de conduction.....	
I.7.1.2. Courant de diffusion.....	
I.7.1.3. Courant de déplacement.....	
I.7.2. Génération et recombinaison des porteurs.....	
I.7.2.1. Recombinaison en volume de type radiatif.....	
I.7.2.2. Recombinaison en surface.....	
I.8. Conclusion.....	

Chapitres II : Etude des contacts M-S et M-I-S

II.1. La structure métal-semiconducteur.....	
II.1.1. Diagramme et bandes d'énergie avant contact.....	
II.1.1.1. Le régime des bandes plates ($\Phi_m = \Phi_{sc}$).....	
II.1.1.2. Etude du cas où $\Phi_m > \Phi_{sc}$	
➤ Avec un semiconducteur de type n.....	
➤ Avec un semiconducteur de type p.....	
II.1.1.3. Etude du cas où $\Phi_m < \Phi_{sc}$	
➤ Avec un semiconducteur de type n.....	
➤ Avec un semiconducteur de type p.....	
II.1.1.4. Etude de la diode Schottky.....	
➤ Champ et potentiel électrique.....	
➤ Capacité.....	
➤ Courants dans la structure M-S.....	
II.2. Structure métal-isolant-semiconducteur.....	
II.2.1. Diagramme de bandes d'énergie.....	
II.2.1.1. Structure métal-vide-semiconducteur.....	
II.3. Conclusion.....	

Chapitre III : Généralités sur les siliciures

III.1. Les siliciures.....	
III.1.1. Introduction.....	
III.1.2. Définition des siliciures.....	
III.1.3. Cinétique ou phénomènes de formation des siliciures.....	
III.1.4. Classification des siliciures.....	
III.1.5. Cinétique de croissance des siliciures.....	
III.1.6. Cinétique de formation.....	
III.1.7. Espèces diffusantes.....	
III.1.8. Prédiction de formation des phases.....	
III.1.9. Influence des impuretés et des dopants sur la siliciuration.....	
III.2. Le siliciure de Nickel.....	
III.2.1. Propriétés du Nickel.....	
III.2.2. Formation de siliciure de Nickel.....	
III.2.3. Etapes de formation du siliciure de nickel.....	
III.2.4. Réponse électrique des bicristaux de silicium contaminé au nickel.....	
III.2.5. Chaleur de formation.....	

III.2.6. Dispersion des mesures de la couche du nickel en fonction de la température.....	
III.2.7. Résistivité du siliciure de nickel.....	
III.2.8. Mécanisme de diffusion.....	
III.2.8.1. Cristallographie des phases.....	
III.2.8.2. Formation de NiSi_2 selon le type de Silicium.....	
III.2.8.3. Processus de diffusion.....	
III.2.9. Effet d'éléments d'alliages.....	
III.3. Le siliciure de titane.....	
III.3.1. Les caractéristiques du titane.....	
III.3.2. Le siliciure de titane TiSi_2	
III.3.3. Déroulement de la réaction.....	
III.3.4. Structure du C49 et du C54.....	
III.3.5. Réaction limitée par la nucléation.....	
III.3.6. Le procédé de fabrication salicide de TiSi_2	
III.3.7. Les problèmes du procédé salicide de TiSi_2	
III.4. Siliciure de Cobalt.....	
III.4.1. Formation de CoSi_2	
III.4.2. Siliciuration de film mince de Co.....	
III.4.3. Surface et interface.....	
III.4.4. Structure cristalline.....	
III.4.5. Etude comparative des siliciures.....	
III.5. Siliciures de fer.....	
III.5.1. Système Fer-Silicium.....	
III.6. Conclusion.....	

Chapitre IV : Techniques de dépôt et de caractérisation

IV.1. Techniques de dépôt des couches minces sur le Silicium.....	
IV.1.1. Introduction.....	
IV.1.2. Pulvérisation cathodique.....	
1. Historique.....	
2. Description générale.....	
3. Mécanisme de la pulvérisation cathodique.....	
4. Rendement de la pulvérisation.....	
5. Mécanisme physique.....	
IV.1.3. Dépôt physique ou chimique en phase vapeur.....	
1. Principe.....	

Etape I : Création de vapeur métallique.....	
a/Dépôt physique en phase vapeur (PVD : Physical Vapour Deposition).....	
b/Dépôt chimique en phase vapeur (CVD : Chemical Vapour Deposition).....	
Etape II : Transfert de la vapeur en milieu plasmatique.....	
Etape III : Condensation du dépôt sur le substrat.....	
2. Applications.....	
IV.1.4. L'épitaxie.....	
1. Définition.....	
2. Mécanisme physique de base.....	
3. Les méthodes expérimentales.....	
3.1. L'épitaxie par jet moléculaire.....	
3.2. L'épitaxie en phase liquide.....	
3.3. L'épitaxie en phase vapeur (VPE ou CVD).....	
4. Procédés d'épitaxie en phase vapeur du silicium.....	
IV.1.5. La méthode de dépôt électrochimique.....	
1. Généralités sur l'électrochimie.....	
2. Réactions aux électrodes.....	
3. Le montage utilisé pour le dépôt électrochimique.....	
4. Description de la méthode.....	
4.1. Réactions au niveau des électrodes.....	
4.2. Réactions dans la solution.....	
IV.2. Les techniques de caractérisation.....	
IV.2.1. La microscopie électronique à balayage.....	
1. Introduction.....	
2. Historique.....	
3. Principe.....	
4. Interactions du faisceau électronique avec l'échantillon.....	
5. Emission d'électrons secondaires.....	
6. Emission d'électrons rétrodiffusés.....	
7. Emission de rayons X.....	
8. Emission d'électrons Auger.....	
9. Cathodoluminescence.....	
10. Canalisation d'électrons.....	
11. Equipement.....	
12. Paramètres influant sur la résolution des images.....	
13. Préparation des échantillons.....	
14. Applications.....	

IV.2.2. La diffraction des rayons X.....	
1. Interaction rayons X- matière.....	
2. Loi de Bragg.....	
3. Dispositifs expérimental.....	
IV.2.3. Les analyseurs de photons X (EDS et WDS).....	
IV.3. Conclusion.....	

Chapitre V : Parite expérimentale et analyse des résultats

V.1. Introduction.....	
V.2. Nettoyage du substrat de silicium.....	
V.3. Dépôt électrochimique du nickel avec l'ajout de quantités de cobalt sur silicium assisté par ultrasons	
V.3.1. Généralités sur les ultrasons	
V.3.1.1. Définition	
V.3.1.2. Propagation d'ondes ultrasonores	
V.3.1.3. Effet thermique des ultrasons.....	
V.3.1.4. Effet mécanique des ultrasons.....	
V.3.2. Description de la méthode électrochimique assistée par ultrasons.....	
V.3.2.1. Les différentes parties de la cellule.....	







Introduction générale

Les interfaces, et notamment les interfaces métal/semiconducteur, jouent un rôle essentiel dans la technologie des circuits électroniques à haute intégration. Ce n'est que récemment que des études au niveau fondamental ont pu débuter. Les phénomènes interfaciaux peuvent être très complexes et constituent un vrai défi autant pour l'expérimentateur que pour le théoricien.

Pour le travail qui fait l'objet de ce mémoire, nous avons utilisé la méthode électrochimique assistée par ultrasons pour élaborer des couches minces de siliciure de Nickel et de Cobalt sur un substrat de silicium. Nous nous sommes efforcés de comprendre les processus complexes qui mènent à leur formation et caractériser leurs propriétés structurales.

La composition chimique des surfaces est analysée par spectroscopie électronique. Les méthodes d'analyse structurale des siliciures comportent la diffraction des rayons X et d'électrons, la microscopie à balayage, la spectroscopie à dispersion d'énergie (**E.D.S**). L'analyse topographique de l'état de surface des l'échantillons est donnée par la microscopie électronique à balayage.

I.1. Introduction

Le silicium est un élément semi-métallique de symbole chimique **Si** de numéro atomique 14. Il appartient au groupe 14(IVA) du tableau périodique. Il est parmi les éléments les plus abondant sur l'écorce terrestre avec un taux de 28%, et environ 40% des minéraux courants contiennent du silicium. Il fut séparé de ses composés en 1823 par le chimiste suédois Jöns Jakob Berzelius car il n'existe jamais à l'état natif dans la nature : il se présente sous la forme de silice ou de silicates complexes. [17]

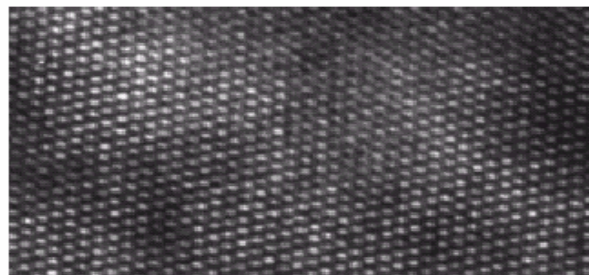
La majorité des composants électroniques sont fabriqués à base de silicium tels que : les diodes, les transistors, les thyristors, les cellules photovoltaïques...

I.2. Structure cristalline

La matière condensée peut prendre deux états solides différents, suivant les conditions dans lesquelles elle s'est formée : un état dit amorphe, dans lequel la disposition des atomes est aléatoire, ou un état cristallisé, caractérisé par un arrangement périodique des atomes. Les solides amorphes sont généralement appelés des verres et considérés comme des liquides de haute viscosité. Les solides cristallisés peuvent former des monocristaux, si la périodicité est ininterrompue dans tout le volume, ou des poly-cristaux, s'il existe une périodicité locale et que le solide est composé d'un ensemble de grains cristallins de taille à peu près uniforme. Dans la microphotographie de la figure I.1, prise par TEM (Transmission Electron Microscopy), une vue de coupe du réseau cristallin du silicium permet d'observer sa périodicité.

Le résultat est un ensemble ordonné, ou localement ordonné, des noyaux d'atomes et d'électrons liés entre eux par des forces principalement coulombiennes. Ces forces sont plus ou moins importantes suivant l'électronégativité des éléments intervenant dans les liaisons, ce qui confère aussi des propriétés mécaniques et électriques au solide cristallisé résultant. On distingue quatre familles de solides cristallins : les cristaux ioniques, les cristaux covalents, les métaux et les cristaux moléculaires. [3]

Figure I-1. Microphotographie du réseau cristallin du silicium prise par TEM[3]



I.3. Les différents types du silicium

Comme beaucoup d'autres éléments, le silicium peut exister à température ambiante sous différentes structures, dont les deux extrêmes sont respectivement l'état amorphe et l'état cristallin (monocristallin ou multicristallin).

I.3.1. Le silicium monocristallin

La réalisation de nombreux dispositifs commence par la production d'une matière monocristalline de grande pureté. En particulier la fabrication de puces microélectroniques nécessite des substrats monocristallins semiconducteurs, par exemple du silicium, du germanium ou de l'arséniure de gallium. Dans le cas du Silicium, la fusion de zone et le tirage en creuset (méthode de Czochralski) sont les deux méthodes utilisées couramment pour obtenir des lingots monocristallins de grande pureté longs d'un mètre et d'un diamètre allant jusqu'à 300mm. [20]

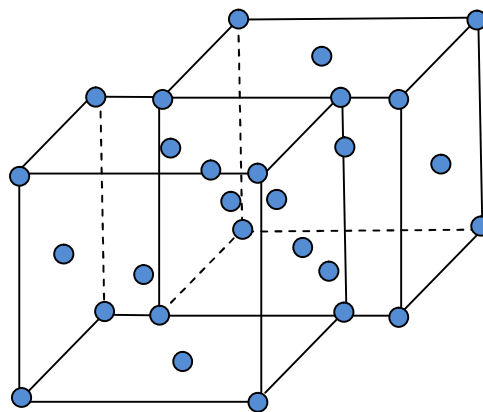


Figure I-2. Réseau de silicium

I.3.2. Le silicium polycristallin

On peut réaliser d'un seul coup un lingot de grandes dimensions par refroidissement directionnel d'une masse de silicium en fusion. Le lingot obtenu est composé de plusieurs gros cristaux, séparés par des joints de grain. Ce matériau, moins homogène que le silicium monocristallin, mais sa fabrication est plus facile. Ces lingots de silicium multicristallin doivent être eux aussi coupés en tranches de 200 à 400 mm, grâce cette fois-ci à une scie à fil.

I.3.3. Le silicium amorphe

Le silicium amorphe a une structure atomique désordonnée, non cristallisée, vitreuse, mais il possède un coefficient d'absorption de la lumière environ 1000 fois supérieur au silicium cristallin.

Dans cette technologie, le silicium est produit directement sur une plaque de verre à partir du gaz silane SiH_4 . En fait, les plaques de verre sont placées dans une enceinte chauffée où l'on fait le vide, puis du silane est injecté et décomposé par une décharge radiofréquence; le silicium libéré se dépose alors sur les plaques. La présence d'hydrogène est également nécessaire pour la qualité du matériau (il limite le nombre de défauts en saturant les liaisons pendantes de silicium présentes à cause de la structure désordonnée).

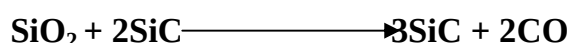
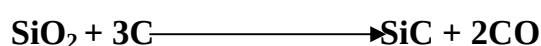
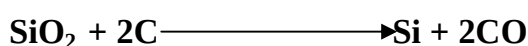
I.4. Obtention d'un silicium de qualité électronique

Le silicium existe essentiellement sous forme oxydée (silice, sable) et nécessite d'une part d'être réduit et d'autre part, d'être purifié afin d'obtenir un matériau de qualité électronique.

I.4.1. Réduction de la silice

On réalise une électrolyse dans un four à arc pour atteindre une température assez élevée pour faire fondre la silice. La silice est mélangée à du carbone.

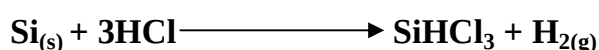
Réactions principales :



Le silicium obtenu a une pureté de 98%, il faut encore le purifier pour obtenir un matériau de qualité électronique.

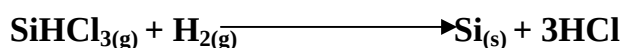
I.4.2. Purification du silicium

On va effectuer une purification chimique, une des méthodes consiste à faire une distillation à partir de SiHCl_3 (trichlorosilane) liquide à température ambiante.



Le rendement de la réaction est égale à 90%, on a effectué une première purification car des précipités chlorés ne se mélangent pas au trichlorosilane, puis SiHCl_3 (qui a une température d'ébullition faible: 31.8°C) est purifié par

distillation fractionnée, il est plus volatil que les chlorures des principales impuretés. Ce trichlorosilane purifié est ensuite réduit par l'hydrogène à 1000⁰C pour redonner du silicium.



Après la distillation, la teneur en impuretés actives est inférieure à 1ppm (1ppm=0,0001p.100), le silicium est alors de qualité électronique. Le silicium pur obtenu (donc intrinsèque) doit maintenant subir un double traitement à la fois d'enrichissement en matériau dopant afin d'en faire du silicium extrinsèque de type **p** ou **n** comportant une proportion d'une impureté connue et d'obtenir de plus un monocristal convenablement orienté. En effet, le silicium précédemment obtenu était polycristallin, il y a nécessité de le transformer en monocristallin pour améliorer sa conductivité. Cette opération est réalisée dans un four à tirage selon la procédure de Czochralski.

I.4.3. Procédure de Czochralski

Dans le cas des oxydes utilisés notamment dans le cadre des applications laser, la méthode Czochralski est l'une des seules permettant d'obtenir de gros monocristaux de qualité optique suffisante. Le matériau à élaborer est d'abord porté à la fusion dans un creuset. Un germe monocristallin est approché du centre de la surface du bain, avec laquelle il est mis en contact. Le liquide remonte par capillarité le long du germe, créant une interface triple liquide-solide-gaz. Le germe est ensuite lentement tiré vers le haut, à des vitesses de l'ordre du millimètre par heure, pour former un monocristal. L'ensemble de la croissance est effectuée en maintenant le cristal en rotation, de manière à homogénéiser le bain et à contrôler la forme de l'interface solide/liquide.

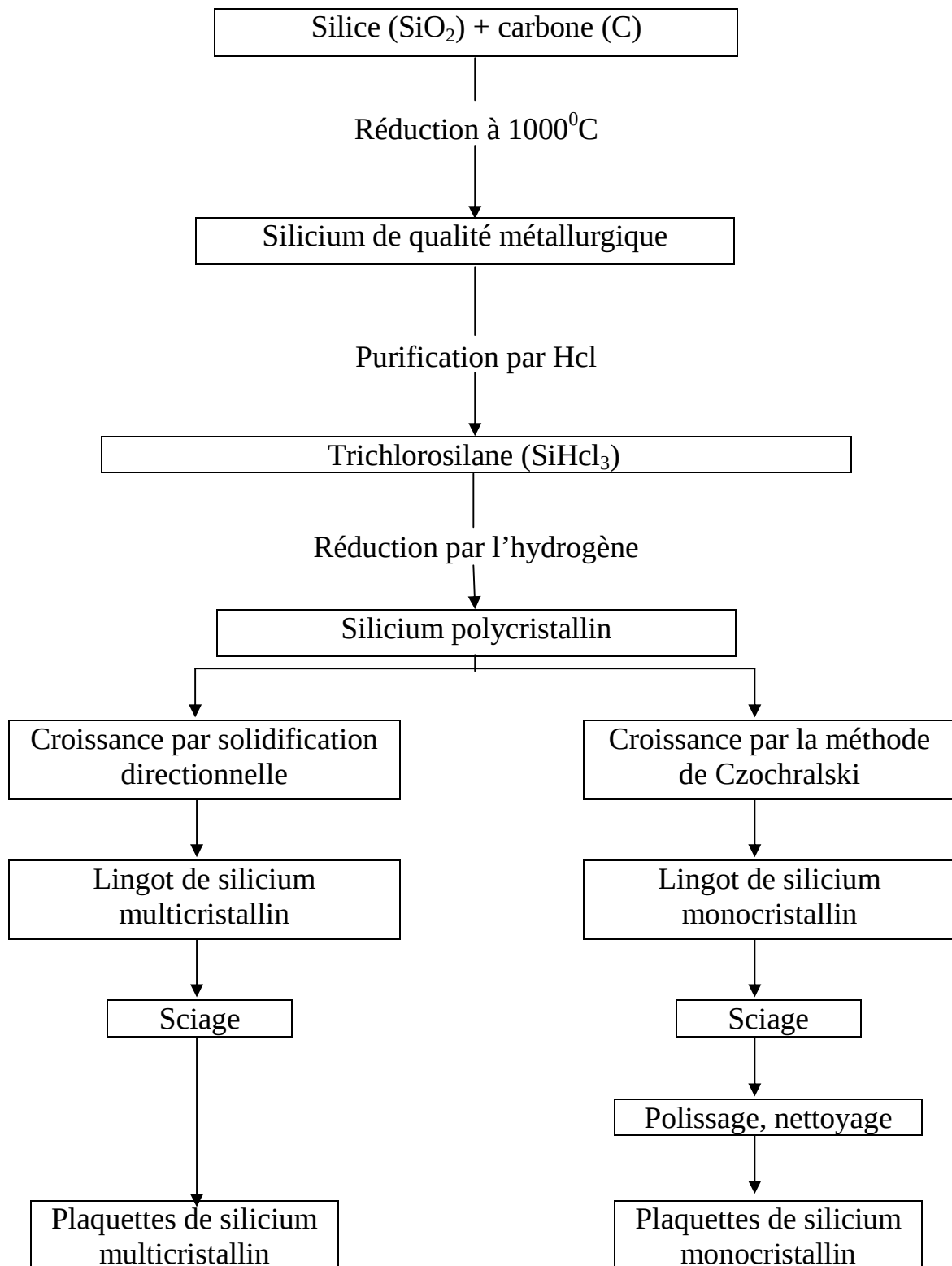


Figure I-3. Diagramme représentant le processus de fabrication de silicium monocristallin et multicristallin[20]

I.5. Défauts cristallins dans le Silicium

Les défauts les plus importants sont les dislocations, ce sont les imperfections dans la structure locale du cristal qui sont causées par des déformations plastiques lors d'un traitement thermique ou qui sont dues à la présence de certaines impuretés.

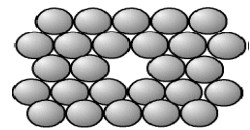
Les défauts intrinsèques et les dopants induisent l'existence de niveaux localisés dans la bande interdite. Les transitions électroniques qui impliquent un de ces niveaux et une des deux bandes donnent naissance à la photoconductivité. Les ions présents dans le cristal, possèdent également des bandes internes très caractéristiques de leur valence et du site qu'ils occupent.

I.5.1. Les défauts ponctuels

Ce sont des interruptions localisés de la périodicité du réseau parmi ces défauts on distingue [13] :

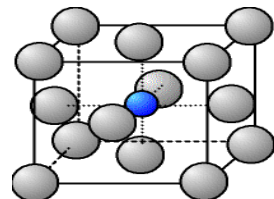
a/ Les lacunes (défauts de Schottky) : C'est l'absence d'un atome à un nœud du réseau.

Figure I-4. Lacune



b/ L'interstitiels : c'est la présence d'un atome à un endroit qui ne respecte pas la périodicité du réseau.

Figure I-5. Interstitiel



c/ Les antisites : dans un matériau contenant différents atomes A et B, A peut occuper la place de B et vice versa.

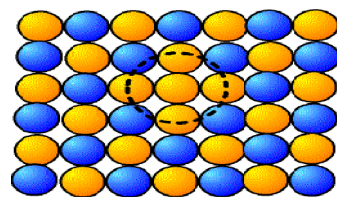


Figure I-6. Anti site

d/ Défauts de Frenkel : ce défaut définit la présence simultanée d'une lacune et d'un interstitiel.

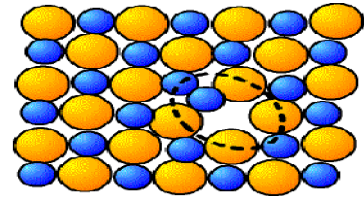


Figure I-7. Défaut de Frenkel : interstitiel et lacune

I.5.2. Les dislocations

Les conditions thermiques et mécaniques qui permettent la solidification d'un bain de corps fondu joue un rôle sur la régularité du cristal. Ces gradients de température locaux et de tensions mécaniques introduisent des dislocations qui sont la disparition d'un plan ou d'une partie de plan contenant des atomes. [13]

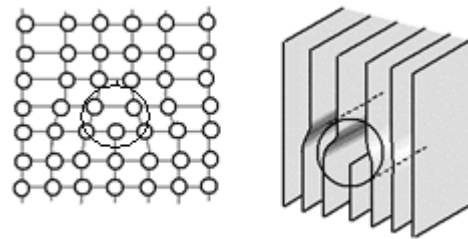


Figure I-8. Dislocation : disparition d'un plan

I.5.3. Vibrations thermiques (phonons)

L'énergie calorifique emmagasinée dans un cristal du fait de sa température se traduit par des oscillations des atomes autour de leurs positions d'équilibre. Les vibrations ont une amplitude qui peut atteindre 10% de la distance entre atomes à la température ambiante. Et les échanges d'énergies par vibrations sont caractérisés par des grandeurs appelées phonons.

I.5.4 Rôle des défauts

Les défauts ont une influence sur les propriétés mécaniques ; leur présence se traduit en général par une certaine fragilité. Du point de vue électrique, qui nous intéresse d'avantage ici, ils perturbent la répartition du potentiel créé par la structure et donc les mouvements des particules mobiles dans le cristal.

I.6. Semiconducteur à l'équilibre thermodynamique

Le nombre d'électron et de trous d'énergie E dans le semiconducteur est donné par le produit de la densité d'états par la fonction de distribution. Les densités totales d'électrons dans la bande de conduction et de trous dans la bande de valence sont donnés par [3]

$$n = \int_{E_c}^{E_c^{max}} N_c(E) f_n(E) dE \quad (1-1)$$

$$p = \int_{E_v^{min}}^{E_v} N_v(E) f_p(E) dE \quad (1-2)$$

I.6.1. Semiconducteur non dégénéré

On dit qu'un semiconducteur est dégénéré lorsque le niveau de Fermi est situé dans une bande permise (bande de valence ou de conduction). Dans le cas contraire, qui correspond au fonctionnement de la majorité des composants, le niveau de Fermi est situé dans la bande interdite.

Si $E_C - E_F > 2KT$ et $E_F - E_V > 2KT$, les fonctions de distribution des électrons

$$f_n(E) \approx e^{-(E-E_F)/KT} \dots\dots\dots(1-3) \quad f_p(E) \approx e^{(E-E_F)/KT} \dots\dots\dots(1-4)$$

Après remplacement et modifications des équations on aboutit à la relation importante suivante, qui lie les densités d'électrons et de trous et où le produit np est constant à une température donnée

$$np = N_c N_v e^{-E_g/KT} \quad (1-5)$$

I.6.2. Semiconducteur dégénéré

Le semiconducteur est dégénéré lorsque le niveau de Fermi est situé dans une bande permise. Les densités de porteurs correspondant à l'apparition du régime de dégénérescence sont obtenues à partir des densités de porteurs libres [3]

$$n = N_c e^{-(E_c - E_F)/KT} \quad (1-6)$$

$$p = N_v e^{(E_v - E_F)/KT} \quad (1-7)$$

$$\text{La densité des électrons pour ce régime s'écrit} \quad n = N_c F_{1/2}(\eta) \quad (1-8)$$

$$\text{De même pour la densité des trous, on écrit} \quad p = N_v F_{1/2}(-\eta - \xi_g) \quad (1-9)$$

$$\text{Où} \quad \eta = (E_F - E_C) / KT \quad \xi_g = E_g / KT$$

I.6.3. Semiconducteur intrinsèque

Un semiconducteur intrinsèque est un semiconducteur dépourvu de toute impureté susceptible de modifier la densité de porteurs. Les électrons de la bande de conduction ne peuvent résulter que de l'excitation thermique d'électrons liés de la bande de valence. Il en résulte que les électrons et les trous existent nécessairement paires à paires et $n = p = n_i$ où n_i est la densité de porteurs intrinsèques. Il est possible de les produire avec un haut degré de pureté (moins de 1 atome étranger pour 10^{11} atomes de semiconducteur) : on parle alors de semiconducteur intrinsèque.

Dans ces conditions, on peut écrire $np = n_i^2$ qui est donnée par l'expression (1-5). Il en résulte que la densité de porteurs intrinsèques s'écrit

$$n_i = (N_c N_v)^{1/2} e^{-E_g/2KT} \quad (1-10)$$

Cette densité de porteurs est une fonction exponentielle du gap du matériau et de la température. Pour le Si, on a les valeurs suivantes

$$N_c = 2,73 \cdot 10^{25} (T/300)^{3/2}$$

$$N_v = 1,14 \cdot 10^{25} (T/300)^{3/2}$$

Lorsque la température n'est pas nulle, l'agitation thermique perturbe les concentrations des porteurs désordonne: les électrons possèdent une énergie supplémentaire positive qui provoque la rupture de quelques liaisons de covalences. Un des électrons participant à cette liaison acquiert ainsi de l'énergie nécessaire pour quitter l'atome auquel il était lié. Il devient un porteur de charge libre, capable de se déplacer dans le cristal, et autorisant ainsi la circulation d'un courant électrique sous une différence de potentiel.

Les figures ci-dessous représentent le comportement du silicium sous l'agitation thermique.

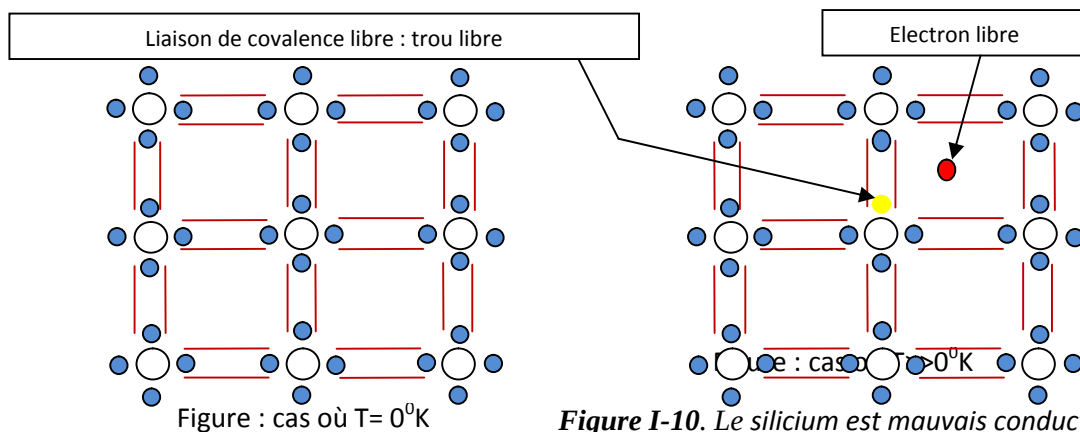


Figure I-9. Le silicium est isolant

Figure I-10. Le silicium est mauvais conducteur

L'atome de silicium qui a perdu un électron n'est plus électriquement neutre : il est devenu un ion positif. Ce phénomène n'intéresse qu'un nombre très faible d'atomes de silicium ($3 \text{ sur } 10^{13}$ à la température de 300 °K). La liaison de covalence non satisfaite est appelée **Trou**.

I.6.4. Semiconducteur dopé ou extrinsèque

Un semiconducteur dopé est une structure cristalline dans laquelle on a introduit des atomes étrangers spécifiques de valence 3 ou 5. L'état électronique se trouve modifié : le dopage accroît la conductibilité du cristal tout en le maintenant entre le conducteur et l'isolant.

I.6.4.1. Silicium de type N

En choisissant un dopant de valence 5 (Phosphore, Arsenic, Antimoine), quatre de ces cinq électrons sont mis en commun avec les atomes du silicium voisins pour réaliser des liaisons de covalences. Le 5^{ème} électron est très faiblement lié à l'atome pentavalent. Une très faible énergie suffit pour le libérer et il se retrouve libre dans la bande de conduction. L'atome de Phosphore qui a fourni un électron libre est appelé atome donneur. Il a perdu sa neutralité pour devenir un ion positif fixe.

A la température ordinaire, la quasi-totalité des atomes donneurs sont ionisés. Si N_D est la concentration des atomes donneurs, ceux-ci vont libérer $n=N_D$ électrons libres.

Les concentrations en électrons libres (n) et en trous libres (p) sont liées par la loi d'action de masse :

$$n \cdot p = n_i^2 \quad [1] \quad (1-11)$$

Dans la modélisation du schéma des bandes d'énergie, la population des électrons libres de la B.C. est beaucoup plus importante que celle des trous libres dans B.V.

Le niveau indicateur de Fermi E_{Fn} se déplace donc du milieu de la bande interdite E_{Fi} vers la bande de conduction de telle manière que

$$\Delta E_n = KT \ln (N_D/n_i) \quad (1-12)$$

$$\text{Avec } \Delta E_n = E_{Fn} - E_F$$

I.6.4.2. Silicium de type P

On obtient un S.C dopé **P** en injectant dans le silicium des atomes de la 3^{ème} colonne (Bore, Indium, Aluminium) qui possèdent trois électrons périphériques.

Il manque ainsi un électron à l'atome trivalent pour réaliser les liaisons covalentes avec les quatre atomes de silicium qui l'entourent. En fait, les électrons participant aux

liaisons sont indiscernables les uns des autres. Tout ce passe alors comme si un des atomes de silicium voisin avait cédé un électron à l'atome trivalent d'Aluminium, créant ainsi un trou dans le cristal de silicium.

L'atome d'Aluminium, qui capte un électron est appelé atome accepteur, il a perdu sa neutralité pour devenir un ion négatif fixe.

A la température ordinaire, la quasi-totalité des atomes accepteurs sont ionisés. Si N_A est la concentration par cm^3 des atomes accepteurs, ceux-ci vont libérer $p = N_A$ trous libres.

Les concentrations en électrons libres (n) et en trous libres (p) sont liées par la loi d'action de masse

$$n.p = n_i^2 \quad [1]$$

Dans la modélisation du schéma des bandes d'énergie, la population des électrons libres de la B.C. est beaucoup plus faible que celle des trous libres dans B.V. Le niveau indicateur de Fermi E_{Fp} se déplace du niveau intrinsèque E_{Fi} vers la bande de valence de telle manière que :

$$\Delta E_p = KT \ln (N_A/n_i) \quad (1-13)$$

Avec $\Delta E_p = E_{Fi} - E_{Fp}$

Schématisation du dopage N et du dopage P

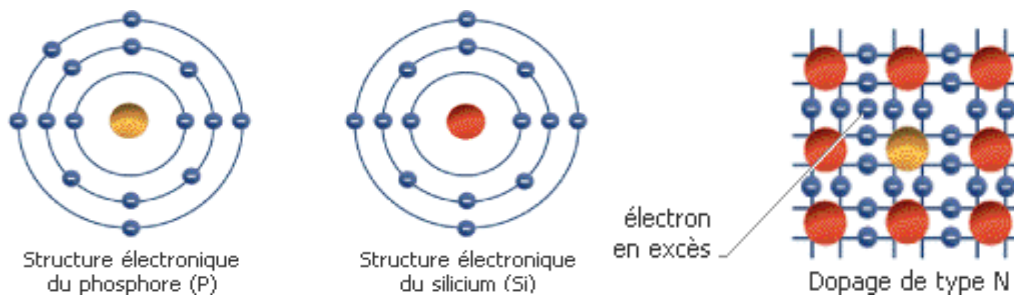


Figure I-11. Dopage N : Atome de Phosphore substitué à un atome de silicium

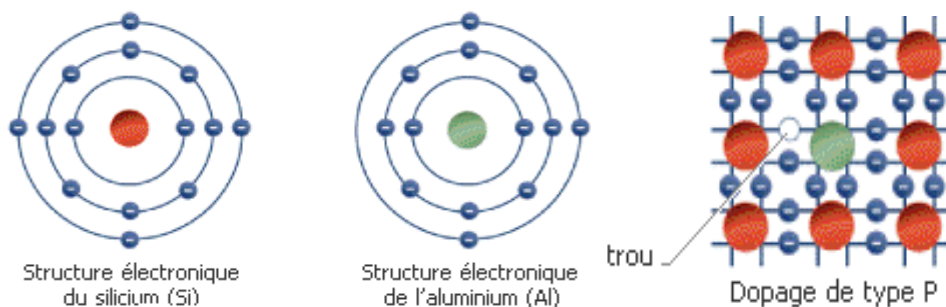


Figure I-12. Dopage P : Atome d'Aluminium substitué à un atome de silicium[17]

Schéma des bandes d'énergies

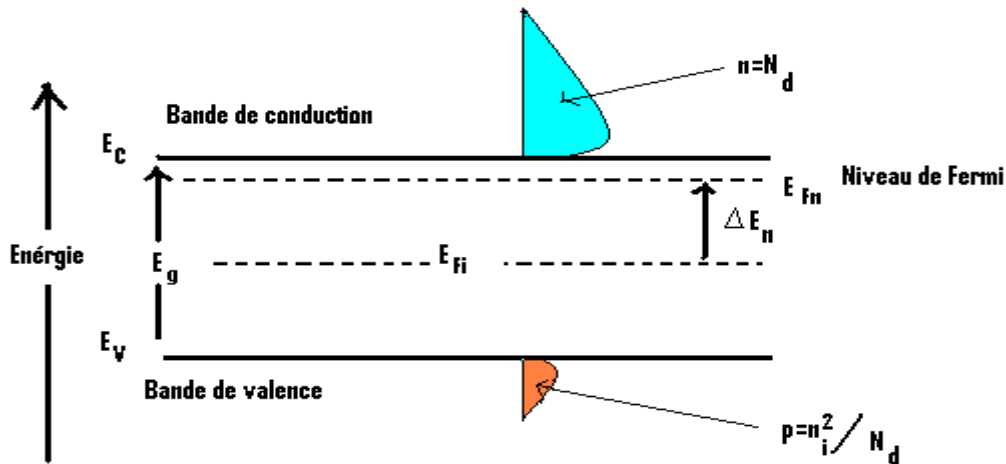


Figure I-13. Dopage n

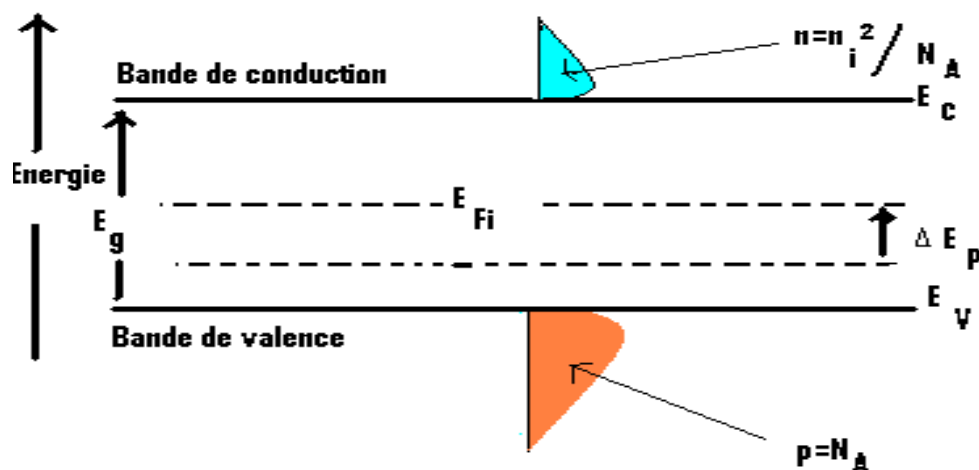


Figure I-14. Dopage p

I.7. Semiconducteur hors équilibre

Quand un champ électrique, un gradient de concentration ou un gradient de température est présent dans un semiconducteur, on observe un transport de charge (le courant électrique), un transport de masse (la diffusion des porteurs) ou un transport d'énergie (la conduction de la chaleur).

Il est important de réaliser que, même en l'absence de toute excitation appliquée, il ya sans arrêt, dans le semiconducteur, création et disparition de paires électron-trou sous l'effet de l'agitation thermique. Nous verrons que le temps caractéristique de ce processus spontané est précisément le temps de vie, donc un temps très long par rapport au temps entre deux collisions. C'est parce que ces temps sont très différents que l'on peut donc étudier les deux types de processus séparément, c'est-à-dire

déterminer les propriétés de transport, comme la conductivité, et dans une deuxième étape, on peut étudier les effets, beaucoup plus lents, comme les recombinaisons électron-trou sous l'effet de la température ou d'autres causes.

I.7.1. Courants dans le silicium

Les courants dans le silicium résultent du déplacement des porteurs de charge, électrons et trous, sous l'action d'une force. L'origine de la force peut être un champ électrique ou un gradient de concentration. Dans le premier cas, le courant est dit de *conduction*, dans le second il est dit de *diffusion*.

I.7.1.1. Courant de conduction

En l'absence de champ électrique les porteurs libres dans le silicium sont animés comme les molécules d'un gaz dans une enceinte, d'un mouvement Brownien. Entre deux chocs le mouvement est rectiligne uniforme, caractérisé par une vitesse que l'on appelle *vitesse thermique* du porteur. On obtient cette vitesse en écrivant que l'énergie cinétique du porteur est égale à l'énergie thermique.

$$v_{th} = \sqrt{3KT/m^*} \quad (1-14)$$

A la température ambiante la vitesse thermique des porteurs est de l'ordre de 10^7 cm/s.

Le temps entre deux chocs est appelé temps de collision τ_c , il est fonction de la pureté du matériau.

Les collisions étant isotropes, toutes les directions du vecteur vitesse à l'issue d'un choc sont équiprobables. Il en résulte que le courant de conduction est nul.

En présence d'un champ électrique $\vec{E}$, un porteur de charge q est soumis à la force $\vec{F} = q\vec{E}$. La composante de vitesse instantanée $v_i(t)$ du porteur dans la direction du champ est alors donnée par l'équation

$$qE = m^* \frac{dv_i(t)}{dt} \quad (1-15)$$

En intégrant cette équation de t_0 à $t_0 + t$ on obtient

$$v_i(t) = \frac{qE}{m^*} t \quad (1-16)$$

La variation de $v_i(t)$ est périodique. Si on appelle τ_c la valeur moyenne du temps de collision, la valeur moyenne de vitesse est donnée par

$$v = \frac{1}{\tau_c} \int_0^{\tau_c} v_i(t) dt = \frac{1}{\tau_c} \frac{qE \tau_c^2}{m^*} \frac{1}{2} \quad (1-17)$$

En posant $\tau = \frac{\tau_c}{2}$, l'expression s'écrit

$$\mathcal{V} = \pm \mu E \quad (1-18)$$

$$\text{avec} \quad \mu = |q\tau/m|$$

μ est appelé *mobilité des porteurs*, τ *temps de relaxation* et $\mathcal{V}$ *vitesse de dérive*.

La mobilité est par définition une grandeur positive, elle mesure l'aptitude des porteurs à se déplacer dans le réseau cristallin. Elle est d'autant plus grande que le cristal est pur et que la masse effective des porteurs est faible. C'est un paramètre fondamental qui conditionne le fonctionnement des composants en haute fréquence.

Au déplacement des charges correspond un courant dont la densité est définie comme la quantité de charge qui traverse l'unité de surface pendant l'unité de temps, soit pour chaque type de porteurs

$$\vec{J}_n = -ne\vec{\mathcal{V}}_n = ne\mu_n \vec{E} \quad (1-19)$$

$$\vec{J}_p = +pe\vec{\mathcal{V}}_p = pe\mu_p \vec{E} \quad (1-20)$$

Le courant résultant du déplacement des électrons et des trous sous l'action du champ électrique, s'écrit

$$\vec{J}_c = \vec{J}_n + \vec{J}_p = \sigma \vec{E} \quad (1-21)$$

$$\text{avec} \quad \sigma = ne\mu_n + pe\mu_p$$

$\vec{J}_c$ est appelé *courant de conduction*, σ est la *conductivité* du matériau.

Si le silicium est intrinsèque $n=p=n_i$, on aura

$$\sigma_i = n_i e (\mu_n + \mu_p) \quad (1-22)$$

I.7.1.2. Courant de diffusion

Loi de Fick

En l'absence de déformation, le coefficient de diffusion D peut être considéré comme un scalaire. La première loi de Fick traduit la dépendance entre le flux J d'espèces diffusante A et sa concentration C , dans le cas unidirectionnel considéré, cette loi s'écrit

$$J = -D_A \frac{\partial C(x,t)}{\partial x} \quad (1-23)$$

Le signe (-) de l'équation précédente traduit simplement le fait que la diffusion a lieu des zones à fortes concentrations vers les zones à faibles concentration. D_A est le coefficient de diffusion de l'espèce A , il suffit généralement une loi d'Arrhenius

$$D_A = D_0 e^{-\frac{E_0}{KT}} \quad (1-24)$$

établie pour un système conservatif, c'est-à-dire où il n'y a ni perte ni création d'atomes de l'espèce A , la deuxième loi de Fick permet de décrire l'évolution temporelle de la concentration en espèce diffusante en un point donné. Un simple bilan de matière conduit à l'équation de conservation (équation de continuité) suivante

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = -\frac{\partial J(x,t)}{\partial x} \quad (1-25)$$

En substituant l'équation (1-23) dans (1-25) on obtient

$$-\frac{\partial C_A}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_A \frac{\partial C_A}{\partial x} \right) \quad (1-26)$$

Lorsque les porteurs libres ne sont pas distribués uniformément dans le silicium ils sont soumis au processus général de diffusion. Leur mouvement s'effectue dans un sens qui tend à uniformiser leur distribution spatiale. Le flux de porteurs est, conformément à la première loi de Fick, proportionnel à leur gradient de concentration. Si on appelle n_x^d le nombre d'électrons qui diffusent par seconde dans la direction $\vec{ox}$, à travers l'unité de surface perpendiculaire à $\vec{ox}$, la loi de Fick s'écrit

$$n_x^d = -D_n \frac{dn}{dx} \quad (1-27)$$

$$p_x^d = -D_p \frac{dp}{dx} \quad (1-28)$$

Les constantes D_n et D_p sont appelées *constantes de diffusion* des électrons et des trous respectivement. Le signe(-) traduit le fait que les porteurs diffusent dans la direction de plus faible concentration. A trois dimensions les flux de porteurs s'écrivent

$$\vec{n}^d = -D_n \vec{\nabla} n \quad (1-29)$$

$$\vec{p}^d = -D_p \vec{\nabla} p \quad (1-30)$$

Aux déplacements des porteurs correspondent des courants appelés courants de diffusion, le courant total de diffusion s'écrit

$$\vec{J}_d = e D_n \vec{\nabla} n - e D_p \vec{\nabla} p \quad (1-31)$$

Compte tenu des expressions (1-16, 17 et 24), les courants résultant d'électrons et de trous s'écrivent

$$\vec{J}_n = n e \mu_n \vec{E} + e D_n \vec{\nabla} n \quad (1-32)$$

$$\vec{J}_p = p e \mu_p \vec{E} - e D_p \vec{\nabla} p \quad (1-33)$$

I.7.1.3. Courant de déplacement

Outre les courants de conduction et de diffusion, il existe en régime alternatif, un courant de déplacement donné par

$$\vec{J}_D = \frac{\partial \vec{D}}{\partial t} \quad (1-34)$$

Où $\vec{D} = \epsilon \vec{E}$ est le vecteur déplacement et ϵ la constante diélectrique du semi-conducteur.

Si le champ électrique est de la forme $\vec{E} = \vec{E}_0 e^{j\omega t}$, le courant de déplacement s'écrit

$$\vec{J}_D = j\omega \epsilon \vec{E}_0 e^{j\omega t} \quad (1-35)$$

Dans un semi-conducteur, la constante diélectrique relative ϵ_r est de l'ordre de 10 à 15 de sorte que ϵ est de l'ordre de 10^{-10} Fm^{-1} . Il en résulte que le courant de déplacement ne présente une amplitude appréciable que pour des fréquences de l'ordre du GHz. C'est le domaine des composants HF. Dans le fonctionnement des autres composants, ce courant joue un rôle négligeable.

I.7.2. Génération et recombinaison des porteurs

Si on considère un semi conducteur à l'équilibre thermique, il se produit en permanence un processus de génération de paires électrons-trous par agitation thermique. Cependant il existe aussi le processus inverse, un électron se recombine avec un trou, c'est la recombinaison. Dans un semi-conducteur à l'équilibre les deux processus s'équilibrent de façon à ce que la concentration en porteurs libres reste constante.

Lorsque l'électron descend de la bande de conduction vers la bande de valence, le semiconducteur restitue l'énergie sous forme de chaleur ou émet de la lumière (photon). Ce dernier effet est utilisé dans les diodes électroluminescentes (L.E.D.) ou les lasers à semiconducteurs. Le photon émis a une énergie égale à E_g selon

$$\lambda \cdot E_g = h \cdot c \quad (1-36)$$

En sens inverse, un photon qui possède une énergie supérieure ou égale à E_g a le pouvoir de générer une paire électron-trou.

Quand le semi-conducteur absorbe une énergie suffisante ($h\nu \geq E_g$), il engendre une paire électron-trou. En général, hors équilibre et en régime transitoire, les taux nets de recombinaison des électrons et des trous respectivement sont donnés par

$$\begin{cases} U_n = D_n \Delta n \\ U_p = D_p \Delta p \end{cases} \quad (1-37)$$

$$\text{avec} \quad \begin{cases} U_n = \frac{\bar{n}-n}{\tau_p} \\ \bar{n} = \frac{\partial n}{\partial t} \end{cases} \quad (1-38)$$

Par définition, la recombinaison est le retour de l'électron de l'état excité à l'état initial ou de la bande de conduction vers la bande de valence, car il ne peut rester dans un état excité que pour un temps faible ($t < 10^{-8}$ s).

Le tableau suivant représente quelques caractéristiques des semiconducteurs à la température (286 K)

QUELQUES PROPRIÉTÉS PHYSIQUES DES SEMICONDUCTEURS								
		E_g (eV)	μ_e (cm ² /V.s)	μ_t (cm ² /V.s)	$\epsilon=n^2$	a_0 Angst.	d (g.cm ⁻³)	T.F. (°C)
IV	C	5,4	1 800	1 200	5,5	3,567	3,51	3 550
	Si	1,15	1 900	480	11,8	5,42	2,42	1 412
	Ge	0,65	3 800	1 800	16,0	5,646	5,36	958
	Sn	0,08	2 500	2 400		6,47	6,0	232
VI	Se	1,6		0,6	8,5	4,35	4,8	220
	Te	0,33	1 100	560	5,0	4,447	6,24	452
III V	Al P	2,5	3 500		11,6	5,43	2,85	1 500
	Al As	2,3	1 200	200		5,63	3,81	1 600
	Al Sb	1,52	400	150	10,3	6,13	4,22	1 060
	Ga P	2,25	80	17	8,4	5,44	4,13	1 350
	GaAs	1,35	8 500	400	13,5	5,65	5,31	1 280
	GaSb	0,69	4 000	650	15,2	6,095	5,62	728
	In P	1,27	4 600	700	10,6	5,869	4,78	1 055
	In As	0,35	30 000	240	11,5	6,058	5,66	942
	In Sb	0,17	70 000	1 000	16,8	6,48	5,775	525

T.F. est la température de fusion

I.8. Conclusion

Dans ce chapitre, on a fait une description générale sur le silicium et ses propriétés physique permettant d'approcher l'étude des structures **M/SC** qui fait l'objet du deuxième chapitre.

II.1. La structure métal-semiconducteur

Nous abordons ici l'étude d'une hétérojonction qui résulte de l'association de deux matériaux différents métal et semi-conducteur. En fonction du type de semi-conducteur (**p** ou **n**) mis en contact avec ce métal et aussi en fonction de la valeur du travail de sortie de ces matériaux, la structure obtenue peut être un contact ohmique ou redresseur (diode Schottky), ces deux contacts sont caractérisés par l'alignement des niveaux de Fermi. [1]

II.1.1. Diagramme et bandes d'énergie

Le diagramme énergétique des deux matériaux est représenté par la figure II-1

Φ_m : travail de sortie du métal.

Φ_{sc} : travail de sortie du semi-conducteur.

$e\Phi_m$: représente l'énergie minimum nécessaire à un électron pour passer du niveau de Fermi au niveau de vide du métal (**NV**).

$e\Phi_{sc}$: représente l'énergie minimum nécessaire à un électron pour passer du niveau de Fermi au niveau de vide du semiconducteur (**NV**).

NV: est l'énergie potentielle d'un électron dans le vide au voisinage des différents matériaux (**M** et **SC**).

$e\chi_s$: représente l'énergie qu'il faut fournir à un électron situé au plus bas niveau de la bande de conduction pour l'amener au niveau du vide(**NV**) avec une vitesse nulle.

E_b : barrière de potentiel du contact Métal-SC qui a pour expression

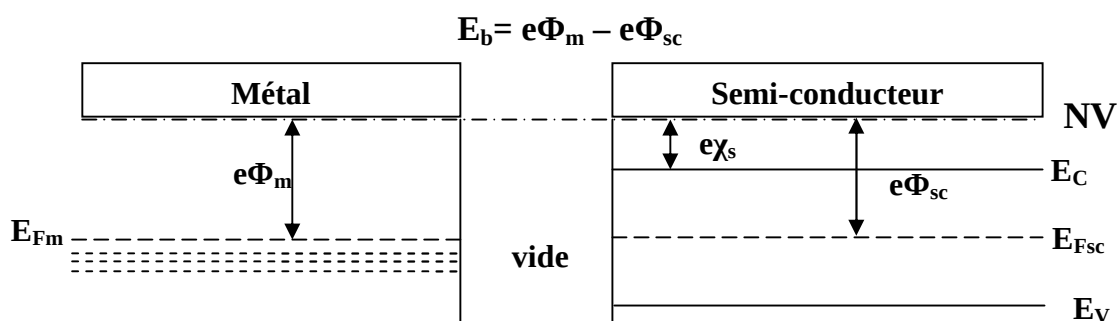


Figure II-1. Diagramme des bandes d'énergie de la structure M-S avant contact[1]

II.1.1.1. Le régime des bandes plates ($\Phi_m = \Phi_{sc}$)

Lorsque les travaux de sortie du métal et du semi-conducteur (**p** ou **n**) sont égaux, les niveaux de Fermi sont alignés avant et après contact et ceci sans aucun échange d'électrons. Nous observons alors l'apparition d'une barrière de potentiel à partir du métal E_b (figure II-2).

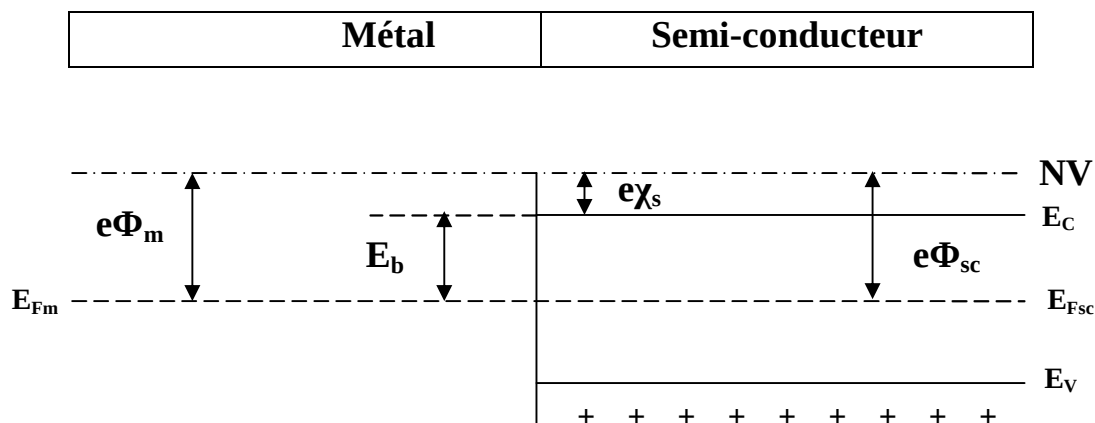


Figure II-2. Diagramme de bandes d'énergie de la structure M-S après contact avec ($\Phi_m = \Phi_{sc}$) [1]

II.1.1.2. Etude du cas où $\Phi_m > \Phi_{sc}$

➤ Avec un semiconducteur de type n

Lors de la mise en contact du métal et du semiconducteur, les électrons du semiconducteur situés près de l'interface possèdent une plus grande énergie que ceux du métal ce qui provoque leur passage vers le métal, l'équilibre est atteint lorsque les deux niveaux de Fermi sont alignés. Des atomes donneurs positifs N_d^+ apparaissent ce qui crée une zone de charge d'espace positive.

Dans le cas de semiconducteur type **n**, le passage des électrons vers le métal provoque des modifications énergétiques dans chacun des matériaux.

Dans le semiconducteur : le départ des électrons implique, l'apparition d'une zone déserte, les ions donneurs ne sont plus compensés par les électrons libres, il apparait alors une zone de charge d'espace positive. En sachant donc que la distance entre le niveau de Fermi et la bande de conduction d'un semiconducteur est proportionnelle à la densité de porteurs négatifs (e), on aura alors une distance plus grande au voisinage de l'interface que dans la région neutre, il en résulte une courbure des bandes d'énergie vers le haut.

Dans le métal : il apparait une accumulation d'électrons libres au voisinage de l'interface.

A l'équilibre, un champ électrique s'établit et s'oppose au passage des électrons du semiconducteur vers le métal.

A l'application d'une tension positive à la structure, telle que $V_m > V_{sc}$; la barrière **M-SC** diminue, ce qui polarise la structure en direct et elle est polarisé inversement si $V_m < V_{sc}$.

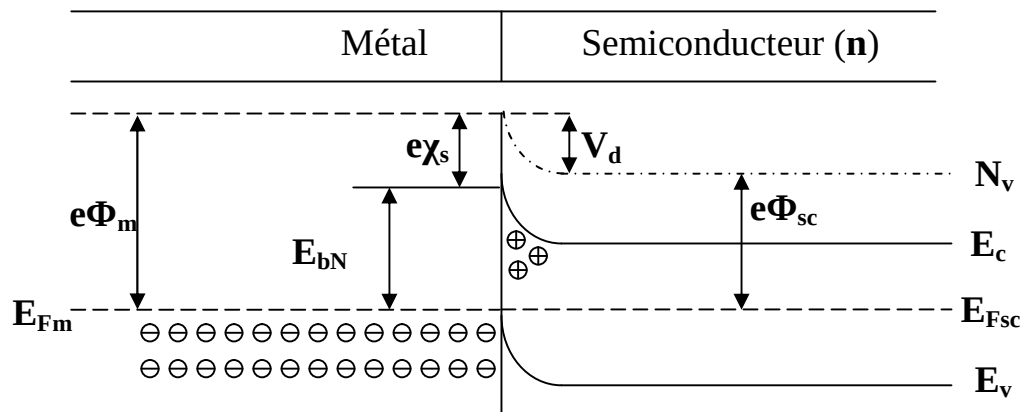


Figure II-3. Diagramme des bandes d'énergie après contact (n) $\Phi_m > \Phi_{sc}$ [1]

➤ Avec un semiconducteur de type P

Lorsque les deux matériaux sont mis en contact les électrons diffusent du semiconducteur vers le métal jusqu'à alignement des niveaux de Fermi. Il apparaît une zone de charge d'espace positive dans le semiconducteur. Cette ZCE est accompagnée d'une courbure vers le haut des bandes d'énergie.

Les modifications qui résultent de ce contact sont

Dans le métal : il y aura accumulation d'électrons à la surface.

Dans le semiconducteur : il y aura accumulation de trous, et les bandes d'énergie se courbent vers le haut.

La différence essentielle entre cette structure M-SC (**p**), et la structure M-SC (**n**), réside dans le fait que la charge d'espace dans le semiconducteur **p** correspond à un régime d'accumulation et non de déplétion. Il en résulte qu'il n'existe pas de zone vide de porteurs, donc isolante à l'interface. Ainsi lorsque l'on polarise cette structure, la tension appliquée n'est pas localisée dans la zone de charge d'espace du semiconducteur, comme dans le cas précédent, mais distribuée dans tout le semiconducteur. Au niveau de l'interface, l'arrivée ou le départ d'un trou dans le semiconducteur est immédiatement compensée par l'arrivée, ou le départ d'un électron dans le métal. Il en résulte que le courant circule dans les deux sens au niveau du contact. Le contact est ohmique.

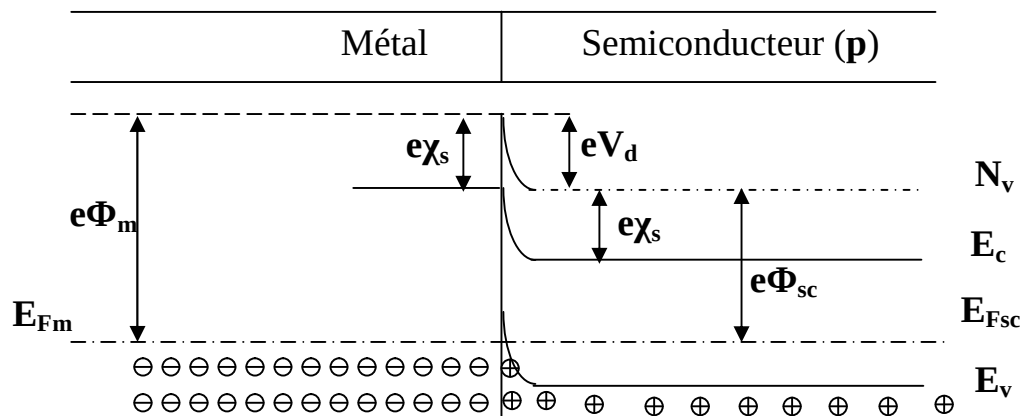


Figure II-4. Diagramme des bandes d'énergie après contact SC (p) $\Phi_m > \Phi_{sc}$ [1]

II.1.1.3. Etude du cas où $\Phi_m < \Phi_{sc}$

➤ Avec un semiconducteur de type n

Lors de la mise en contact du métal et du semiconducteur, les électrons du métal situés près de l'interface possèdent une plus grande énergie que ceux du semiconducteur, ce qui provoque le passage des électrons du métal vers le semiconducteur.

Les modifications énergétiques dans les deux matériaux sont

Dans le métal : Il apparaît une zone de déficit de porteurs négatifs à l'interface du métal.

Dans le semiconducteur : Il y a une zone d'accumulation de porteurs majoritaires, ce qui provoque la courbure des bandes d'énergie vers le bas.

A l'équilibre thermodynamique les niveaux de Fermi s'alignent, dans notre cas on a un régime appelé régime d'accumulation.

Il n'existe aucune zone dépourvue de porteurs majoritaires dans la structure. Cette dernière conduira l'électricité dès qu'une tension sera appliquée. Le contact est ohmique.

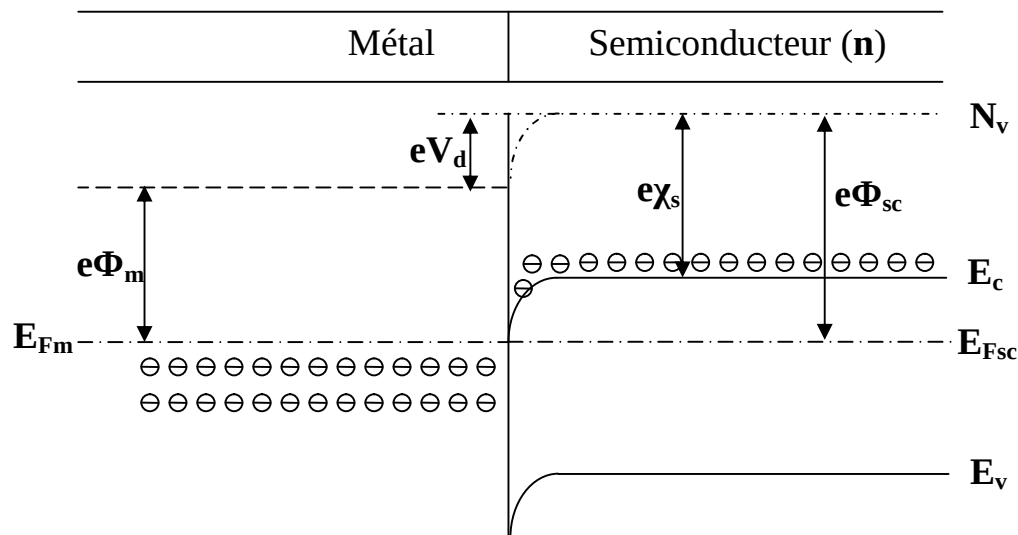


Figure II-5. Diagramme des bandes d'énergie après contact SC (n) $\Phi_m < \Phi_{sc}$ [1]

➤ Avec un semiconducteur de type P

Les électrons passent du métal vers le semiconducteur jusqu'à l'alignement des niveaux de Fermi. On aura alors un déficit d'électrons à la surface du métal, et une zone déserte chargée négativement dans le semiconducteur due à la recombinaison des électrons qui passent du métal avec les trous qui sont majoritaires dans le semiconducteur. Il en résulte une courbure des bandes d'énergie vers le bas.

A l'équilibre, le champ électrique dû à la zone déserte s'oppose à la diffusion des trous.

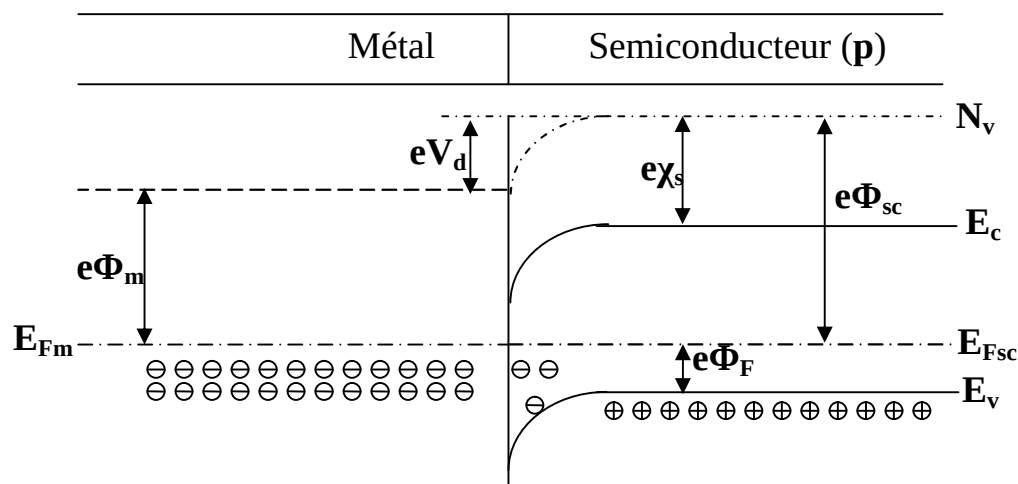


Figure II-6. Diagramme des bandes d'énergie après contact SC (p) $\Phi_m < \Phi_{sc}$ [1]

II.1.1.4. Etude de la diode Schottky

➤ Champ et potentiel électrique

Dans un semiconducteur de type n, tel que $\phi_m > \phi_s$. On obtient la distribution du potentiel dans la zone de charge d'espace en intégrant l'équation de Poisson. Nous supposons que le semiconducteur est homogène avec une densité de donneurs excédentaires $(N_d - N_a)_n$. Nous admettrons que tout les donneurs sont ionisés a la température ambiante et que la densité d'états d'interface est négligeable. Si W est la largeur de la zone de charge d'espace, la densité de charge dans le semiconducteur (figure II-7-a) s'écrit

$$0 < x < W \quad \rho(x) = eN_d \quad (2-1)$$

$$x > W \quad \rho(x) = 0 \quad (2-2)$$

L'équation de Poisson s'écrit

$$\frac{d^2V(x)}{dx^2} = -\frac{eN_d}{\epsilon_s} \quad (2-3)$$

En intégrant une première fois avec la condition $E=0$ pour $x>W$ on obtient

$$\frac{dV(x)}{dx} = -E(x) = -\frac{eN_d}{\epsilon_s}(x-W) \quad (2-4)$$

Le champ électrique varie linéairement dans la zone de charge d'espace (figure II-7-b), sa valeur à l'interface est

$$E_s = -\frac{eN_d}{\epsilon_s}W \quad (2-5)$$

En intégrant une deuxième fois en prenant l'origine des potentiels à l'interface, on obtient (figure II-7-c)

$$V(x) = -\frac{eN_d}{\epsilon_s} \left[\frac{x^2}{2} - Wx \right] \quad (2-6)$$

La tension de diffusion résulte de la différence des travaux de sortie du métal et du semiconducteur. Cette tension correspond à la différence de potentiel entre la surface du semiconducteur et son volume, c'est-à-dire aux bornes de la zone de charge d'espace[1]

$$V_d = V(x=W) - V(x=0) = -\frac{eN_d}{\epsilon_s} \left[\frac{W^2}{2} - W^2 \right] = \frac{eN_d}{2\epsilon_s} W^2 \quad (2-7)$$

D'où l'expression de la largeur de la zone de charge d'espace à l'équilibre

$$W = \left[\frac{2\epsilon_s}{eN_d} V_d \right]^{1/2} = \left[\frac{2\epsilon_s}{eN_d} (\phi_m - \phi_s) \right]^{1/2} \quad (2-8)$$

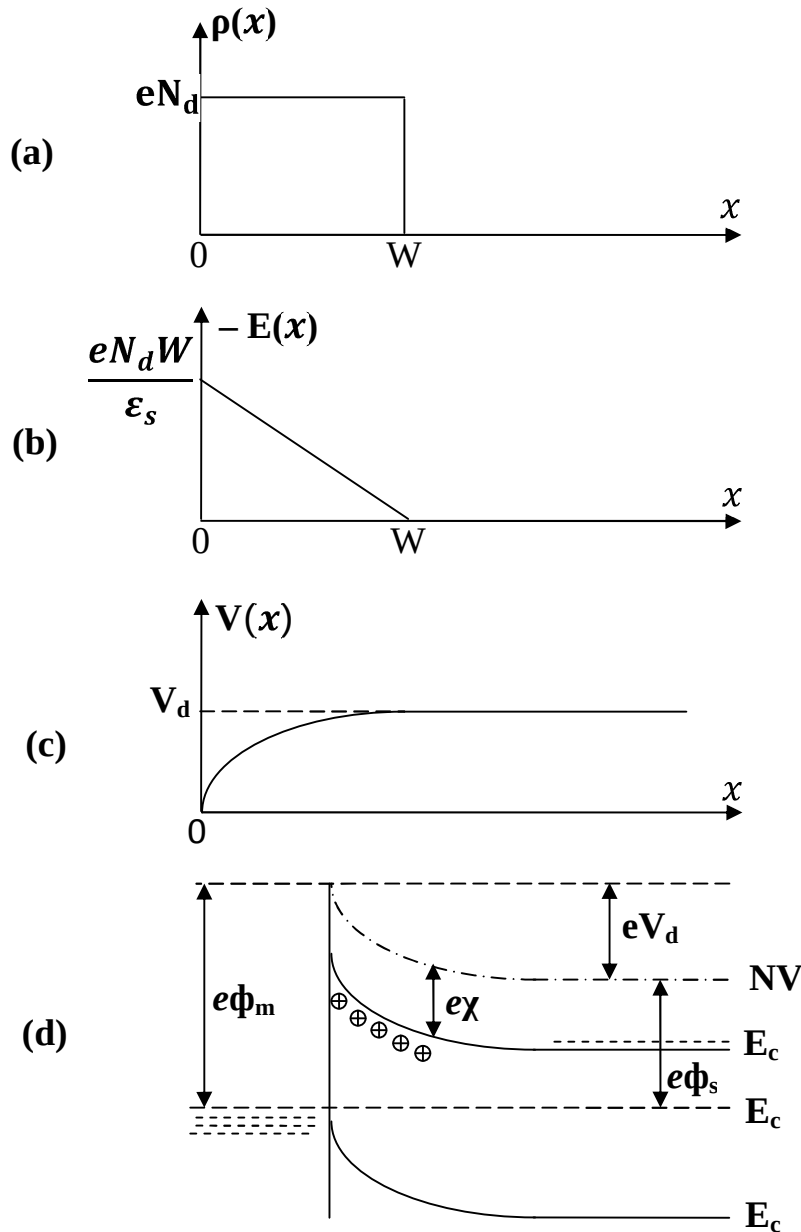


Figure II-7. Diode Schottky à l'équilibre thermodynamique. **a)** Charge d'espace dans le semiconducteur. **b)** Champ électrique. **c)** Potentiel électrique. **d)** Bandes d'énergie[1]

➤ Capacité

Si on polarise le métal positivement avec une tension V par rapport au semiconducteur, la barrière de potentiel devient $V_d - V$ et la zone de charge d'espace devient

$$W(V) = \left(\frac{2\varepsilon_s}{eN_d} (V_d - V) \right)^{1/2} \quad (2-9)$$

On a $Q_{sc} = -Q_m = eN_d W = (2\varepsilon_s e N_d (V_d - V))^{1/2}$

Et on a la capacité différentielle

$$C(V) = \left| \frac{dQ}{dV} \right| = \left(\frac{\varepsilon_s e N_d}{2} \right)^{1/2} (V_d - V)^{-1/2} = \frac{\varepsilon_s}{W} \quad (2-10)$$

Cette capacité est équivalente à celle d'un condensateur plan d'épaisseur W . On peut écrire l'expression de $C(V)$ sous la forme

$$C^{-2}(V) = \frac{2}{2\varepsilon_s e N_d} (V_d - V) \quad (2-11)$$

La courbe représentant $C^{-2}(V)$ est une droite dont la pente permet de déterminer la densité de donneurs N_d , et dont l'abscisse à l'origine permet de déterminer la hauteur de barrière V_d . Si le dopage du semiconducteur n'est pas homogène, la courbe représentant $C^{-2}(V)$ n'est plus une droite.

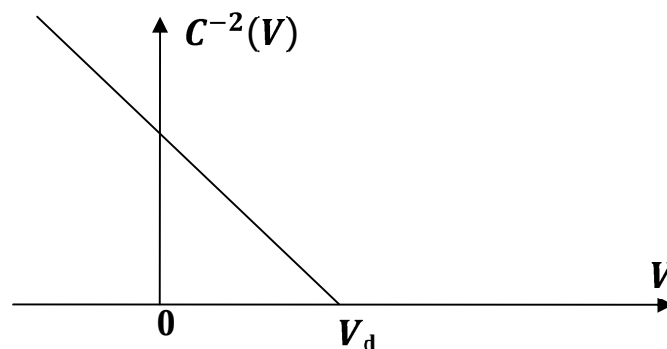


Figure II-8. Courbe $C^{-2}(V)$ [1]

➤ **Courants dans la structure M-S**

Dans la structure métal-semiconducteur se passe simultanément trois phénomènes permettant le passage des électrons du semiconducteur vers le métal ou inversement.

a/ Courant thermoélectrique

C'est un phénomène qui permet aux électrons de franchir la barrière de potentiel à la température ambiante, ce phénomène existe à l'interface ; son expression est en fonction de la barrière de potentiel

$$J_T = J_{se} \left[e^{eV/nkT} - 1 \right] \quad (2-12^*)$$

Avec $J_{se} = A^{\square} T^2 e^{-e\phi_b/kT}$ (2-13)

$A^{\square}$: Constante de Richardson.

n : Facteur d'idéalité de la diode Schottky.

J_{se} : Densité de courant de saturation ($A.cm^{-2}.K^{-2}$).

ϕ_b : Hauteur de la barrière de potentiel.

k : Constante Boltzmann (JK^{-1}).

V : Tension appliquée (V).

T : Température(K).

e : Charge de l'électron.

La caractéristique courant-tension de la structure sous polarisation ($v>0$) est donné sur la figure (II-9)

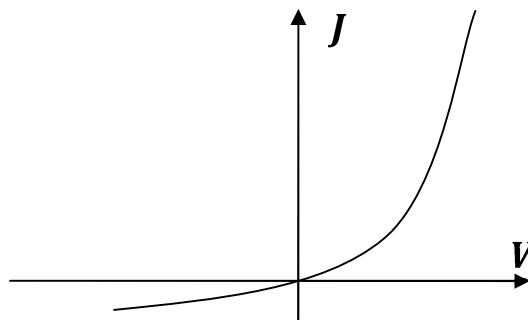


Figure II-9. Courbe $J(V)$ [1]

b/ Courant de diffusion

Le courant est donné en résolvant l'équation de diffusion des porteurs dans la ZCE, on trouvera alors

$$J_T = J' \left[e^{eV/nkT} - 1 \right] \quad (2-12^*)$$

Avec $J' = qN_c N_d e^{-e\phi_b/kT}$ (2-14)

$V_d = \mu_n E_s$: Vitesse des porteurs à l'interface.

$\mu_n = qD_n/kT$: Mobilité des porteurs.

$E_s = qN_d W / \epsilon_s$: Champ électrique à l'interface.

Ce courant est conditionné par la présence d'un gradient de concentration et d'un champ électrique.

c/ Courant tunnel

C'est un courant qui est dû à une barrière de potentiel assez étroite et ceci pour les semiconducteurs très dopés, et cette barrière est réduite par l'action d'un champ électrique interne ou externe de l'ordre de 10^7 V/cm.

II.2. Structure métal-isolant-semiconducteur**II.2.1. Diagramme de bandes d'énergie****II.2.1.1. Structure métal-vide-semiconducteur**

Considérant un métal et un semiconducteur dans le vide. Le métal est considéré par son travail de sortie $e\phi_m$. Le semiconducteur est caractérisé par son travail de sortie $e\phi_s$ et son affinité électronique $e\chi_s$. Ces deux systèmes sont indépendants, les niveaux de Fermi dans chacun d'eux sont respectivement à la distance $e\phi_m$ et $e\phi_s$ du niveau du vide NV. Le diagramme énergétique est représenté sur la figure II-10-a.

Relions ces deux systèmes par un fil conducteur, ils échangent de l'énergie et constituent un seul système thermodynamique, les niveaux de Fermi s'alignent. Il en résulte une différence de potentiel de contact, analogue à la tension de diffusion de la jonction pn ou du contact métal-semiconducteur, donnée par

$$V_d = \phi_m - \phi_s \quad (2-15)$$

A cette différence de potentiel sont associés un champ électrique et une charge d'espace par les relations

$$\mathbf{E} = - \frac{dV}{dx} \quad (2-16)$$

$$\frac{d^2 V}{dx^2} = - \frac{\rho(x)}{\varepsilon} \quad (2-17)$$

L'amplitude du champ électrique et la densité de la charge d'espace sont d'autant plus importantes que le gradient du potentiel est grand, c'est-à-dire puisque ΔV est fixé par la différence des travaux de sortie, que la distance entre le métal et le semiconducteur est faible. Tant que cette distance est importante le champ et la charge d'espace sont négligeables, le diagramme énergétique est représenté sur la figure II-10-b.

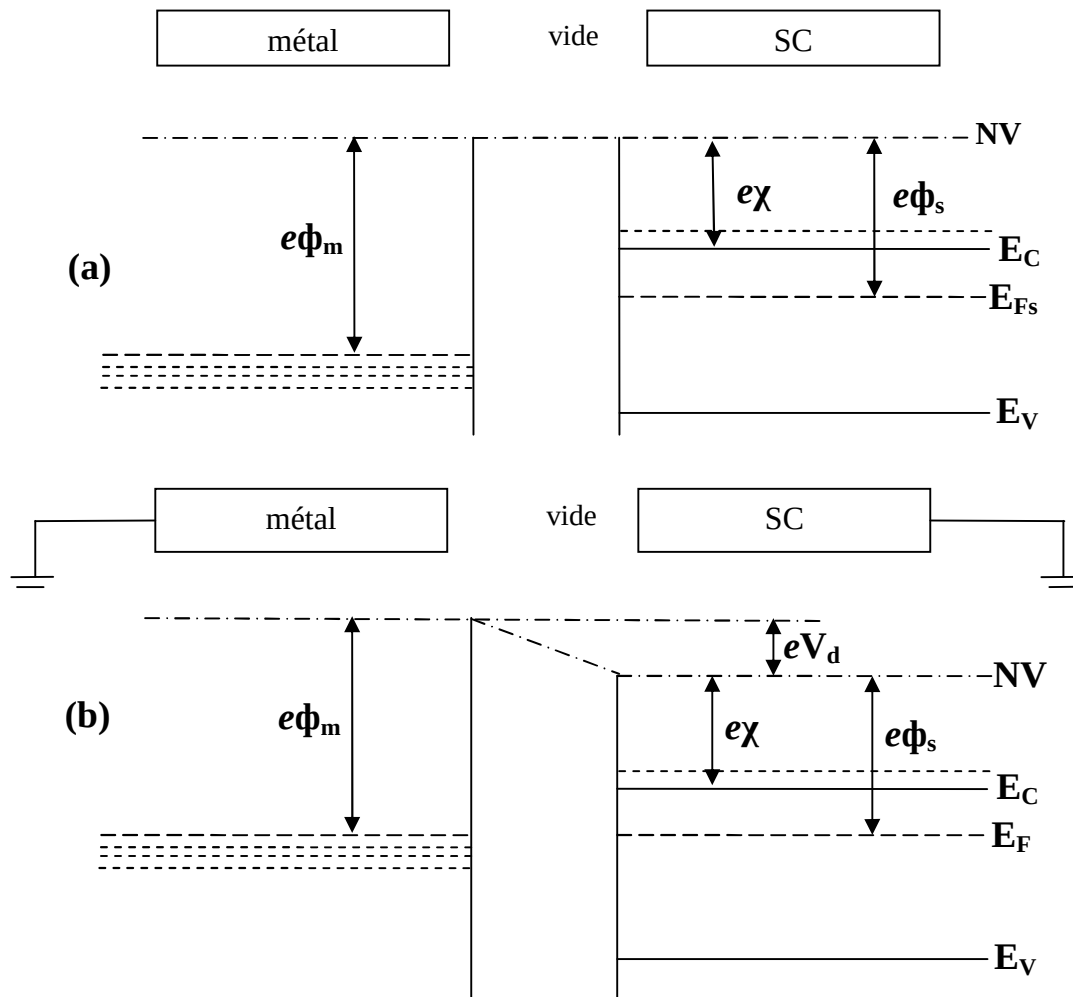


Figure II-10. Structure métal-vide-semiconducteur. **a)** Métal et semiconducteur isolés **b)** Métal et semiconducteur reliés[1]

Rapprochons le métal du semiconducteur, des charges apparaissent au voisinage de la surface du métal et au voisinage de la surface du semiconducteur. Le système est

analogue à un condensateur plan dont la tension entre les armatures est $\Delta V = V_d$, $Q = C\Delta V$. ΔV étant constant, lorsque la distance entre le métal et le semiconducteur diminue, la capacité et par suite la charge, augmentent. La charge totale développée dans le métal est égale et opposée à la charge totale développée dans le semiconducteur. La charge d'espace dans le métal résulte de la variation de la densité d'électrons au voisinage de la surface. La charge d'espace dans le semiconducteur résulte de la variation de la densité de porteurs libres, électrons et trous, au voisinage de la surface. La variation de la densité de porteurs libres est associée à la variation de la distance bande permise-niveau de Fermi. Dans la mesure où le niveau de Fermi est fixé par l'équilibre thermodynamique, il en résulte une courbure des bandes de valence et de conduction vers le bas ou le haut, suivant que la densité d'électrons augmente ou diminue. La nature de la charge d'espace et la courbure des bandes sont fonction d'une part du type du semiconducteur et d'autre part de la différence des travaux de sortie $e\phi_m - e\phi_s$.

Considérons un semiconducteur de type n et différentes valeurs relatives des travaux de sortie du métal et du semiconducteur

$$-\phi_m < \phi_s$$

$V_s - V_m$ est négatif, des charges négatives se développent dans le semiconducteur et des charges positives se développent dans le métal. Les charges positives dans le métal résultent d'un départ d'électrons de la surface. Les charges négatives dans le semiconducteur résultent d'une accumulation d'électrons vers la surface, la bande de valence et la bande de conduction se courbent vers le bas. Le semiconducteur est dit en régime d'accumulation, le diagramme énergétique est représenté sur la figure **II-11-a**.

$$-\phi_m = \phi_s$$

$V_s - V_m = 0$, la tension de diffusion est nulle, aucune charge n'apparaît, les bandes restent horizontales, le semiconducteur est dit en régime de bandes plates. Le diagramme énergétique est représenté sur la figure **II-11-b**.

$$-\phi_m > \phi_s$$

$V_s - V_m$ est positif de sorte que des charges positives se développent dans le semiconducteur et des charges négatives se développent dans le métal. Les charges négatives dans le métal résultent d'une accumulation d'électrons à la surface. Les charges positives dans le semiconducteur résultent du départ d'électrons et proviennent d'une part de la présence d'ions donneurs non compensés par la charge électronique, et d'autre part de l'augmentation correspondante du nombre de trous résultant de la condition $np = Cte$. A la diminution de la densité électronique est associée une courbure des bandes vers le haut.

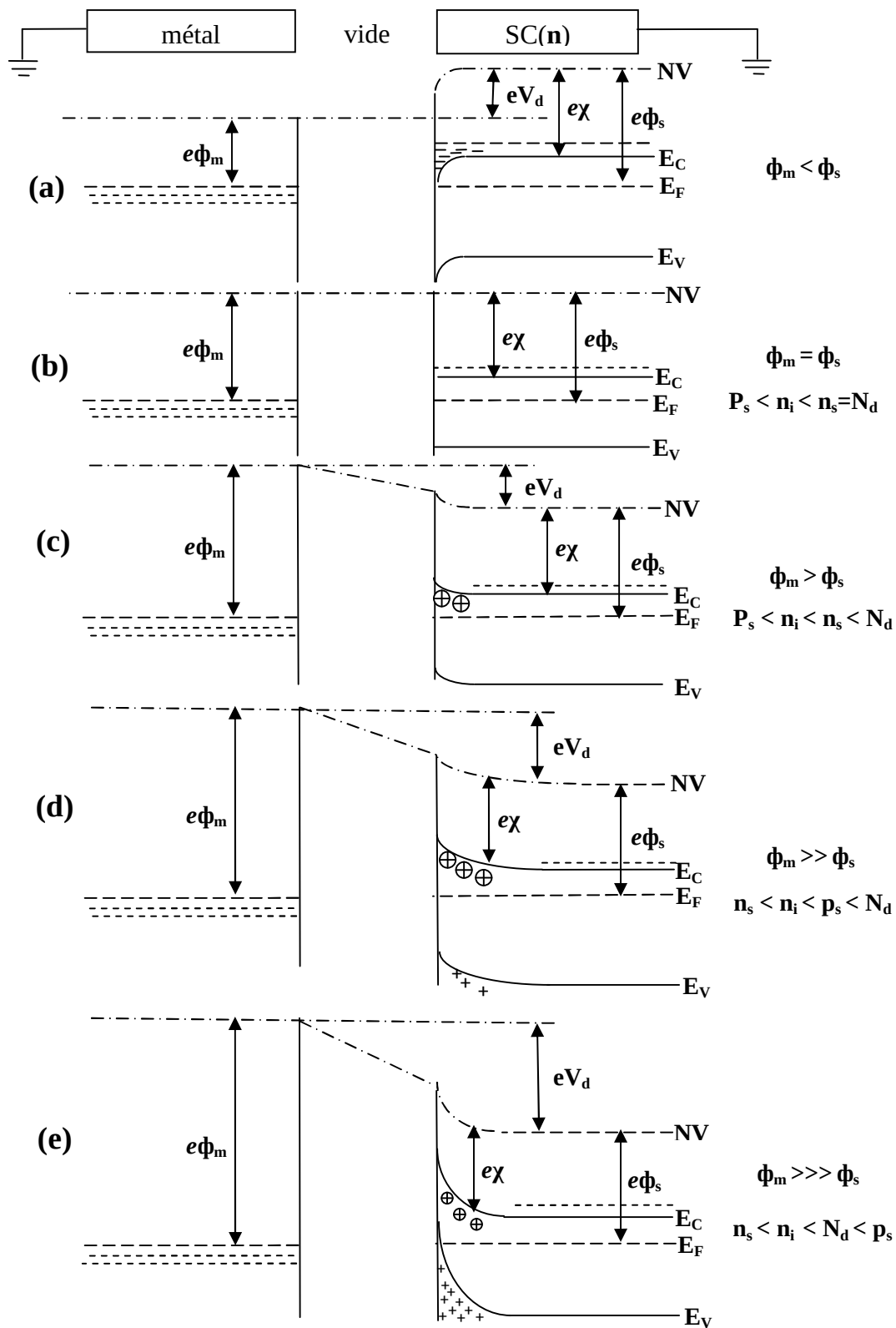


Figure II-11. Structure métal-vide-semiconducteur (n) [1]

Si le gradient de potentiel est relativement faible, la densité de trous reste inférieure à n_i ($p < n_i < n$), les ions donneurs constituent alors l'essentiel de la charge d'espace, le semiconducteur est dit en régime de déplétion. Le diagramme énergétique est représenté sur la figure **II-11-c**.

Si le gradient de potentiel est plus important, le déficit de l'électron, et par suite la densité de trous, augmentent. Lorsque la densité de trous devient supérieure à n_i ($n < n_i < p$), le semiconducteur devient de type p au voisinage de la surface, on dit que le semiconducteur est en régime d'inversion. Mais si la densité de trous reste inférieure à la densité de donneurs ($p < n_i < n < N_d$) l'essentiel de la charge d'espace reste due aux ions donneurs, le semiconducteur est dit en régime de faible inversion. Le diagramme énergétique est représenté sur la figure **II-11-d**.

En fin si le gradient de potentiel est tel que $n < n_i < N_d < p$ la charge devient conditionnée par la présence des trous libres au voisinage de la surface, le semiconducteur est dit en régime de forte inversion. Le diagramme énergétique est représenté sur la figure **II-11-e**.

Ces différents régimes existent pour un semiconducteur de type p, les diagrammes énergétiques correspondants sont représentés sur la figure **II-12**.

II.3. Conclusion

Dans ce chapitre nous avons discuté des différents cas de figures qui peuvent réunir un métal et un semiconducteur pour former des hétérostructures MS et MIS et tout les phénomènes qui régissent le transport de charges entre le métal et semiconducteur.

Le chapitre suivant est consacré à l'étude des siliciures.

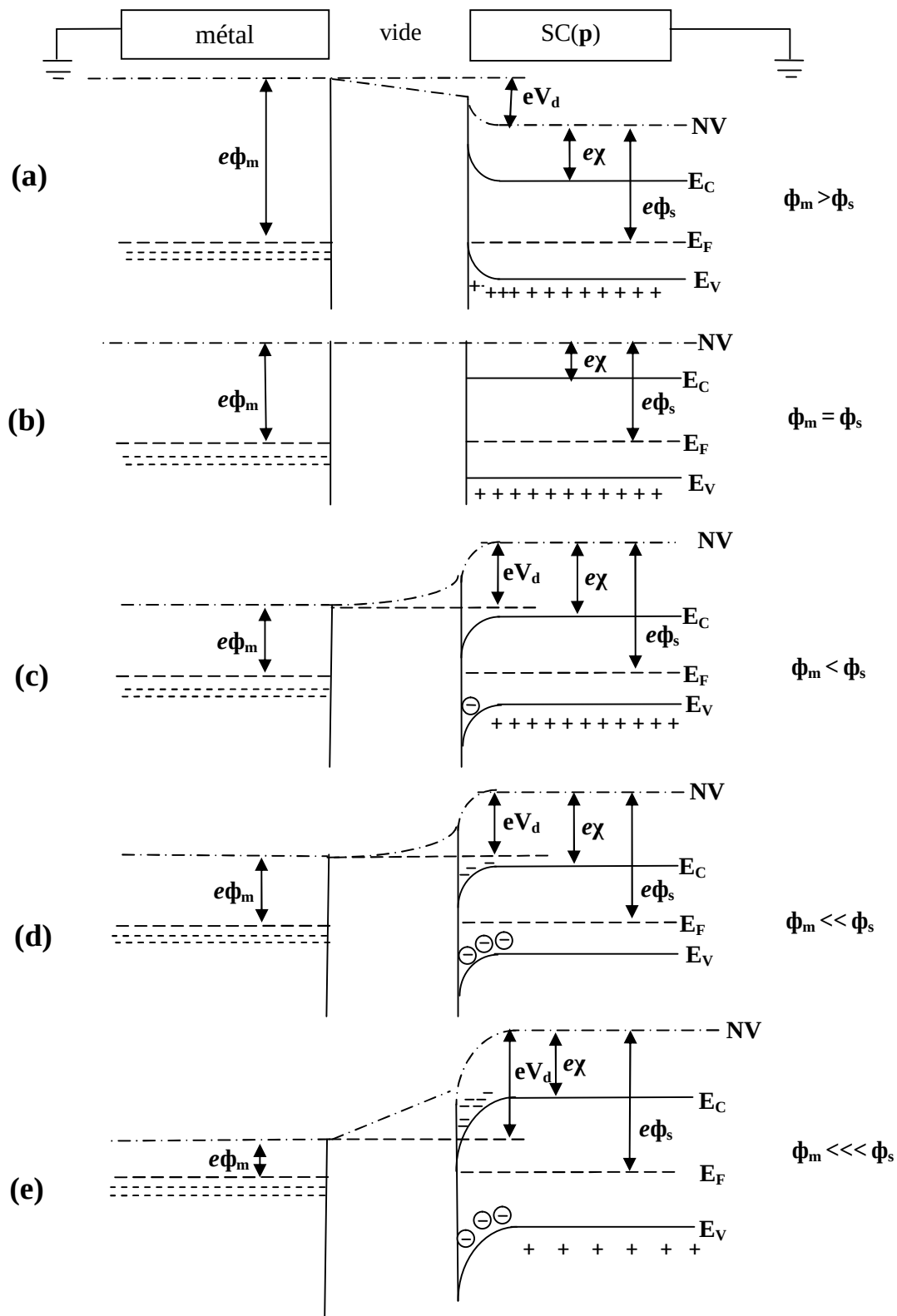


Figure II-12. Structure métal-vide-semiconducteur (p) [1]

III.1. Les siliciures

III.1.1. Introduction

L'emploi des siliciures de différents métaux est primordial pour obtenir des circuits intégrés à très haute densité de composants et à vitesse de commutation élevée. Actuellement plusieurs siliciures sont en compétition pour l'application du procédé d'auto-alignement de siliciuration pour les composants de dimensions inférieures à 0,1 μm .

Jusqu'à présent les siliciures de nickel sont fortement étudiés à cause de leurs propriétés spécifiques et leurs applications dans les dispositifs micro-électroniques.

Les couches minces métalliques jouent un rôle très important dans presque tous les domaines technologiques modernes, particulièrement la micro-électronique.

Les siliciures des métaux de transition sont souvent utilisés dans la micro-électronique pour l'interconnexion entre les composants des circuits intégrés. Généralement, les siliciures sont facilement fabriqués par la réaction à l'état solide d'un métal évaporé sur le substrat de silicium.

Contrairement à l'oxydation du silicium (pour former SiO_2) ayant lieu à 900-1000 $^{\circ}\text{C}$, la plupart des réactions métal de transition-Silicium ont lieu aux températures moyennes de 300 à 600 $^{\circ}\text{C}$ selon le type de métal.

Plusieurs études ont montrées qu'un certain nombre de siliciures présentent un comportement semiconducteur, qui leur permet de trouver des applications technologiques en micro et optoélectroniques.

Il est donc opportun de passer en revue les généralités sur les siliciures des métaux de transition, et de rappeler les différents mécanismes thermodynamiques conduisant à leur formation et croissance. [9]

III.1.2. Définition des siliciures

La croissance des siliciures est un phénomène qui a lieu à la suite de l'interaction entre deux phases solides en contact. C'est un mécanisme qui nécessite la présence d'une fine couche métallique (**M**) déposée sur un substrat de silicium généralement monocristallin qui, après traitement thermique, est consommé pour former une phase M_xSi_y . [9]

III.1.3. Cinétique ou phénomènes de formation des siliciures

La formation des siliciures apparaît au niveau de l'interface **M/Si**. Après la déposition du film métallique sur le substrat de silicium, l'échantillon obtenu **M/Si** est recuit dans le but d'amorcer la réaction interfaciale.

Lors des recuits thermiques à des températures suffisamment élevées, plus le métal réagit avec le silicium plus l'épaisseur de la phase formée croît à l'interface **M/Si** (figure III-1).

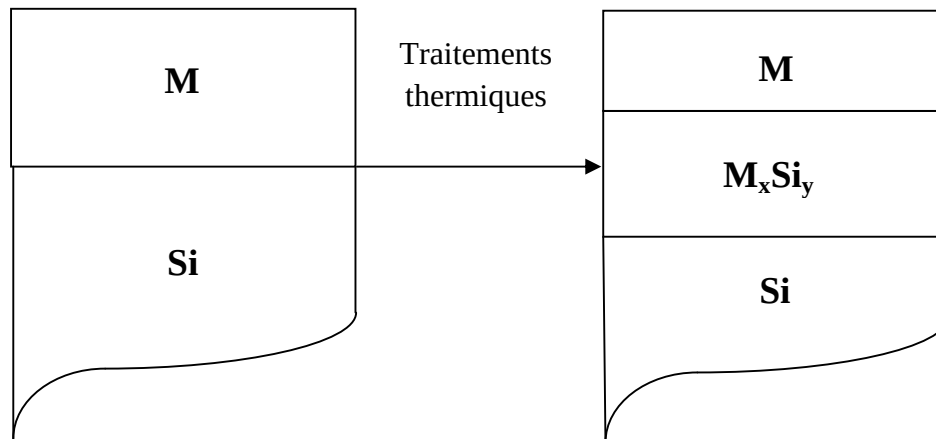


Figure III-1. Formation des siliciures [9]

Ces réactions à l'état solide ont lieu à des températures bien au dessous du point eutectique le plus bas, c'est-à-dire avant la formation de toute phase liquide.

La déposition du film métallique est effectuée soit par **CVD** « Chemical Vapor Deposition », soit par évaporation ou par pulvérisation sur un substrat de silicium ou de dioxyde de silicium. La réaction interfaciale est induite soit par un recuit thermique conventionnel, soit par un faisceau laser ou à électrons, ou par une implantation ionique. Il en résulte la formation d'un ou de plusieurs siliciures.

L'analyse de réaction interfaciale en fonction du temps et de la température du recuit indique la nature de la phase formée (Siliciures). Les cinétiques de croissance (linéaire, parabolique,...etc.) fournissent l'énergie d'activation du processus.

Les diagrammes de phase des systèmes **M/Si** montrent en général la présence de plus de trois siliciures. Cependant, ces composés intermédiaires ne peuvent pas tous croître comme des phases dominantes, il s'agit des :

- Siliciures riches en métal : **M₂Si**
- Monosiliciures : **MSi**
- Dissiliciures : **MSi₂**

L'intervalle de température de formation de siliciure est différent selon la classe à laquelle ce dernier appartient.

La formation des composés intermétalliques et les cinétiques de la réaction interfaciale **M/Si** dépendent fortement de la nature du film métallique (épaisseur, dimensions des grains, pureté et défauts), du substrat, de l'épaisseur de l'oxyde native **SiO₂** et des paramètres de la déposition du film.

La formation des siliciures riches en métal commence généralement aux alentours de 200⁰C, à l'exception du siliciure de cobalt **Co₂Si** qui se forme à partir de 350⁰C. Leur cinétique de croissance suit une loi parabolique avec une énergie d'activation de l'ordre de 1,5 eV.

Les monosiliciures se forment à partir de 350⁰C excepté **PdSi** qui n'apparaît qu'à 700⁰C. Leur cinétique de croissance suit une loi parabolique avec une énergie d'activation variant entre 1,6 et 2,5 eV.

Les dissiliciures ont une énergie d'activation comprise entre 1,7 et 3,2 eV. La température de leur formation est assez élevée, soit 600⁰C à l'exception de **CrSi₂** qui se forme à 450⁰C. Ces siliciures croissent linéairement avec le temps durant les premiers stades de la réaction. Leur cinétique de croissance est très sensible aux effets des impuretés, en particulier l'oxygène.

Pour les corps massifs, la formation des siliciures en couches minces admet les caractéristiques spécifiques suivantes :

- Les composés se forment séquentiellement l'un après l'autre.
- La séquence de formation est très spécifique puisque chaque phase admet son propre intervalle de température de croissance et l'ordre séquentiel dépend aussi de la quantité des deux éléments.
- Les phases se forment à plus basses températures. Ceci est attribué à une interface plus propre et à un cheminement cinétique plus rapide le long des joints de grains. [9]

III.1.4. Classification des siliciures

Généralement on distingue trois grandes classes de siliciures

- Les siliciures des métaux réfractaires se forment à haute température à l'exception de **CrSi₂** qui se forme à 450⁰C. Ces siliciures caractérisés par une haute stabilité thermique, sont utilisés dans la métallisation des circuits microélectroniques.
- Les siliciures des métaux presque nobles se forment aussi à basses températures. Ils ont une faible réactivité chimique, et ils sont adaptés pour les contacts Ohmiques et Schottky.
- Les siliciures des métaux des terres rares se forment aussi à basses températures, et ont de très faibles barrières de potentiel avec le silicium de type **n** (~ 0.38 eV).

III.1.5. Cinétique de croissance des siliciures

Pour prédire les phénomènes expérimentaux, plusieurs modèles cinétiques ont été proposés par plusieurs groupes de recherche. Un nouveau modèle, relativement récent, a été proposé par Lin Zhang et Douglas G. Ivey pour décrire ces réactions à l'état solide. Dans ce modèle sont considérées uniquement les réactions dans lesquelles un des deux réactifs diffuse plus rapidement que l'autre dans les siliciures croissants. Deux types de processus de réaction sont observés :

Type 1 : il est caractérisé par la diffusivité des deux matériaux du couple de diffusion.

Type 2 : dans ce cas, la diffusion d'un réactif dans le siliciure croissant est plus rapide que celle de l'autre.

Ce dernier type est observé dans presque toutes les réactions de siliciuration dans les couches minces, sauf des réactions dans les systèmes (**Si-Pd**) et (**Si-Pt**) où le type 1 est prédominant. Les réactions **Si-Pd** et **Si-Pt** se produisent habituellement à des températures inférieures à la moitié de la température du plus bas eutectique du diagramme d'équilibre pour un couple de diffusion donné.

Dans une réaction de type 2, le diffusant prédominant est considéré être le réactif ou l'espèce diffusante « M », tandis que l'autre réactif est considéré comme espèce non diffusante « S ».

En pratique, « M » peut être des atomes de métal (cas de couple de diffusion métal presque noble – Si) ou des atomes de silicium (cas de la réaction métal réfractaire – Si).

Cependant, « S » peut être des atomes Si (métal presque noble – Si) ou des atomes de métal (métal réfractaire – Si) ou des molécules de siliciures.

III.1.6. Cinétique de formation

Différents processus affectent la formation des phases durant la réaction à l'état solide ; un traitement général inclurait la nucléation, les réactions interfaciales et la diffusion.

D'Heurle et Gas attribuent la formation des siliciures à trois mécanismes physiques différents. Ils suggèrent que la cinétique de croissance est contrôlée par soit la diffusion, la réaction ou alors la nucléation.

a/ Cinétique gouvernée par la réaction

Cette cinétique a lieu dans le cas des siliciures des métaux réfractaires tels que TiSi_2 , VSi_2 , CrSi_2 , NbSi_2 , MoSi_2 , TaSi_2 , WSi_2 . Une croissance latérale uniforme est observée et où l'épaisseur du siliciure est une fonction linéaire du temps. Ceci a lieu quand la diffusion de l'espèce mobile (Si) lors de la formation de ces siliciures est plus rapide que la réaction qui se produit à l'interface **M/Si**. Ainsi, la réaction contrôle la cinétique de croissance et on dit alors que le processus de formation est limité par la réaction interfaciale.

Les variations de l'épaisseur de la couche formée sont données par :

$$x = D \cdot t \quad D(T) = D_0 e^{(-E_a/KT)}$$

Où :

- D (cm^2/s) est le coefficient de diffusion à la température T ;
- E_a (eV) représente l'énergie d'activation ;
- t (s) et X (Å) sont respectivement le temps de recuit et l'épaisseur de la couche interfaciale formée.

b/ Cinétique gouvernée par la diffusion

Si le processus de diffusion est à taux limité et contrôle la réaction, alors la cinétique correspondante sera contrôlée par la diffusion. L'épaisseur de la couche croissante varie paraboliquement avec le temps de recuit :

$$X = Dt^2 \quad \text{et} \quad D(T) = D_0 e^{(-E_a/KT)}$$

La cinétique de croissance d'un grand nombre de siliciures des métaux de transition est contrôlée par la diffusion. Les énergies d'activation requises pour que ce phénomène ait lieu varient de 1.3 eV pour **Pd₂Si** à 1.8 eV pour **Ru₂Si₃**.

Les systèmes appartenant à cette catégorie s'étalent sur une large gamme de températures inférieures aux températures eutectiques.

c/ Cinétique gouvernée par la nucléation

La formation des siliciures par nucléation correspond à une croissance latérale non uniforme. Elle se produit rapidement dans un intervalle de température très réduit, généralement de 10 à 30⁰C. Ce type de réaction montre plutôt une indépendance d'une certaine valeur critique de température, au dessus de laquelle la séquence de formation du siliciure est très rapide.

On conclut que le mécanisme de nucléation se produit à température critique. De plus, il n'y a pas de règles qui relient la température de formation du siliciure à son énergie d'activation. La nucléation est également un processus qui se produit au détriment de la phase présente au préalable. [9]

III.1.7. Espèces diffusantes

La formation des phases à l'interface **M/Si** est un mécanisme qui se base essentiellement sur la diffusion d'atomes du métal vers le silicium ou réciproquement. C'est pour quoi il est très important de déterminer l'espèce diffusante durant le processus de formation du siliciure. Ainsi, plusieurs types de marqueurs ont été appliqués :

- Dépôt de couches telles que Mo, W, et Ag.
- Implantation d'atomes de gaz inertes tels que Xe et Ar.
- Implantation d'atomes de silicium radioactif.

Cependant, il est déconseillé d'utiliser des marqueurs de masse proche de celle du métal afin d'éviter un chevauchement de signaux sur le spectre RBS. Ce choix se fait de telle manière que le marqueur ne réagisse pas avec le silicium et qu'il n'ait aucun composé à l'équilibre avec le métal.

L'utilisation des gaz inertes ne donne aucune information sur le mécanisme de diffusion. Cet inconvénient est comblé par le dernier type de marqueurs où quelques centaines d'atomes de ³¹Si sont déposés sur une partie du substrat de silicium et par une autre déposition de métal. Après recuit à la température de formation des siliciures, une couche initiale de siliciure radioactif est formée avec ³¹Si.

La détermination du profil de concentration permet d'obtenir des informations sur l'espèce et le mécanisme de diffusion. Selon ces trois techniques expérimentales, les atomes du métal diffusent dans le cas où la phase formée serait riche en métal. Par contre, à la température de formation du dissiliciure MSi_2 et du monosiliciure MSi , l'espèce de diffusion dominante est le silicium. [9]

III.1.8. Prédiction de formation des phases

L'interdiffusion dans le cas des couches minces est plus rapide que dans l'état massif et peut être observée pour des températures plus basses. Ceci est dû surtout au fait que les interfaces sont plus propres en plus d'une structure finement granulée, d'où la possibilité aux atomes de se mouvoir facilement à travers les joints de grains et les interfaces. D'autre part, le fait que la croissance des siliciures s'effectue de façon séquentielle, il est possible de prédire les phases susceptibles de se former à l'interface Métal / Silicium.

La question concernant la formation de la première phase durant l'interaction entre une couche mince métallique et le silicium est toujours posée.

Dans la plupart des cas, les phases riches en métal se forment en premier lieu. Cependant, dans certains cas comme V-Si, Cr-Si, Nb-Si et Zr-Si, les dissiliciures représentent la phase qui se forme à l'interface. D'une manière générale, les facteurs pouvant contrôler la germination du premier siliciure sont

- le degré de propreté de l'interface Métal / Silicium,
- la pureté du film et du substrat,
- la diffusivité du métal dans le silicium et vice versa,
- l'énergie libre de formation des diverses phases,
- la température de réaction.

Plusieurs chercheurs ont établi quelques modèles relatifs à la prédiction de la formation des phases.

Walser et Bene ont proposés une règle de prédire la première phase formée à l'interface métal / Silicium. Selon cette règle, la phase cristalline ayant le plus haut point de fusion, voisin du point eutectique le plus bas dans le diagramme des phases binaire, est la première phase qui se forme. Cependant, ce modèle a échoué dans certains systèmes tels que Pd-Si.

Pour l'apparition de la deuxième phase, K. N. Tu et Al ont montré que lorsque l'épaisseur de la première phase atteint une valeur critique, la deuxième phase peut se former et croître simultanément avec la première phase.

Tsaur et Al ont étudié la séquence de formation des phases dans quelques systèmes. Ils ont formulé la règle suivante : « **la seconde phase formée est celle dont le point de fusion est proche de celui de la première phase qui apparaît et est riche en élément qui n'a pas réagi** ».

Il est constaté que toutes les phases prédites par le diagramme de phase croissent d'une façon séquentielle uniquement dans le cas où l'épaisseur du métal est supérieure à celle du silicium. Un modèle simple pour la séquence des phases a été formulé comme suit: « **Après la consommation de l'un des deux éléments du système, l'augmentation de la température conduit à l'émergence d'autres phases riches en élément restant** ».

III.1.9. Influence des impuretés et des dopants sur la siliciuration

Il y a trois sources d'impuretés :

- Impuretés incorporées dans le film métallique durant la déposition, c'est le cas par exemple de C, O, N.....etc.

Ces impuretés influent sur le processus de formation et de croissance, sur les propriétés électriques et même sur la stabilité chimique des phases. Parmi toutes les impuretés, l'oxygène est considéré comme l'impureté la plus influente. En contaminant la couche métallique déposée, il diffuse et s'accumule surtout à l'interface et aux joints de grains sous forme d'oxyde du fait que sa solubilité dans plusieurs métaux (Cr, Mo, W, ...) est très faible.

P. G. Granther et al ont étudié l'évolution de l'interface **Ni/Ni₂Si** dans le cas où l'oxygène est implanté dans la couche de Ni déposée par évaporation sur un substrat de Si. Ils ont mis en évidence la formation d'une couche de **SiO₂** qui empêche la diffusion des atomes Ni et, par conséquent, son influence sur la cinétique de croissance du siliciure Ni₂Si riche en métal.

L'oxygène présent dans les couches métalliques influe, dans d'autres cas, sur la séquence de formation des siliciures et leur résistivité électrique.

La couche d'oxyde **SiO₂** qui se dépose sur la surface du substrat avant la métallisation, joue le rôle de barrière de diffusion. Elle conduit à la diminution de la vitesse de la réaction, augmente aussi la température de formation.

- Les dopants peuvent affecter la cinétique de croissance et les propriétés électriques. Ceci a pour conséquence:
 - Le rejet du dopant par la phase interrassiale, puis l'effet d'accumulation du dopant à l'une des deux interfaces métal / Siliciure ou Siliciure / Silicium (effet appelé Snowplow),
 - la ségrégation du dopant dans le silicium dans le métal à la surface, où son rejet à la surface de l'échantillon.

Ces effets sont associés aux facteurs suivants :

1- l'augmentation de la diffusion dans le silicium suite à un excès d'interstitiels et de lacunes,

2- la tendance d'une croissance épitaxiale de siliciures ayant une solubilité plus basse que celle des films,

3- la nature de stabilité chimique des liaisons Métal –Si par rapport aux liaisons Métal - Siliciures et Siliciures – Silicium,

4- la tendance du dopant à s'évaporer à la surface.

- Nature de la redistribution de l'impureté (ou dopant) dépend non seulement du siliciure mais aussi du choix du dopant. Par contre, il a été établi que lors de la formation des siliciures des métaux nobles, la redistribution est indépendante de la nature du dopant. Ces résultats justifient clairement le rôle de l'affinité chimique du dopant par rapport aux deux espèces du système **M/Si**.

III.2. Le siliciure de Nickel

Le Nickel est un métal blanc argenté et malléable, bien qu'il soit l'un des éléments les plus abondants dans l'univers, il n'est que peu présent sur terre. Il figure en 28^{ème} position des éléments les plus répandus, et sa teneur ne présente que **0.008%** en poids de la croûte terrestre (le noyau est la partie de la planète où l'on rencontre les fortes concentrations en Nickel), il n'existe pas à l'état naturel mis à part celui des météorites.

III.2.1. Propriétés du Nickel

L'inoxidabilité du Nickel, sa grande résistance à un vaste régime de température, ses qualités comme élément d'alliage sont des caractéristiques qui le rendent utile dans une grande diversité d'application. Il est aujourd'hui le 5^{ème} élément sur terre en termes d'utilisation.

La structure cristallographique du Nickel est cubique à faces centrées de paramètre de maille $a=3,523\text{\AA}$.

Les caractéristiques physico-chimique du Nickel	
Symbole	Ni
Numéro atomique	28
Masse atomique (g.mol^{-1})	58.71
Rayon atomique (nm)	0.124
Masse volumique (g.cm^{-3}) à 20°C	8.9
Aspect	Argenté
Point de fusion ($^{\circ}\text{C}$)	1453
Point d'ébullition ($^{\circ}\text{C}$)	2732
Electronégativité de Pauling	1.8
Conductivité électrique (Siemens/m)	$14.3 \cdot 10^6$
Conductivité thermique (W/m.K)	90.7

III.2.2. Formation de siliciure de Nickel

Une nouvelle génération de siliciure, le **NiSi**, qui possède les mêmes caractéristiques de résistivité que le siliciure de cobalt mais avec de nombreux avantages :

Faible budget thermique qui est expliqué par la très grande diffusivité du nickel dans le silicium.

La formation de Ni_2Si et surtout **NiSi** est contrôlée par la diffusion de Ni qui est la seule espèce diffusante. Ce qui concerne le CoSi_2 c'est le Si qui diffuse pour réagir avec le Co.

Alors que le germanium retarde la formation CoSi_2 il est possible de former la phase **NiSi** sur substrat SiGe.

L'obtention de siliciure de Nickel se fait par la déposition des couches métallique de Nickel sur un substrat de silicium soit par pulvérisation ionique, soit par vaporisation thermique qui sont toutes suivies de recuit thermique, celui-ci permet la diffusion des espèces de Nickel afin de former une première phase Ni_2Si , puis cette dernière est consommée lors de la croissance de la deuxième phase.

III.2.3. Etapes de formation du siliciure de nickel

La formation du siliciure de nickel se fait en trois étapes :

–Diffusion de l'espèce la plus mobile ou réactifs mobiles vers les interfaces réactives.

–Libération des espèces moins mobiles ou réactives immobiles dans le réseau qui se mélangent aux réactifs mobiles.

–Formation et croissance de phase.

Il existe une zone de réaction entre la phase en croissance et la phase consommée, l'espèce la plus mobile (supposée être le Nickel) diffuse à travers la phase en croissance et arrive dans la zone de réaction, l'espèce immobile de la phase consommée est libérée de son propre réseau et se réarrange sur le réseau de la phase en croissance.

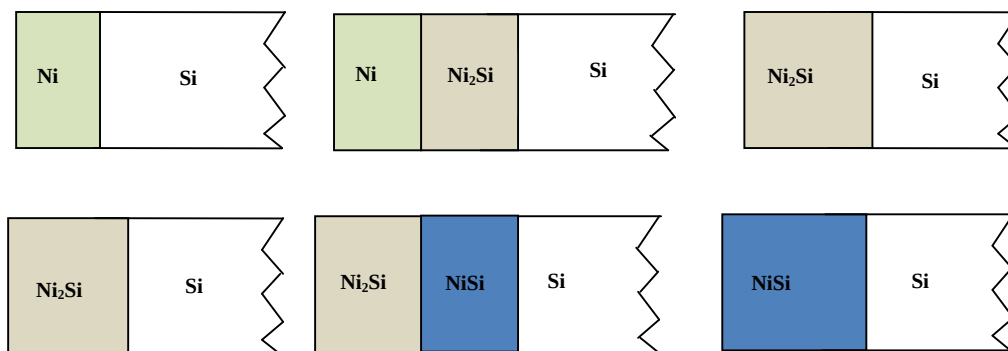


Figure III-2 : représentation schématisée de la formation séquentielle impliquant Ni_2Si et NiSi . [26]

La première réaction : $2\text{Ni} + \text{Si} \longrightarrow \text{Ni}_2\text{Si}$ met en jeu deux types de flux, à savoir les flux de diffusion du nickel rentrant et sortant de la zone de réaction.

Cette réaction s'arrête lorsque la source de nickel n'existe plus

Lorsque cette première réaction est terminée, à l'interface $\text{Ni}_2\text{Si}/\text{NiSi}$, il y a décomposition de Ni_2Si selon la réaction : $\text{Ni}_2\text{Si} \longrightarrow \text{NiSi} + \text{Ni}$

Et Ni diffuse à travers la phase en croissance NiSi pour réagir avec le silicium à l'interface NiSi/Si selon la réaction : $\text{Ni} + \text{Si} \longrightarrow \text{NiSi}$

Cette transformation se termine lorsque Ni_2Si n'existe plus.

III.2.4. Réponse électrique des bicristaux de silicium contaminé au nickel

L'activité des métaux de transition dans le silicium a suscité l'intérêt des scientifiques depuis l'élaboration des premiers composants électroniques à base de silicium. Le comportement de ces impuretés est déterminé par leur diffusivité, et leur solubilité.

La réponse électrique des bicristaux de silicium contaminés au nickel a été examinée. Les particules NiSi_2 qui se forment après trempe des échantillons, donnent naissance à deux types de contraste (brillant et sombre). Le contraste sombre est de Si. Le contraste brillant est associé à la capacité de collecte des porteurs minoritaires et leur acheminement vers la diode.

Système Ni/Si

Il existe des spécificités qui sont propres aux films minces lorsque l'un des deux réactifs est présent en faible quantité. Dans le cas précis du couple **Ni/Si** avec un film de nickel déposé en couche mince, la première phase qui apparaît à l'interface est **Ni₂Si** au dessus de 200°C tant que du silicium ou du nickel sont disponibles. Pourtant les composés **Ni₃Si**, **Ni₃Si₂**, **Ni₅Si₂**, **NiSi**, et **NiSi₂** qui sont prévus par le diagramme d'équilibre des phases ne sont pas présents. Ce phénomène, relatif au cas de films minces, concerne des épaisseurs de couche de l'ordre de quelques centaines de nanomètres contrairement au cas de film massif pour lequel un apport infini de matière (quelques micromètres) est suffisant pour voir coexister plusieurs phases en présence.

Le processus de formation est séquentiel : lorsque le nickel n'est plus disponible, une nouvelle phase apparaît à l'interface **Ni₂Si/Si**, c'est **NiSi**.

Chaque molécule de **Ni₂Si** donne deux molécules de **NiSi**, mais c'est le nickel qui donne la diffusivité la plus grande, le silicium ne diffusant quasiment pas.

La représentation de la figure (III-3) résume la formation séquentielle du **NiSi**.

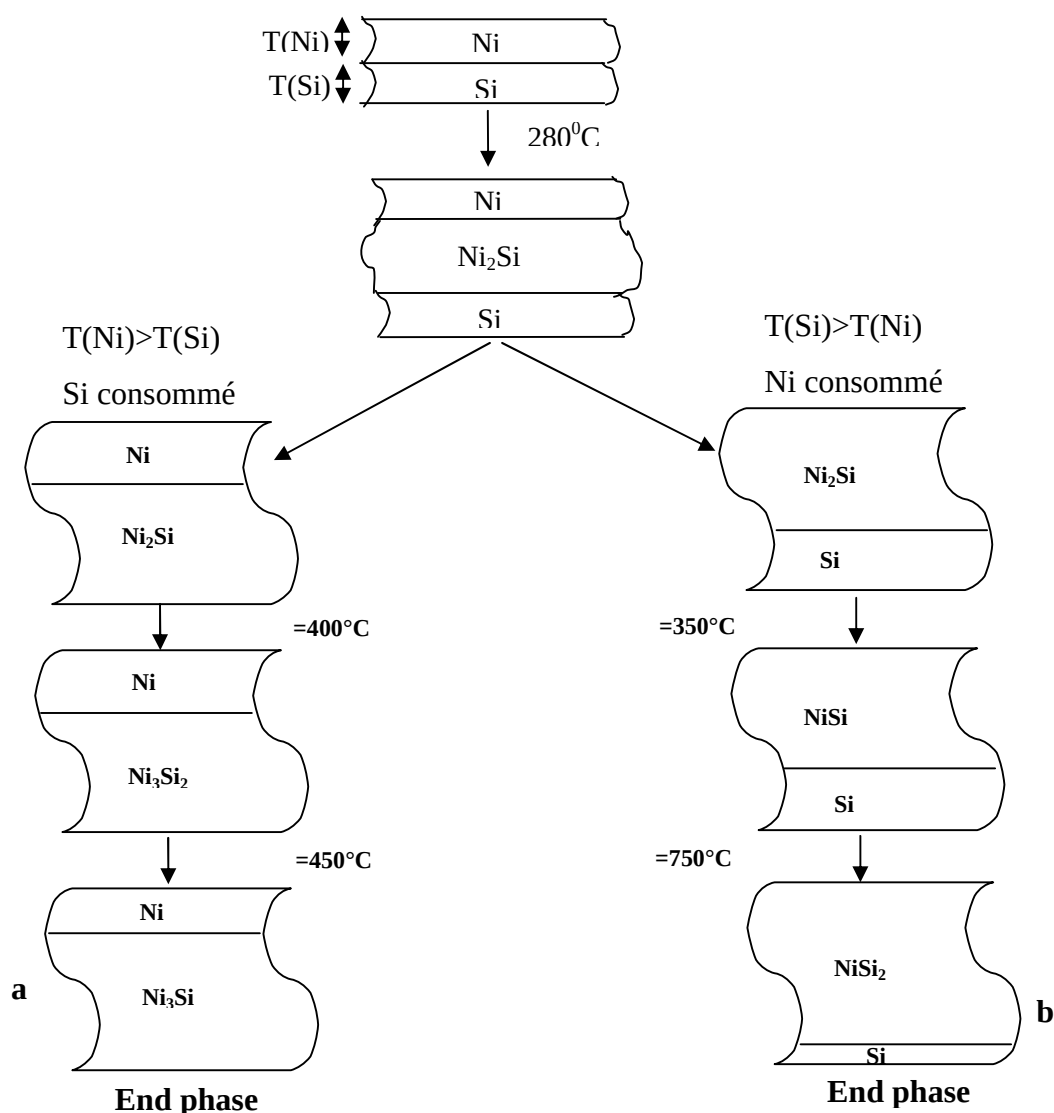


Figure III-3 : Représentation schématique de la séquence de la formation des phases

(a) : dans le cas où le Silicium est en défaut
(b) : dans le cas où le Silicium est en excès

III.2.5. Chaleur de formation

La chaleur de formation de siliciure de nickel est normalisée par le nombre d'atomes métallique pour permettre de comparer l'enthalpie libre de réaction avec la quantité de siliciure par nombre d'atomes métallique. Ceci revient à comparer l'enthalpie libre de réaction en fonction du nombre d'atomes de siliciures nécessaire pour réaliser la réaction. Il apparaît clairement que pour le système **Ni/Si**, l'enthalpie de formation par atome de **Ni** augmente avec la proportion de silicium (voir figure III-4).

Ce comportement s'observe pour beaucoup d'autres siliciures, **Fe, Pb, Ca, Ti** et **Zr** et explique la meilleure stabilité thermique attribuée aux siliciures **MSi₂** par rapport à **M₂Si** et **MSi**.

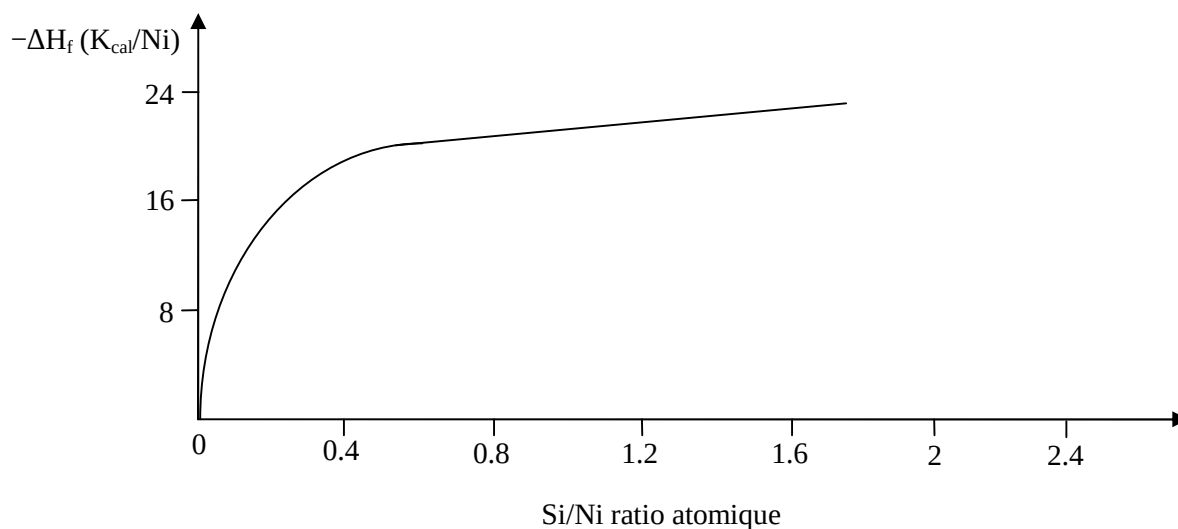


Figure III-4 : Chaleur de formation par atomes de nickel en fonction du ratio Si/Ni[5]

III.2.6. Dispersion des mesures de la couche du nickel en fonction de la température

A basse température, la formation du **Ni₂Si** et son épaissement conduit à une diminution de la dispersion de la couche, c'est le passage de (a) vers (b) de la figure (III-5). Ensuite, les premiers germes de **NiSi** apparaissent à l'interface **Ni₂Si/Si** (point c), ce qui entraîne une augmentation de la dispersion des mesures car les résistivités de **Ni₂Si** et **NiSi** sont très différentes. Lorsque deux phases sont fortement mélangées, alors la dispersion est au maximum (point d). Ensuite, la croissance de **NiSi** et la consommation de **Ni₂Si** contribuent à la constitution d'une couche homogène et continue, la dispersion diminue alors vers un plateau (point e).

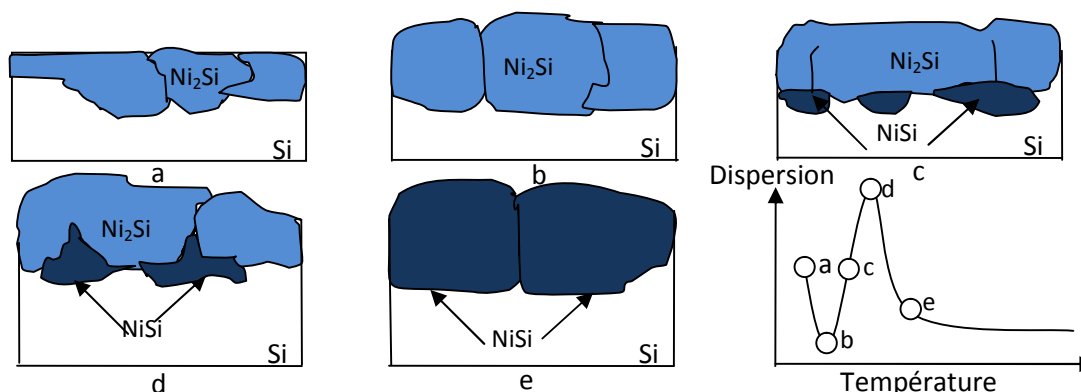


Figure III-5 : Représentation schématique de l'évolution de la dispersion de la couche mince en fonction de la température de recuit[5]

III.2.7. Résistivité du siliciure de nickel

La résistivité d'un matériau est en fonction de nombreux paramètres. En effet, si au premier ordre, la structure cristallographique de la première phase impose la résistivité, il y a d'autres facteurs qui entrent en jeu tels que la texture, les qualités d'interfaces et l'épaisseur des couches. Pour observer ces évolutions, trois épaisseurs de Ni sont déposées sur le mono Si, ensuite deux types de recuits sont réalisés pour les trois épaisseurs : un recuit **RTA1**, gravure sélective et **TRA2** et un recuit **SPIKE**. Pour déduire la résistivité, des mesures de résistance carrée et des mesures **XRR** permettant de déterminer l'épaisseur sont réalisées sur 49 points. Les épaisseurs de nickel déposées sont estimées à partir du temps de dépôt de la recette **PVD**.

Sur la figure (III-6), il apparaît que la résistivité du **Ni/Si** est d'autant plus élevée que les couches sont minces. Dans le matériau massif, la résistivité est de l'ordre de 14 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$. Cette tendance est vérifiée quelque soit le type de recuit. De plus, le rapport entre l'épaisseur de **NiSi** formé et le **Ni** déposé dépend de l'épaisseur du **Ni** déposé. Ces propriétés sont spécifiques aux cas des couches très minces et connues sous le nom d'effet de taille.

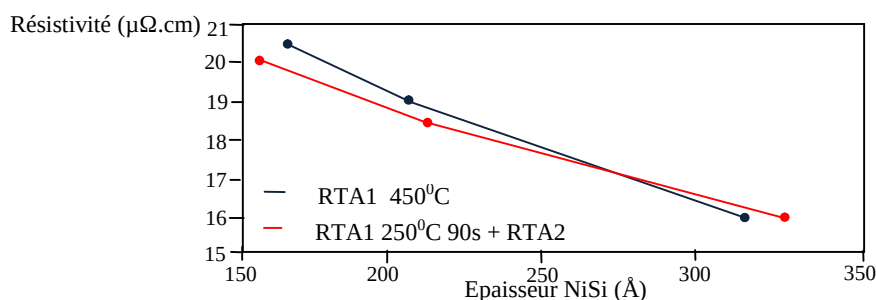


Figure III-6 : Evolution de la résistivité du **NiSi** en fonction de son épaisseur[5]

Pour estimer l'aspect de distribution radiale de la transformation, des analyses **XRR** en 49 points permettent de mesurer localement une épaisseur totale de la couche. En les reliant à des mesures de résistance carrée, on peut alors observer l'évolution de la distribution de la résistivité. A basse température (**RTA 290°C**), la phase majoritaire est **Ni₂Si**. Après un recuit **SPIKE** à 350°C, **NiSi** se développe sur le bord de la plaque alors que le centre est encore occupé par **Ni₂Si**. Après un recuit **SPIKE** à 450°C, la résistivité de **NiSi** est très homogène.

III.2.8. Mécanisme de diffusion

III.2.8.1. Cristallographie des phases

Phase Ni₂Si : Le composé **Ni₂Si** a une structure orthorhombique. Les paramètres cristallins sont : $a=5\text{\AA}$, $b=3.73\text{\AA}$ et $c=7.04\text{\AA}$. Dans la maille élémentaire, il y a quatre motifs qui sont constitués d'un atome de Si et de deux atomes de **Ni**. La structure

cristallographique de Ni_2Si est plus favorable à la diffusion du nickel que du silicium. En effet, les plus proches voisins pour un atome de Ni sont soit Ni , soit Si , alors qu'un atome de Si n'a que des atomes de Ni comme proches voisins.

Phase NiSi : La phase NiSi possède une structure orthorhombique. Les paramètres de maille sont $a=5.23\text{\AA}$, $b=3.25\text{\AA}$ et $c=5.65\text{\AA}$. Ici encore, la structure cristalline privilégie la mobilité du nickel par rapport à celle du silicium.

Phase NiSi_2 : Le paramètre de maille de NiSi_2 à température ambiante est de 0.54nm , d'où une possible accommodation du réseau du Silicium (0.543nm) grâce à la dilatation thermique. Habituellement, l'apparition de cette phase limitée par la nucléation, mais à basse température (200°C) elle est facilitée par la présence d'oxyde à l'interface Ni/Si . En effet, dans ces zones, le désaccord de maille par rapport au silicium est très faible (0.4%), ce qui autorise une accommodation des contraintes plus facile que dans le cas de la phase NiSi .

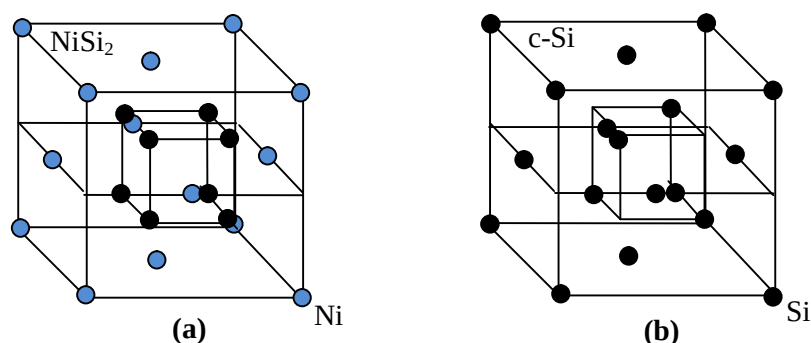


Figure III-7 : Faible désaccord de maille entre c-Silicium et NiSi_2 (0.4%)[5]

III.2.8.2. Formation de NiSi_2 selon le type de Silicium

Le schéma ci-dessous représente les étapes de formation NiSi_2 si le Silicium est cristallin ou amorphe.

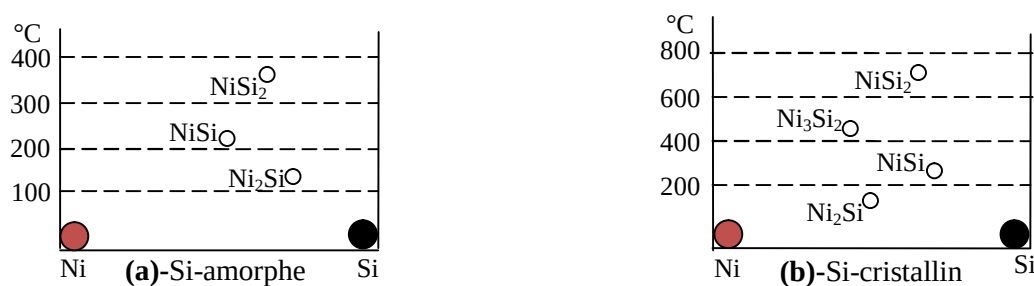


Figure III-8 : Température de formation de NiSi_2

a-Si amorphe

b-Si cristallin[5]

a/ Silicium amorphe

Le siliciure NiSi_2 se forme à des températures faibles à $T < 200^\circ\text{C}$, il y a formation de Ni_2Si , à 200°C , formation de NiSi , en fin à $T < 400^\circ\text{C}$ le NiSi_2 se forme.

b/ Silicium cristallin

Le siliciure NiSi_2 se forme à des températures plus élevées. Dans ce cas, la première phase qui apparaît à l'interface est Ni_2Si au dessous de 200°C tant que du nickel ou du silicium sont disponibles, ensuite il y a apparition d'autres phases intermédiaires (NiSi , Ni_5Si_2 , Ni_3Si , Ni_3Si_2). En fin le NiSi_2 se forme aux environs de 750°C .

III.2.8.3. Processus de diffusion

Le système NiSi avec un dépôt de nickel en couche mince est étudié depuis longtemps pour différents traitements isothermes et temps de recuits. Toutes les études s'accordent (au premier ordre) sur la formation séquentielle Ni_2Si , NiSi , NiSi_2 . Il a été montré que le nickel est l'espèce majoritaire qui diffuse dans le site interstitiel du réseau siliciure lors de la formation des siliciures Ni_2Si , NiSi et NiSi_2 . L'écart entre la vitesse de diffusion du nickel et celle du silicium peut être de plusieurs ordres de grandeurs. Des mesures expérimentales ont montrées que le nickel participe à plus de 95% du flux de diffusion de la masse totale (cette affirmation n'est valable que si Ni et Si sont monocristallins).

III.2.9. Effet d'éléments d'alliages

Il a été montré que l'ajout du cobalt et d'or diminue la température de nucléation du NiSi_2 alors que l'addition du platine l'augmentait. Pour une application industrielle, il était alors primordial de vérifier que l'effet bénéfique du platine subsistait dans le cas du silicium (100) et surtout dans les composants de haute densité d'intégration, il permet de réduire l'apparition des pyramides de NiSi_2 (voir figure).

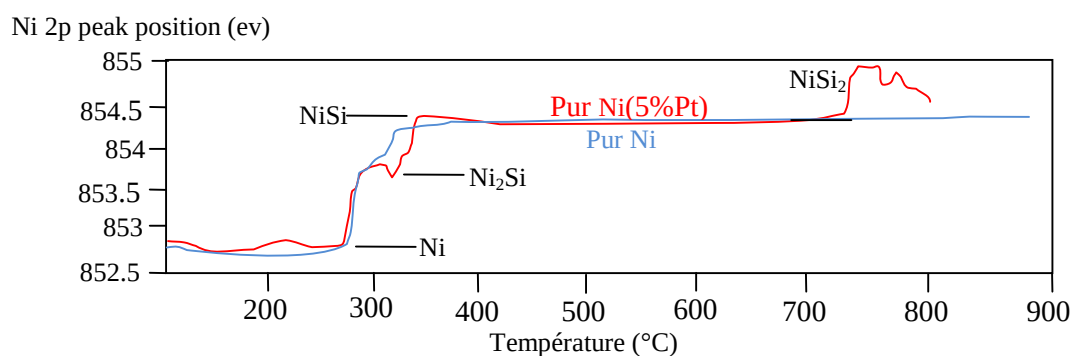


Figure III-9: Stabilisation de NiSi par ajout de Pt : mesure pas XPS sur Ni/Si et $\text{Ni(5\% Pt)/Si}$ lors du recuit[26]

III.3. Le siliciure de titane

III.3.1. Les caractéristiques du titane

Bien que le titane soit un élément abondant dans l'écorce terrestre, ce n'est que vers 1950 qu'on a commencé à l'utiliser sous forme métallique. Ceci découle des difficultés liées à sa métallurgie extractive et des problèmes posés par la mise en œuvre.

Les caractéristiques tout à fait particulières du titane en font un métal de choix pour de nombreuses utilisations, notamment dans les domaines aéronautiques et aérospatial et dans l'industrie chimique. La masse volumique du Titane est de 4540 Kg.m^{-3} . La résistance à la corrosion du Titane est excellente (le Titane est passivable grâce à la formation d'un film protecteur de TiO_2) ; elle est supérieure à celle des aciers inoxydables.

Les alliages de Titane peuvent manifester une bonne tenue mécanique à chaud (jusqu'à 700°C) et une bonne résistance à l'oxydation ; cependant, à des températures plus élevées, ils risquent de se charger en impuretés (Oxygène, Hydrogène), ce qui altère leurs propriétés mécaniques. Température de fusion : 1670°C .

III.3.2. Le siliciure de titane TiSi_2

L'utilisation d'un siliciure de titane pour réduire les résistances de drain, de source et de grille d'un transistor MOSFET à des valeurs de l'ordre de $1\text{--}4\Omega$ implique une augmentation de la complexité du procédé de fabrication due à l'accroissement du nombre d'étapes. L'un des avantages du siliciure de titane réside dans sa compatibilité avec les procédés de fabrication à auto-alignement standard.

III.3.3. Déroulement de la réaction

L'objectif de l'étude est de comprendre les réactions qui se passent quand on chauffe un échantillon composé d'une couche de **Ti** déposée sur un substrat de **Si**, le chauffage de l'échantillon provoque la diffusion progressive du **Si** dans le **Ti** pour former le siliciure.

Plusieurs phases successives de la réaction se produisent avec l'augmentation de la température et de la progressive diffusion du **Si** dans le **Ti**.

–**Température ambiante** : la diffusion atomique est limitée à une très petite couche.

– **200°C** : début de la diffusion du **Si** dans le **Ti** ; elle conduit à la formation d'une région désordonnée.

- 450-600°C** :
 - formation de la phase C49.
 - couverture uniforme de la surface.
 - interface irrégulière due aux différentes orientations des grains et des joints de grains du **Ti** micro cristallin.
- Température supérieure à 650°C** :
 - formation de la phase C54.
 - interface plane.
 - formation d'îlots dans les couches qui ont tendance à se regrouper et à former une surface lisse.

La première phase qui se forme (C49) est métastable. Comme une phase métastable n'est pas en équilibre thermodynamique et donc n'apparaît pas sur le diagramme de phase de la transformation, les informations thermodynamiques ne suffisent pas pour comprendre la réaction.

Une explication possible est l'existence d'une interface amorphe avant le début du chauffage ; la première phase qui se forme sur cette couche n'est pas une phase d'équilibre à cause de la nature de l'interface.

III.3.4. Structure du C49 et du C54

Pendant le chauffage, l'aspect de l'interface entre **TiSi₂** et **Si** change.

Après le dépôt du **Ti**, l'interface est lisse.

Une température de recuit inférieure à 600°C conduit à la formation de la phase C49 et à la formation d'une interface rugueuse.

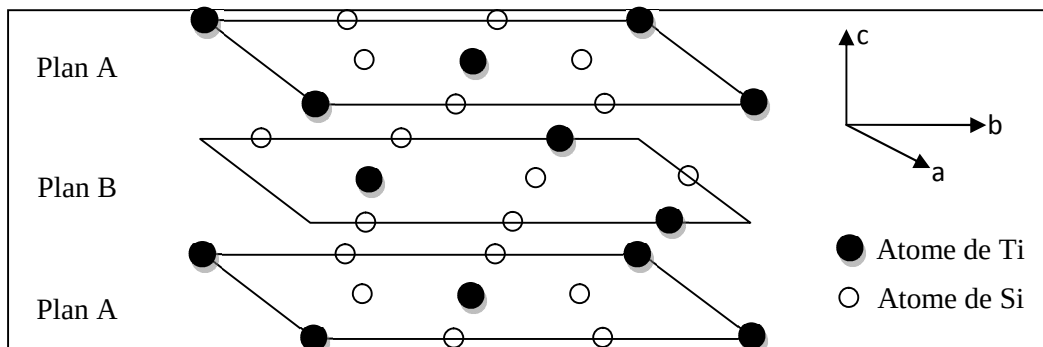
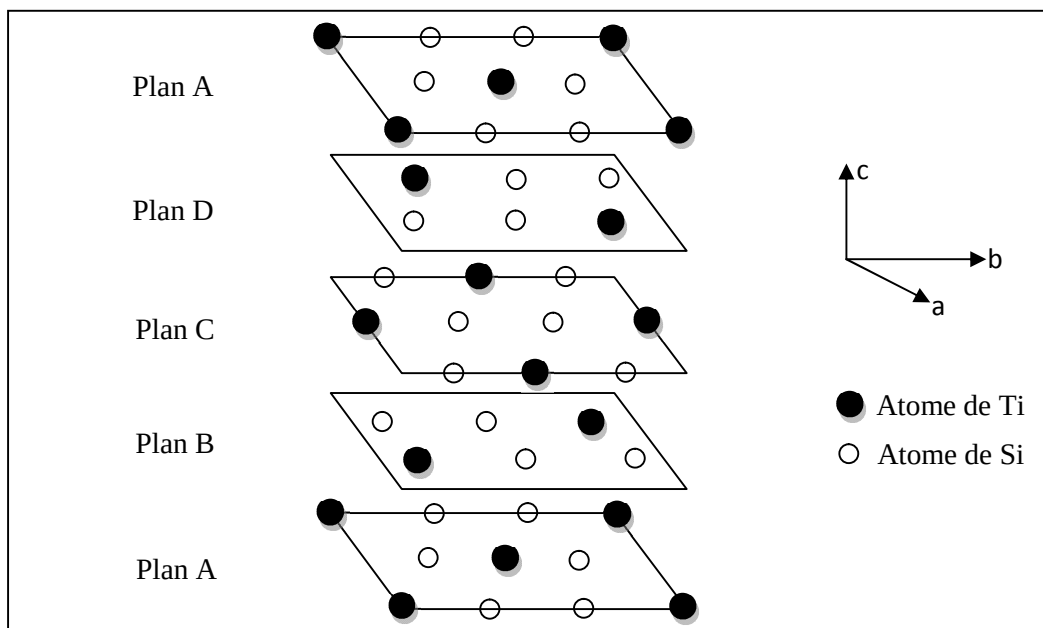
A haute température (supérieure à 650°C) il y a formation de la phase C54 du **TiSi₂** ; l'interface devient lisse et plate avec la formation d'îlots de **TiSi₂**.

-Caractéristiques de la phase C49

- la structure du réseau cristallin est orthorhombique Face C Centrée.
- la phase métastable.
- dans l'empilement des couches suivant le vecteur c on observe une périodicité du type ABA (*figure III-10*).
- valeurs des constantes réticulaires : $a=3.62\text{\AA}$, $b=13.76\text{\AA}$, $c=3.6\text{\AA}$.

-Caractéristiques de la phase C54

- la structure du réseau cristallin orthorhombique à faces centrées.
- la phase est stable.
- dans l'empilement des couches suivant le vecteur c on observe une périodicité du type ABCDA (*figure III-11*).
- valeurs des constantes réticulaires : $a=8.25\text{\AA}$, $b=4.78\text{\AA}$, $c=8.54\text{\AA}$.

*Figure III-10 : Structure type C49**Figure III-11 : Structure type C54[5]***III.3.5. Réaction limitée par la nucléation**

En couche mince (d'épaisseur inférieure à 100nm), les effets de nucléation deviennent prédominants pour la formation de certaines phases comme **CoSi₂**, **NiSi₂** et **C54 de TiSi₂**. Ces effets de nucléation diminuent lorsque la phase se forme sur du

silicium amorphe. Lors de la réaction **M/Si** amorphe, le gain d'énergie apporté par la recristallisation du silicium amorphe permet de diminuer la barrière énergétique de nucléation. Par ailleurs, les joints multiples et les joints de grain du silicium sont des sites préférentiels de nucléation.

De plus, plus les couches deviennent minces, plus la barrière énergétique de nucléation augmente car les rapports surface/volume devient plus grand. Un exemple bien connu dans la littérature de ce phénomène est la transformation **TiSi₂** de **C49** en **C54**. La transformation de phase dépend fortement de la dimension minimale à siliciurer.

En effet, comme l'illustre la figure **III-12**, lorsque les zones actives deviennent petites, la distance moyenne entre les germes augmente à cause de leurs répartitions géométriques. Ainsi la transformation devient unidirectionnelle et plus difficile.

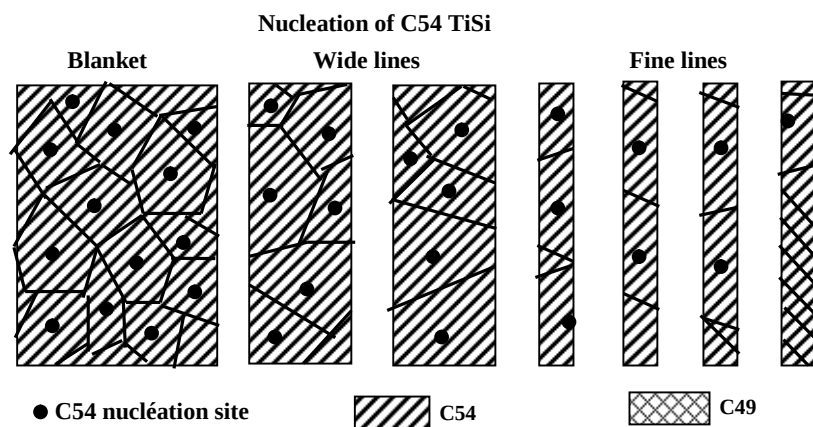


Figure III-12 : Représentation schématique de la nucléation de **TiSi₂-C54** en fonction de la largeur de la zone active[5]

La phase **TiSi₂-C49** étant plus résistive que la phase **C54** des difficultés liées à la nucléation provoquant des transformations incomplètes et des dégradations de la qualité du film après réaction (le mouillage de **TiSi₂** est mauvais notamment dans les zones actives étroites). Par conséquent, ceci a contraint les industriels à abandonner la génération titane pour la siliciuration des MOS avancés.

III.3.6. Le procédé de fabrication salicide de **TiSi₂**

La figure () permet de visualiser les diverses étapes requises pour la formation du siliciure de titane.

Les étapes de fabrication d'un procédé salicide de **TiSi₂** se rapprochent énormément du procédé de fabrication à auto alignement standard. Suite à la lithographie de la grille de poly silicium, une implantation LDD (Lightly Doped

Drain) à faible dose est effectuée afin de réduire la dégradation due aux porteurs chauds (voir figure A). Par la suite, une d'oxyde est déposée d'une façon uniforme sur toute la tranche puis gravée de façon anisotrope afin de laisser une faible déposition sur les parois de la grille de poly silicium, le rôle de cette couche d'espacement d'oxyde est très important dans le procédé salicide de TiSi_2 , son action est double : elle sert d'abord comme masque d'implantation pour l'implantation auto alignée à forte dose de drain et de la source, puis elle prévient la formation d'un court-circuit entre le drain, la grille et la source du transistor lors de la formation du siliciure. Suite à la déposition du spacer, le drain et la source sont implantés et diffusés.

L'étape qui suit consiste à déposer une mince couche de titane selon le type de procédé utilisé. L'épaisseur de la couche déposée constitue un paramètre important du procédé salicide puisqu'une quantité de silicium qui sera consommée lors de la formation du siliciure. Dans ce cas, l'épaisseur de titane déposé doit être calculée pour éviter que tout le silicium au-dessus de la couche d'oxyde enfoui soit consommé, ce qui aurait pour effet d'augmenter la résistance de contact.

Suite à la déposition de titane de façon uniforme sur la tranche (figure B), il devient possible d'amorcer la réaction pour la formation du siliciure. Le TiSi_2 possède deux phases différentes : la **C49** et la **C54**.

La formation de la phase **C49** nécessite un premier recuit à 600°C pour éviter qu'une dissociation du SiO_2 se produise sur les spacers. Cette dissociation pourrait occasionner la formation de TiSi sur l'oxyde et ainsi court-circuiter la grille, la source et le drain des transistors. Le passage à la **C54** nécessite un second recuit à la température autour de 850°C .

Suite à ce second recuit, toutes les régions en contact avec du silicium ou du poly silicium auront formé le siliciure de titane TiSi_2 de basse résistivité (figure C). Ainsi, il ne reste qu'à enlever le titane qui n'a pas réagi pour révéler les interconnexions de TiSi_2 .

Cette gravure du titane se fait au moyen d'une gravure à l'acide phosphorique.

III.3.7. Les problèmes du procédé salicide de TiSi_2

Bien que le procédé salicide de TiSi_2 soit un procédé réalisable qui permet d'obtenir d'excellents résultats sur la réduction de la résistance de feuille des interconnexions, il existe néanmoins de nombreuses contraintes quant à sa mise en production à grande échelle. D'abord l'épaisseur de titane affecte directement les contraintes dans le siliciure ainsi que la rugosité de surface de siliciure. Ces effets peuvent engendrer, d'une part des problèmes reliés au courant de fuite des dispositifs et, d'autre part, des problèmes au niveau de la photolithographie.

Egalement, le titane réagit fortement avec l'oxygène, ce qui peut engendrer divers problèmes au court des étapes de recuit si l'atmosphère de croissance n'est pas totalement exempte d'impuretés. En effet, la présence d'oxygène lors des recuits provoque la formation d'une couche d'oxyde à la surface du titane qui rend par la suite la gravure du titane impossible. Ce problème peut entraîner la création d'un court-circuit entre la grille, la source et le drain du transistor. La contamination à l'oxygène peut également attirer des problèmes au niveau de la résistivité, des contraintes mécaniques, de la rugosité, de l'adhérence au substrat et la grosseur des grains.

III.4. Siliciure de Cobalt

Le siliciure de Cobalt CoSi_2 est introduit par la technologie SIMOS. Il a été choisi pour sa très faible résistivité et ses faibles contraintes de formations. Lors de la réduction des longueurs de grilles, des profondeurs de jonctions et des épaisseurs du siliciure, la siliciuration du cobalt perd de son intérêt à cause des problèmes de nucléation de la phase CoSi_2 , durant le deuxième recuit qui entraîne une fenêtre de procédé grandement rétréci. Des solutions intermédiaires existent comme l'ajout du Nickel dans le film du Cobalt, qui diminue la barrière de nucléation du siliciure.

III.4.1. Formation de CoSi_2

Tout comme dans le cas du fer et du nickel, il ya formation de siliciure de cobalt a température ambiante dès les premiers stades de la croissance de cobalt sur le silicium.

Bien que de nombreuses études avancent qu'il s'agit d'un siliciure de type CoSi_2 , la phase exacte du composé ainsi que sa quantité dépendent fortement de la surface de substrat(défauts, rugosité,...) et de conditions de préparation.

III.4.2. Siliciuration de film mince de Co

Dans le cas de la siliciuration CoSi_2 , Le dépôt de cobalt ne peut pas être inférieur à 6 nm pour assurer l'uniformité. En conséquence et vu la stœchiométrie, si le film de Si n'est pas suffisamment épais, la formation de siliciure consomme le silicium latéralement jusqu' à ce que tout le cobalt réagisse. Autre avantage bienvenu pour le film mince, sa stœchiométrie est plus avantageuse, il consomme moins de Si. Le dépôt minimum est aussi autour de 6 nm, mais au contraire de Co où le Si diffuse pour réagir, c'est le Ni qui diffuse latéralement pour réagir avec le Si dans le cas où l'épaisseur de Si ne suffit pas.

III.4.3. Surface et interface

Les interfaces siliciure/silicium sont élaborées dans des conditions contrôlées à l'échelle atomique, par évaporation sous ultra vide des couches métalliques suivie de traitement thermique in situ.

Les couples siliciure/silicium obtenues soulèvent des questions générales concernant la structure des surfaces et interface formées lors de processus réactifs. De plus, les couples CoSi_2/Si , CoSi/Si et TiSi_2/Si sont des échantillons représentatifs de trois types d'interfaces entre matériaux de structure différente : cubique /cubique(petit désaccord de maille), cubique/cubique(grand désaccord de maille) et orthorhombique/cubique respectivement.

III.4.4. Structure cristalline

Concernant le CoSi_2 , nos observations mettent en évidence sa croissance en épitaxie parfaite sur le Si (111) selon deux orientations A et B. Cela est dû au faible désaccord entre les deux mailles cristallines (1,2%). Une des questions les plus controversées liée à ce système est la configuration atomique à l'interface.

III.4.5. Etude comparative des siliciures

La technique utilisée pour la formation d'un siliciure dans les procédés avancés se nomme **Self aligned silicide** ou **Salicid**. Les propriétés désirées de ces matériaux sont nombreuses : faible résistivité, faible électro migration, fabrication facile et compatible avec la fabrication à grande échelle des circuits intégrés, stabilité en milieu oxydant, stabilité mécanique, bonne adhérence, stabilité chimique, stabilité en température et aucune contamination des dispositifs.

Aujourd'hui, le siliciure le plus utilisé est le TiSi_2 , suivi de CoSi_2 et de NiSi . Toutefois, le TiSi_2 est de plus en plus délaissé pour le CoSi_2 en raison des problèmes liés à la résistivité du TiSi_2 . En effet, le TiSi_2 doit d'abord passer par une phase haute résistivité, la phase C49, avant d'atteindre sa phase de basse résistivité, la phase C54. Cependant, cette phase est de plus en plus difficile à atteindre avec la réduction des dimensions de dispositifs de sorte que les avantages du TiSi_2 sont de moins en moins nombreux. Il a donc fallu introduire le siliciure de cobalt CoSi_2 de sorte que sa résistivité est très faible, la siliciuration du cobalt perd de son intérêt à cause des problèmes de nucléation de la phase CoSi_2 .

Une nouvelle génération de siliciures, le NiSi est choisi pour ses nombreux avantages :

- faible budget thermique qui est expliqué par la très grande diffusivité du nickel dans le silicium.
- la phase NiSi possède une résistivité quasi équivalente à CoSi_2 tout en consommant 35% de silicium au moins.
- la formation de Ni_2Si et surtout NiSi est contrôlée par la diffusion de Ni qui est la seule espèce diffusante.

Le tableau ci-dessous résume les propriétés de ces siliciures

siliciure	T de formation (°C)	T fusion (°C)	Unité de Si consommé par unité de métal	Unité de siliciure formé par unité de métal	Espèce diffusante majoritaire	Résistivité ($\mu\Omega\cdot\text{cm}$)
TiSi₂ C49	700-900		2.22	2.33	Si	80
TiSi₂ C54	700-900	1500	2.22	2.44	Si	13-16
Co₂Si	300-450	1330	0.90	1.47	Co	70
CoSi	450-650	1460	1.81	1.98	Si	147
CoSi₂	650-900	1330	3.61	3.49	Co	15
Ni₂Si	200-350	1300	0.91	1.49	Ni	24
NiSi	350-750	900	1.83	2.01	Ni	10-20
NiSi₂	750-900	993	3.66	3.59	Ni	40-50
MoSi₂	525	2020	2.57	2.60	Si	12-20
TaSi₂	650	2200	2.21	2.40	Si	20-40
WSi₂	650	2160	2.52	2.58	Si	13

Faible resistivite

Faible consommation de Si

Faible budget thermique

TiSi₂ → CoSi₂ → NiSi

Ecole Plastox Argeles 19-25 mai 2007

Figure0) : quelques propriétés des siliciure de Titane, de Cobalt, et de Nickel[5]

III.5. Siliciures de fer

L'intérêt pour le système Fer-Silicium a existé il y a longtemps, depuis que les fabricants d'acier et de fonte ont constaté que l'addition de plus faibles quantités de silicium dans leurs produits modifiait considérablement leurs propriétés mécaniques. L'étude des siliciures de fer quant à elle a débuté par les études cristallographiques des composés **FeSi** et **FeSi₂**.

Parmi les différents siliciures de fer, seuls **FeSi**, **FeSi₂** et **Fe₃Si** se forment par recuit d'une couche de fer déposée sur un substrat de silicium. Il faudra attendre la fin des années soixante pour que Birkholz et son équipe s'intéressaient aux dissiliciures de fer, et particulièrement à la phase semiconductrice bêta (**β-FeSi₂**).

III.5.1. Système Fer-Silicium

Récemment il y a beaucoup des études qui sont concentrées sur des siliciures en métal de transition, tels que **CoSi₂** et **FeSi₂**. Le siliciure de fer **FeSi₂** est d'intérêt particulier, il existe en deux phases. Une phase tétragonale avec les paramètres suivants $a=b=0,269\text{nm}$ et $c=0,514\text{nm}$, c'est une phase métallique, et la phase

orthorhombique $\beta\text{-FeSi}_2$, c'est une phase semiconductrice avec les paramètres suivants $a=b=0,9863\text{nm}$, $b=0,7791\text{nm}$ et $c=0,8733\text{nm}$ avec une bande interdite de 0,8 eV à température ambiante.

Pendant ces dernières années, il y a eu un intérêt considérable pour la fabrication des couches semiconductrices enterrées de siliciures de fer $\beta\text{-FeSi}_2$.

En effet, c'est un composé stable à haute température, non dangereux, résistant à l'oxydation et on peut l'utiliser sans encapsulant.

En ce qui concerne le dopage de $\beta\text{-FeSi}_2$, il apparaît que c'est intrinsèquement semiconducteur de type « P », que ce soit pour le matériau massif ou pour les couches minces où il est même dégénéré. Il semble qu'il en soit ainsi pour la plupart des couches minces de siliciures (semiconducteurs) des métaux de transition. Ce comportement n'a pas encore reçu d'explication satisfaisante mais cela pourrait être du à des lacunes de métal dans les siliciures qui se comporteraient comme des accepteurs. [24]

III.6. Conclusion

Dans ce chapitre, on a fait une approche plus ou moins approfondie sur les notions fondamentales des siliciures et le processus régissant leurs croissances, ce qui nous a permis de voir l'intérêt de certains siliciures parmi d'autres, tels que les siliciures de nickel, cobalt, titane...etc, qui ont fait l'objet de ce chapitre.

IV.1. Techniques de dépôt des couches minces sur le Silicium

IV.1.1. Introduction

Pour la déposition des couches métalliques sur le substrat de silicium, plusieurs techniques ont été développées pour répondre aux différents problèmes régissant le procédé de fabrication dont le but est de maîtriser davantage la croissance de ces dispositifs et leurs applications. Parmi ces techniques, on peut citer la **Pulvérisation Cathodique**, le **Dépôt Physique en Phase Vapeur(PVD)**, le **Dépôt Chimique en Phase Vapeur(CVD)**, l'**Epitaxie en Phase Liquide** et la **Méthode Electrochimique** qui est la technique utilisée dans notre partie expérimentale en vu de réaliser les Hétérostructures M/S.

IV.1.2. Pulvérisation cathodique

1. Historique

C'est en 1852 que **Grove** et plus tard **Plucker** montrèrent que l'établissement d'une décharge électrique entre deux électrodes conductrices placées dans une enceinte où règne une pression réduite de gaz inerte, entraînait l'apparition à l'anode d'une couche mince du composé constituant l'électrode antagoniste. Ce phénomène, longtemps perçu comme l'effet limitatif de la durée de vie des tubes à gaz, ne fut repris que cent ans plus tard pour être étudié et développé pour la production de films minces. [27]

2. Description générale

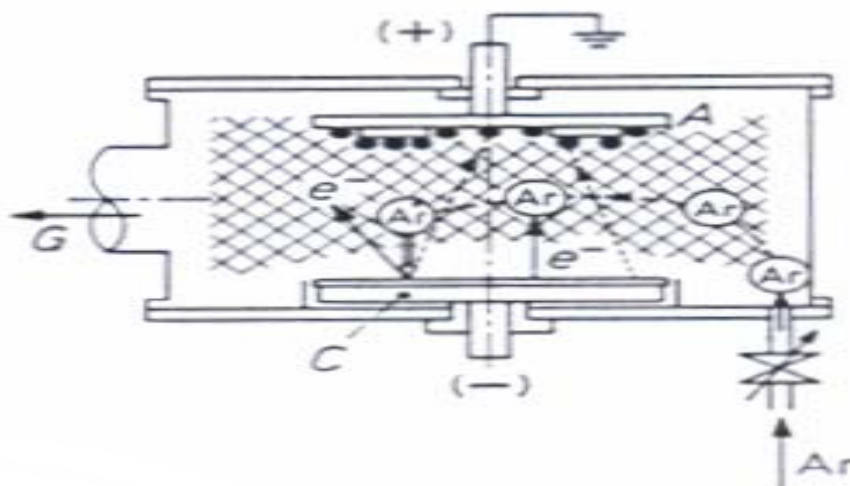
Le matériau à déposer appelé matériau cible est introduit dans l'enceinte à vide, sous forme d'une plaque de quelques millimètres d'épaisseur et de dimensions sensiblement égale à celle de la pièce à recouvrir.

Cette cible est fixée sur une électrode refroidie (la cathode) qu'on porte à une tension négative de 3 à 5 kV. Une deuxième électrode (l'anode) est disposée parallèlement à la cible, à une distance de quelques millimètres. Dans de nombreux cas l'anode sert de porte substrat, elle est généralement maintenue à la masse, ce qui facilite cette utilisation.

Si la pression résiduelle dans l'enceinte est comprise entre 1 Pa et 102 Pa, le champ électrique créé entre les deux électrodes provoque l'ionisation du gaz résiduel. Cette ionisation apparaît sous forme d'un nuage lumineux, localisé entre les deux électrodes. C'est ce phénomène que l'on observe dans les tubes fluorescents. Au même moment, un courant électrique s'établit entre les deux électrodes : le gaz résiduel est devenu conducteur, il contient alors :

- des électrons, qui sont attirés par l'anode,
- des ions positifs qui sont attirés par la cible (cathode).

Si on place une pièce devant la cible, on observe que cette pièce se recouvre progressivement d'une couche du même matériau que celui de la plaque constituant la cible. Le dépôt est dû à la condensation d'atomes provenant de la cible, expulsés de celle-ci sous l'effet de l'impact d'ions positifs contenus dans le gaz luminescent, et attirés par la cible du fait de sa polarisation négative. [27]



A anode servant de porte-substrat

Ar argon

C cible (cathode)

G groupe de pompage

Figure IV-1 : Enceinte de la pulvérisation cathodique[27]

3. Mécanisme de la pulvérisation cathodique

Plusieurs hypothèses ont été avancées quand au mécanisme de la pulvérisation cathodique, aucune n'étant totalement acceptable mais on peut toutefois se baser sur **la théorie des moments** de Whener :

Le taux de pulvérisation cathodique dépend de la masse des ions autant que de leur énergie, il est très sensible à l'angle d'incidence des ions de bombardement.

Il existe un seuil d'énergie au dessous duquel le phénomène de pulvérisation n'apparaît pas.

Les atomes libérés par les mécanismes de pulvérisation cathodique ont une énergie supérieure à celle des atomes libérés par évaporation thermique sous vide.

Les atomes pulvérisés à partir de cibles monocristallines proviennent des directions de plus grande densité atomique.

Le taux de pulvérisation décroît à très haute énergie du fait de la pénétration plus profonde des ions dans le réseau cristallin.

Le taux d'émission secondaire sous impact ionique est faible.

Il n'y a pas de pulvérisation sous impact électronique excepté à très haute énergie.

Le processus de pulvérisation peut donc se quantifier en termes de **rendement de pulvérisation**.

4. Rendement de la pulvérisation

C'est le nombre d'atomes injectés par particule incidente.

Ce rendement va dépendre :

- de la nature de la cible (matériau, état de surface) ;
- de la nature des ions incidents (gaz rares de masse plus ou moins élevée, ou gaz réactif);
- de l'énergie des ions incidents;
- de l'angle d'incidence.

Il ne dépend pas de la température de la cible, ni du fait que les particules incidentes soient ionisées ou non. Cette option de rendement est extrêmement importante car elle permet de prévoir les vitesses de dépôt que l'on obtiendra pour un matériau cible donné.

5. Mécanisme physique

L'éjection d'atomes est un effet purement mécanique dû au choc des ions sur le matériau que l'on veut déposer.

Il se produit une espèce de sablage à l'échelle atomique. On communique aux atomes du matériau une énergie mécanique par cession de la quantité de mouvement de l'ion incident attiré par la cible.

Ce phénomène à l'échelle atomique, est comparable au choc entre deux boules de billard, l'une c.-à-d. l'ion incident bombardant le matériau, l'autre, donc l'un des atomes du solide que l'ion va rencontrer. Cet atome va communiquer sa quantité de mouvement aux atomes environnants et ainsi de proche en proche, jusqu'à éjecter les atomes de surface.

I expulsion d'atomes

II collision ion-atome et transfert de quantité de mouvement avec échauffement.

III rebondissement d'ions, expulsion d'atomes gazeux.

IV absorption d'ions gazeux.

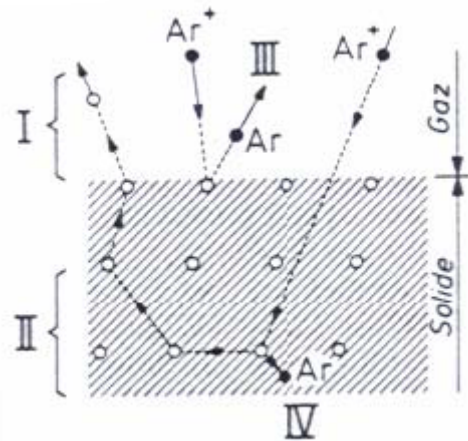


Figure IV-2 : Mécanisme physique de la pulvérisation cathodique

Ce mécanisme entraîne trois caractéristiques importantes :

–Le processus étant purement mécanique, la source de dépôt reste froide, on peut donc la monter dans toutes les positions, ou lui donner une forme adaptée à celle du substrat. Dans la pratique, la cible s'échauffe du fait du bombardement ionique. On est obligé de la refroidir car une forte proportion de l'énergie des ions se transforme en chaleur.

–Le caractère mécanique du processus d'éjection fait qu'un matériau cible composé de plusieurs éléments se pulvérise aussi bien qu'un corps simple

–L'énergie des particules pulvérisées est en moyenne de 1 à 10 eV, ce qui correspond à des températures d'évaporation supérieures à 10000°C.

Une quantité non négligeable d'atomes est expulsée avec des énergies supérieures à 10 eV. Ils sont donc capables de pulvériser le substrat ou la couche pendant le dépôt. Cette propriété donne aux couches une meilleure adhérence au substrat que les couches vaporisées.

IV.1.3. Dépôt physique ou chimique en phase vapeur

1. Principe

Ces deux techniques sont basées sur une déposition des couches à partir d'une phase gazeuse (vapeur métallique). Les techniques de dépôt sous vide en phase vapeur font toutes intervenir trois étapes distinctes dans le processus d'élaboration d'une couche mince :

Etape I : Création de vapeur métallique

a/Dépôt physique en phase vapeur (PVD : Physical Vapour Deposition)

Le dépôt physique en phase vapeur est conduit sous basse pression (10^{-2} à 10^{-4} mbar). La production de la phase vapeur est assurée par deux mécanismes basés sur des phénomènes physiques : la pulvérisation cathodique et la vaporisation.

a-1. Pulvérisation cathodique

Cette technique résulte du bombardement d'une surface cible par des particules énergétiques qui sont généralement des ions positifs (argon, néon) accélérés d'un plasma gazeux. La cible est dans ce cas portée à un potentiel négatif (la cathode), d'où son nom de pulvérisation cathodique.

a-2. Vaporisation

La vaporisation des substances à déposer peut être obtenue à partir d'un matériau que l'on peut chauffer par effet Joule, induction, faisceau laser, arc électrique, faisceau d'électrons, plasma, électrodes, rayonnement, résistance, ou décharge au gaz.

b/Dépôt chimique en phase vapeur (CVD : Chemical Vapour Deposition)

La production de la phase vapeur est basée sur une réaction chimique. Les atomes du métal sont libérés du composé par suite de cette réaction. Le procédé est conduit sous pression atmosphérique dans des atmosphères gazeuses comprenant en général des vapeurs de composés chimiques du métal à déposer. Ce procédé nécessite l'application de hautes températures pour la décomposition gazeuse des réactifs ($900 - 1100^{\circ}\text{C}$), ce qui est un frein pour leur application.

Etape II : Transfert de la vapeur en milieu plasmatique

Les différents constituants de la vapeur produite forment le plasma métallique. Une fois la phase vapeur produite, elle doit être transférée de la source d'atomisation jusqu'au substrat à revêtir sans trop perdre ses caractéristiques physiques d'origine. Le transfert de la phase vapeur se fait à l'aide d'un champ électrique.

Etape III : Condensation du dépôt sur le substrat

La vapeur qui atteint le substrat doit se condenser uniformément de façon à faire croître le film mince sur le substrat polarisé négativement.

2. Applications

Les principales applications sont les suivantes :

- Amélioration de la durée de vie des outillages de fabrication en limitant l'usure, et de la précision des pièces produites pour les outils coupants, d'étirage, de pliage, de découpage, outillages de verrerie...
- Résolution des problèmes de frottement et de corrosion, de démoulage...

Même si le coût des techniques de dépôt chimique et de dépôt physique en phase vapeur est très élevé, les possibilités d'application et les avantages sont importants.

En plus d'un dépôt de très bonne qualité, le procédé ne produit pas de dégagement gazeux, ne génère pas de rejets dangereux (absence de liquide) et n'utilise que la quantité de matière nécessaire à la réalisation du dépôt (économie de matières premières).

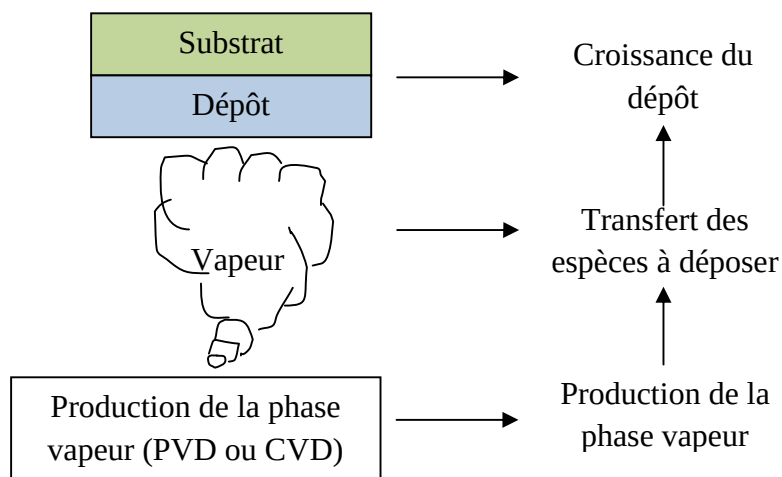


Figure IV-3 : schéma représentant la formation de la phase vapeur dans la PVD et la CVD

IV.1.4. L'épitaxie

1. Définition

L'épitaxie est une étape technologique consistant à faire croître du cristal sur du cristal. Etymologiquement, "épi" signifie "sur" et "taxis", "arrangement". La technique va donc consister à utiliser le substrat comme germe cristallin de croissance et à faire croître la couche par un apport d'éléments constituant la nouvelle couche. La couche épitaxiée peut être dopée ou non dopée.

On parlera, dans le cas où :

- les matériaux sont identiques, d'homoépitaxie ; par exemple, épitaxie d'une couche n^- sur une couche n^+ , impliquée dans la jonction collecteur-base d'un transistor bipolaire permettant une meilleure tenue en tension de cette jonction polarisée en inverse (figure IV-4).

- les matériaux sont différents, d'hétéro épitaxie ; par exemple croissance d'une couche de $GaxAl_{1-x}As$ sur une couche de $GaAs$; cet assemblage permet la fabrication de super-réseaux ou de couches à forte mobilité destinées aux transistors HEMT (High Electron Mobility Transistor).

Dans ce dernier cas, la croissance ne sera possible que s'il y a accord de maille, c'est-à-dire même réseau cristallin et paramètres de maille très voisins (distance entre atomes peu différente pour le nouveau réseau ; quelque 1 à 2 % au maximum d'écart).

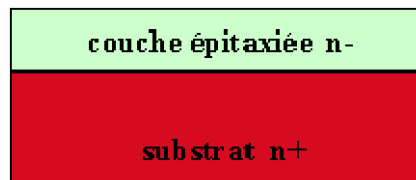


Figure IV-4 : Exemple d'une épitaxie n^- sur un substrat de type n^+ ; on dira que le substrat est épitaxié. [28]

2. Mécanisme physique de base

Pour comprendre la croissance épitaxiale, il faut s'attarder sur la possibilité de fixation des atomes en présence près de la surface et leur accrochage possible au réseau cristallin. Il faut d'une part que les atomes puissent se déplacer au niveau de la surface pour atteindre un site cristallin ou éventuellement quitter cette surface. Pour cela, il est nécessaire d'apporter de l'énergie qui est en général sous forme thermique. Plusieurs situations peuvent se présenter en fonction du lieu de collage des atomes à la surface avant réalisation des liaisons chimiques, tel que représenté sur la figure suivante. Les 3 mécanismes prépondérants sont les suivants :

- un atome arrive sur la surface et repart de celle-ci la liaison possible n'étant pas suffisante pour "accrocher" l'atome (A),
- un atome tombe dans un trou du réseau et établit immédiatement, vu son environnement plusieurs liaisons qui le fixent définitivement dans le cristal (B),
- un atome s'accroche sur le bord d'une marche et reste en moyenne lié (C).

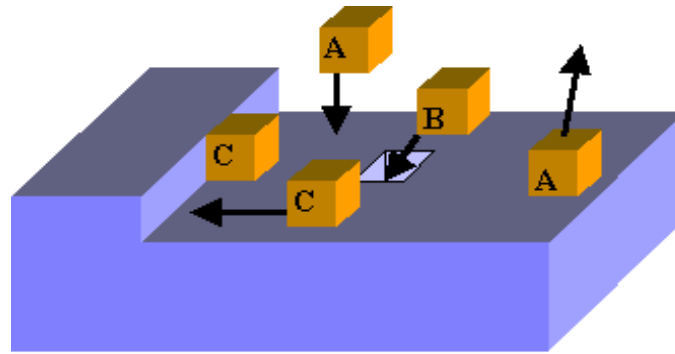


Figure IV-5 : Mécanismes élémentaires de la croissance épitaxiale. [28]

L'analyse de ces 3 mécanismes (dont la présentation a été simplifiée), montre facilement que les trous seront les premiers bouchés et que la croissance se fera couche atomique par couche atomique à condition que l'apport d'atomes soit bien dosé et que ces derniers aient une énergie suffisante pour se mouvoir à la surface et atteindre les sites d'accrochage. Ces conditions vont dépendre de la méthode expérimentale utilisée.

3. Les méthodes expérimentales

Il existe principalement 3 types de méthodes expérimentales.

- l'épitaxie par jet moléculaire, EJM ou MBE (Molecular Beam Epitaxy),
- l'épitaxie en phase liquide ou LPE (Liquid Phase Epitaxy),
- l'épitaxie en phase vapeur ou VPE (Vapor Phase Epitaxy).

3.1. L'épitaxie par jet moléculaire

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

Ce système ultravide, 10^{-10} Torr, permet tous les contrôles et les caractérisations *in-situ* dont les principes nécessitent un vide poussé : diffraction d'électrons, spectroscopie Auger, ESCA (XPS ou UPS), diffraction des rayons X, etc... On peut ainsi, en permanence, vérifier la cristallinité du cristal en cours de croissance.

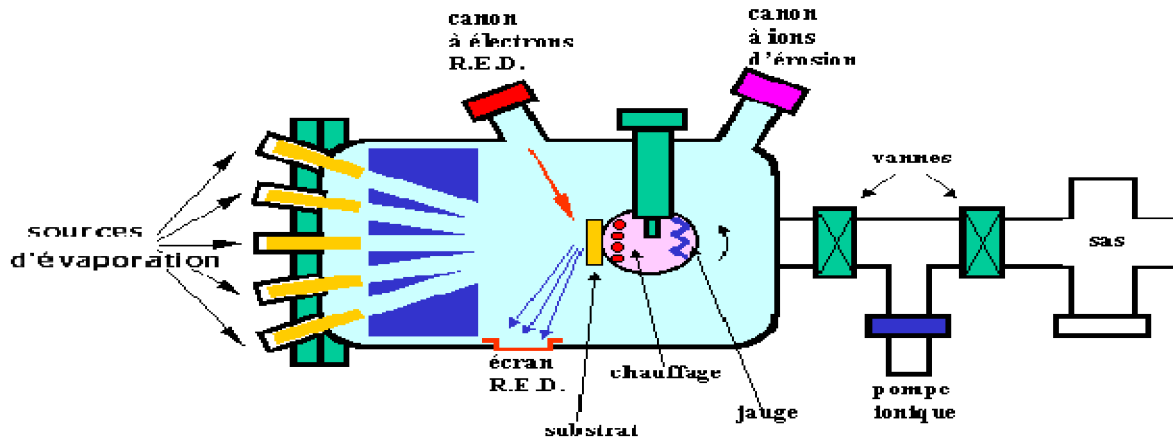


Figure IV-6 : Bâti d'épitaxie par jet moléculaire, EJM, ou Molecular Beam Epitaxy, MBE (d'après D.V Morgan et K. Board) [28]

3.2. L'épitaxie en phase liquide

Cette technique consiste à faire croître le cristal par la mise en contact du substrat avec une source liquide. C'est le même principe que le tirage d'un lingot par la méthode Czochralski. Il faut bien contrôler les échanges thermiques pour éviter de liquéfier le cristal existant. Cette méthode présente l'avantage d'être très rapide, la vitesse de croissance peut être de l'ordre du micron par minute mais bien sûr n'a pas du tout la même précision que l'EJM.

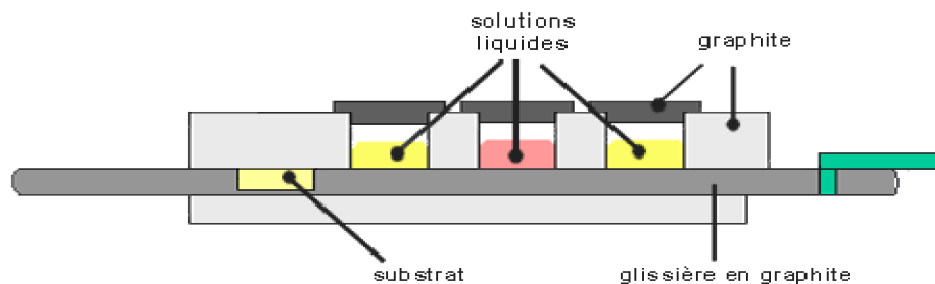


Figure IV-7 : Dispositif multibain d'épitaxie en phase liquide. Les solutions peuvent être de matériau ou de dopage différents pour réaliser une hétéroépitaxie (par exemple un hétérotransistor bipolaire). [28]

3.3. L'épitaxie en phase vapeur (VPE ou CVD)

Cette opération consiste à faire croître le cristal à partir de sources de gaz contenant les éléments dopants. Dans le réacteur, les gaz se dissocient pour fournir par exemple le silicium qui se dépose à la surface des plaquettes. Pour assurer une bonne

croissance ces dernières sont chauffées. Nous verrons dans la suite que suivant la température de croissance, les réactions mises en jeu sont très différentes et qu'elles peuvent même conduire à des effets négatifs. Il faudra donc aussi contrôler les équilibres chimiques par injections de gaz résultant de la décomposition de la source. Nous allons donner, ci-dessous, plus d'information sur ces différentes réactions.

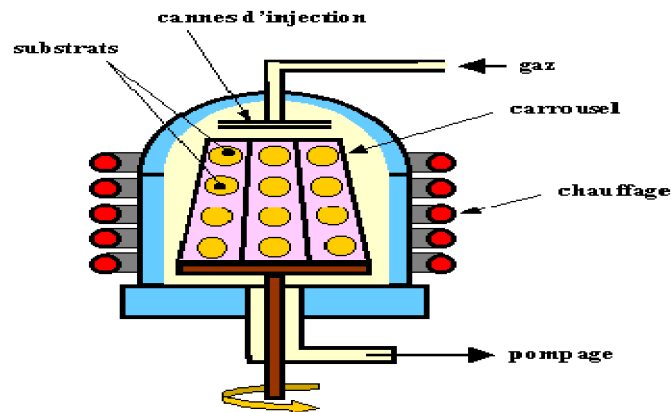
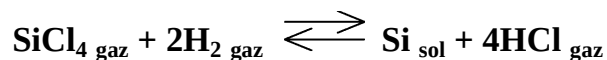


Figure IV-8 : Banc d'épitaxie en phase vapeur. Les gaz injectés contiennent en général du trichlorosilane, du HCl et de l'hydrogène[28].

4. Procédés d'épitaxie en phase vapeur du silicium

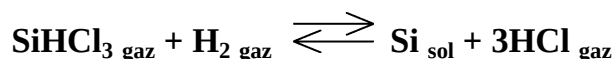
Il existe différents types de procédés d'épitaxie du Silicium suivant la source de silicium qui peut être du SiCl_4 , SiHCl_3 , du SiH_2Cl_2 et du SiH_4 .

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



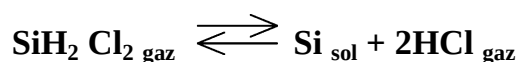
Elle s'effectue en général autour de 1250°C , ce qui entraîne durant l'épitaxie une redistribution importante des dopants.

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



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

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

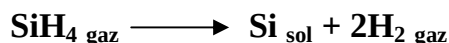


Cette réaction permet d'obtenir une bonne qualité du cristal avec une vitesse de dépôt relativement élevée.

L'ensemble des trois méthodes ci-dessus présente l'inconvénient de produire de l'acide chlorhydrique qui peut attaquer le silicium en cours de croissance. Par contre, on peut jouer sur la pression partielle de ce composé pour contrôler la croissance.

4) à partir du silane, SiH_4 :

La réaction de pyrolyse du silane est une réaction irréversible :



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

IV.1.5. La méthode de dépôt électrochimique

Cette méthode est couramment utilisée vue la facilités de sa mise en œuvre et son faible coût par rapport aux méthodes de dépôt précitées.

Dans l'environnement électrochimique, il est aussi possible de déposer des métaux sur des surfaces avec une qualité cristalline équivalent à celle sous ultravide. En effet, depuis une quinzaine d'années, un effort considérable a été réalisé dans le but de préparer et observer in situ des surfaces à l'échelle atomique dans l'environnement électrochimique. Dans le cas d'un dépôt électrochimique, le paramètre de contrôle est le potentiel du substrat, qui peut agir à la fois sur la croissance, la mobilité de surface et l'absorption moléculaire. [12]

1. Généralités sur l'électrochimie

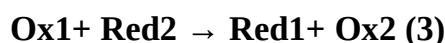
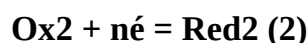
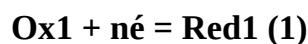
Une électrode est un système constitué de deux phases en contact, un conducteur majoritairement électronique et un conducteur majoritairement ionique, dont l'interface est le lieu de transfert de charges entre les constituants des deux phases. L'association d'au moins deux électrodes constitue une cellule électrochimique. Si, au sein d'un circuit électrique, la cellule fonctionne en générateur d'énergie, on est en présence d'une pile. Au contraire, si la cellule joue le rôle d'un récepteur d'énergie, il s'agit d'un électrolyseur, ce type de cellule comporte un conteneur dans lequel se trouvent une anode et une cathode, chacune étant en contact avec un électrolyte. L'anode est l'électrode à laquelle a lieu une réaction d'oxydation. C'est le pôle (+) dans un électrolyseur et le pôle (-) dans un générateur. La cathode est l'électrode à laquelle se déroule une réaction de réduction. [12]

2. Réactions aux électrodes

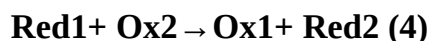
Aspects thermodynamiques

Considérons tout d'abord un système électrochimique à l'équilibre, comprenant un couple redox **Ox1/Red1** intervenant à l'électrode «1» et un couple **Ox2/Red2** intervenant à l'électrode «2». Pour simplifier, ces deux couples sont supposés mettre en jeu le même nombre d'électrons «**n**» par mole de réactif. On suppose que le potentiel d'équilibre de l'électrode «1», **Eeq1**, est supérieur à celui de l'électrode «2», **Eeq2**.

La réaction-bilan (3) qui a lieu dans la cellule résulte de la combinaison des deux demi-réactions redox (1) et (2). (3) = (1) – (2) de façon à équilibrer le bilan électronique :



Compte tenu de l'hypothèse **Eeq1 > Eeq2**, cette réaction bilan (3) est caractérisée par une variation d'enthalpie libre de réaction négative $\Delta_r G_3 < 0$. En revanche, dans un électrolyseur, on peut théoriquement réaliser la réaction inverse (4), à condition d'apporter au système l'énergie électrique nécessaire grâce à un générateur extérieur.



Cette réaction (4) est associée à une variation d'enthalpie libre positive:

$$\Delta_r G_4 = - \Delta_r G_3$$

Ces variations d'enthalpie libre de réaction sont liées à la tension thermodynamique de cellule à courant nul, ΔE_{th} , appelée aussi potentiel d'équilibre de la cellule et définie comme la grandeur positive résultant de la différence entre les potentiels d'équilibre (calculables par la relation de Nernst) des deux électrodes de la cellule :

$$-n F \Delta E_{th} = -n F (E_{eq1} - E_{eq2}) = \Delta_r G_3 = - \Delta_r G_4 \quad (5)$$

3. Le montage utilisé pour le dépôt électrochimique

–Un générateur de tension : cet appareil génère une tension entre l'anode et la cathode en fournissant l'énergie nécessaire à l'ionisation de la solution électrolytique (dans notre étude, la solution est le **NiCl₂**, **CoCl₂**)

–La cathode : sur laquelle on fixe le substrat de silicium qui est le siège de dépôt du métal.

–L'anode : c'est une plaque en cuivre permettant en premier lieu la création avec la cathode des cations et des anions et par la suite, la circulation de courant dans le circuit.

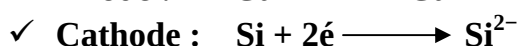
–La solution électrolytique : dans notre expérience, on a utilisé le NiCl_2 avec l'ajout de petites quantités CoCl_2 , tout en changeant la concentration des solutions.

–Le dispositif de nettoyage du silicium : ceci est dans le but de purifier l'échantillon des impuretés. [12]

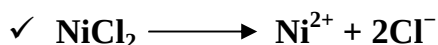
4. Description de la méthode

Dans un bain électrolytique contenant les solutions NiCl_2 et CoCl_2 , on plonge la cathode sur laquelle est fixée le substrat de silicium et une anode de cuivre. Ces électrodes (cathode, anode) sont portées aux bornes négative et positive du générateur de tension respectivement.

4.1. Réactions au niveau des électrodes :



4.2. Réactions dans la solution :



A l'application d'une tension continue aux bornes des électrodes, la solution électrolytique s'ionise pour former des **cations** (Ni^{2+} , Co^{2+}) qui vont être attirés par la cathode négative pour se déposer sous forme de couche mince métallique et formation d'**anions** (Cl^-) qui cèdent leurs électrons au niveau de l'anode pour être dissipés sous forme gazeuse. Le mouvement de charges dans la solution crée un courant électrique qui est fonction de la tension appliquée, la concentration de cette solution mais aussi de la température qui joue un grand rôle sur la vitesse de croissance des couches minces. Le processus de dépôt cesse lorsque la solution ne peut plus fournir les ions qui migrent vers les électrodes.

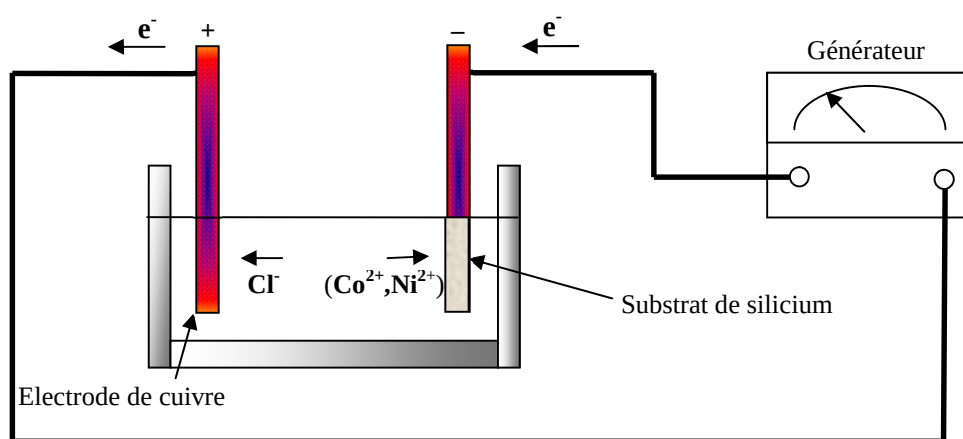
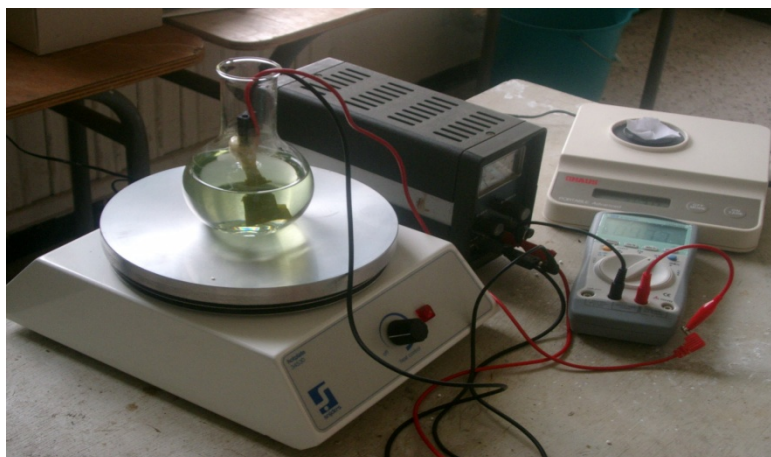


Figure IV-9 : cellule électrochimique

IV.2. Les techniques de caractérisation

IV.2.1. La microscopie électronique à balayage

1. Introduction

Le pouvoir séparateur d'un microscope optique (i.e. son grossissement) est limité par la longueur d'onde de la lumière visible ; aucun détail de dimension supérieure à $0,2 \mu\text{m}$ ne peut être observé. Aussi l'utilisation de particules accélérées de plus courte longueur d'onde associée permet-elle d'augmenter le grossissement. Le choix d'**électrons accélérés**, pour produire un rayonnement de courte longueur d'onde, est déterminé par plusieurs critères :

- la masse faible de ces particules qui peuvent être accélérées et focalisées au moyen de champ électrique ou magnétique
- une source d'électrons est aisée à mettre en œuvre
- les électrons sont plus facilement focalisés que les particules plus lourdes

- l'interaction des électrons avec la matière est plus faible que pour des particules plus lourdes

Il existe deux types de microscopes électroniques :

- **à transmission** : ils ne permettent d'observer que des échantillons d'épaisseur suffisamment faible pour être transparents aux électrons (quelques dizaines de nanomètres)
- **à réflexion** : opère à la surface d'objets massifs

Ces microscopes sont dits **à balayage** lorsque l'image est obtenue **point par point** (6 à 10 nm).

2. Historique

Le microscope électronique à balayage (MEB) a été imaginé pour la première fois en Allemagne, dans les années 1930, par **Knoll** et **von Ardenne** et développé par **Zworykin**, **Hillier** et **Snyder** dans les laboratoires RCA aux Etats-Unis (1940).

Mais la microscopie électronique à balayage a connu son véritable essor entre 1948 et 1965, grâce aux progrès techniques de la télévision et des détecteurs d'électrons et grâce aux recherches d'**Oatley** et de ses condisciples à Cambridge. Cette nouvelle technologie a permis, du fait de sa profondeur de champ, l'observation du relief d'échantillons massifs.

3. Principe

Le principe du balayage consiste à explorer la surface de l'échantillon par lignes successives et à transmettre le signal du détecteur à un écran cathodique dont le balayage est exactement synchronisé avec celui du faisceau incident.

Les microscopes à balayage utilisent un faisceau très fin qui balaie point par point la surface de l'échantillon.

4. Interactions du faisceau électronique avec l'échantillon

Sous l'impact du faisceau d'électrons accélérés, des électrons rétrodiffusés et des électrons secondaires émis par l'échantillon (**Figure IV-9**) sont recueillis sélectivement par des détecteurs qui transmettent un signal à un écran cathodique dont le balayage est synchronisé avec le balayage de l'objet.

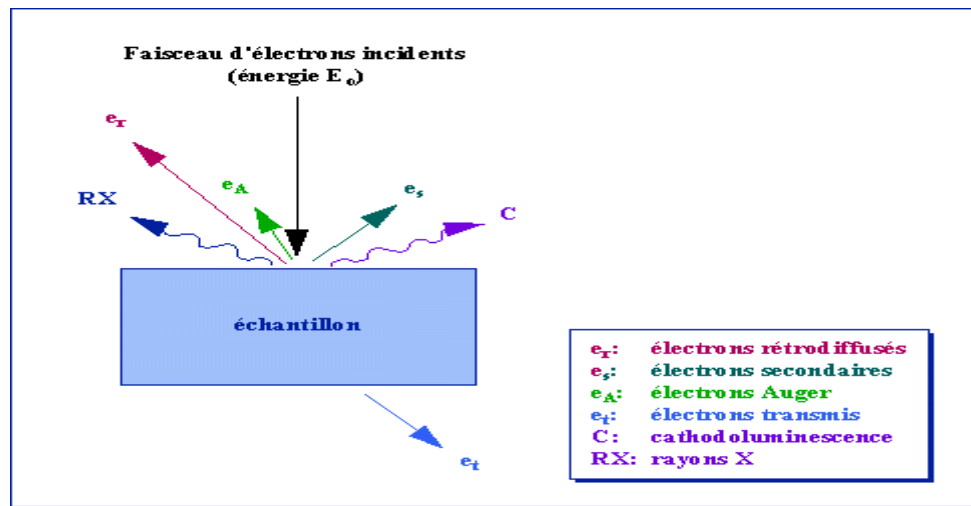


Figure IV-10 : Représentation schématique de l'interaction entre un faisceau d'électrons et la surface d'un échantillon[8]

En pénétrant dans l'échantillon, le fin pinceau d'électrons diffuse peu et constitue un volume d'interaction (**poire de diffusion**) dont la forme dépend principalement de la tension d'accélération et du numéro atomique de l'échantillon. Dans ce volume, les électrons et les rayonnements électromagnétiques produits sont utilisés pour former des images ou pour effectuer des analyses physico-chimiques. Pour être détectés, les particules et les rayonnements doivent pouvoir atteindre la surface de l'échantillon. La profondeur maximale de détection, donc la résolution spatiale, dépend de l'énergie des rayonnements.

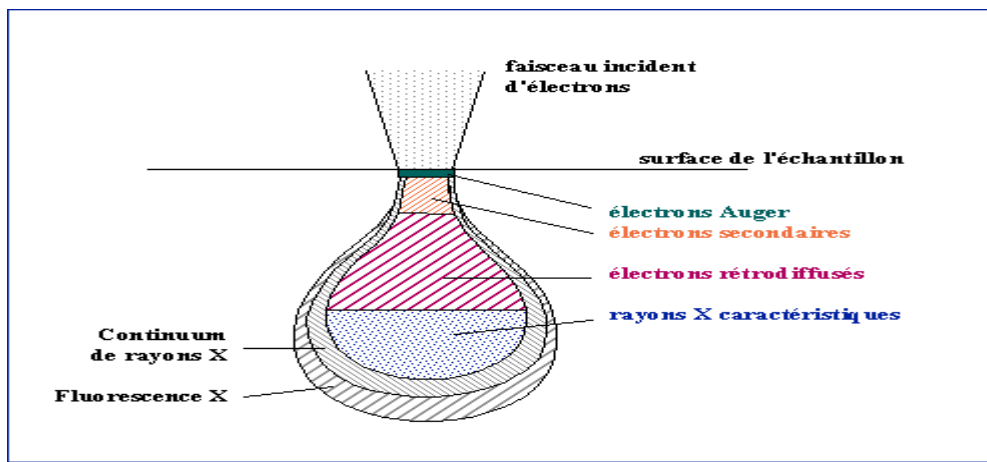


Figure IV-11 : Poire de diffusion[8]

5. Emission d'électrons secondaires

Arrachement d'électrons par ionisation. Certains électrons incidents de faible énergie (< 50 eV) sont éjectés de l'échantillon sous l'effet du bombardement. Comme seuls les électrons secondaires produits près de la surface sont détectés, ils formeront des images avec une haute résolution (3-5 nm). Le contraste de l'image est surtout

donné par le relief de l'échantillon mais on peut également observer un contraste chimique dans le cas de grandes différences de numéros atomiques.

6. Emission d'électrons rétrodiffusés

Les électrons accélérés dans la colonne pénètrent dans l'échantillon. Un parcours plus ou moins important dans la matière leur fait perdre une fraction de leur énergie. La trajectoire suivie est aléatoire et ils peuvent revenir vers la surface. Ils sont alors détectés après leur sortie de l'échantillon. Du fait de leur plus grande énergie, les électrons rétrodiffusés peuvent provenir d'une profondeur plus importante et la résolution de l'image sera moins bonne qu'en électrons secondaires (6-10 nm). Suivant le type de détecteur utilisé, les électrons rétrodiffusés fournissent une image topographique (contraste fonction du relief) ou une image de composition.

7. Emission de rayons X

Le faisceau d'électrons est suffisamment énergétique pour ioniser les couches profondes des atomes et produire ainsi l'émission de rayons X. La résolution spatiale d'analyse dépend de l'énergie de la raie X détectée, de la nature du matériau, de la fluorescence secondaire. Elle est en général supérieure au micromètre.

8. Emission d'électrons Auger

Ce sont des électrons dont la faible énergie est caractéristique de l'élément émetteur (utilisés pour l'analyse élémentaire) et du type de liaison chimique.

9. Cathodoluminescence

Lorsque des matériaux isolants ou semi-conducteurs sont bombardés par le faisceau d'électrons, des photons de grande longueur d'onde (ultraviolet, visible) sont émis. Le spectre obtenu dépend du matériau étudié et de sa pureté.

10. Canalisation d'électrons

La pénétration du faisceau d'électrons dans un cristal est fonction de son incidence par rapport à une famille de plans inter réticulaires. Le contraste des images en électrons rétrodiffusés donnera des renseignements sur la structure cristalline du produit.

La **figure IV-11** montre un spectre de distribution d'énergie selon le type d'électron émis.



Figure IV-12 : Représentation schématique de l'énergie de distribution des électrons émis par un échantillon[8]

11. Equipement

Le microscope électronique à balayage comporte :

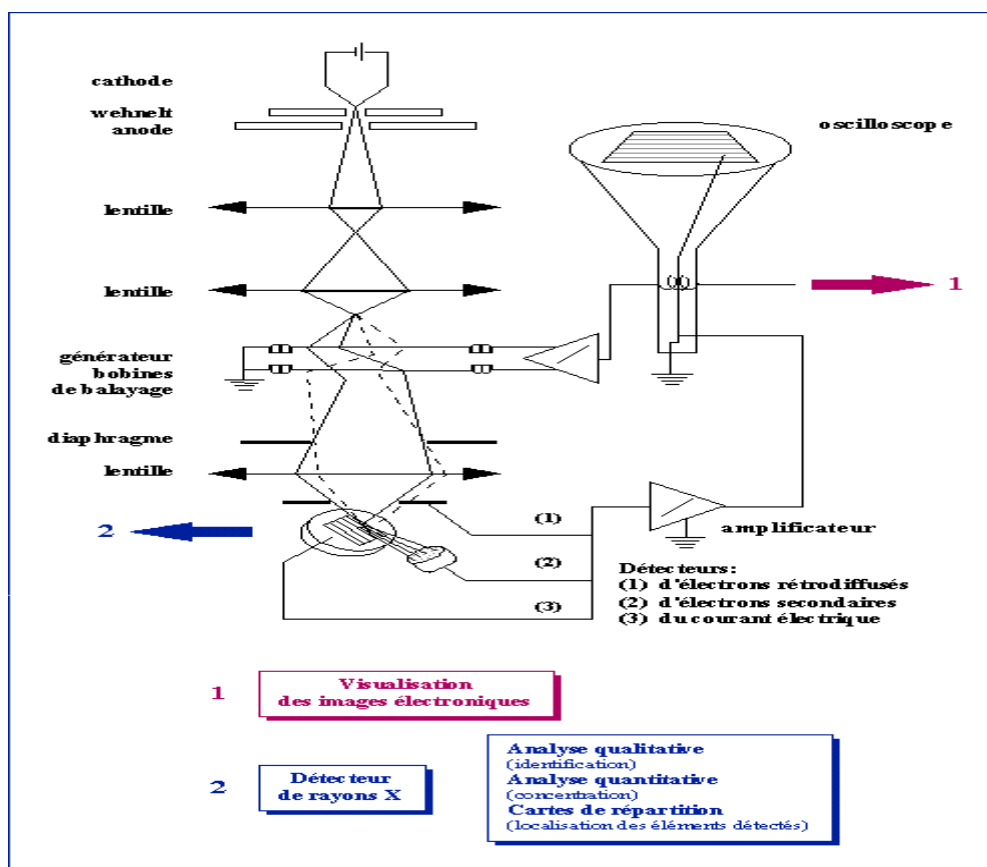


Figure IV-13 : Représentation schématique d'un microscope électronique à balayage équipé d'un système de microanalyse de rayons X. [8]

- **Colonne**

Une **source de rayonnement** : canon à filament de tungstène ou d'hexaborure de lanthane (LaB_6) ; ce filament, parcouru par un courant électrique, émet spontanément des électrons qui sont accélérés par un champ électrique leur conférant une certaine énergie.

Une « **optique** » : diaphragme et lentilles électrostatiques ou magnétiques corrigées des aberrations d'ouverture et chromatiques (réduction du diamètre du faisceau et focalisation sur l'objet).

Un **système de balayage** : bobines défectrices qui commandent le point d'impact des électrons sur l'échantillon.

Un **platine porte-objet** : permet le déplacement selon trois directions, la rotation dans son plan et l'inclinaison (variation de l'angle d'incidence).

Des **détecteurs d'électrons** : reliés à un écran de visualisation et un système de prise de vues photographiques.

- **Ensemble électronique**

Des **dispositifs d'observation et d'enregistrement** : tubes cathodiques à écran rémanent ou non.

Des **sources de tensions continues ou variables**.

Des **dispositifs de commande** : grandissement, contraste, focalisation, correction d'astigmatisme, vitesse et type de balayage...

- **Système d'analyse et de traitement des données**

Un **programme d'analyse qualitative** : identification des éléments chimiques détectés.

Un **programme d'analyse quantitative** avec ou sans étalon: calcul de concentration

Des **cartes de répartition des éléments** : représentation de la localisation d'éléments par des niveaux de gris ou des couleurs différentes (à chaque couleur un niveau de concentration).

12. Paramètres influant sur la résolution des images

- tension d'accélération des électrons ;

- courant de sonde : plus il est élevé, plus le diamètre du faisceau est grand ;
- distance de travail : c'est la distance entre l'échantillon et la lentille objective. Plus la distance est courte, meilleure est la résolution. La plus grande profondeur de champ est obtenue à grande distance de travail.

13. Préparation des échantillons

L'échantillon, placé dans la chambre du microscope, reçoit un flux d'électrons très important. Si les électrons ne sont pas écoulés, ils donnent lieu à des phénomènes de **charge** induisant des déplacements d'images ou des zébrures sur l'image dues à des décharges soudaines de la surface. Si la surface est **conductrice**, les charges électriques sont écoulées par l'intermédiaire du porte-objet. L'observation d'échantillons **électriquement isolants** se fait grâce à un dépôt préalable (évaporation, pulvérisation cathodique) d'une fine couche conductrice d'or ou de carbone transparente aux électrons. On distingue deux types d'échantillons :

- un **objet massif** de petite taille peut être introduit dans la chambre du microscope, à condition bien sûr qu'il soit conducteur car il est inimaginable de métalliser une pièce de collection.
- un **prélèvement** effectué sans pollution, poli et nettoyé.

14. Applications

La plupart des matériaux peuvent être étudiés au moyen du microscope électronique à balayage. Les laboratoires de musées s'intéressent particulièrement aux :

- **céramiques et pierres**
 - o observation et analyse des minéraux
 - o étude de la stratigraphie d'un décor de céramique (glaçures)
- **verres**
 - o analyse chimique (fondants, colorants, opacifiants, ...)
 - o détermination des techniques de fabrication
 - o caractérisation des phases cristallines dans la masse vitreuse
- **métaux**
 - o étude de la structure des alliages (forme des grains)
 - o mise en évidence des défauts de surface, des ségrégations
 - o étude des corrosions[8]

IV.2.2. La diffraction des rayons X

La diffraction de rayons X (**DRX**) est une technique d'analyse basée sur la diffraction des rayons X sur la matière, la diffraction n'ayant lieu que sur la matière

cristalline, on parle aussi de radiocristallographie. Pour les matériaux non cristallins, on parle de diffusion. Ces mesures de (**DRX**) sont indispensables pour identifier les phases cristallines des matériaux synthétisés.

Les rayons X sont produits par décélération d'électrons dans une cible métallique et par excitation des électrons des niveaux profonds des atomes de la cible. La radiation émise par une cible de cuivre bombardée par des électrons donne un pic intense (**$K\alpha$**) à **1,5418Å**, c'est celui qui est habituellement utilisé dans les expériences de rayons X.

1. Interaction rayons X- matière

Les rayons X, comme toutes les ondes électromagnétiques, provoquent un déplacement du nuage électronique par rapport au noyau dans les atomes; ces oscillations induites provoquent une réémission d'ondes électromagnétiques de même fréquence, ce phénomène est appelé diffusion Rayleigh.

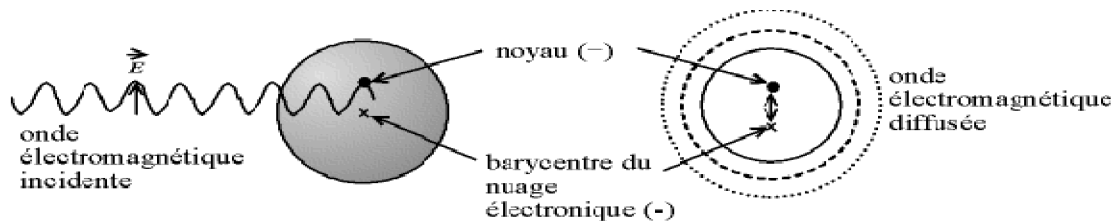


Figure IV-14 : Diffusion élastique.

La longueur d'onde des rayons X était de l'ordre de grandeur des distances interatomiques (quelques angström), les interférences des rayons diffusés vont être alternativement consécutives dans certaines directions (c.-à-d. les ondes s'additionnent), ou destructives dans d'autres (les ondes s'annulent). Selon la direction de l'espace, on va donc avoir un flux important de photons X, ou au contraire très faible, ces variations selon la direction forment le phénomène de diffraction X.

2. Loi de Bragg

Si l'on calcule les directions dans lesquelles on a du signal, on s'aperçoit que l'on obtient une loi très simple: si l'on trace des plans imaginaires parallèles passent par les atomes, et si l'on appelle « **d** » la distance entre ces plans (ou « distance Interarticulaire »), alors les interférences sont constructrices si :

$$2 d \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (1-1)$$

Où « **θ** » est la moitié de la déviation, « **n** » est un nombre entier appelé « **ordre de diffraction** », et « **λ** » est la longueur d'onde des rayons X; c'est la **loi de Bragg**.

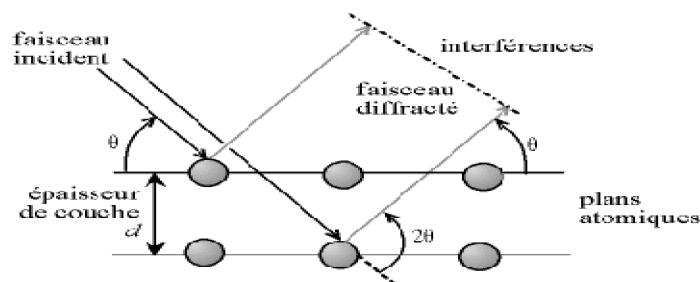


Figure IV-15 : Loi de Bragg donnant les directions où les interférences sont Constructrices.

Comme les plans cristallographiques peuvent être repérés par les indices de Miller (**hkl**), on peut indexer les pics de diffraction selon ces indices. Ainsi, chaque matériau sera caractérisé par une série de pics qui correspondent aux réflexions dues à ses divers plans atomiques. Le dépouillement se fait à l'aide des fiches (**ASTM**) contenant la structure cristalline de chaque matériau avec l'ensemble des raies (en fonction de l'angle θ) et leurs intensités relatives.

3. Dispositifs expérimental

Le plan de l'échantillon tourne autour de l'axe du diffractomètre (Figure IV-16). L'angle de diffraction est égal au double de l'angle de réflexion, parce que lorsque l'échantillon tourne d'un angle « θ », le détecteur se déplace d'un angle « 2θ ». La source des rayons X se trouve sur le même cercle de rotation avec l'échantillon au centre.

Le détecteur et l'échantillon tournent pas à pas et à chaque pas, on compte pendant une durée constante. Il en résulte un diagramme de l'intensité du rayonnement diffracté en fonction de l'angle de diffraction qui est formé des pics correspondant aux différents éléments chimiques constituant le matériau analysé.

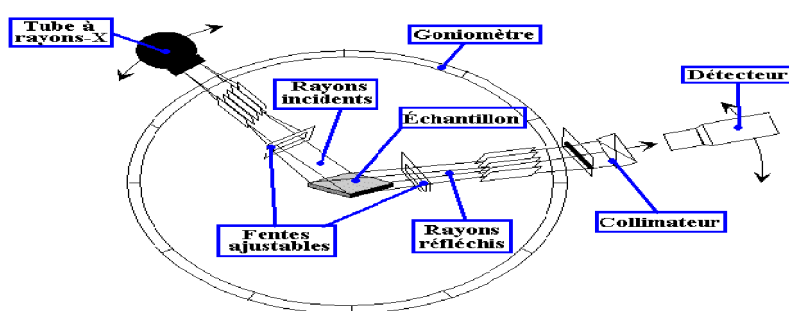


Figure IV-16 : Schéma d'un spectromètre de diffraction. [9]

IV.2.3. Les analyseurs de photons X (EDS et WDS)

Les **analyseurs de photons X** sont de deux types : soit on détecte les rayons X en fonction de leur longueur d'onde (**WDS** pour Wavelength Dispersive Spectrometer),

soit on les détecte en fonction de leur énergie (**EDS** pour Energy Dispersive Spectrometer). Les détecteurs **WDS** utilisent la diffraction des rayons X par les plans cristallins d'un monocristal. Le schéma de principe d'un détecteur **WDS** est représenté sur la figure IV-16.

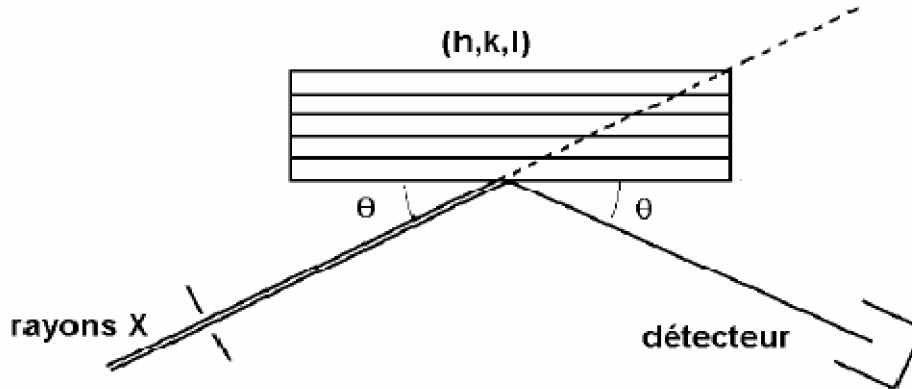


Figure IV-17 : Schéma de principe d'un détecteur WDS.[6]

Un détecteur **WDS** est constitué d'un détecteur et d'un monocristal orientable dont la distance inter réticulaire d_{hkl} , c'est-à-dire la distance entre deux plans d'indice (hkl) , est connue. D'après la loi de Bragg, si θ est l'angle formé entre le faisceau de rayons X incidents et les plans (hkl) , les photons X de longueur d'onde λ telle que

$$2d_{hkl} \sin\theta = n\lambda \quad (1-2)$$

seront diffractés suivant le même angle θ et donc détectés. Dans l'équation (1-2), n représente un entier. En changeant l'incidence du faisceau de photons X par rapport aux plans cristallographiques (et simultanément la position du détecteur) on peut donc obtenir le spectre d'émission X c'est-à-dire l'intensité I des photons X en fonction de leur longueur d'onde λ . La résolution en longueur d'onde est bonne ($\Delta\lambda/\lambda = 4\%$) ainsi que le rapport signal/bruit. Par contre, l'efficacité de ce type de détecteur est faible et l'interprétation des résultats peut être délicate du fait de la présence d'harmoniques (l'équation (1-2) est satisfaite pour plusieurs valeurs de n). De plus, pour couvrir une plage de longueurs d'onde suffisante, il est souvent nécessaire d'utiliser plusieurs monocristaux avec des d_{hkl} différents.

Les détecteurs **EDS** sont basés sur la création de paires électron/trou dans la zone de charge d'espace d'une jonction **p-n** par des photons X d'énergie E . Le schéma de principe d'un détecteur **EDS** est représenté sur la figure IV-17.

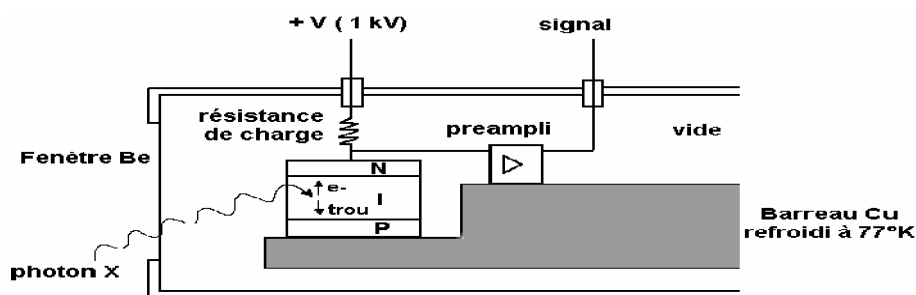


Figure IV-18 : Schéma de principe d'un détecteur EDS. [6]

Le semiconducteur le plus employé pour la détection est le silicium dopé au lithium. On obtient typiquement **3.7** paires électron/trou par eV d'énergie de photon X. L'amplitude du signal recueilli après amplification est donc proportionnelle à l'énergie des photons incidents. Ce type de détecteur a une bonne sensibilité. Par contre la résolution en énergie est faible ($\Delta E/E = 5\%$), les photons X issus d'éléments de numéro atomique inférieur à 9 ne sont pas détectés (pertes sur les fenêtres en béryllium) et le détecteur doit être refroidi à la température de l'azote liquide (**77 K**).

Une comparaison du même spectre détecté par **WDS** et par **EDS** est reportée sur la figure IV-18.

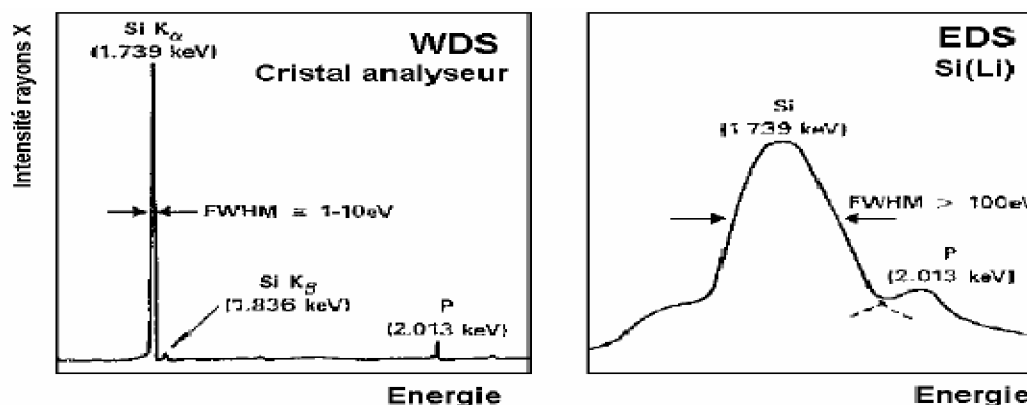


Figure IV-19 : Spectres d'émission X obtenus par WDS et EDS. [6]

IV.3. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons définis quelques techniques de dépôt dont la méthode électrochimique et de caractérisation qui nous permettent d'avoir des informations précises sur la qualité du revêtement, son état de surface et sa composition chimique.

V. Partie expérimentale

V.1. Introduction

Dans cette partie nous allons compléter la théorie étudiée auparavant en procédant à la réalisation d'une cellule électrochimique assistée par ultrasons afin d'obtenir un film de Nickel auquel sont ajoutées de petites quantités de cobalt déposées sur des substrats de Silicium de différents types.

Après avoir obtenu la structure hétérojonction **M-S** on la mettra dans un four de recuit sous pression atmosphérique.

En fin on procédera à la caractérisation chimique et topographique des différents échantillons obtenus, et on discutera les résultats de ces caractérisations.

V.2. Nettoyage du substrat de silicium

Avant tout dépôt métallique on procède au nettoyage du silicium qui est susceptible d'avoir des impuretés sur sa surface qui sont dû essentiellement à la pollution présente dans l'atmosphère, telle que l'oxyde natif, les poussières et les graisses.

On traite les échantillons de silicium par la méthode **RCA** de la manière suivante :

1-on met l'échantillon dans l'acétone pour enlever les graisses, suivi d'un rinçage avec de l'eau distillée puis du méthanol pendant 2 à 3 minutes.

2-on le met ensuite dans de l'acide fluorhydrique, pendant 10 minutes, pour enlever la couche d'oxyde natif, suivi d'un rinçage à l'eau distillée.

3-dans un bain de **NH₄OH** chauffé pendant 10 minutes, afin d'éliminer les impuretés organiques et régénérer l'oxyde natif, suivi d'un rinçage à l'eau distillée.

4-pour enlever les impuretés métalliques, nous allons utiliser un bain de **HCl**, chauffé pendant 5 minutes, suivi d'un rinçage à l'eau distillée.

5-dans un bain d'acide fluorhydrique pendant 10 minutes pour éliminer la couche d'oxyde formée pendant le dernier traitement, suivi d'un rinçage à l'eau distillée.

6-enfin on sèche les plaquettes avec un flux d'Argon. [4]

V.3. Dépôt électrochimique du nickel avec l'ajout de quantités de cobalt sur silicium assisté par ultrasons

V.3.1. Généralités sur les ultrasons

V.3.1.1. Définition : Les ultrasons sont des ondes acoustiques qui se caractérisent par des fréquences entre 20kHz et 1MHz, ils sont inaudibles pour l'oreille humaine.

V.3.1.2. Propagation d'ondes ultrasonores

Les corps possèdent une certaine élasticité, c'est-à-dire qu'ils peuvent se déformer sous l'action d'une force extérieure et reprendre leur forme initiale lorsque celles-ci sont supprimées.

Une vibration acoustique correspond à un ébranlement de ces particules de matière. Chaque particule oscille et transmet le mouvement à ses voisines.

Les ondes ultrasonores peuvent être de différents types suivant le mode de vibration des particules de la matière, elles peuvent être soit longitudinales (dans les milieux solides et liquides) ou bien transversales (que dans les milieux solides).

Dans un milieu infini et homogène, le faisceau ultrasonore se propage en ligne droite, lorsqu'il rencontre une interface (frontière) entre deux milieux son parcours et sa nature peuvent être modifiés.

V.3.1.3. Effet thermique des ultrasons

Dans un milieu absorbant, l'énergie mécanique est convertie en chaleur, engendrant ainsi des effets thermiques proportionnels à l'intensité ultrasonore et au temps d'exposition

$$dT \propto I.t$$

V.3.1.4. Effet mécanique des ultrasons

Le passage des ultrasons dans un milieu induit localement des variations de pression instantanées. La variation maximale de pression exercée localement $+P$ ou $-P$ (kPa) est directement liée à l'intensité I (mWatt/cm²) de l'onde ultrasonore générée par la sonde:

$$I = P^2 / 2gc$$

Avec g la densité du milieu, et c la célérité des ultrasons dans le milieu.

V.3.2. Description de la méthode électrochimique assistée par ultrasons

Pour réaliser un dépôt du Nickel et du Cobalt sur le substrat de silicium nettoyé par la méthode RCA, on utilisera une cellule électrochimique soumise à un champ ultrasonore, qui est un dispositif facile à mettre en œuvre et de faible coût, et puis aussi il nous permet de maîtriser les conditions opératoires telles que les concentrations des espèces en solution, la température de dépôt, la tension de dépôt, le temps de dépôt...

V.3.2.1. Les différentes parties de la cellule

-deux électrodes en cuivre :

Une cathode : sur laquelle est porté le substrat de silicium tout en mettant entre les l'électrode et le substrat du scotch de carbone pour assurer un bon contact.

L'anode : électrode en cuivre mise à 1,5 mm de la cathode portant le silicium.

-Une solution de chlorure de Nickel NiCl_2 : qui va donner des cations de Ni^{2+} lorsque la solution s'ionise sous l'effet de la tension.

-Un générateur de tension.

-Un bac à ultrasons dans lequel on met l'enceinte contenant la solution électrolytique.

-Un thermomètre pour mesurer la température de dépôt.

Le schéma suivant illustre la cellule utilisée :

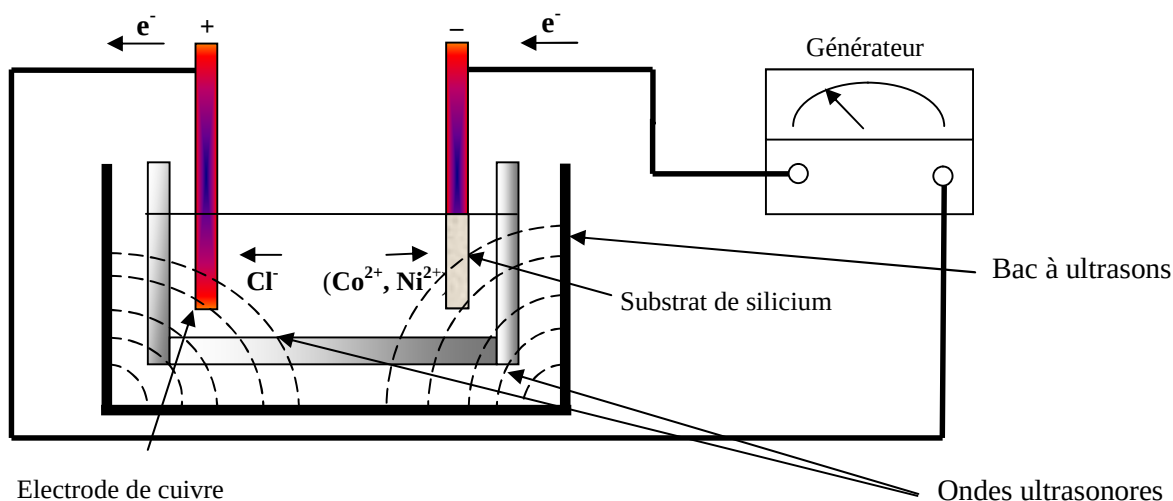


Figure V-1. Cellule électrochimique assistée par ultrasons

Conclusion

Dans ce chapitre nous avons pu réaliser une cellule électrochimique assistée par ultrasons qui nous a permis de déposer du nickel sur un substrat de silicium.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] H.Mathieu, « *Physique des semi-conducteurs et des composants électroniques* ». Dunod 5^{ème} édition.
- [2] M.Benaïcha , « *Etude des matériaux semi-conducteurs III-V Application à la conversion photovoltaïque* ». Thèse de magister à l'université de Batna.
- [3] N.Benahmed Benabdallah, « *Propriétés physiques des semi-conducteurs (Si monocristallin et Ge) et Simulation des cellules solaires à base de Si et SiGe* ». Thèse de magister à l'université de Tlemcen.
- [4] S.Maifi, « *Etude d'une structure électronique de types MIS-S à partir de substrat de silicium et de dépôt de semi-conducteurs transparents, application photovoltaïque* ». Thèse de Magister à l'UMMTO 2007.
- [5] S.Anane et K.Ladjali, « *Etude et contribution à la réalisation d'une structure siliciure/silicium : NiSi/Si avec la méthode électrochimique assistée par ultrasons* ». Thèse d'ingéniorat à l'UMMTO 2007.
- [6] P.Lévêque, « *Caractérisation des matériaux et composants* ». Cours à l'université Louis Pasteur.
- [7] D.Mangelinck, « *Mécanismes de croissance de films nanométriques de siliciures de Nickel* ». Laboratoire Matériaux et Microélectronique de Provence, 2005.
- [8] A.Duval et A.Bouquillon « *La microscopie électronique à balayage* ». Laboratoire de Recherche des Musées de France.
- [9] F.Kermiche « *Elaboration et étude physico-chimique de siliciures de Fer* ». Thèse de Magister à l'université de Batna, 2007.
- [10] F.Cacho, « *Etude et simulation de la siliciuration du Nickel ; application dans la technologie MOS* ». Thèse de doctorat à l'école des Mines de Paris, 2005.
- [11] G.Enrico, « *Analyse in situ par diffraction des rayons x des transformations structurales dans le système Titane/Silicium sous forme de film mince* ». Deuxième année ENSPG.
- [12] D.Devilliers et E.Mahé, « *Cellules électrochimiques : aspects thermodynamique et cinétique* ». Laboratoire LI2C-électrolytes et électrochimie UMR CNRS, 2003.
- [13] C.Bouty « *La diversité des cristaux* ». Cours.
- [14] K.Lagha, « *Etude de cellule solaire à conversion photovoltaïque de type MIS* ». Thèse d'ingénieur à l'UMMTO, 2002.
- [15] H.Tahi, « *Etude et réalisation d'un bâti de recuit pour les couches minces semi-conductrices transparentes (TCO)* ». Thèse de Magister à l'UMMTO, 2005.

- [16] B.Sapoval et C.Herman, « *physique des semi-conducteurs* ». Ouvrage.
- [17] Microsoft ENCARTA 2007
- [18] « *Nettoyage de la surface de Silicium pour la fabrication de transistor MOS* ». Cours 5^{ème} année Génie Physique.
- [19] B.Boittiaux, « *Le transistor JFET* ». Article, 2004.
- [20] M.S.Belkaid, « *physique et technologie des dispositifs semi-conducteurs TEC 594* ». Cours 4^{ème} année électronique option Instrumentation, UMMTO 2006.
- [21] F.Abdo, « *croissance de couches minces de silicium par épitaxie en phase liquide à basse température pour applications photovoltaïques* ». Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2007.
- [22] M.Gerl et J.P.Lissi, « *physique des matériaux* », 1^{ère} édition.
- [23] G.Delahaye, « *oxydes cristallins à haute permittivité diélectrique épitaxie sur silicium : SrO et SrTiO* ». Thèse de doctorat 2006.
- [24] H.Ferdjani, « *Méthode d'élaboration du Siliciure de Fer β -FeSi₂ et application* ». Thèse d'ingénieur UMMTO, 2006.
- [25] T.Challali, « *Etude des méthodes d'élaboration du carbure de Silicium ; application au thyristor et JFET* ». Thèse d'ingénieur, UMMTO, 2004.
- [26] K.Hoummada, « *Etude de la redistribution des dopants et des éléments d'alliage lors de la formation des siliciures de Nickel* ». Thèse d'ingénieur.
- [27] « *Pulvérisation cathodique* ». Cours
- [28] G_M_V édition « *L'épitaxie* ».

La liste des figures

Chapitre I :

Figure I-1. Microphotographie du réseau cristallin du silicium prise par TEM.

Figure I-2. Réseau de silicium.

Figure I-3. Diagramme représentant le processus de fabrication de silicium monocristallin et multicristallin.

Figure I-4. Lacune.

Figure I-5. Interstitiel.

Figure I-6. Antisite.

Figure I-7. Défaut de Frenkel : interstitiel et lacune.

Figure I-8. Dislocation : disparition d'un plan.

Figure I-9. Le silicium est isolant.

Figure I-10. Le silicium est mauvais.

Figure I-11. Dopage N : Atome de Phosphore substitué à un atome de silicium.

Figure I-12. Dopage P : Atome d'Aluminium substitué à un atome de silicium.

Figure I-13. Dopage n.

Figure I-14. Dopage p.

Figure I-15. Processus de recombinaison de type radiative.

Chapitre II :

Figure II-1. Diagramme des bandes d'énergie de la structure M-S avant contact.

Figure II-2. Diagramme de bandes d'énergie de la structure M-S après contact avec ($\Phi_m = \Phi_{sc}$).

Figure II-3. Diagramme des bandes d'énergie après contact (n) $\Phi_m > \Phi_{sc}$.

Figure II-4. Diagramme des bandes d'énergie après contact SC (p) $\Phi_m > \Phi_{sc}$.

Figure II-5. Diagramme des bandes d'énergie après contact SC (n) $\Phi_m < \Phi_{sc}$.

Figure II-6. Diagramme des bandes d'énergie après contact SC (p) $\Phi_m < \Phi_{sc}$.

Figure II-7. Diode Schottky à l'équilibre thermodynamique. **a)** Charge d'espace dans le semiconducteur. **b)** Champ électrique. **c)** Potentiel électrique. **d)** Bandes d'énergie.

Figure II-8. Courbe $C^{-2}(V)$.

Figure II-9. Courbe $J(V)$.

Figure II-10. Structure métal-vide-semiconducteur. **a)** Métal et semiconducteur isolés **b)** Métal et semiconducteur reliés.

Figure II-11. Structure métal-vide-semiconducteur (n).

Figure II-12. Structure métal-vide-semiconducteur (p).

Chapitre III :

Figure III-1. Formation des siliciures.

Figure III-2 : représentation schématique de la formation séquentielle impliquant Ni_2Si et NiSi .

Figure III-3 : Représentation schématique de la séquence de la formation des phases a- dans le cas où le Silicium est en défaut.

b- dans le cas où le Silicium est en excès.

Figure III-4 : Chaleur de formation par atomes de nickel en fonction du ratio Si/Ni.

Figure III-5 : Représentation schématique de l'évolution de la dispersion de la couche mince en fonction de la température de recuit.

Figure III-6 : Evolution de la résistivité du NiSi en fonction de son épaisseur.

Figure III-7 : Faible désaccord de maille entre c-Silicium et NiSi_2 (0.4%).

Figure III-8: Température de formation de NiSi_2 .

a-Si amorphe.

b-Si cristallin.

Figure III-9 : Stabilisation de NiSi par ajout de Pt : mesure par XPS sur Ni/Si et Ni (5% Pt)/Si lors du recuit.

Figure III-10 : Structure type C49.

Figure III-11 : Structure type C54.

Figure III-12 : Représentation schématique de la nucléation de TiSi_2 -C54 en fonction de la largeur de la zone active.

Figure III-13 : quelques propriétés des siliciures de Titane, de Cobalt, et de Nickel.

Chapitre IV :

Figure IV-1. Enceinte de la pulvérisation cathodique.

Figure IV-2. Mécanisme physique de la PC.

Figure IV-3. Schéma représentant la formation de la phase vapeur dans la PVD et la CVD.

Figure IV-4. Exemple d'une épitaxie n^- sur un substrat de type n^+ ; on dira que le substrat est épitaxié.

Figure IV-5. Mécanismes élémentaires de la croissance épitaxiale.

Figure IV-6. Bâti d'épitaxie par jet moléculaire, EJM, ou Molecular Beam Epitaxy, MBE (d'après D.V Morgan et K. Board).

Figure IV-7. Dispositif multibain d'épitaxie en phase liquide. Les solutions peuvent être de matériau ou de dopage différents pour réaliser une hétéroépitaxie (par exemple un hétérotransistor bipolaire).

Figure IV-8. Banc d'épithaxie en phase vapeur. Les gaz injectés contiennent en général du trichlorosilane, du HCl et de l'hydrogène.

Figure IV-9. Cellule électrochimique.

Figure IV-10. Représentation schématique de l'interaction entre un faisceau d'électrons et la surface d'un échantillon.

Figure IV-11. Poire de diffusion.

Figure IV-12. Représentation schématique de l'énergie de distribution des électrons émis par un échantillon.

Figure IV-13. Représentation schématique d'un microscope électronique à balayage équipé d'un système de microanalyse de rayons X.

Figure IV-14. Diffusion élastique.

Figure IV-15. Loi de Bragg donnant les directions où les interférences sont constructives.

Figure IV-16. Schéma d'un spectromètre de diffraction.

Figure IV-17. Schéma de principe d'un détecteur WDS.

Figure IV-18. Schéma de principe d'un détecteur EDS.

Figure IV-19. Spectres d'émission X obtenus par WDS et EDS.

Chapitre V :

Figure V-1. Cellule électrochimique assistée par ultrasons.



Annexe

I. Le transistor MOS

Un transistor MOS est constitué d'un substrat semiconducteur recouvert d'une couche d'oxyde sur laquelle est déposée une couche métallique appelée porte ou grille (**gate**). Deux inclusions dont le dopage est opposé à celui du substrat sont diffusées aux deux extrémités de cette **grille**, elles constituent deux bornes du composant appelées **source** et **drain** (**figure-1**).

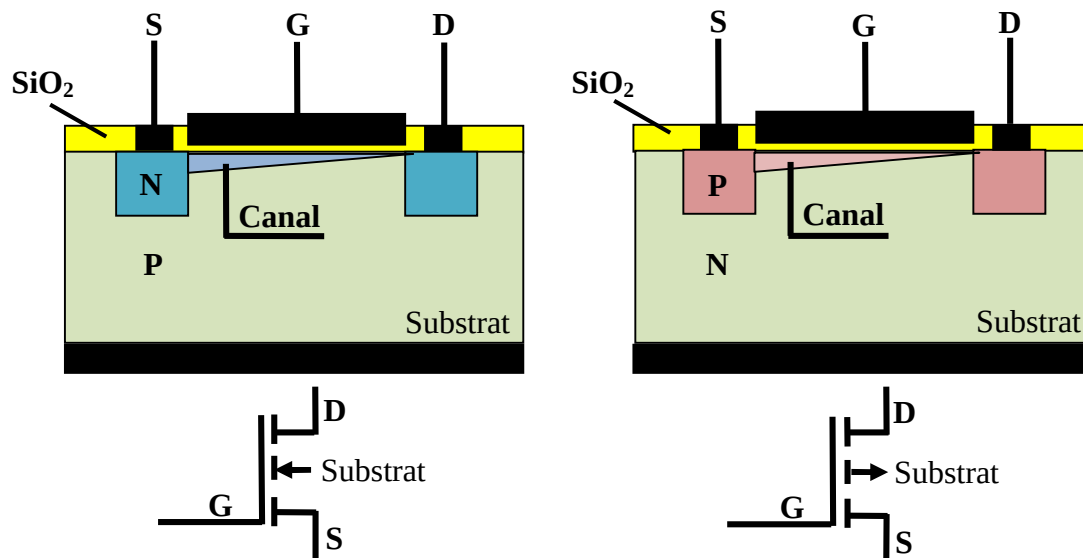


Figure-1 : Schéma représentant les MOS canal N et P

Dans le cas le plus courant d'un MOS canal N, le substrat est de type **P** et les deux inclusions sont de type **N**. Si une tension positive est appliquée entre grille et substrat, le champ électrique attire les électrons et repousse les trous à la surface du substrat **P** créant ainsi, si la tension est suffisante (tension grille > tension seuil), par inversion de population, un canal **N** superficiel qui peut assurer le passage du courant de la source au drain. On notera que le dispositif est symétrique, le drain est l'électrode la plus positive (pour MOS canal N). Si une tension est appliquée entre le drain et la source, la tension à travers la couche d'oxyde vaut V_{GS} du côté source mais $V_{GS} - V_{DS}$ du côté drain. Le champ électrique est donc plus faible côté drain, la concentration des porteurs y est donc plus faible.

Le réseau de courbes caractéristiques d'un MOS est représenté par les **figures 2 et 3** avec zone ohmique et zone de pincement mais

– Il n'y a pas de jonction, le courant de grille est vraiment nul (de l'ordre du pA au plus à cause des courants parasites superficiels).

– La tension de polarisation de grille est de même signe que la tension de drain, ce qui facilite la polarisation.

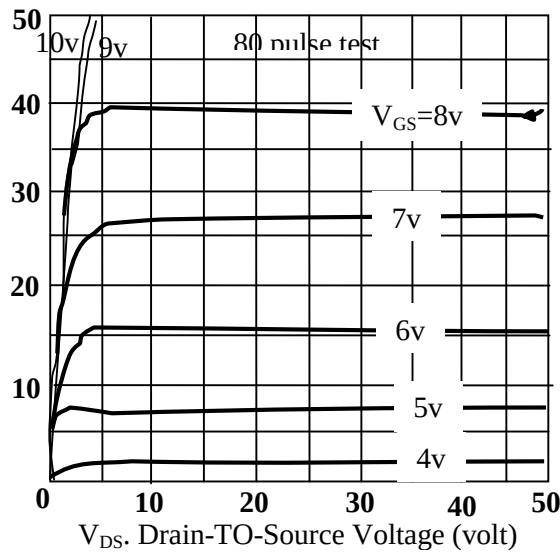


Figure-2 : Typical output characteristics

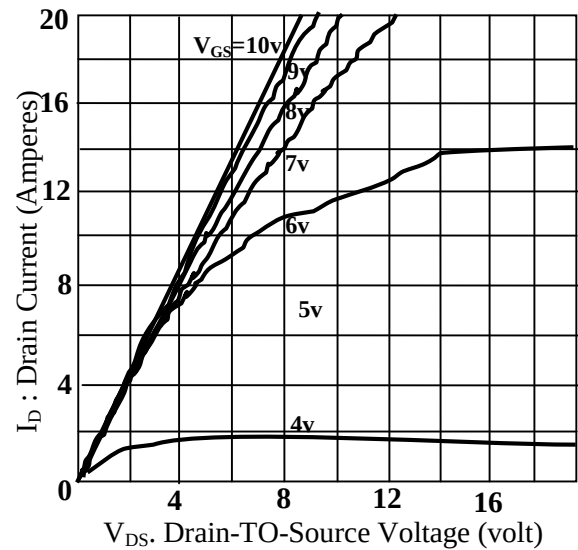


Figure-3 : Typical saturation characteristics

Ce réseau est celui d'un MOS de puissance **IRF 150** dont la tension de seuil est d'environ 3v.

On notera que les caractéristiques sont bien horizontales même à fort courant ce qui traduit une impédance interne élevée.

Dans la zone ohmique, le courant de drain obéit à l'équation suivante

$$I_{DS} = K \frac{W}{L} \left| (V_{GS} - V_S) \cdot V_{DS} - \frac{1}{2} V_{DS}^2 \right|$$

L est la longueur du canal, **W** sa largeur perpendiculairement au plan de dessin. Cette largeur est toujours plus grande que la longueur du canal, c'est cette fraction de micron dans les MOS dans les circuits intégrés de dernière génération.

Dans la zone de pincement, on retrouve l'expression du courant suivante

$$I_{DS} = \frac{KW}{2L} (V_{GS} - V_S)^2$$

La figure suivante représente la structure réelle d'un MOS canal N.

Au niveau de la grille la couche d'oxyde est amincie par attaque chimique, l'épaisseur résiduelle est très inférieure au micron, typiquement quelques dizaines de nanomètres.

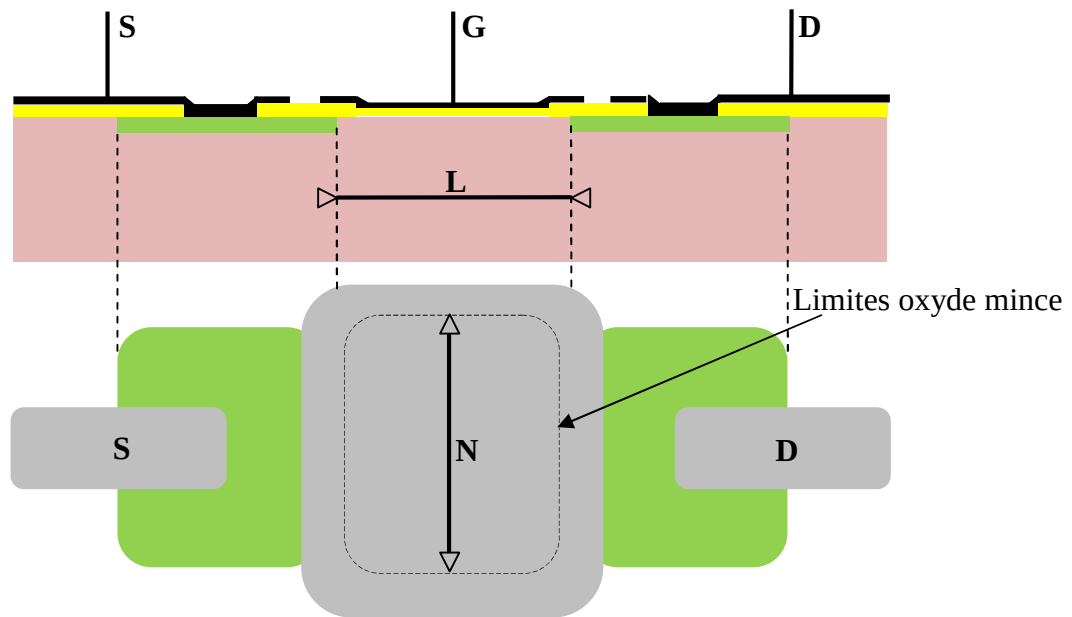


Figure-4 :

Le transistor qui vient d'être décrit n'est pas la seule structure possible, on peut d'abord changer la polarité du substrat pour construire des MOS canal **P** qui sont pilotés par des tensions inversées par rapport aux précédentes. Il est encore possible de diffuser lors de la fabrication un mince canal entre source et drain, dans ce cas un courant passe en présence d'une tension nulle sur la grille (I_{DS} n'est plus nul), et pour annuler le courant drain, il faut appliquer sur la grille une tension qui repousse les porteurs du canal i-e négative pour un canal **N**. La caractéristique courant drain en fonction de la tension grille ressemble alors à celle d'un **JFET** avec une tension de seuil négative (pour un canal **N**), mais pas de limitation pour $V_{GS} > 0$ (absence de jonction).

La figure ci-dessous représente les 4 configurations possibles

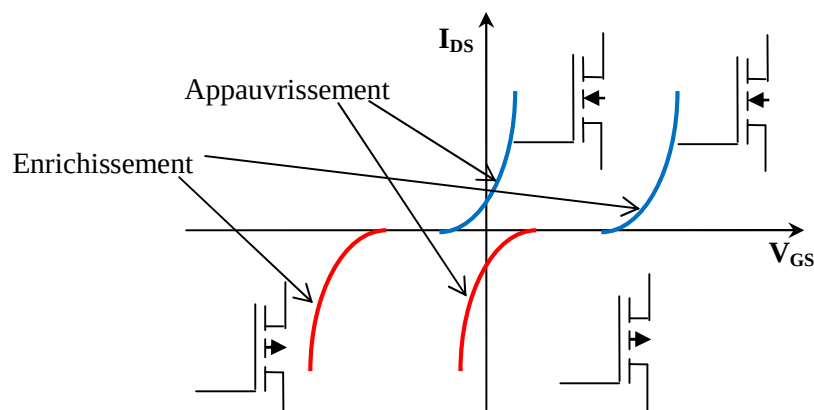


Figure-5 : Les 4 types de MOS

- MOS à canal induit (ou enrichissement) canal **N** ou **P** (en bleu).
- MOS à canal préalable (ou appauvrissement) canal **N** ou **P** (en rouge).

II. Mise en œuvre

Il n'y a sur le marché qu'un choix limité de MOS de faible puissance **N** ou **P** toujours à canal induit. Ces composants peuvent être utilisés pour réaliser des amplificateurs ou des étages suiveurs. La polarisation est facile à réaliser avec un simple pont de résistances qui peuvent être aussi grandes que l'on veut puisque le courant de grille est nul (**figure-6**).

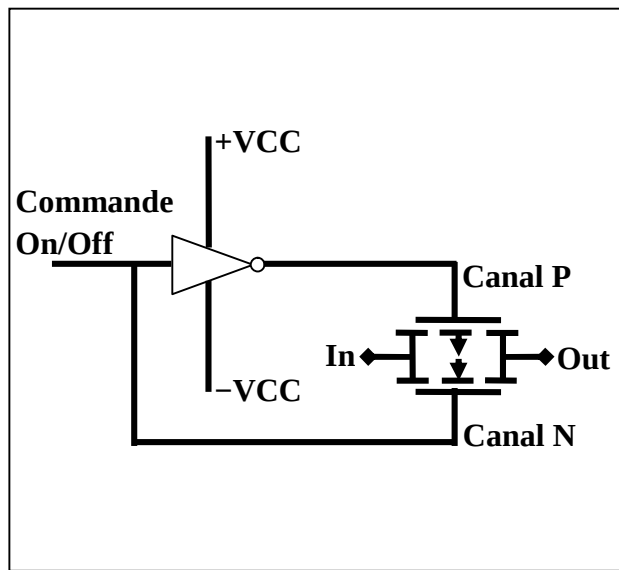
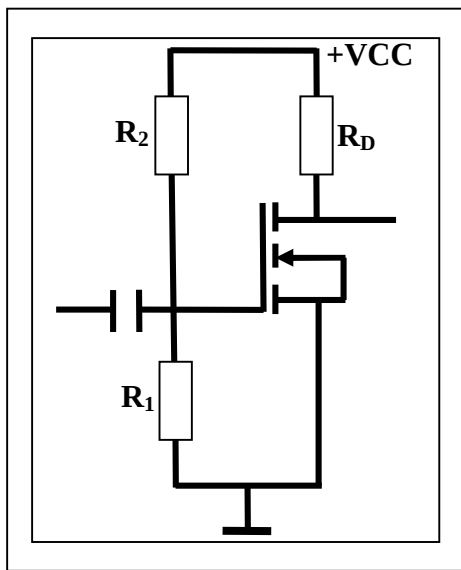


Figure-6 : polarisation d'un MOS **Figure-7** : Porte analogique utilisant 2 MOS

Les MOS de faible puissance sont l'un des constituants essentiels des circuits logiques, dans ce domaine ils représentent la presque totalité des composants actifs.

La série logique CD 4000 est construite par association de MOS **P** et **N** (famille CMOS). Les premiers circuits de la famille sont constitués de MOS **P** et **N** appariés utilisables individuellement.

Une autre application des petits MOS est la réalisation des portes analogique, ce sont des circuits qui se comportent comme des interrupteurs mécaniques mais commandés par une tension. Le CD 4016 dont la structure est représentée sur la **figure-7**, est une porte analogique très utilisée. Elle est constituée de 2 MOS complémentaires de façon à symétriser la caractéristique de transfert. La tension d'entrée V_{in} doit être comprise entre $+VCC$ et $-VCC$. Pour travailler avec des signaux centrés sur zéro, on alimente souvent le circuit entre $+$ et $-7,5V$.

Dans cette application, le paramètre essentiel du MOS est sa résistance équivalente, c'est la pente de la caractéristique $I_{DS} = f(V_{DS})$ pour $V_{DS} = 0$.

En utilisant l'équation des caractéristiques dans la zone ohmique, cette résistance a pour expression

$$r = \frac{KW}{L} (V_{GS} - V_S)$$

Elle est d'autant plus faible que la tension de polarisation de grille est grande, en réalité dès que V_{GS} dépasse 7 ou 8V elle prend une valeur limite, c'est le r_{on} du MOS.

Pour le 4016 cette résistance est de l'ordre de 400Ω i-e que lorsque les deux MOS sont conducteurs (niveau logique haut à l'entrée de commande), l'interrupteur se comporte comme une résistance de 200Ω entre les deux accès V_{In} et V_{Out} .

III. Mesure du courant de fuite de grille d'un MOS

Les MOS de faible puissance sont très facilement détruits par une surtension sur la grille et donc sensibles aux parasites électrostatiques. Un MOS dont la grille n'est pas protégée par des diodes est détruit si on touche sa grille (**figure-8**). Le courant de grille n'est pas rigoureusement nul mais très faible, ce n'est pas le courant qui traverse la silice mais un courant de surface, sur le silicium et le boîtier. Pour un boîtier bien propre, ce courant est souvent inférieur à $10^{-15}A$. Il est impossible de mesurer directement de tels courants, le plus simple est d'utiliser le MOS lui-même comme voltmètre.

Lors d'une expérience préliminaire, on trace d'abord la caractéristique $I_{DS} = f(V_{GS})$. Puis on place entre grille et masse un condensateur très bien isolé (**figure-9**) que l'on charge en touchant son armature supérieure avec un fil relié à une source convenable. Il suffit de suivre ensuite l'évolution du courant drain, qui grâce à la courbe précédente permet de remonter à la valeur de la tension grille. Pour un condensateur de 10pF et un courant de fuite de $10^{-15}A$, la tension grille varie de 1V en 3 heures.

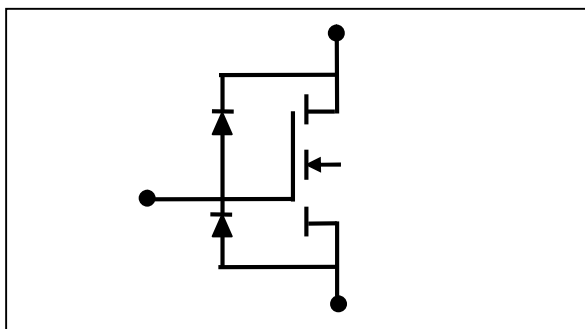


Figure-8 : Protection de la grille par 2 diodes

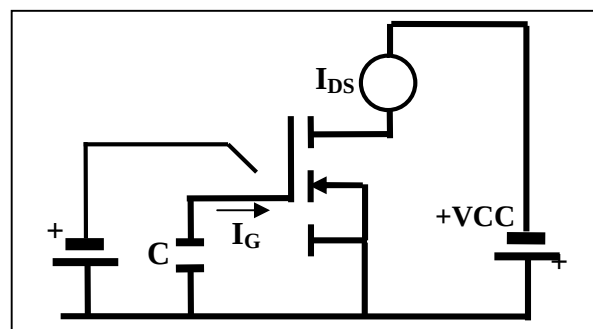


Figure-9 : évolution du courant MOS par C



Le transistor JFET

I. Introduction

Dans un premier temps, nous allons voir le principe de fonctionnement de ce composant à l'aide d'une analyse qualitative des phénomènes physiques qui entrent en jeu. Ensuite, après avoir posé des hypothèses simplificatrices, nous effectuerons une description quantitative simple qui donnera la relation $I(V)$.

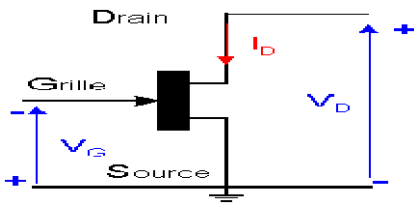
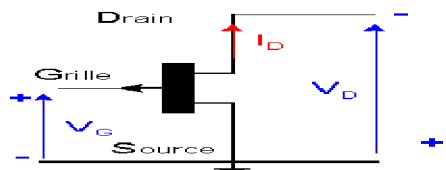
II. Définition

Dans un Transistor à Effet de Champ à jonctions (TEC) le courant est

- créé par le déplacement d'un seul type de porteurs : les majoritaires (composant unipolaire)
- modifié par un champ électrique appliqué transversalement au sens de déplacement des porteurs.

Le transistor à effet de champ à jonctions (*Junction Field Effect Transistor : JFET*) comporte trois électrodes

- une électrode qui injecte les porteurs dans la structure : la **source**.
- une électrode qui recueille les porteurs : le **drain**.
- une électrode où est appliquée la tension de commande : la **grille**.
- la partie de semiconducteur située sous la grille est souvent appelée le **canal**.

JFET CANAL 'N'	JFET CANAL 'P'
• le canal est de type 'N', la grille de type P^+ • porteurs : électrons majoritaires d'un SC 'N' • traversent le canal de la source vers le drain. • sens du courant : drain $\rightarrow$ source, donc le drain est à un potentiel positif par rapport à la source. • la jonction grille canal polarisée en inverse donc la grille doit être à un potentiel négatif par rapport à la source. 	• le canal est de type 'P', la grille de type N^+ • porteurs : trous majoritaires d'un SC 'P' • traversent le canal de la source vers le drain. • sens du courant : source $\rightarrow$ drain, donc le drain est à un potentiel négatif par rapport à la source. • la jonction grille canal polarisée en inverse donc la grille doit être à un potentiel positif par rapport à la source. 
JFET canal 'N'	JFET canal 'P'

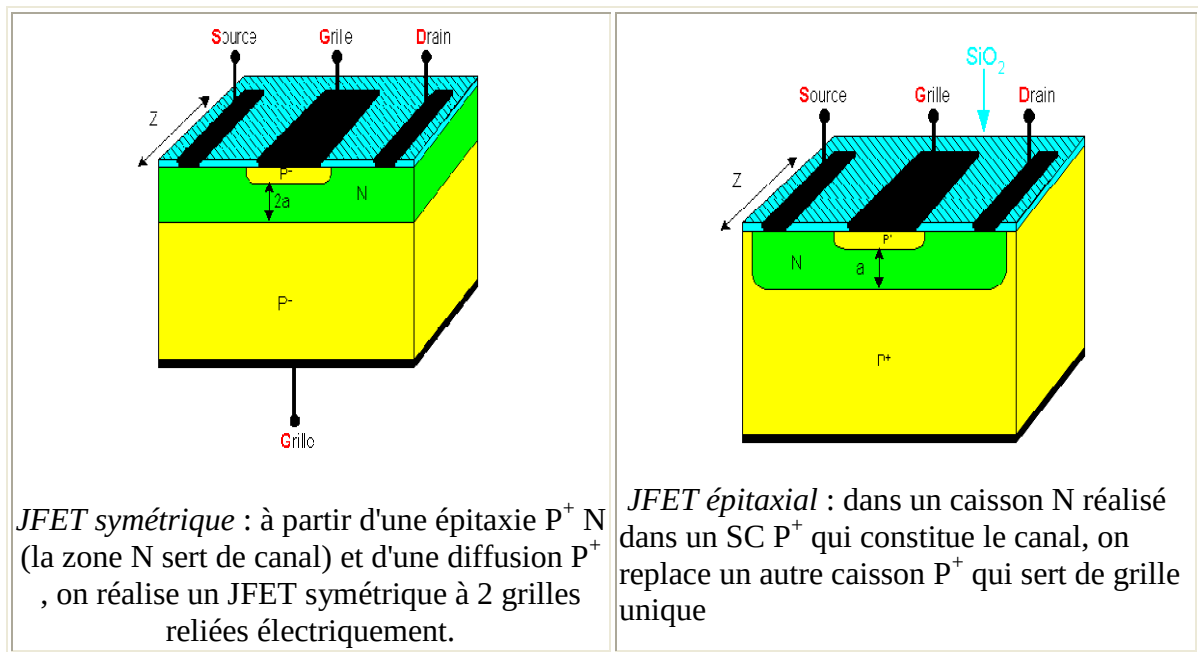
La commande s'effectue par une tension et le courant traverse un canal 'N' ou 'P'.

On notera la tension Drain-Source : V_D , la tension Grille-Source : V_S et le courant Drain-Source : I_D .

Dans beaucoup de semiconducteurs, la mobilité des électrons est plus grande que la mobilité des trous, le JFET 'N' possède une meilleure conductance et une fréquence de coupure plus grande que le JFET 'P' de mêmes caractéristiques. C'est pour cela, qu'en pratique, le JFET 'N' est le plus utilisé.

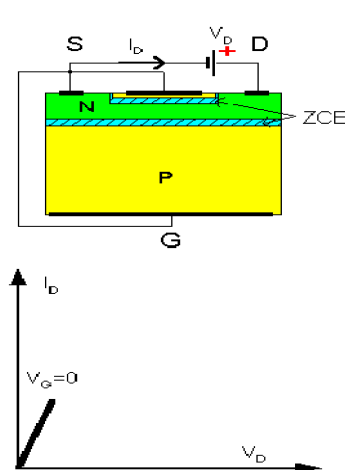
III. Principes du JFET

Pour cette étude qualitative, nous considérons un JFET canal 'N'



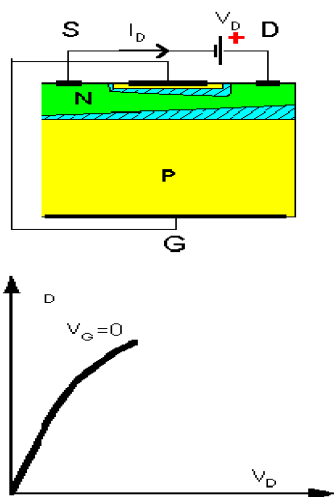
III.1. Fonctionnement sans polarisation de grille

On met la grille à la masse (comme la source) et on applique sur le drain une tension positive variable.



Pour les **faibles valeurs de la tension drain source**, le courant entre la source et le drain est faible. Le potentiel dans le canal est pratiquement le même de la source au drain.

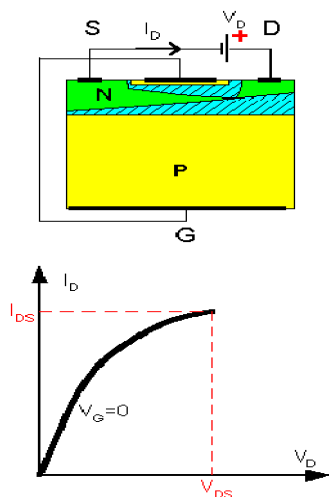
- ✓ La grille est fortement dopée P, le canal est dopé N : la ZCE s'étend uniquement dans le canal et elle est d'épaisseur constante.
- ✓ Les porteurs peuvent circuler de la source vers le drain dans un canal d'épaisseur constante, donc la résistance entre source et drain est constante.
- ✓ Dans ces conditions (faible tension V_D), le courant drain I_D varie linéairement en fonction de la tension V_D .



Pour les **tensions drain source plus importantes**; le potentiel dans le canal est de plus en plus positif quand on se rapproche du drain.

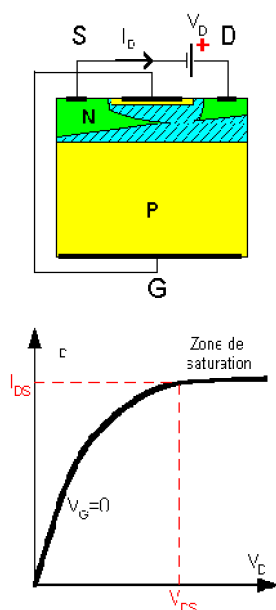
- ✓ La jonction grille-canal est de plus en plus polarisée en inverse au fur et à mesure que l'on se rapproche du drain. Sa zone désertée s'étend de plus en plus dans le canal.
- ✓ Les porteurs circulent de la source vers le drain dans un canal dont l'épaisseur diminue au fur et à mesure que l'on se rapproche du drain.
- ✓ Dans ces conditions, le courant drain I_D ne varie plus linéairement en fonction de la tension V_{DS} .
- ✓ Pour des tensions drain source notables, la caractéristique $I(V)$ n'est plus linéaire.

Lorsque la **tension drain source atteint une valeur particulière V_p (tension de pincement)**



- ✓ Les deux ZCE (celles des jonctions grille-canal supérieure et inférieure) se rejoignent du côté du drain. Il y a pincement du canal.
- ✓ Ce phénomène intervient lorsque le potentiel dans le canal atteint une valeur particulière V_{p0} : la tension interne de pincement.
- ✓ Dans ces conditions, le courant drain I_D atteint une valeur caractéristique le courant de saturation I_{DS} .
- ✓ Pour une tension drain source égal à la tension de pincement ($V_{DS} = V_p$), le courant atteint une valeur caractéristique du composant I_{DS} : courant de saturation.

Lorsque la **tension drain source $V_D > V_p$**

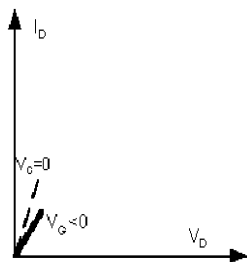
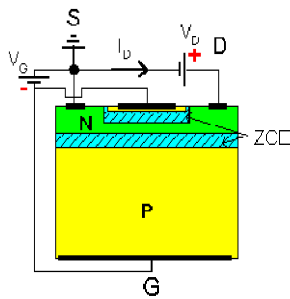


- ✓ Le point de pincement progresse dans le canal en direction de la source. La tension entre le début et la fin de la zone entièrement désertée est : $V_D - V_p$. Compte tenu de la petite taille de cette zone entièrement désertée, il y règne un champ électrique **longitudinal** très intense.
- ✓ On pourrait penser que cette zone empêche les électrons d'atteindre le drain. Ce n'est pas le cas car la présence du champ électrique longitudinal propulse les électrons présents à l'entrée de la zone vers le drain.
- ✓ Donc, le courant drain est égal au courant créé par les électrons qui se présentent à l'entrée de la zone entièrement désertée donc il est constant et égal à I_{DS} .
- ✓ Pour une tension drain source supérieure à la tension de pincement ($V_{DS} > V_p$), le courant est constant = le courant de saturation I_{DS} . Le transistor est à saturation.

III.2. Fonctionnement sans polarisation de grille

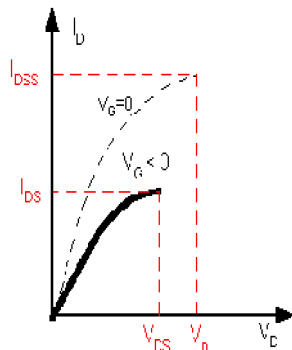
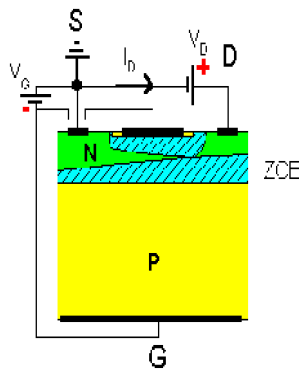
La jonction grille-canal doit toujours être polarisée en inverse, donc pour un JFET canal 'N', la grille doit être négative ($V_G < 0$) par rapport à la source donc au drain ($V_D > V_S$).

Le courant grille est toujours insignifiant (c'est le courant traversant une jonction polarisée en inverse).



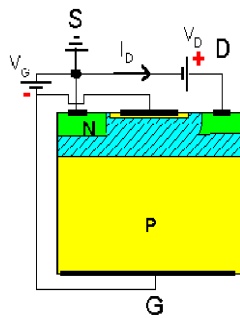
Pour les **faibles valeurs de la tension drain source**, la zone désertée a la même épaisseur tout le long du canal, ce dernier est de plus en plus étroit quand la tension grille devient de plus en plus négative.

- ✓ Les caractéristiques $I(V)$ sont linéaires. La résistance présentée par le composant devient de plus en plus grande quand la grille est de plus en plus négative par rapport à la source. Elle est égale à l'infini quand $V_G = -V_p$.
- ✓ Dans toute la gamme des tensions : V_D faibles et $0 < V_G < V_p$ le JFET se comporte comme une résistance commandée en tension.



Pour les **tensions drain source plus importantes**; la jonction grille canal est de plus en plus polarisée en inverse au fur et à mesure que l'on se rapproche du drain. Les porteurs circulent dans un canal de plus en plus étroit quand il s'approche du drain.

- ✓ Dans ces conditions, le courant drain I_D ne varie plus linéairement en fonction de la tension V_D .
- ✓ Pour une tension V_{DS} (tension de saturation) le phénomène de pincement apparaît et le courant atteint sa valeur de saturation I_{DS} . Mais cette valeur est inférieure à celle obtenue pour $V_G = 0$ que l'on notera I_{DSS} : *courant de saturation maximum*.
- ✓ Pour des tensions drain source notables, la caractéristique $I(V)$ n'est plus linéaire. Le phénomène de saturation est obtenu de plus en plus rapidement quand la tension grille est de plus en plus négative.

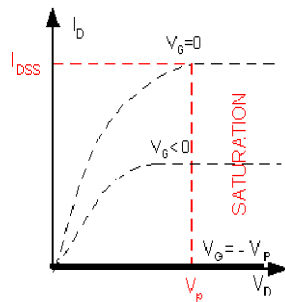


Enfin pour $V_G = -V_p$ ou pour des valeurs plus négatives, les deux ZCE se rejoignent sur toute la partie du canal située sous la grille. Il n'y a plus aucun courant : on dit que le **JFET est bloqué**.

- ✓ La résistance entre la source et le drain est infinie et le composant peut être considéré comme un circuit ouvert.
- ✓ En pratique, on utilise le JFET dans deux modes bien distincts :

en zone linéaire où il sert de résistance commandée en tension.

en zone de saturation où nous allons voir qu'il peut être considéré comme un générateur de courant commandé par une tension.



IV. Conclusions

Le transistor à effet de champ à jonction (JFET) est :

- un composant unipolaire (électrons 'canal N', trous 'canal P');
- il est utilisé principalement :
 - comme résistance variable en fonction d'une tension (zone linéaire des caractéristiques)
 - comme commande d'un courant par une tension (zone de saturation des caractéristiques)
- sa fréquence maximale d'utilisation est proportionnelle à :
 - la mobilité des porteurs utilisés;
 - la densité des porteurs utilisés (donc au dopage du canal);
 - à l'inverse du carré de la longueur du canal ($1/L^2$).