

République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
Université de Tébessa



Faculté des Sciences Exactes et des Sciences  
de la Nature et de la Vie

Département des Sciences de la Matière

## **Mémoire**

**Présenté en vue de l'obtention du diplôme de MAGISTER**

Option: Physique des matériaux

Par

**ABDI Naima**

**Modélisation des propriétés électriques  
du GaAs dopé par implantation ionique**

Date de soutenance 18/06/2012

Devant le jury :

BENMAKHLOUF Fella	Professeur	Univ. Tébessa	Président
BENSALEM Rachid	Professeur	Univ. Annaba	Rapporteur
GUERS Mokhtar	Professeur	Univ. Annaba	Examineur
BECHIRI Abderrachid	MCA	Univ. Tébessa	Examineur

## *Sommaire*

Liste des tableaux.....	i
Liste des figures.....	ii
<b>Introduction générale.....</b>	<b>1</b>

### **Chapitre I: *Dopage des semiconducteurs***

I.1. Introduction.....	3
I.2. Généralité sur L'arséniure de Gallium (GaAs).....	3
I.2.1. Structure cristalline.....	3
I.2.2. Propriétés électriques et chimiques du GaAs.....	4
I.2.3. Choix du semiconducteur utilisé.....	5
I.3. L'implantation ionique.....	6
I.3.1. Définition.....	6
I.3.2. Importance de l'implantation ionique.....	6
I.3.3. Principe de l'implantation ionique.....	7
I.3.4. Appareillage utilisé.....	8
I.2.1. Intérêt pratique de l'implantation ionique dans la technologie des semiconducteurs.....	9
I.4. Méthodes de mesure des propriétés électriques.....	9
I.4.1. La Méthodes des quatre pointes.....	10
I.4.2. La Méthode de Van der Pauw.....	11
I.4.3. Effet Hall.....	13
Références.....	14

### **Chapitre II: *Conduction électrique dans le GaAs***

II.1. Introduction.....	16
II.2. Les impuretés utilisées dans le dopage de GaAs.....	17
II.2.1. Le dopage par les accepteurs.....	17
II.2.1.1. Le dopage par le Béryllium (Be).....	17
II.2.1.2. Le dopage par le Magnésium (Mg).....	19
II.2.1.3. Le dopage par le Zinc (Zn).....	21
II.2.2. Le dopage par les donneurs.....	21
II.2.2.1. Le dopage par le Sélénium (Se).....	22
II.2.2.2. Le dopage par le tellure (Te).....	23
II.2.2.3. Le dopage par le Soufre (S).....	24
II.2.3. Le dopage par les composants amphotères.....	25

II.2.3.1. Le dopage par le Silicium (Si).....	25
II.2.3.2. Le dopage par l'étain (Sn).....	26
II.2.3.3. Le dopage par le Germanium (Ge).....	27
II.3. Les défauts engendrés par l'implantation ionique.....	28
II.3.1. Distribution des ions après implantation.....	28
II.3.2. Distribution des défauts.....	28
II.4. Recuit thermique.....	30
Références.....	32

### **Chapitre III: Modèles d'activation d'impuretés dans le GaAs**

III.1. Introduction.....	34
III.2. Le mécanisme de traitement thermique des ions implantés dans le GaAs.....	34
III.3. Les propriétés électriques du GaAs dopé.....	36
Références.....	45

### **Chapitre IV: Résultats et discussions**

IV.1. Introduction.....	46
IV.2. La méthode de Monté Carlo (MC).....	46
IV.3. La simulation par la méthode de Monté Carlo.....	46
IV.4. Présentation du logiciel SRIM.....	47
IV.5. Résultats et discussions.....	48
IV.5.1. Simulation de la trajectoire des ions implantés.....	48
IV.6. Profile de distribution des atomes implantés.....	54
IV.6.1. Effet de l'énergie sur le profil de concentration atomique.....	57
IV.7. Production de régions à hautes résistivités par implantation ionique.....	58
Références.....	63
<b>Conclusion générale.....</b>	<b>64</b>

*Liste des tableaux*

<b>Tableaux</b>	<b>Titre</b>	<b>Page</b>
Tableau (I-1)	Quelques propriétés de <i>l'arséniure de gallium</i> .	<b>5</b>
Tableau (III -1)	Les valeurs de $E_a$ , $E_d$ et $E_{dL}$ pour les différents dopants dans le <i>GaAs</i> .	<b>42</b>
Tableau (IV-1)	Résultats obtenus pour l'implantation du $He^+$ dans le <i>GaAs</i> .	<b>55</b>
Tableau (IV-2)	Résultats obtenus pour l'implantation du $Si^+$ dans le <i>GaAs</i> .	<b>56</b>

## Listes des figures

Figure	Titre	Page
Figure (I-1)	Structure cristalline <i>zinc blende</i> du <i>GaAs</i> .	4
Figure (I-2)	Positions atomiques dans la maille <i>zinc blende</i> en projection sur une face.	4
Figure (I-3)	Tétraèdre position des atoms.	4
Figure (I-4)	Structure de bande d'énergie du <i>GaAs</i> et du <i>Si</i> .	6
Figure (I-5)	Schéma d'un <i>implanteur ionique</i> simplifié	9
Figure (I-6)	Les deux types de configuration (a) normale, (b) de <i>Van der Pauw</i> .	10
Figure (I-7)	a) Les quatre sommets forment un carré. b) Les quatre sommets son sur la même ligne.	11
Figure (I-8)	La forme symétrique de l'échantillon.	12
Figure (II -1)	Variations de la concentration des porteurs en fonction de la température de recuit $T_a$ .	18
Figure (II -2)	Variations de la concentration des porteurs en fonction de la concentration des dopants pour les échantillons recuit à 700 °C et 900 °C.	18
Figure (II -3)	Variations de la concentration atomique et des porteurs de charge et la mobilité en fonction de la profondeur de pénétration.	19
Figure (II -4)	Les propriétés électriques du <i>Mg</i> implanté dans le <i>GaAs</i> avec les doses : $5 \times 10^{13}$ , $1 \times 10^{14}$ , $3 \times 10^{14}$ et $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ .	20
Figure (II -5)	La concentration des porteurs de charge implantés à la température ambiante en fonction de la température de recuit.	21
Figure (II -6)	La concentration des porteurs et la mobilité pour le <i>GaAs</i> implanté par $10^{14} \text{Se}^+/\text{cm}^2$ et recuit, en fonction de l'énergie de dopage.	22
Figure (II -7)	La Concentration des porteurs et mobilité pour des échantillons implantés par $10^{14} \text{Te}^+/\text{cm}^2$ et préservées par le <i>nitrure de silicium</i> ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ).	23
Figure (II -8)	La variation des profils de la concentration atomique du <i>S</i> implanté dans le <i>GaAs</i> avec différentes températures d'implantation.	24
Figure (II -9)	Résumé des résultats obtenus par le dopage du <i>Si</i> dans le <i>GaAs</i> .	25
Figure (II -10)	La concentration des porteurs et la mobilité en fonction de la profondeur de pénétration pour le <i>GaAs</i> implanté par le <i>Sn</i> .	26
Figure (II -11)	La concentration des porteurs et la mobilité en fonction de la profondeur de pénétration pour le <i>GaAs</i> implanté par le <i>Ge</i>	27
Figure (II -12)	Différents types de défauts ponctuels.	29
Figure (II -13)	Répartition des défauts et des ions en fonction de la profondeur.	29
Figure (II -14)	Influence du recuit, après implantation de <i>Bore</i> dans le <i>GaAs</i> ( $E = 400 \text{keV}$ , $N_d = 4,7 \times 10^{14} \text{ions}/\text{cm}^2$ ) sur des profils de défauts, et de la concentration des défauts avec le recuit.	31
Figure (III - 1)	La concentration des porteurs de charge surfacique du <i>GaAs</i> dopé par le <i>Sn</i> en fonction du temps et de la température du recuit.	36

## Listes des figures

Figure (III - 2)	La concentration des porteurs surfacique du GaAs dopé par le Si en fonction du temps et de la température du recuit (750, 800 et 850 °C).	<b>37</b>
Figure (III - 3)	La concentration des porteurs surfacique du GaAs dopé par le Si en fonction du temps et de la température du recuit (900, 950 et 1000 °C).	<b>37</b>
Figure (III - 4)	La concentration des porteurs surfacique du GaAs dopé par le Zn en fonction du temps et de la température de recuit.	<b>38</b>
Figure (III - 5)	La distribution atomique des impuretés implantées et son approximation par une distribution uniforme.	<b>39</b>
Figure (IV - 1)	Simulation d'interaction des ions Si dopé dans le GaAs avec énergie 10 keV.	<b>49</b>
Figure (IV - 2)	Simulation d'interaction des ions Si dopé dans le GaAs avec énergie 100 keV.	<b>40</b>
Figure (IV - 3)	Simulation d'interaction des ions Se dopé dans le GaAs avec énergie 100 keV.	<b>51</b>
Figure (IV - 4)	Simulation d'interaction des ions Zn dopé dans le GaAs avec énergie 100keV.	<b>52</b>
Figure (IV - 5)	Profils de concentration atomique pour une implantation multi énergie du He <sup>+</sup> et dans le GaAs, pour une dose fixe $N_d = 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ .	<b>57</b>
Figure (IV - 6)	Profils de concentration atomique pour une implantation multi énergie du Si <sup>+</sup> et dans le GaAs, pour une dose fixe $N_d = 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ .	<b>58</b>
Figure (IV - 7)	La position relative de la distribution des défauts engendrés par le bombardement du GaAs par des ions H , O et du B.	<b>60</b>
Figure (IV - 8)	La concentration atomique simulée en fonction de la pénétration moyenne de ions B , H et He implantés dans le GaAs à température ambiante.	<b>61</b>

## *Introduction générale*

L'arséniure de gallium, (*GaAs*) est un matériau composé qui occupe une bonne place par rapport à d'autres semiconducteurs utilisés. Cependant comme tout autre semiconducteur, son exploitation efficace nécessite l'addition des impuretés par des méthodes de dopage autre que la diffusion. Entre autres, *l'implantation ionique* est l'une des meilleures méthodes qui permet d'avoir des dopages reproductibles sur de larges surfaces. Elle a créé une révolution dans l'industrie de la microélectronique et l'optoélectronique, rendant possible la fabrication de dispositifs rapides et de faible puissance, utilisés aujourd'hui couramment, aussi bien dans les calettes de poche que dans les ordinateurs puissants.

La fabrication des dispositifs semiconducteurs dopés par *l'implantation ionique* exige un contrôle très précis du dopage, tant en concentration qu'en distribution spéciale caractérisée, d'une part d'un point de vue atomique par la profondeur moyenne de pénétration  $R_p$  (*range*) et son écart type  $\Delta R_p$  (*projected range*), et d'autre part par la concentration maximale  $N_{max}$ .

Vu les difficultés expérimentales rencontrées pour connaître avec précision les caractéristiques reliant les différentes grandeurs telles que la nature des impuretés, l'énergie d'incidence, les masses et les nombres atomiques des dopants et de la cible, une méthode de simulation connue par sa facilité de calcul a été employée. Celle-ci est la méthode dite *Monté Carlo*. Elle prédit, entre autres, de manière précise, les profils atomiques de dopage. Cependant le profil atomique des dopants peut être différent de celui des porteurs de charge, l'étude et la prédiction des *propriétés électriques* et électroniques peut renseigner sur ce comportement et est accompli par plusieurs *modèles* thermodynamiques.

L'objectif de ce travail est de simuler d'une part, par la méthode de *Monté Carlo* les propriétés atomiques des ions implantés dans le *GaAs*, et d'autre part, les *propriétés électriques* engendrées dans le *GaAs* par l'utilisation du *modèle* thermodynamique.

Ce travail est présenté dans ce mémoire en quatre chapitres:

Le premier chapitre est consacré aux généralités sur les matériaux étudiés (*GaAs*), et la présentation de la méthode de dopage utilisée ; *l'implantation ionique*. Alors que le second chapitre présente les phénomènes de la conduction électrique dans le *GaAs*, dont on a cité quelques impuretés pour le doper et les défauts engendrés par *l'implantation ionique* ; est la présentation des *modèles* d'activation d'impuretés dans le *GaAs*, font l'objectif du troisième chapitre. Enfin, le dernier chapitre présente la simulation des *propriétés électriques* du *GaAs* dopé par *l'implantation ionique* en utilisant la méthode de *Monté Carlo*. Ces techniques utilisent des logiciels récents basés sur le programme de simulation *SRIM* (Stopping and Range of Ions in Mater). Les résultats obtenus après simulation par la méthode de *Monté Carlo*, permettant de distinguer les effets de l'énergie d'incidence, et de la dose des dopants sur le profil de la concentration atomique. La comparaison des résultats des profils atomiques par simulation de *Monté Carlo*, et par mesures des *propriétés électriques* des porteurs de charge et celles de la littérature font la conclusion de ce chapitre.

Une conclusion générale permettra de faire une synthèse sur le travail accompli.



## Chapitre I

### *Dopage des semiconducteurs*

#### **I.1. Introduction**

Dans tout dispositif à semiconducteur, électronique microélectronique ou optoélectronique, il est nécessaire d'avoir des zones à dopage variable, jonction n-p, sur dopage, et zone de haute résistivité etc. Au départ, le substrat (ou support) présente un certain type de conduction, qui est soit de type *p*, Soit de type *n* ou intrinsèque. Le dopage du semiconducteur consiste donc à introduire des impuretés dans le cristal qui vont avoir pour conséquence de créer des niveaux d'énergie dans la bande interdite, et donc obtenir un semiconducteur extrinsèque [1].

En général, on peut doper des couches ou des zones de semiconducteur soit par diffusion thermique, soit par *implantation ionique*, soit par l'épitaxie ou bien par dopage in-situ. Parmi toutes ces méthodes *l'implantation ionique* et la plus utilisée; elle présente l'avantage par rapport à la diffusion [2], d'être utilisées pour doper les semiconducteurs composés tel que le *GaAs*, *InP* etc.

Dans ce travail *l'implantation ionique* est étudiée principalement comme méthode de modification de la conduction surfacique des semiconducteurs, et pour l'obtention de zone de forte résistivité utilisée pour l'isolation des différents composants d'un circuit intégré.

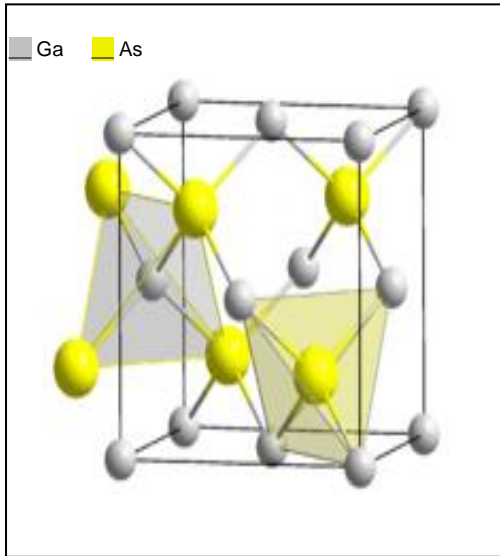
#### **I.2. Généralité sur L'arséniure de Gallium (GaAs)**

##### **I.2.1. Structure cristalline**

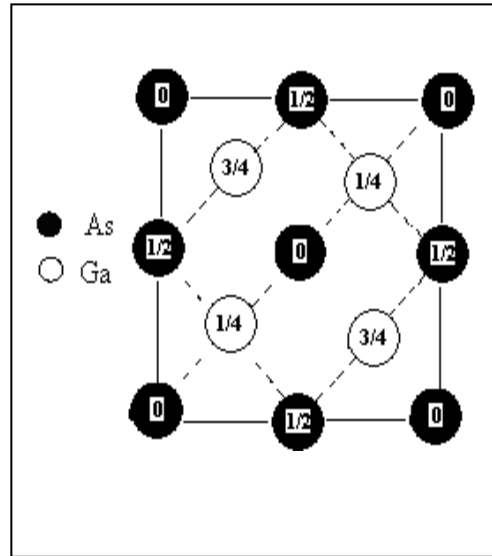
Le *GaAs* est un semiconducteur à bande interdite directe, appartenant aux composants semiconducteur du groupe *III.V* [3,4].

Le réseau cristallin du *GaAs* est de type *zinc blende* [5,6], cette structure est représentée soit en perspective (*figure I-1*) soit en projection sur plan formé par une des faces du cube (*figure I-2*), une manière de le faire et de présenter une projection de ce cristal sur le plan, en indiquant les coordonnées. Chaque atome se trouve au centre d'un tétraèdre régulier dont les

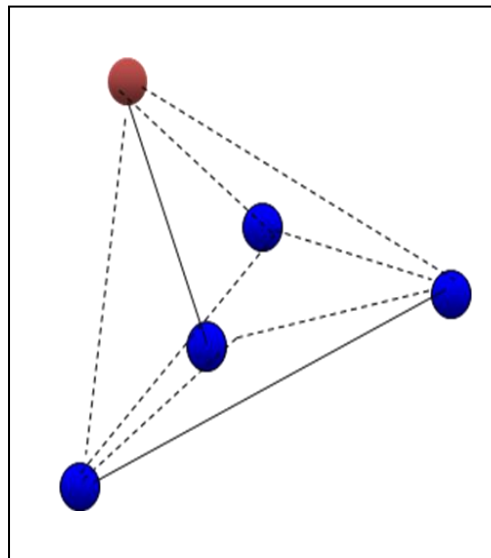
sommets sont occupés par un atome de l'autre espèce (*figure I-3*). Ceci signifie que la liaison est de type tétraédrique et chaque atome à quatre plus proches voisins. Le paramètre du réseau est  $a = 5,65 \text{ \AA}$ ; et la distance de l'adjacent plus proche  $a\sqrt{3}/4 = 2,44 \text{ \AA}$  [3,7].



**Figure I-1:** Structure cristalline zinc blende du GaAs [8].



**Figure I-2 :** Positions atomique dans la maille zinc blende en projection sur une face [3].



**Figure I- 3:** Tétraèdre position des atomes [9].

### I.2.2. Propriétés électriques et chimiques du GaAs

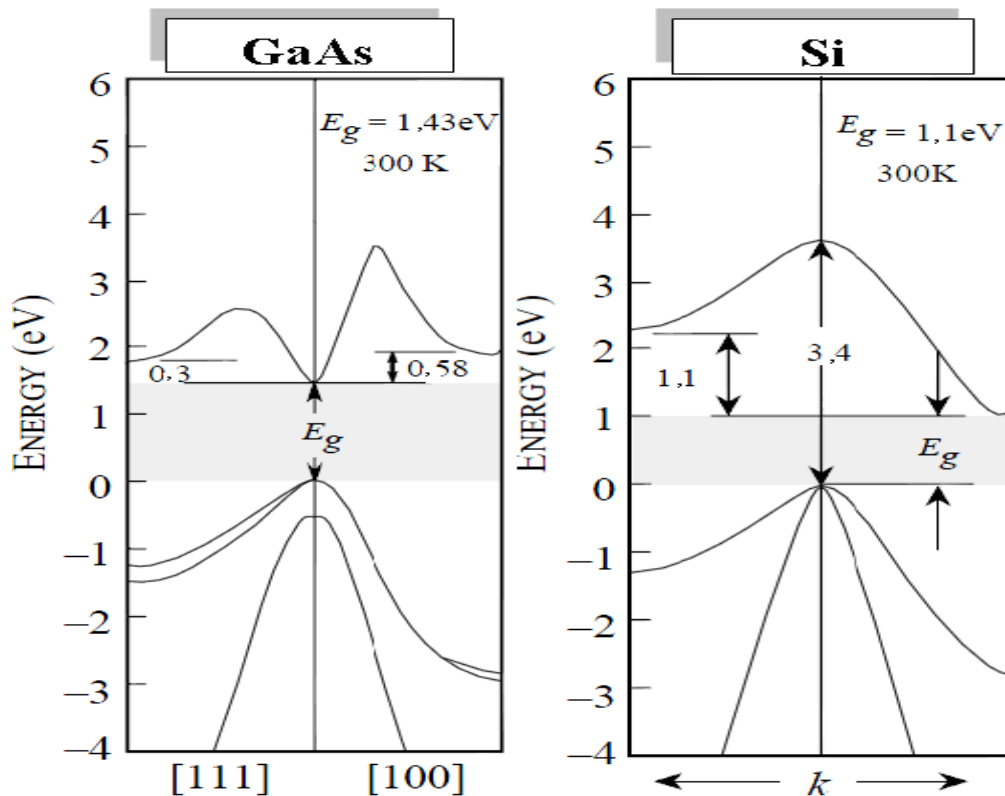
Les principales propriétés électriques et chimiques du GaAs sont résumées sur le tableau suivant [3,10-12].

**Tableau I- 1:** Quelques propriétés de l'arséniure de gallium.

Nom	Symbole	Unités	Valeur
Structure du réseau			Zinc blende
Paramètre cristallin	a	Å	5,63
Masse volumique	$\rho$	$\text{g.cm}^{-3}$	5,32
Nombre d'atomes par unité de volume	N	$\text{cm}^{-3}$	$4,4 \times 10^{22}$
Hauteur de la bande interdite	$E_g$	eV	1,43
Mobilité des électrons	$\mu_n$	$\text{cm}^2/\text{V.s}$	$8,5 \times 10^3$
Mobilité des trous	$\mu_p$	$\text{cm}^2/\text{V.s}$	$4,0 \times 10^2$
Affinité électronique	$\chi_s$	eV	4,07
Coefficient de dilatation thermique	$\alpha$	$\text{K}^{-1}$	$6,86 \times 10^{-6}$
Constante diélectrique relative	$\epsilon_r$		12,9

### **I.2.3. Choix du semiconducteur utilisé**

Comme le *GaAs* est caractérisé par une bande interdite directe à l'inverse du *Silicium (Si)*, qui admet une bande interdite indirecte (*figure I-4*), la probabilité de susciter des transitions radiatives est donc très grande [13]. Par ailleurs, la masse effective des électrons dans le *GaAs* est égale à  $0,98 m_e$ , avec  $m_e$  étant la masse d'un électron libre. Cette grande différence favorise son utilisation pratique du fait qu'elle donne des vitesses très rapides de l'ordre de  $10^7 \text{ m/s}$  c'est-à-dire cinq fois plus grande que celles obtenues dans les mémos dispositifs, mais de type *Si*. Elles permettent également de réaliser un grand nombre d'opérations à l'ordinateur (de l'ordre de quelques secondes) et transporter un nombre considérable de données au niveau des appareils de communication. De plus, les substrats en *GaAs* sont largement utilisés dans les applications militaires, car ils émettent des radiations exceptionnelles dont la durée est de l'ordre  $10^7$  à  $10^8 \text{ rad}$ . Il est donc évident que les caractéristiques chimiques et physiques du *GaAs* lui confèrent une position idéale, par rapport aux autres semi-conducteurs dans la technologie microélectronique et optoélectronique [14-16].



**Figure I-4:** Structure de bande d'énergie du *GaAs* et du *Si* [13,17].

### I.3. L'implantation ionique

#### I.3.1. Définition

L'implantation ionique est une technique moderne qui permet de réaliser le dopage souhaité d'un semiconducteur. Ce travail se fait par bombardement d'un matériau avec des ions de l'impureté désirée et à des énergies variant de quelques kilo électronvolts à quelques mégaélectronvolts [1,18]. Un ion pénétrant dans un substrat va perdre son énergie par chocs successifs sur les atomes de la cible pour finir par se placer dans une position où il peut être électriquement actif si le substrat est un monocristal. Par ces chocs; l'ion peut déplacer des atomes cibles et créer ainsi sur son parcours de nombreux défauts [5,6,19].

#### I.3.2. Importance de l'implantation ionique

La présence d'atomes étrangers modifie les propriétés physiques et électriques d'un semiconducteur. La méthode principale utilisée pour l'introduction d'impuretés dopantes dans le *Si* était la *diffusion* [20]. En 1954 *Schrockley* a décrit pour la première fois une nouvelle méthode pour introduire des atomes étrangers dans un substrat; *l'implantation ionique* [21].

Cette méthode est plus générale que la diffusion car elle peut s'appliquer à n'importe quel substrat et pour n'importe quelle impureté ainsi, *l'implantation ionique* pourra être caractérisée en général par [22]:

- ✓ la distribution des ions dans le substrat facilement contrôlable.
- ✓ les défauts créés par l'implantation dans le substrat, précisément contrôlable.
- ✓ Le site occupé par l'ion après un recuit thermique est bien défini.
  - Les *principaux avantages* de *l'implantation ionique* sont les suivants :
- ✓ la distribution en profondeur des impuretés implantées dans un échantillon est facilement contrôlée par l'énergie du faisceau d'ions alors que cela n'est pas facile par les méthodes de diffusion.
- ✓ *l'implantation ionique* est réalisée à température plus basse que la diffusion. Le profil d'implantation peut être déterminé de façon précise et l'influence d'impuretés non désirées à la surface peut être considérablement réduite.
- ✓ Elle permet également de dépasser la limite de solubilité et d'introduire des impuretés qui ne peuvent pas être diffusées.
  - Les *inconvénients* de *l'implantation ionique* sont les suivants:

Le bombardement d'un monocristal par des atomes crée des dommages dans la structure cristalline implantée. Il y a donc nécessité de restituer la cristallinité du matériau; ceci est réalisé facilement par un recuit thermique permettant aussi une redistribution des atomes dopants et donc une modification du profil de dopage. Notons que ce circuit thermique permet l'activation du dopant implanté et peut être réalisé par les techniques de recuit rapides réduisant ainsi la durée du recuit.

### **I.3.3. Principe de l'implantation ionique**

D'après le modèle théorique du processus d'implantation d'ion dans un corps cristallin, le faisceau d'ions incidents sur la surface du cristal se divise en deux faisceaux; un faisceau désordonné (non canalisé), et un faisceau canalisé. Le premier désordonné contient des particules atomiques qui frappent la surface du cristal, au voisinage des atomes réguliers du réseau cristallin à une distance inférieure à une certaine valeur critique. Par suite de l'interaction avec ces atomes; les ions du faisceau désordonné subissent une forte diffusion; si bien que pour ces ions le cristal se comporte comme un corps amorphe. Alors que; le faisceau

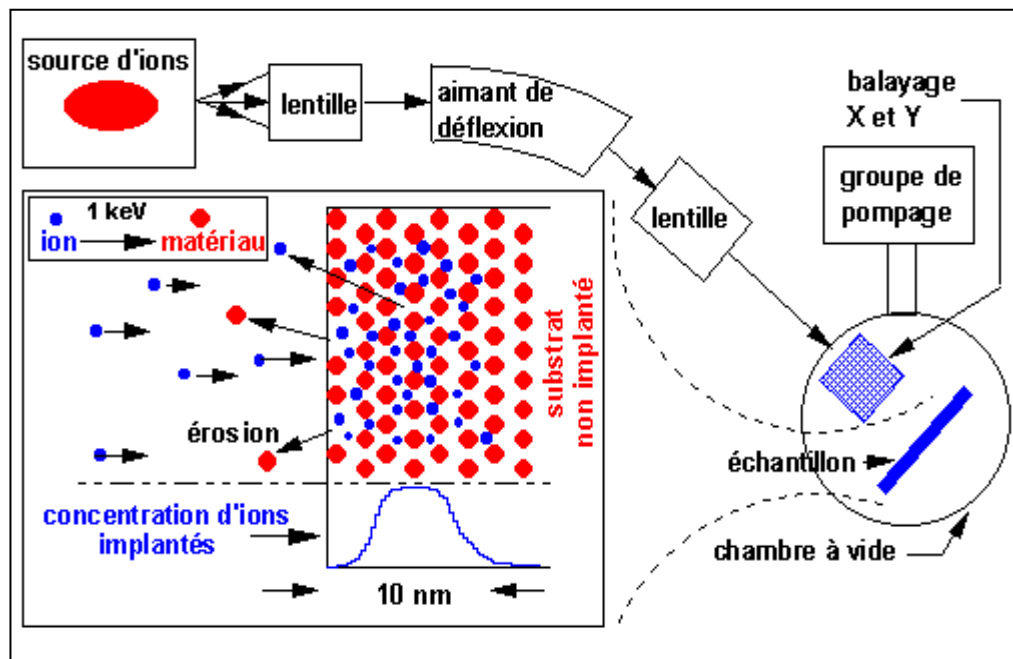
canalisé lui comporte des particules qui ne subissent pas de collision à proximité des atomes superficiels; peuvent se déplacer dans l'espace interstitiel du réseau cristallin, qui forment des plans atomiques comme le long des canaux. Il se forme lorsque la surface du cristal semiconducteur est orientée suivant l'un des principaux plans cristallographiques, et que les ions s'approchent de l'axe du canal sous un angle inférieur à une certaine valeur critique.

Les ions du faisceau désordonnés perdent de l'énergie par suite de l'interaction, tant avec les électrons qu'avec les atomes du réseau cristallin. Alors que pour les ions canalisés on considère qu'ils perdent de l'énergie surtout par suite de l'interaction avec les électrons (perte d'énergie électronique). Si l'on suppose que les faisceaux canalisés et non canalisés sont freinés indépendamment l'un de l'autre la répartition des ions implantés s'obtient par la superposition de celle des deux faisceaux. Dans *l'implantation ionique* pour le dopage des semiconducteur, on implante à un angle de  $6^\circ$  pour le *GaAs* [23], et  $7^\circ$  pour le *Si*, pour éviter la canalisation, et ne laisse intervenir ainsi rien que le faisceau non canalisé [1].

### **I.3.4. Appareillage utilisé**

L'appareil qui sert à effectuer ce processus s'appelle : *implanteur ionique* ; présenté sur la *figure (I-5)*, son principe de fonctionnement est comme suit [20,24,25]:

- ✓ Les impuretés ionisées sont introduites sous forme de gaz dans une chambre située à une extrémité du système, les électrons émis par un filament (cathode) frappent les atomes du gaz et les ionisent, le gaz contient l'impureté désirée.
- ✓ Un champ électrique appliqué à la chambre d'ionisation (source d'ion) permet l'extraction des ions. Ce faisceau traverse en suite un électroaimant, qui ne laisse qu'une seule masse ionique avec une seule énergie, appelle système de séparation de masse.
- ✓ Le faisceau obtenu va être concentré à l'aide d'un système de lentilles magnétiques puis accélérer jusqu'à des énergies de  $10$  à  $1000$  keV grâce a un champ électrique créé par les plaquettes d'un condensateur. Puis le faisceau subit une déviation électrostatique transversal (suivant l'axe x) et vertical (suivant l'axe y) pour avoir un balayage uniforme de la surface du substrat et pour supprimer les atomes neutres et rendre le faisceau homogène.



**Figure I-5:** Schéma d'un *implanteur ionique* simplifié [24,26,27].

### **I.3.5. Intérêt pratique de l'implantation ionique dans la technologie des semiconducteurs**

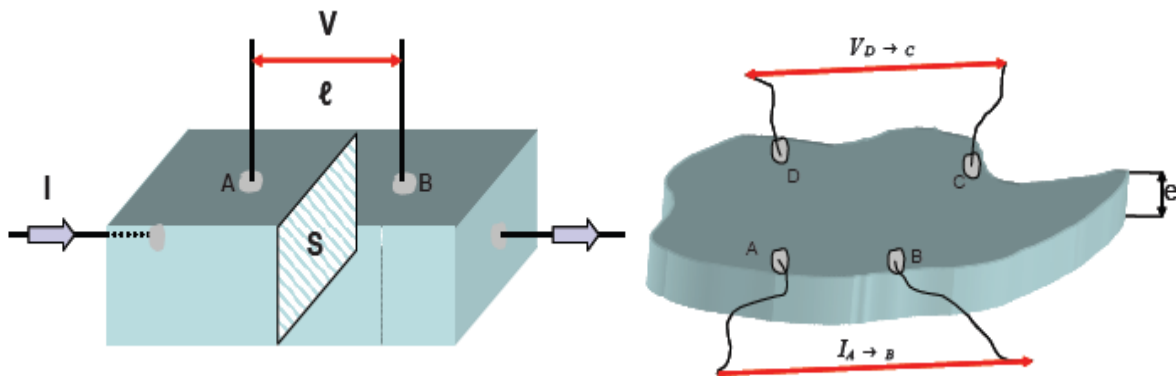
L'*implantation ionique* permet un contrôle précis de la quantité totale d'atomes implantés (*dose d'implantation* en  $\text{atome}/\text{m}^2$ ) et du profil de concentration du dopant ( $\text{atome}/\text{m}^3$ ). Cette précision permet en particulier l'ajustement de la tension de seuil d'un transistor *MOS* (choix de la nature d'un transistor à enrichissement ou à appauvrissement). Pour éviter toute contamination l'*implantation ionique* est effectuée sous un vide poussé de l'ordre  $10^{-7}$  torr [1].

### **I.4. Méthodes de mesure des propriétés électriques**

Parmi les anciennes méthodes de mesure des *propriétés électriques* et *électroniques* des semiconducteurs, est de mesurer ses résistances, cette méthode est de grande importance depuis 1948, puisque celle ci est nécessaire pour étudier les propriétés des couches minces produites par la méthode d'*implantation ionique*, par conséquent de cette importance des efforts considérables ont été fait pour développer ces techniques [28].

La mesure de la résistivité la plus couramment utilisée est la méthode dite : *des quatre points*. Théoriquement, la loi d'Ohm exprime le phénomène mais expérimentalement des résistances de contacts entrent en jeu en plus la mesure dépend des dimensions de l'échantillon. On utilise alors deux types de configuration qui dépendent essentiellement de la forme géométrique de l'échantillon :

- La configuration *normale* où l'échantillon a une forme parallélépipédique, c'est-à-dire une distribution uniforme du courant par des équipotentielles perpendiculaires à un plan (*figure I-6(a)*).
- La configuration *Van der Pauw* dans le cas où le matériau à étudier se présente sous forme d'une plaquette ou pastille avec deux faces parallèles et une épaisseur  $e$  petite par rapport aux autres dimensions (*figure I-6(b)*).



**Figure I-6:** Les deux types de configuration : (a) *normale*, (b) de *Van der Pauw*.

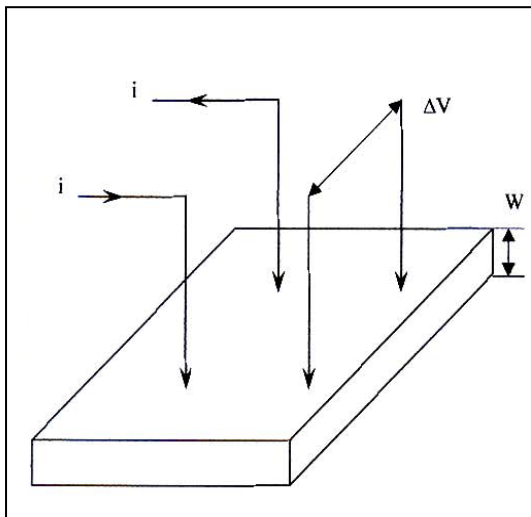
#### **I.4.1. La méthode des quatre pointes**

Les quatre sommets sont disposés à la même ligne ou sous forme d'un carré, Il y a deux pôles qui fait attirer le courant se sont les pôles extérieurs dans la *figure I-7(a)* et dans la *figure I-7(b)* ce sont les pôles adjacents et les deux autres pôles sont pour mesurer le potentiel [29].

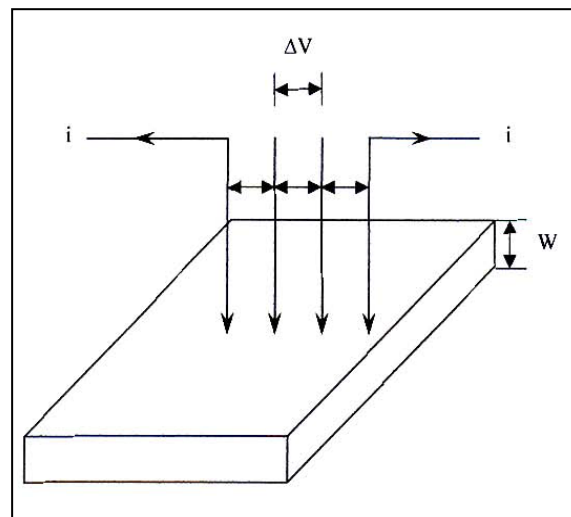


Au cours de mesure on suppose que :

- ✓ Le rayon de contact entre chaque sommet est l'échantillon est très petit devant la distance entre les sommets.
- ✓ La vitesse de la réunion au niveau de la surface (sommets – échantillon) est très élevée de telle façon que les supports infectés se définit définitivement et a un effet négligeable sur la conductivité de la matière.



**Figure I-7(a):** Les quatre sommets forment un carré [30].



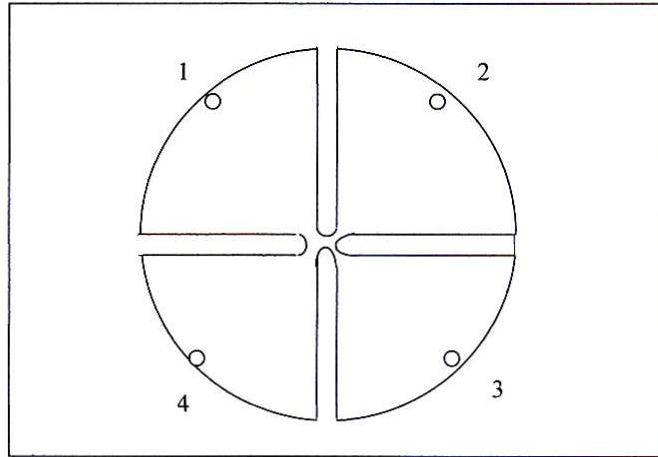
**Figure I-7(b):** Les quatre sommets sont sur la même ligne [30].

#### **I.4.2. La méthode de Van der Pauw**

Pour déterminer les caractéristiques de transport d'un semiconducteur, il est quelquefois difficile d'utiliser la méthode de *Hall* classique, méthode qui s'applique sur des échantillons de forme de plaquettes.

Dans le cas des couches minces déposées sur un substrat non conducteur, *Van der Pauw* a proposé une théorie de mesure de la résistivité et de la mobilité des porteurs sur des échantillons de forme particulière, munis de quatre contacts *1, 2, 3* et *4* arbitrairement disposés sur la périphérie de l'échantillon (*figure I-8*) et répondant aux conditions suivantes [31,32]:

- ✓ Echantillon plan et homogène en épaisseur.
- ✓ Contacts suffisamment petits.
- ✓ Surface de l'échantillon simplement connexe.



**Figure I-8:** La forme symétrique de l'échantillon [28].

Soit :

$$R_1 = \frac{V_{34}}{I_{12}} \text{ et } R_2 = \frac{V_{41}}{I_{23}}$$

La résistance surfacique de la matière peut être déterminée comme suit :

$$R_s = \frac{\pi d}{\ln 2} \left( \frac{R_1 + R_2}{2} \right) F \left( \frac{R_1}{R_2} \right) \tag{I-1}$$

$d$  : L'épaisseur de l'échantillon.

La fonction  $F \left( \frac{R_1}{R_2} \right)$  est une fonction correctrice qui dépend du rapport de deux résistances  $R_1/R_2$  peut le définir comme suit :

$$F = 1 - \frac{(R_1 - R_2)^2 \ln 2}{R_1 + R_2} - \frac{(R_1 - R_2)^4}{R_1 + R_2} \left[ \frac{(\ln 2)^2}{4} - \frac{(\ln 2)^3}{12} \right]$$

### I.4.3. Effet Hall

A partir de la forme de l'échantillon montrée dans la *figure (I-8)*, le courant sera entre les deux pôles (1) et (3) c'est-à-dire suivant la direction ( $ox$ ) et le champ magnétique suivant la direction ( $oy$ ) [28,33]. Hall a trouvé qu'un champ électrique est créé dans un sens perpendiculaire au courant et au champ magnétique, dans la direction ( $oz$ ).

La variation dans la tension s'appelle une *tension de Hall* et le *coefficient de Hall surfacique*  $H_s$ , peut être défini comme suit [29,32,34]:

$$H_s = \frac{R_H}{d} = 10^8 \frac{V_H}{BI} \quad (\text{cm}^3/\text{C}) \quad (\text{I-2})$$

La concentration surfacique des porteurs  $n_s$  peut être par la relation :

$$n_s = \frac{r}{eH_s} \quad (\text{I-3})$$

dont  $e$  est la charge de l'électron et  $r = \mu_h/\mu$  est la fraction entre la mobilité de Hall et la mobilité de la conductivité.

La *mobilité de Hall* peut être calculée par la relation:

$$\mu_h = \frac{H_s}{P_s} \quad (\text{cm}^2/\text{V.s}) \quad (\text{I-4})$$

## Références

- [1] S. Labidi, Thèse de Magister, Université Badji mokhtar d'Annaba, Algérie (2006).
- [2] [http://extraerg.enserg.fr/fr/from/m8/cours\\_td Annales/montes/mems/Cours/Diffusion implantation LM.pdf](http://extraerg.enserg.fr/fr/from/m8/cours_td Annales/montes/mems/Cours/Diffusion_implantation_LM.pdf).
- [3] F. Levy, *Physique et technologie des Semiconducteurs*, ed. (PPUR). (1996).
- [4] O. Baunnaud, *Composant à semiconducteur de la physique du solide aux transistors*, Ellipses, France (2006).
- [5] O. Desplats, Thèse de Doctorat, Université de Toulouse (2008).
- [6] H. Hafidi, Thèse de Magister, Université d'Annaba (1997).
- [7] C.B. Duke, *Semiconductor Surface Reconstruction: The Structural Chemistry of two-Dimensional surface compounds*, Chem. Rev. 96 (1996)1237.
- [8] N. Berroual, Thèse de Magister, Université Mentouri de Constantine, Algérie (2005).
- [9] M.F. Bencharif, Thèse de Magister, Université Mentouri de Constantine, Algérie (2005).
- [10] F.S. Lee, E. Shen, C.R. Kaelin, B.Y. Welch, R.C. Edem, and S.I. Long, *GaAs Integrated Circuits IC Symposium*, Las Vegas, New York (1980).
- [11] R. Castagne, J.P. Duchemin, M. Clonec, and C.H. Rumelhard, *Circuit intégré en Arséniure de Gallium*, Ed. Masson (1989).
- [12] S.M. Sze, *Physic of semiconductor devices*, Ed. INC. J. Willy and Sons, New York (1981).
- [13] S. Jasprit, *Semiconductor Devices: Basic Principles*, John-Wiley (2001).
- [14] H. Mathieu, *Physique des semiconducteurs et des composants électroniques*, Ed Masson, Paris (1997).
- [15] M. Houser, J. R. Glisson. Appl. Phys. 48 (1977) 603.
- [16] S. Bendaif, Thèse de Magister, Université d'Annaba (1996).
- [17] W. S. Radostaw, Thèse de Doctorat, Université de Sherbrooke (Québec), Canada (2011).
- [18] C. D'orleans, Thèse de Doctorat, Université Louis Pasteur Strasbourg (2003).
- [19] J. Dudognen, Thèse de Doctorat, Université d'Orléans (2006).
- [20] J. Lindhard, M. Scharff and E. Schiøth, *Range concepts and Heavy Ion Ranges*, Materials Physics Medd, 33 (1963) 54-73.

- [21] A. Bensaada, *Technologie des Semiconducteurs*, Office des Publication Université, Alger (1994).
- [22] G. Carter and W.A. Grand, *Ion Implantation of Semiconductors*, Edword Arnol (1976).
- [23] R. Bensalem and B.J. Sealy, *Vacuum*, 921 (1986) 11-12.
- [24] R. Nouri, Thèse de Magister, Université Mentouri de Constantine, Algérie (2010).
- [25] A. Vapaille, R. Castagné, *Dispositifs et circuits intégrés semiconducteurs*, physique et technologie, Ed. Dunod (1987) 450.
- [26] M.B. Lazar, Thèse de Doctorat, Université d'Insacegely, Lyon, France (2002).
- [27] S. Merabet, Thèse de Doctorat, Université Mentouri de Constantine, Algérie (2009).
- [28].(2009). ح. علي بوستة، أطروحة دكتوراه في العلوم جامعة باجي مختار-عناية، الجزائر (2009).
- [29] R. Vincent, Thèse de Doctorat, Université de Toulouse (2005).
- [30] J. Dilorenzo, *GaAs FET principals and technology*, Aretech House (1982).
- [31] S. Khemissi, Thèse de Doctorat, Université Mentouri de Constantine, Algérie (2009).
- [32] B. Servane, Thèse de Doctorat, Université des Sciences et Techniques du Languedoc-Montpellier II, Barcelona (2004).
- [33] L. Thevenard, Thèse de Doctorat, Université de Pierre et Marie Curis, Paris (2007).
- [34] O. Petroff, Thèse de Doctorat, Université de Paris (1988).

## Chapitre II

### *Conduction électrique dans le GaAs*

#### **II.1. Introduction**

Pour obtenir des composants électroniques intéressants et efficaces pour l'utilisation dans certaines applications vitales, et pour choisir les plus importants de ces composants et développer l'industrie *électronique* en général, il faut bien savoir les *propriétés* de ces composants surtout celles *électriques*. Dans ce chapitre, on va étudier les importantes *propriétés électriques* des échantillons de *GaAs* dopé par *l'implantation ionique*, les méthodes de mesurer ces propriétés et globaliser les résultats obtenus ainsi que, les propriétés de conduction surtout dans les matériaux superdopés pour son intérêt dans l'industrie des contacts ohmiques et dans l'isolation indispensable entre les différentes régions d'un circuit intégré [1].

Généralement, ces *propriétés électriques* et *électroniques* peuvent être représentées électriquement par la connaissance de la concentration des porteurs de charge, la mobilité de conduction ou dérive (Loi d'Ohm), la conductivité ou résistivité, et électroniquement par le type de porteurs de charge (*n* ou *p* type) [2]. Ces grandeurs sont en principe obtenues en surface par la technique *d'effet Hall* par le biais du théorème de *Van der Pauw*, et en volume par l'addition d'un moyen de décapage surfacique pour accéder aux propriétés volumiques du matériau [3].

Le genre de dopage est facilement contrôlé par l'ion choisi pour l'implantation du *GaAs*, quant au profile de dopage nécessaire pour le contrôle des propriétés des dispositifs et circuits intégrés, il est facilement contrôlé pendant *l'implantation ionique* par un choix adéquat de l'énergie des ions implantés et du contrôle de leur diffusion pendant le recuit thermique d'activation nécessaire [4].

Dans le suivant, on présente un résumé bibliographique des principaux résultats obtenus sur le dopage du *GaAs* par *implantation ionique*.

## **II.2. Les impuretés utilisées dans le dopage de GaAs**

### **II.2.1. Le dopage par les accepteurs**

Le Béryllium (*Be*), le Magnésium (*Mg*) et le Zinc (*Zn*), donnent un semiconducteur de type *p* efficace, en dopant le *GaAs*. La différence entre ceux-ci et les donneurs implantés dans le *GaAs* c'est la facilité d'efficacité électrique. On peut obtenir des concentrations des trous égaux à  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$  à partir des échantillons dopées à une température ambiante, et subissant un recuit thermique à une température inférieure à  $700 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Les trois éléments précédents n'exigent pas l'implantation dans un support chaud, généralement, le recuit à  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  est suffisant pour augmenter l'efficacité électrique jusqu'à une valeur maximale 100% pour les concentrations ou dose des ions implantés inférieure à  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$ . Cette activation est indépendante de la température du support [5].

La température du support, le taux de concentration atomique et la température du recuit thermique sont des facteurs influant sur l'élargissement des profils atomiques et électriques par suite de la diffusion des matières implantées.

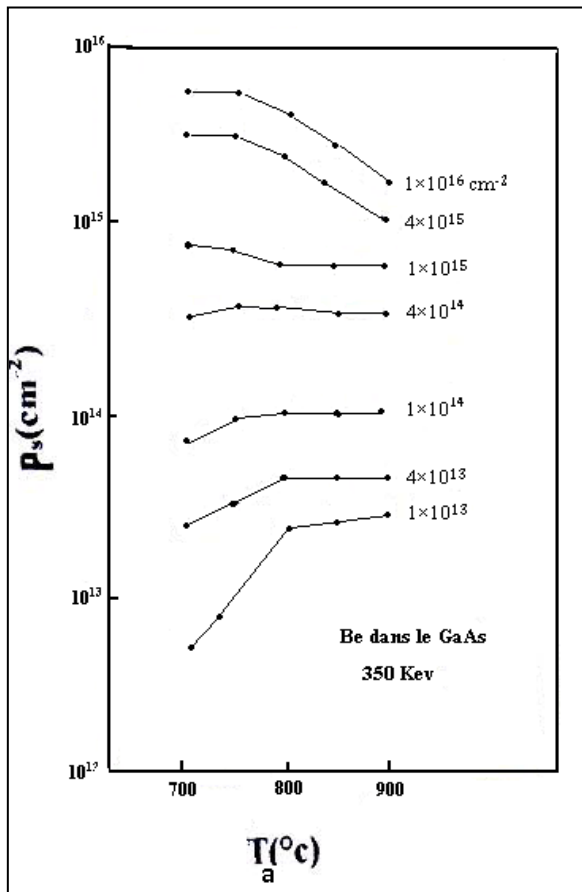
#### **II.2.1.1. Le dopage par le Béryllium (Be)**

Le dopage par le *Be* est l'un parmi les plus importants et les plus faciles à expliquer. La *figure (II-1)* montre la concentration des porteurs  $p_s$  des échantillons dopées sous une tension de  $350 \text{ keV}$  en fonction de la température de recuit, dont la concentration des porteurs est entre  $10^{13} \text{ cm}^{-2}$  et  $10^{16} \text{ cm}^{-2}$ , et dans un intervalle de température entre  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  et  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ . La conductivité électrique est dans ce cas due à l'activation des atomes de *Be*, et la relation entre  $p_s$  et la température de recuit  $T_a$  dépend des ions implantés. Cependant, pour les concentrations supérieures à  $4 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  la température de recuit fait augmenter l'efficacité électrique, et cette dernière et à basses températures, augmente avec l'augmentation de concentration des ions implantés.

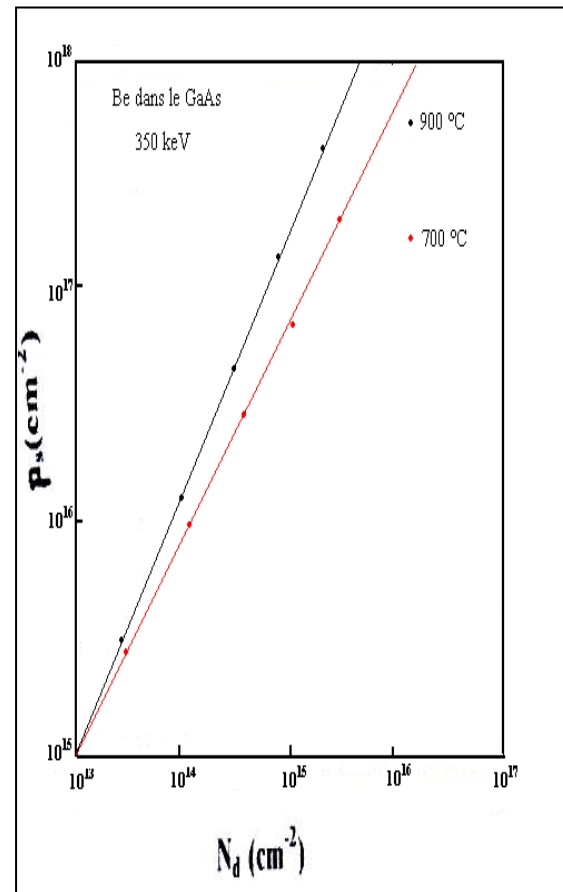
Concernant pour les fortes concentrations de dopants, la concentration des porteurs de charge augmente avec l'augmentation de la température de recuit.

A la température de  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  on obtient une efficacité élevée pour un large intervalle des concentrations de dopants. Alors que pour la température de  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  on atteint la saturation lorsque la concentration des dopants est élevée.

La concentration des porteurs de charge des atomes de *Be* implantés dans le *GaAs* après recuit thermique à basse température augmente (*figure II-2*) en fonction de la concentration des ions implantés [6].



**Figure II-1:** Variations de la concentration des porteurs en fonction de la température de recuit  $T_a$  [6].

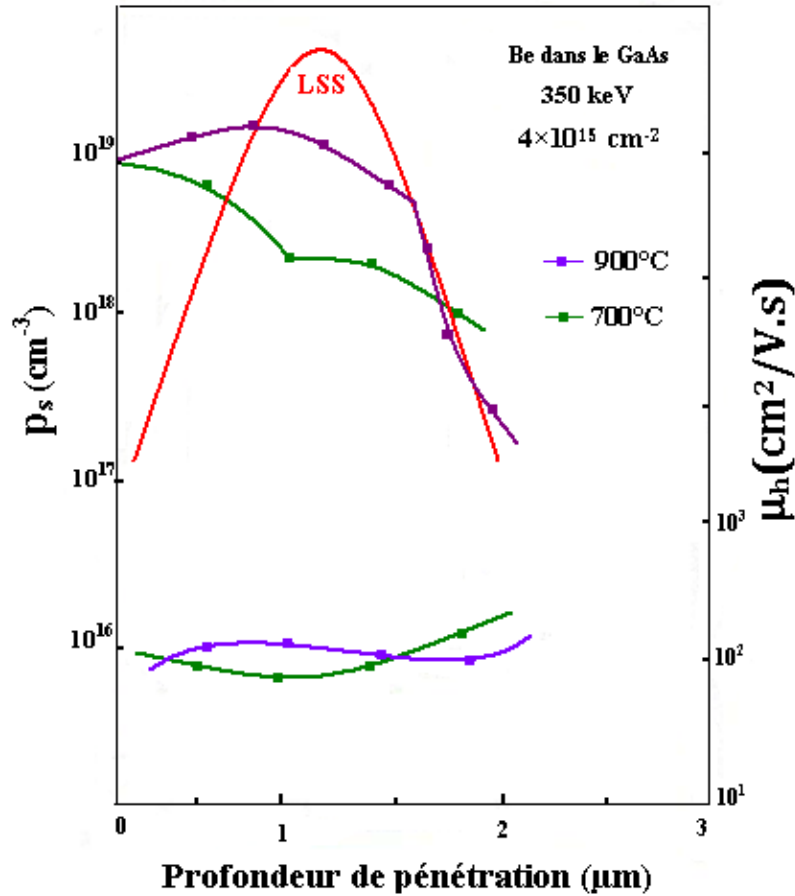


**Figure II-2:** Variations de la concentration des porteurs en fonction de la concentration des dopants pour les échantillons recuit à 700 °C et 900 °C [6].

Mais dans la *figure (II-3)* qui montre la concentration des porteurs et les profils de mobilité en fonction de la profondeur de pénétration pour les échantillons dopés à  $4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  et implantés à 350 keV et recuit thermiquement à 700 °C et 900 °C ; à 700 °C, les profils sont plus larges que ceux prévus par le théorème LSS (*Lindhard, Scharff et Schiott*), alors que la valeur maximale sera obtenue à  $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  et cela signifie la fusion du *Be* dans le *GaAs*, et à 900 °C les ions sont redistribués par la diffusion dont la concentration au voisinage de la portée  $R_p$  est de  $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ .



Au voisinage de profondeur de  $1 \mu\text{m}$  on constate une diminution dans la concentration des porteurs  $p_s$  au cours du recuit à  $900^\circ\text{C}$  par rapport à la prédiction *LSS*, et une augmentation dans la concentration des porteurs lors de l'augmentation de la température de recuit  $T_a$  et pour les grandes concentrations des dopants (*figure II-1*).



**Figure II-3:** Variations de la concentration atomique et des porteurs de charge et la mobilité en fonction de la profondeur de pénétration [6].

### II.2.1.2. Le dopage par le Magnésium (Mg)

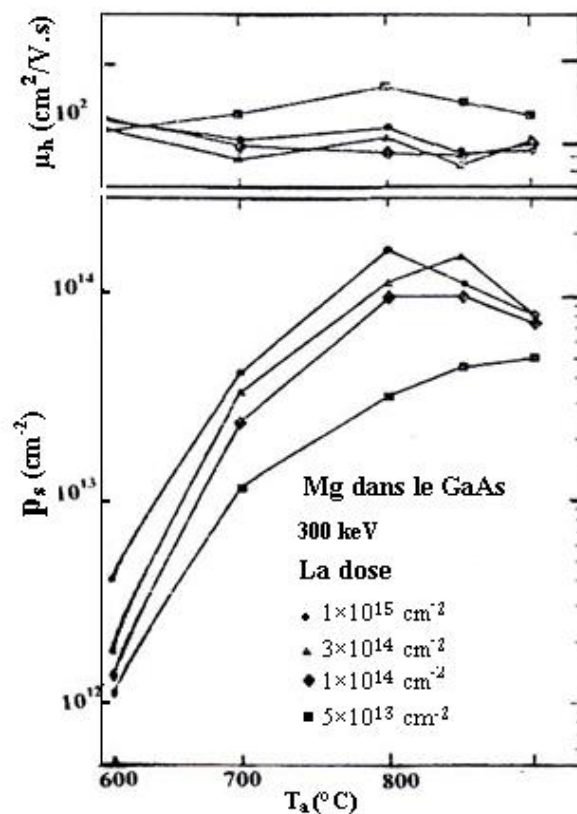
Quelques couches dopées de type  $p$  on les obtient par le dopage de *GaAs* par des ions de *Mg* à une concentration de  $5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$  à  $10^{15} \text{ cm}^{-2}$  sur un support à la température ambiante suivi par un recuit à une température de  $500^\circ\text{C}$  jusqu'à  $900^\circ\text{C}$ . La concentration des porteurs surfaciques et la mobilité des ions dépendent de la température de recuit qui est déterminées par la méthode de mesure de *Van der Pauw* et *Hall* [7].

On observe une grande efficacité électrique pour les échantillons dopés par une concentration inférieure à  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$  et recuit à une température de  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ , d'où la concentration surfacique des porteurs est saturée dans l'intervalle de  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$  à  $2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  (figure II-4).

La concentration des porteurs des échantillons augmente au cours de recuit à  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  et  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  en comparaison avec celles recuit à  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ , cette augmentation est due à une diffusion inverse des ions de  $\text{Mg}$  ou de substitution intrinsèque [8].

L'épaisseur des couches de type  $p$  dans les échantillons recuit à la température  $800^\circ\text{C}$  à  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  est presque  $0,4 \text{ } \mu\text{m}$ , mais la profondeur intentée par le théorème  $LSS$  est de  $0,12 \text{ } \mu\text{m}$ , d'où il existe une diffusion ou une canalisation.

Les échantillons recuit à  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  ont une cinétique rapprochée de  $10^3 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ , ceci signifie que le désordonnement se recuit même dans les basses températures [7].

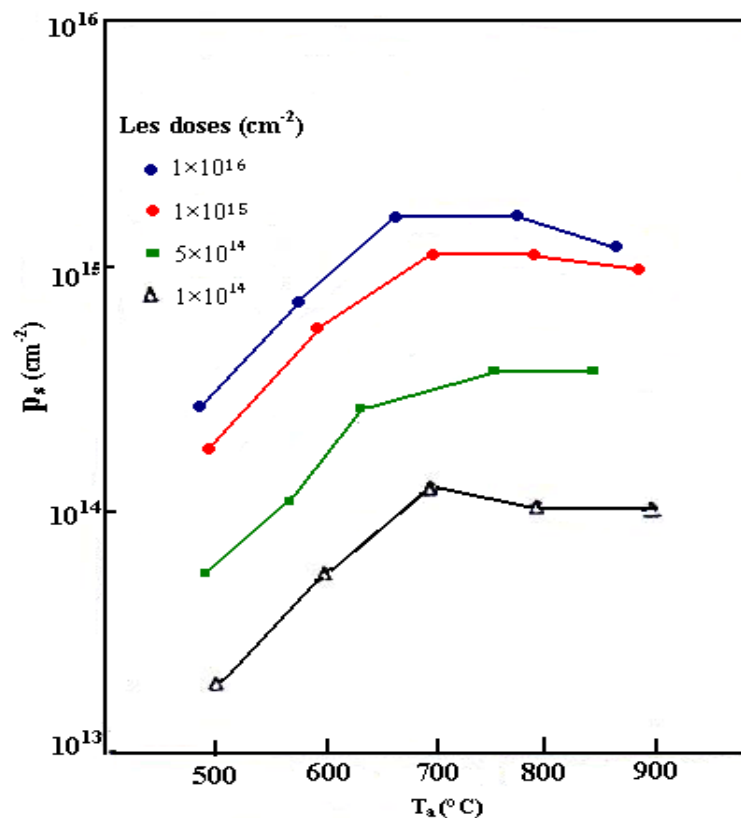


**Figure II-4:** Les propriétés électriques du  $\text{Mg}$  implanté dans le  $\text{GaAs}$  avec les doses :  $5 \times 10^{13}$ ,  $1 \times 10^{14}$ ,  $3 \times 10^{14}$  et  $1 \times 10^{15} / \text{cm}^2$  [7].

### II.2.1.3. Le dopage par le Zinc (Zn)

Comme l'implantation ionique à la température ambiante produit des défauts, des formes de dopage différentes correspondantes aux concentrations des ions se produisent, dans les échantillons implantés par les ions de  $Zn$  et avec des concentrations allant jusqu'à  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , ces défauts dispersaient par le recuit à une température de  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ , ainsi ses propriétés électriques dépendent de la concentration des ions aussi que de la température de recuit.

Le recuit des échantillons dopés à la température ambiante influe sur la concentration surfacique des porteurs, pour divers concentrations comprises entre  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$  à  $10^{16} \text{ cm}^{-2}$ , la valeur maximale de la concentration est obtenu à une température de  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  ou plus (figure II-5) [9].



**Figure II-5:** La concentration des porteurs de charge implantés à la température ambiante en fonction de la température de recuit [9].

### II.2.2. Le dopage par les donneurs

Plusieurs impuretés sont utilisées pour le dopage type  $n$  du  $GaAs$  à savoir le Sélénium ( $Se$ ), le Tellure ( $Te$ ) et le Soufre ( $S$ ). Ce dopage du  $GaAs$  avec des ions donneurs est de

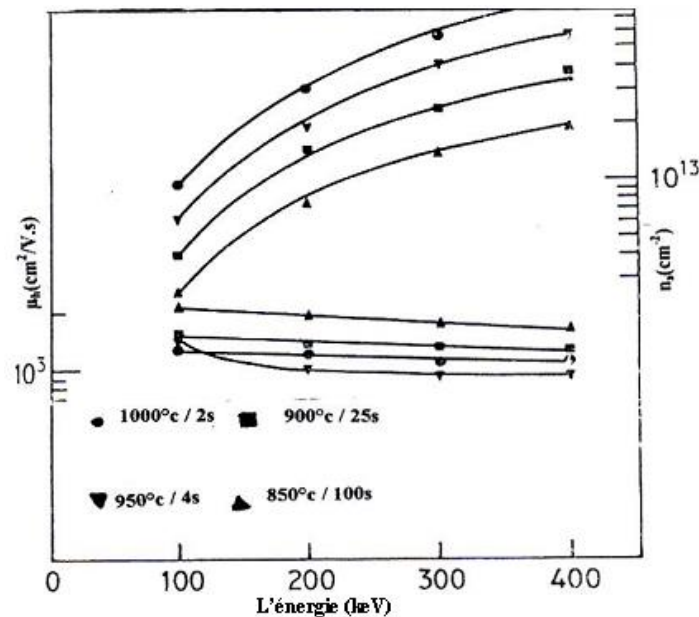
grand importance et même supérieure à celle de type  $p$ , cela revient à la grande vitesse des électrons dans le  $GaAs$  en comparaison avec celles des trous [10]. De plus il est très difficile d'obtenir une haute concentration d'électrons avec la méthode *d'implantation ionique* en comparaison à celle obtenues pour les trous. Pour cela des efforts sont été faits pour obtenir une efficacité électrique élevée pour les ions donneurs implantés ; ils ont obtenu des concentrations de l'ordre de  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$  après un recuit thermique à  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  en utilisant des *couches protectrices* de haute qualité du  $GaAs$  pendant le processus de recuit.

### II.2.2.1. Le dopage par le Sélénium (Se)

Le  $Se$  est un dopant lourd de type  $n$  dans le  $GaAs$  et utilisé d'une large manière surtout pour obtenir de hautes concentrations de porteurs de charge.

Les *propriétés électriques* des échantillons implantés à une concentration de  $10^{14} \text{ Se}^+/\text{cm}^2$  à une énergie de  $100 \text{ keV}$  à  $400 \text{ keV}$ , la valeur maximale de la concentration des porteurs est de l'ordre de  $5 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$  et à une mobilité supérieure à  $400 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$  pour de faibles concentrations.

Pour les recuits suivants ;  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  durant  $100\text{s}$ ,  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  durant  $25\text{s}$ ,  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  durant  $4\text{s}$ , et  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$  durant  $2\text{s}$ , les profils de la *figure (II-6)* montre la concentration des porteurs et les mobilités en fonctions de l'énergie ionique, et cela en utilisant une couche protectrice de *nitrure d'aluminium (AlN)* [11].



**Figure II-6:** La concentration des porteurs et la mobilité pour le  $GaAs$  implanté par  $10^{14} \text{ Se}^+/\text{cm}^2$  et recuit, en fonction de l'énergie de dopage [11].

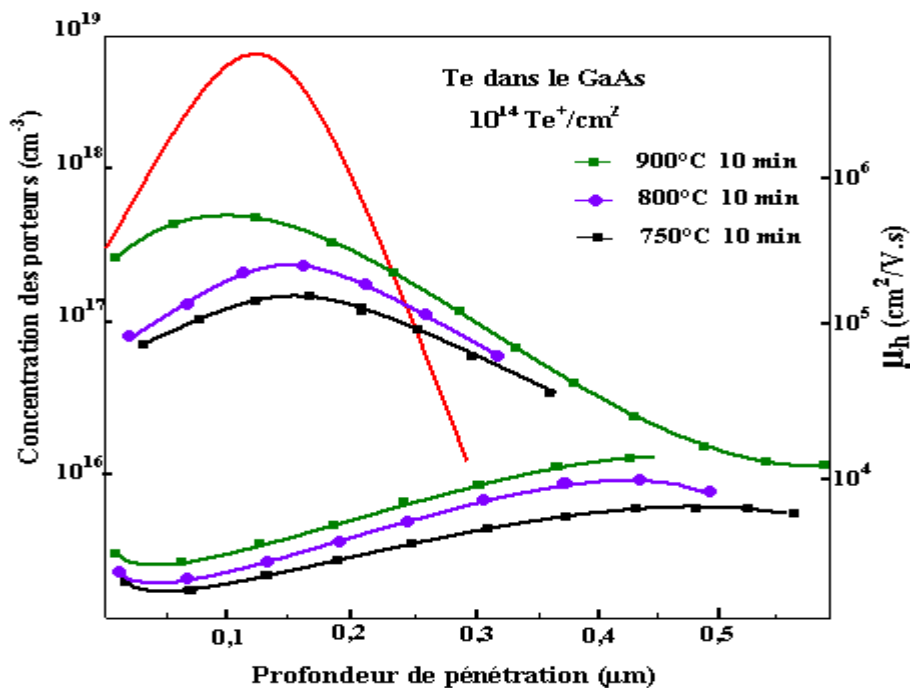
### II.2.2.2. Le dopage par le tellurure (Te)

Le *Te* se compte parmi les dopants de type *n* insérés dans le *GaAs*, on s'intéresse à ce dopant puisque les études suivant la canalisation montre qu'il est parmi les dopants les plus captant des sites interstitiels, après le recuit à 750 °C et 900 °C.

A partir des profils de la concentration des électrons et la mobilité pour des échantillons implantés par  $10^{14} \text{ Te}^+/\text{cm}^2$  (figure II-7), la valeur maximale de la concentration des électrons augmente avec l'augmentation de la température de recuit, provoquant une petite variation dans la profondeur de pénétration, signifiant que l'intervalle *LSS* dans cette zone n'est pas due à une diffusion ordinaire mais c'est une diffusion rapide et un désordre des ions de *Te* à travers des canaux ou des plans canalisés.

On observe l'accroissement dans le dopage des échantillons protégé par le *nitrure d'aluminium (AlN)* et cela dépend de la diminution de la concentration des défauts composés ( $V_{\text{Ga-Te}}$ ). L'implantation du *Ga* en plus du *Te* provoque une diminution de ces complexes et améliore l'activité électrique.

Donc, d'après les études sur le *GaAs* dopé par le *Te*, le dopage à hautes concentrations de *Te* ne s'influe pas par les variations des propriétés de support, ainsi que la concentration des porteurs sera plus profonde que celle attendues par la théorie *LSS*, et cela est du à l'effet de la canalisation et une participation de la diffusion [12].

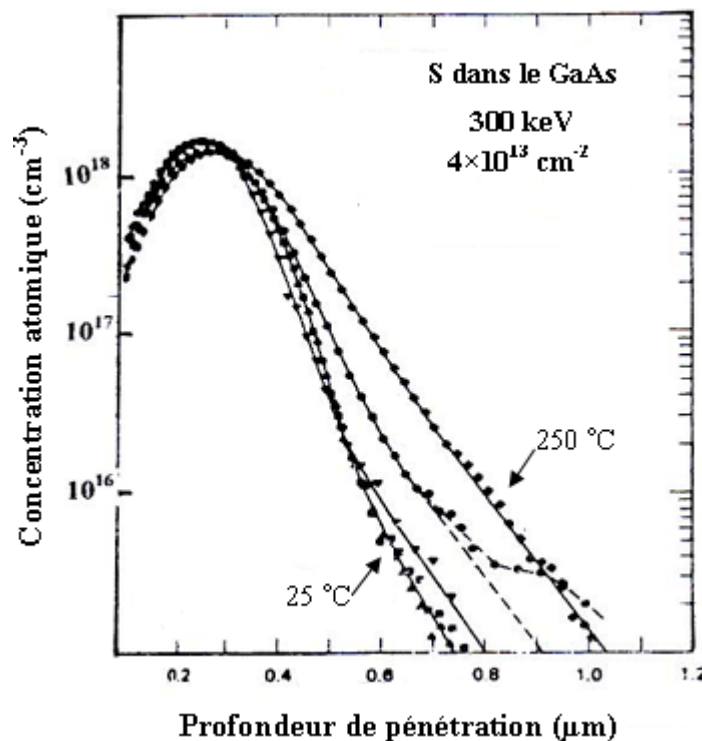


**Figure II-7:** La Concentration des porteurs et mobilité pour des échantillons implantés par  $10^{14} \text{ Te}^+/\text{cm}^2$  et préservés par le *nitrure de silicium (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)* [12].

### II.2.2.3. Le dopage par le soufre (S)

Le but d'étudier ce dopant inséré dans le *GaAs*, est de comprendre les phénomènes qui influent sur les *propriétés électriques* et sur la profondeur de distribution des dopants afin de contrôler et vérifier les profils de dopage du *GaAs*, la plupart des résultats ont montré l'existence d'une queue latérale dans les profils de dopage. Aussi la redistribution du S dans le *GaAs* après le recuit thermique a présenté des profils plus profonds que ceux attendus par la théorie *LSS*, et la *figure (II-8)* montre la profondeur de distribution des échantillons cristallins, lors du recuit et implantées par  $4 \times 10^{13} S^+ / cm^2$  sous une tension de  $300 keV$ , et aux températures de  $25 ^\circ C$  jusqu'à  $250 ^\circ C$ . Cette redistribution dépend de la température de support dans les échantillons cristallins [13-15].

Le recuit thermique à  $800 ^\circ C$  fait varier la distribution des dopants du soufre par la diffusion.



**Figure II-8:** La variation des profils de la concentration atomique du S implanté dans le *GaAs* avec différentes températures d'implantation [16].

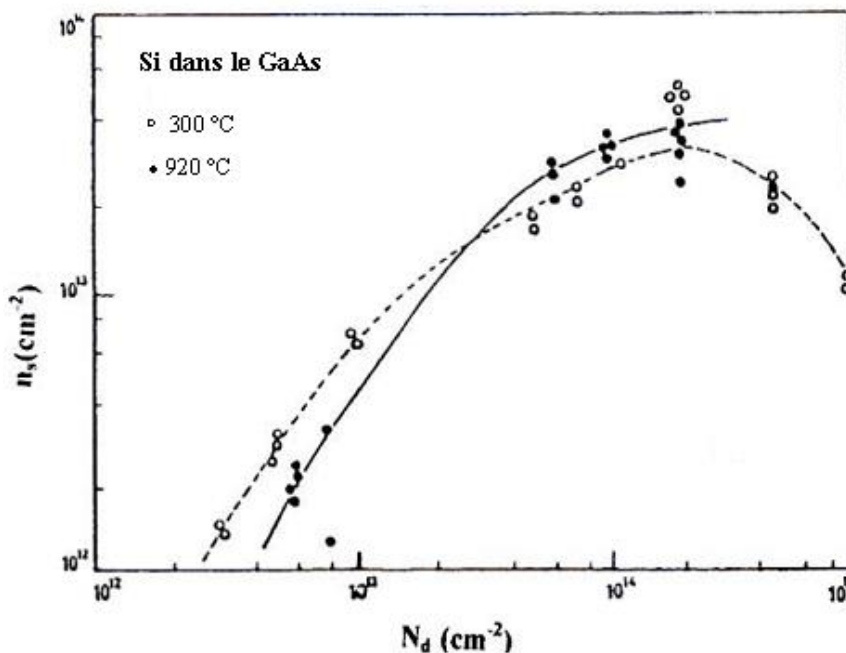
### II.2.3. Le dopage par les composants amphotères

Les amphotères sont les composants du groupe *IV* du tableau périodique comme le *Silicium (Si)*, *l'étain (Sn)*, et le *Germanium (Ge)*. Ces éléments peuvent occuper les deux positions admissibles dans le réseau cristallin du *GaAs*, mais généralement sont utilisés comme des dopants de type *n*. Le comportement amphotère provoque des activités faibles par conséquence de la haute substitution et du phénomène de compensation. Cela a fait une limite pour son utilisation dans les composants à hautes fréquences comme le transistor à effet de champ (*FET*).

#### II.2.3.1. Le dopage par le Silicium (Si)

Le *Si* est parmi les plus importants dopants utilisés dans les applications qui exigent le dopage par de faibles doses ou avec un dopage moyen. Les résultats obtenus pour le *Si* implanté et recuit dans un four présentent un profil gaussien de concentration de porteurs en fonction de la concentration des dopants donneurs, et pas une diffusion le long du processus de recuit allant jusqu'à 920 °C avec une efficacité de 60 % à 100 % pour les dopages faibles (*figure II-9*) [17].

Plusieurs chercheurs ont utilisé de hautes doses de *Si*, pour trouver des efficacités élevées et pour des températures supérieures à 1050 °C [18-21].

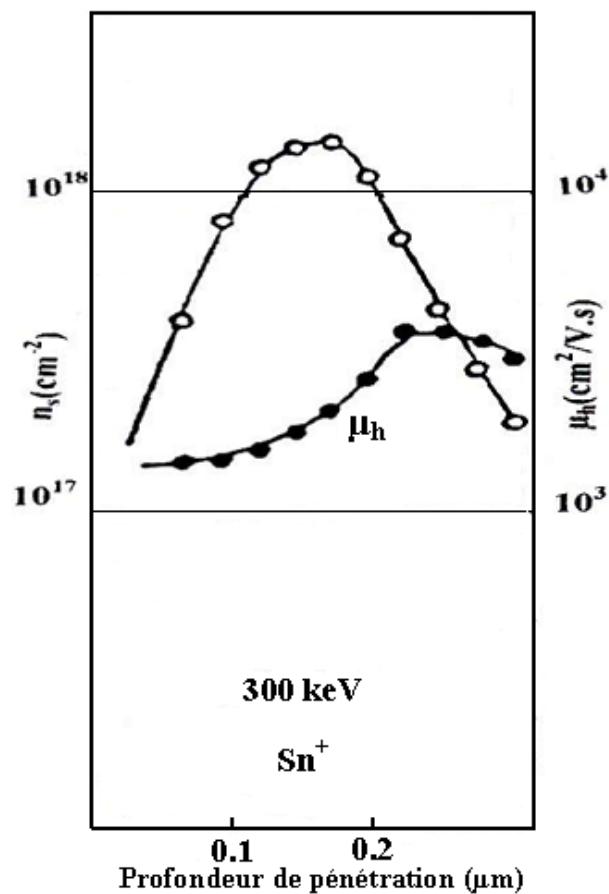


**Figure II-9:** Résumé des résultats obtenus par le dopage du *Si* dans le *GaAs* [17].

### II.2.3.2. Le dopage par l'étain (Sn)

Pour obtenir le GaAs de type  $n$ , il est normal d'utiliser les ions de  $Te$ , le  $Se$  ou  $Sn$ . L'effet des deux premiers ions est clair puisqu'ils appartiennent au groupe  $VI$  donc, ils occupent les positions de l'arsenic. Mais pour les atomes de  $Sn$  appartenant au groupe  $IV$ , le problème posé c'est la possibilité d'occuper les deux positions admissibles dans le cristal. Généralement et par conséquence et à cause de plusieurs effets électroniques inconnus les atomes de  $Sn$  occupent les positions du  $Ga$  et se comportent comme donneurs.

Pour les échantillons dopées par  $10^{14} Sn^+/cm^2$ , il est possible d'obtenir une concentration élevée des électrons, supérieure à  $10^{18} cm^{-2}$ , aussi une mobilité électronique considérable des électrons (figure II-10) [18].

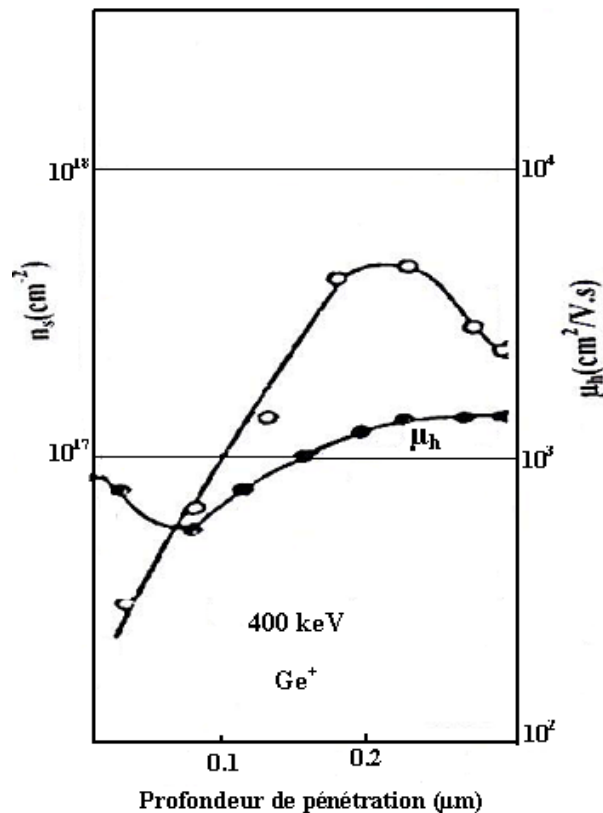


**Figure II-10:** La concentration des porteurs et la mobilité en fonction de la profondeur de pénétration pour le GaAs implanté par le Sn [18].



### II.2.3.3. Le dopage par le Germanium (Ge)

L'utilisation du *Ge* comme un dopant pour le semiconducteur composé *GaAs* a présenté des propriétés différentes au comportement des accepteurs et donneurs simples, les échantillons du *GaAs* dopés par  $10^{14} \text{ Ge}^+/\text{cm}^2$  à la température de  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ , et après le recuit à  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  pendant une durée de  $15\text{s}$ , présentent un seuil de concentration de porteurs de  $5,5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  (figure II-11). Seulement, 9% des ions de *Ge* implantés sont devenus efficaces. Mais quand le recuit se fait à  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  pendant une durée de  $30\text{s}$ , l'efficacité électrique se produit entre 40 % et 50 %, la mobilité des porteurs et l'efficacité électrique s'augmente par 1,3 %, et c'est un petit taux par rapport à son augmentation pour les éléments du groupe VI par conséquence de la nature amphotère du *Ge* et la grande substitution, dont la plupart des ions *Ge* jouent le rôle d'accepteurs, cela limite son utilisation comme un dopant de type *n* dans le l'électronique [22].



**Figure II-11:** La concentration des porteurs et la mobilité en fonction de la profondeur de pénétration pour le *GaAs* implanté par le *Ge* [22].

## **II.3. Les défauts engendrés par l'implantation ionique**

### **II.3.1. Distribution des ions après implantation**

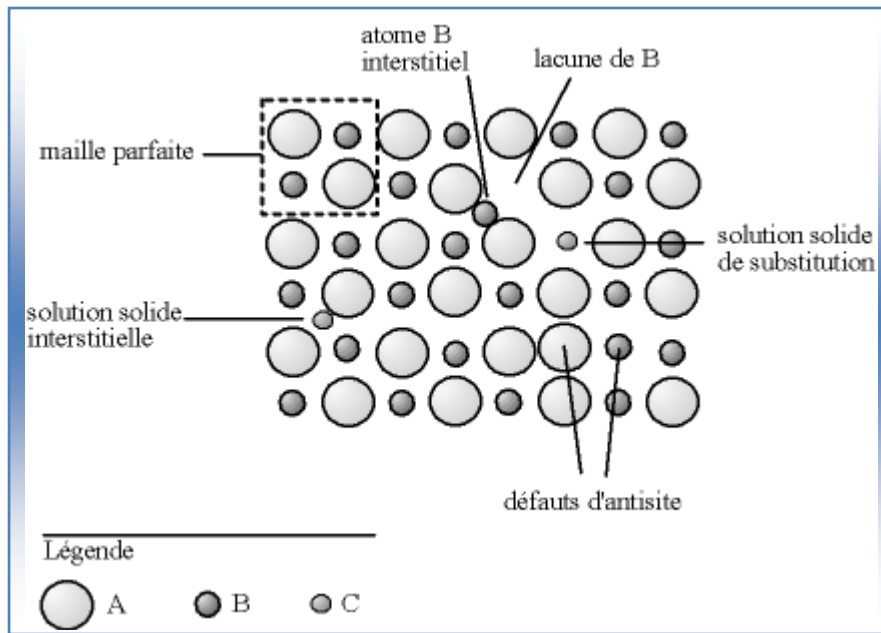
L'étude de la profondeur de distribution des ions est souvent basée sur la théorie *LSS* (*Lindhard, Scharff et Schiott*) [23,24], qui utilise l'approximation de la collision binaire ; c'est-à-dire que les chocs ne sont pas corrélés, étant supposés indépendants les uns des autres. Cette approximation est presque toujours utilisée dans les logiciels de simulation de *l'implantation ionique*. L'arrêt des ions présente une distribution gaussienne [25,26].

Les ions incidents vont perdre leur énergie par chocs successifs avec les atomes de la cible. Ceci explique d'une part, la dispersion des trajectoires et d'autre part, que l'on définisse statistiquement une profondeur moyenne de pénétration. La statistique qui convient assez bien est gaussienne. Nous définissons ainsi le paramètre le parcours moyen projeté  $R_p$  qui est la profondeur où les ions implantés s'arrêtent avec un maximum de concentration avec un écart type  $\Delta R_p$  (la déviation standard) [27].

### **II.3.2. Distribution des défauts**

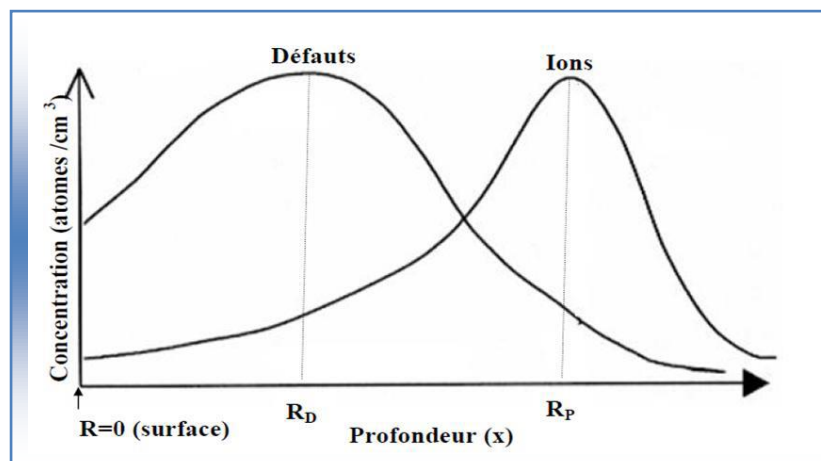
Seules les collisions nucléaires sont responsables de la création de défauts, soit à la suite de chocs primaires avec l'ion incident, soit à la suite de chocs secondaires avec un atome de la cible en mouvement issu d'un choc primaire ou secondaire.

Les défauts créés par *l'implantation ionique* sont des défauts ponctuels. En effet, Les défauts majoritairement créés par *l'implantation ionique* sont des paires de *Frenkel* (couple interstitiel+lacune) [28]. De nombreuses paires de *Frenkel* sont immédiatement annihilées (interstitiel voisin d'une lacune), la structure cristallographique de l'échantillon n'est donc pas complètement détruite après implantation. Toutefois, de nombreux défauts subsistent. Le nombre de défauts présents dans l'échantillon après implantation dépend de la vitesse de création des défauts (dose implantée, intensité du faisceau d'ions, profondeur de pénétration des ions) [29,30] et de la vitesse d'annihilation (donc de diffusion) des paires de *Frenkel* dans le matériau.



**Figure II-12:** Différents types de défauts ponctuels [30].

La distribution des défauts en fonction de la profondeur est très différente de celle des ions implantés. Les défauts sont créés à des profondeurs moins importantes. En effet, l'ion ne possède plus suffisamment d'énergie, lorsqu'il est en fin de parcours, pour déplacer des atomes loin de leur site d'origine. Il ne créera donc que des défauts rapidement annihilés. La zone où sont majoritairement créés les défauts, entre la surface et le maximum d'implantation ( $R_p$ ), est appelée *zone des cascades*. Ceci est illustré sur la *figure (II-13)*.



**Figure II-13:** Répartition des défauts et des ions en fonction de la profondeur [30,31].

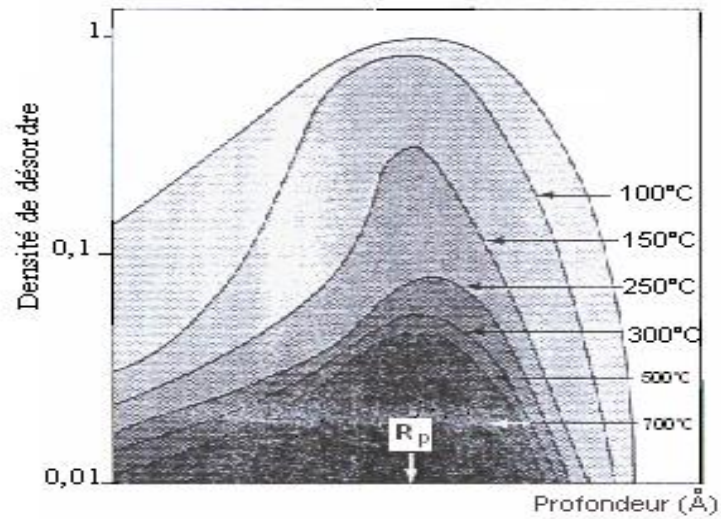
## II.4. Recuit thermique

Après implantation, généralement, le matériau implanté est inutilisable car Les impuretés implantées, malgré leur distribution bien précise en profondeur, sont placées dans la maille en site quelconque et plus probablement en site interstitiel. De plus Il y a eu destruction de la qualité cristalline, les défauts créés modifient considérablement les *propriétés électriques* de la région implantée et masquent les effets des impuretés chimiques. Un recuit thermique est donc nécessaire, ce recuit du matériau implanté aura un double but; ramener la concentration de défauts à une concentration aussi faible que possible et obliger les impuretés chimiques à passer sur des sites où elles sont électriquement actives (positions substitutionnelles) [32].

La *figure (II-14)* montre les profils de défauts induits par implantation de bore dans GaAs après recuit à différentes températures. Avant recuit, il y a une fine couche de *GaAs* amorphe centrée autour de  $7400 \text{ \AA}$ . Puis avec l'augmentation de la température du recuit, on observe une nette diminution de la concentration des défauts, la distribution restant centrée à  $7400 \text{ \AA}$ . Pour les recuits à  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ , il n'y a pas plus de défauts détectables, on dit que le matériau est guéri ou recuit.

Le recuit permet aussi d'activer l'effet électrique des impuretés implantées; un exemple est donné dans la *figure (II-14)* pour une implantation de *Bore* dans le *GaAs*. Après recuit à  $950^\circ\text{C}$ , le profil d'accepteurs, donc du *Bore* en site substitutionnel, est totalement identique à celui des impuretés implantées acceptuses et l'activité électrique des ions de *Bore* est totale sur toute la profondeur implantée. En outre, les mobilités expérimentales sont très proches des mobilités théoriques, ce qui est preuve supplémentaire de l'absence de défauts. Cet exemple montre que le recuit à  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  a rempli son rôle pour obtenir une couche dopée sans défaut avec un profil d'accepteurs parfaitement connu.

Dans le cas des matériaux *III-V* (*GaAs*), des précautions doivent être prises pour éviter la décomposition du matériau pendant le recuit par le départ des espèces volatiles (*Gallium*, *Arsenic* ou *dopants*), le matériau est recouvert par un matériau protecteur. Des recuits à haute température, pourtant nécessaires, sont difficiles à manipuler que dans le cas du *Si* [30].



**Figure (II-14):** Influence du recuit, après implantation de *Bore* dans le *GaAs* ( $E = 400 \text{ keV}$ ,  $N_d = 4,7 \times 10^{14} \text{ ions/cm}^2$ ) sur des profils de défauts, et de la concentration des défauts avec le recuit [30].

**Références**

- [1] ح. علي بوسنة، أطروحة دكتوراه في العلوم جامعة باجي مختار-عنابة، الجزائر (2009).
- [2] J. Crofton, S.E. Mohny, J.R. Williams and T. Isaacs-Smith, *Finding the optimum Al-Ti alloy composition for use as an ohmic contact to P-type Sic*, Solid-State Electronics (2002) 103-113.
- [3] F.P. McCluskey, *High Temperature Electronics*, CRC Press, New York (1997).
- [4] N. Benahmed Benabdallah, Thèse de Magister, Université Abou Bekr Belkaid de Tlemcen, Algérie (2006).
- [5] D.V. Morgan, IEE. PROC, (1982).
- [6] Y. Kawasaki and Nojima, Appl. Phy. 45 (1977) 1044.
- [7] R.G. Honsperger, R.G. Wilson, Appl. Phy. 43 (1972) 105.
- [8] F. Kessel, Z. Hawrylo, Appl. Phy. 41 (1970) 1865.
- [9] K. Gamo, Appl. Phy. (1974).
- [10] C. Dumas, Thèse de Doctorat, Université de Toulouse (2008).
- [11] K. Gamo, T. Inada and S. Krekeler, *Solid states electronics*, 20 (1976)19.
- [12] N.J. Brett, J.D. Grauge, Appl. Phy. (1980).
- [13] K. Gamo, S. Krekler, State electron, 20 (1977) 213.
- [14] A. Lidow, J.F. Gibbons, Appl. Phy. Lett. 32 (1978) 19.
- [15] P.N. Faveunec, L. Henry, *Solid state electronic*, 21 (1978) 11.
- [16] L. Robert, G. Wilson, Appl. Lett. 9 (1982) 39.
- [17] R. Bensalem, PHD Thesis, Surrey University, Guildford (1986).
- [18] T. Inada, K. Tokunaga and S. Taka, Appl. Phy. Lett. 35 (1979) 46.
- [19] M.A. Shalid, B.J. Sealy and K.E. Puttick, Appl. Phy. Lett. (1981).
- [20] S. Kular, B.J. Sealy, K.G. Stephens, Solid State Electronic (1980).
- [21] D.E. Davies, J.P. Lorenzo and M. Julian, IEEE. Elev. Dev. (1982).
- [22] B.J. Sealy, R.K. Surridage, Appl. Phy. (1980).
- [23] J. Lindhard, M. Scharff, H.E. Schiott, *Range Concepts and Heavy Ion Ranges*, Materials, Physics. Medd, 33 (1963) 54-73.
- [24] J. Lindhard, *Slowing-Down of Ions*, Proc.Royal Society of London, 9 (1969) 11-19.
- [25] A. Bensaada, *Technologie des semiconducteurs*, Office des Publications Universitaires, Alger (1994).
- [26] J. Lindhard, M. Scharff, *Energy dissipation by ions in the kev region*, Physical Review, 24 (1961) 128-130.

- [27] R. Nouri, Thèse de Magister, Université Mentouri de Constantine, Algérie (2010).
- [28] R. Delamare, Thèse de doctorat, Université D'Orléans (2003).
- [29] F. Lallement, Thèse de doctorat, Université de Toulouse (2005).
- [30] J. Dudognon, Thèse de doctorat, Université D'Orléans (2006).
- [31] J.P. Rivier, Implantation ionique et les dépôts assistés par faisceau d'ions, Ed. Hermes (2001).
- [32] W.S. Radoslaw, Thèse de doctorat, Université de Sherbrooke (Québec), Canada (2011).

## Chapitre III

*Modèles d'activation d'impuretés dans le GaAs***III.1. Introduction**

Après ce qu'on a cité précédemment concernant les éléments insérés dans le *GaAs* et leur efficacité électrique, aussi les défauts qu'on peut trouver dans le *GaAs* dopé, qui a une importance qui lui rendre exploitable dans plusieurs domaines surtout après le recuit thermique.

Dans ce chapitre on va étudier quelques *propriétés électriques* de *GaAs* dopé par différents ions choisis, et les importants résultats obtenus et les *modèles* proposés qui préviennent les *propriétés électriques* du *GaAs* dopé par *l'implantation ionique* après le traitement thermique rapide.

**III.2. Le mécanisme de traitement thermique des ions implantés dans le GaAs**

L'opération d'insérer les impuretés dans le semiconducteur au cours de la fabrication le traitement des défauts, la composition ou la décomposition de complexes peuvent être exprimer par des *modèles* décrivant tout ces mécanismes, puisqu'ils comportent la diffusion, l'activation de donneurs ou d'accepteurs, la formation ou la décomposition de complexes etc. Ces *modèles* peuvent renseigner sur l'énergie d'activation et leur incorporation des impuretés et de l'énergie de diffusion qui peut expliquer le mécanisme de dopage et de la mobilité de diverses impuretés dans le semiconducteur.

L'impureté s'insère dans le *GaAs* par plusieurs routes (*méthodes*) dont peut définir ses comportements électriques, dans certains cas il existe un excès des défauts qui influencera sur le comportement de l'impureté dans le semiconducteur et par conséquent peut être considérée comme un défaut [1].

Dans le cas de *l'étain (Sn)* et le *Silicium (Si)* implantés dans le *GaAs* il est possible de déterminer les rôles et la forme des impuretés. Le *GaAs* composé par deux réseaux secondaires, si on lui insère une impureté il devient un donneur ou un accepteur, cette



impureté doit occuper l'une des deux positions substitutionnelles du réseau du *GaAs*. Après l'opération de *l'implantation ionique*, la zone à doper sera endommagée et on définit la position de l'impureté dans le réseau cristallin à la température du support au cours de l'implantation. Pour le *Si* un grand nombre des impuretés, occupent des positions interstitiels aux températures inférieures à  $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , mais aux températures supérieures à cette dernière, ils occupent des positions substitutionnelles, et par un recuit thermique rapide le cristal du réseau se rétabli, et les impuretés occupent des positions substitutionnelles pour devenir électriquement efficaces, cela signifie que le mécanisme d'activation électrique des ions est lié à l'existence de défauts composés qui compense toute efficacité obtenue.

La non efficacité des atomes de *Sn* dans le *GaAs* sera sous la forme d'un complexe composé d'une lacune de *Ga* ( $V_{Ga}$ ), qui est un accepteur profond, mais lors du recuit le composé ( $Sn-V_{Ga}$ ) se décompose pour que les atomes de *Sn* occupent les positions du *Ga* dans le réseau cristallin pour qu'ils deviennent des donneurs.

Ainsi, les impuretés s'insèrent dans le *GaAs* selon les cas suivants [2]:

- ✓ interstitiels.
- ✓ donneurs et accepteurs substitutionnels.
- ✓ Composés avec des lacunes.
- ✓ Précipités.

La concentration des impuretés insérés suivant ces cas nous informe du comportement électrique des couches dopées, dont après le recuit par  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  la majorité des impuretés dopées dans le semiconducteur sera dans une position substitutionnelle, seulement  $12\%$  du *Si* et  $1\%$  de *Sn* se trouve sous la forme de précipités, mais après un recuit thermique l'efficacité électrique se augmente et le nombre de précipités diminue, cela informe que l'équilibre de toutes les impuretés sera d'une forme complexe, et pour obtenir une efficacité électrique précise il se peut qu'une impureté simple, un complexe, un interstitiel de *Ga* ou de *As* se déplace à un position convenable pour qu'ils deviennent électriquement efficaces.

Pour cela un *modèle* est proposé pour d'écrire les *propriétés électriques* du *GaAs* dopé, puisqu'il comporte la décomposition d'une impureté d'un complexe puis sa diffusion vers une lacune de *Ga* ou *As* pour donner un accepteur. On récapitule ce *modèle* par les étapes suivantes [3] :

- ✓ L'apparition des impureté implantées sous la forme de précipités ou d'interstitielles.
- ✓ aucune efficacité électrique puisque la matière est électriquement substituée.

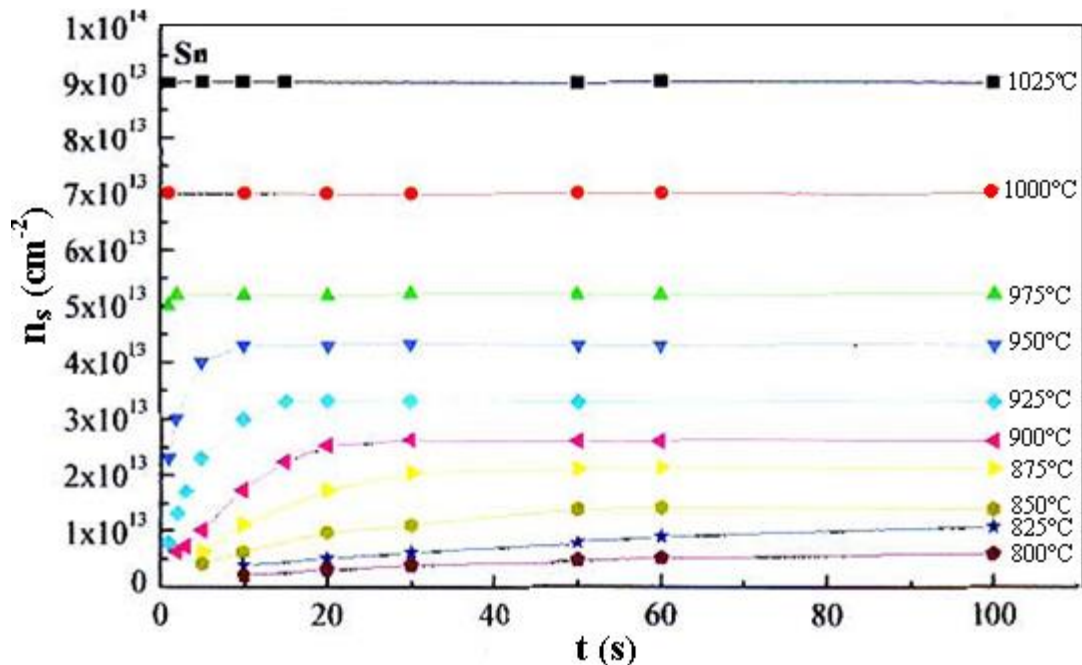
- ✓ Avec le traitement à haute température le nombre des composants diminuent et l'efficacité électrique augmente.

### III.3. Les propriétés électriques du GaAs dopé

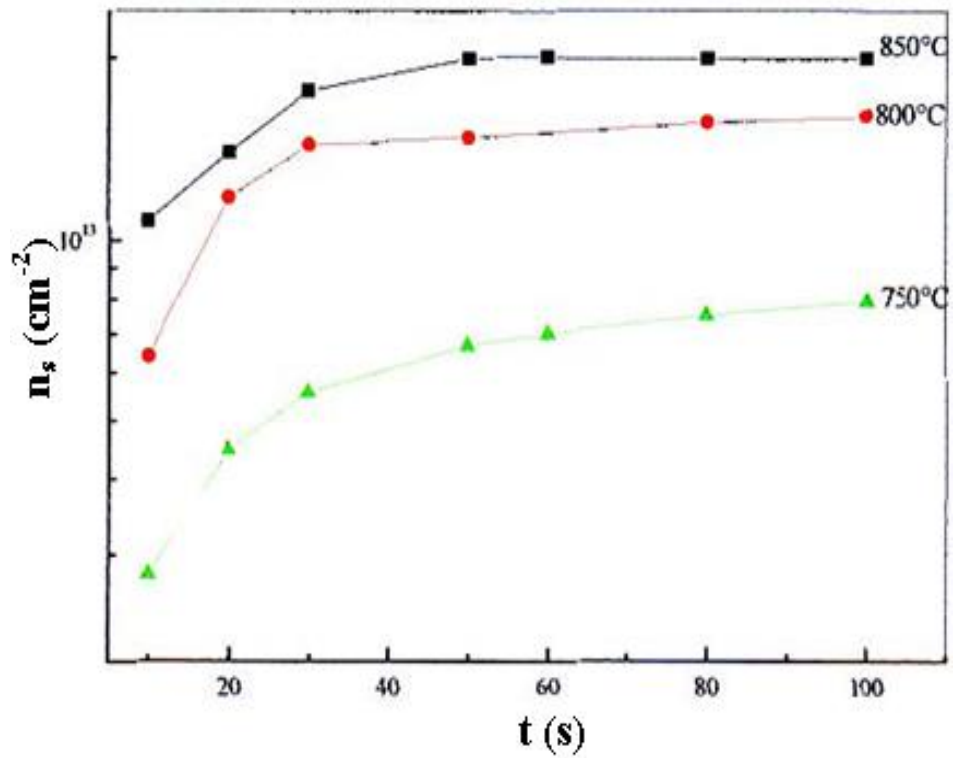
#### L'expérience :

Des supports de GaAs, sont dopés par l'implantation ionique en utilisant un appareil *implanteur (Donpysik 1090)*, en insérant des ions Sn, Si et Zn avec une dose de  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , et une énergie de dopage de  $300 \text{ keV}$  avec un angle de  $6^\circ$  pour éviter l'effet de canalisation.

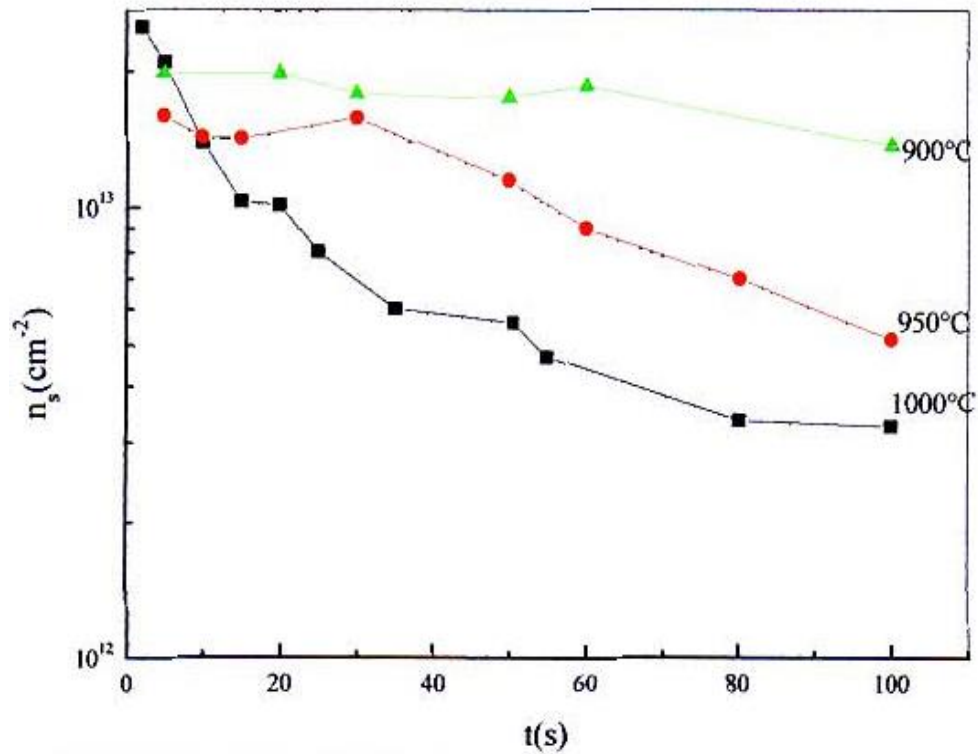
Les échantillons sont découpés en carrés de surface de  $1 \text{ cm}^2$  dans une chambre super propre pour éviter la contamination par des impuretés, et un recuit à l'aide d'un appareil *Jipelec 100/150*, et un système de protection des substrats sont adoptés pour activer les impuretés et enfin obtenir les résultats expérimentaux présentés dans les figures (III-1), (III-2), (III-3) et (III-4) [4,5].



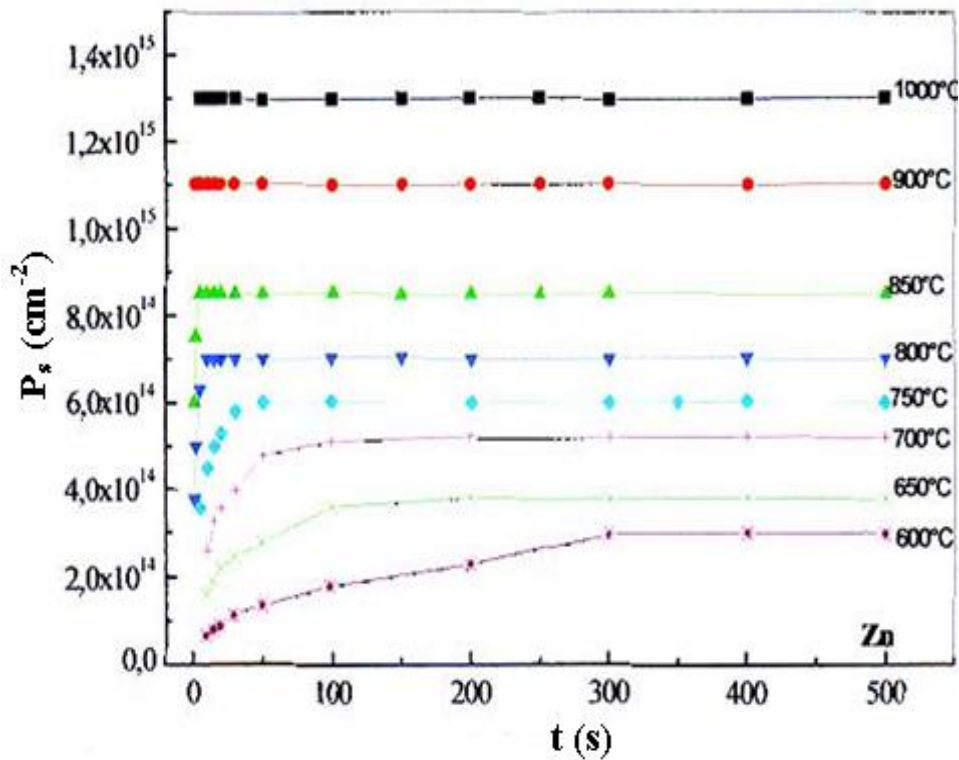
**Figure III -1 :** La concentration des porteurs de charge surfacique du GaAs dopé par le Sn en fonction du temps et de la température du recuit [4,5].



**Figure III -2** : La concentration des porteurs surfacique du *GaAs* dopé par le *Si* en fonction du temps et de la température du recuit (750, 800 et 850 °C) [4,5].



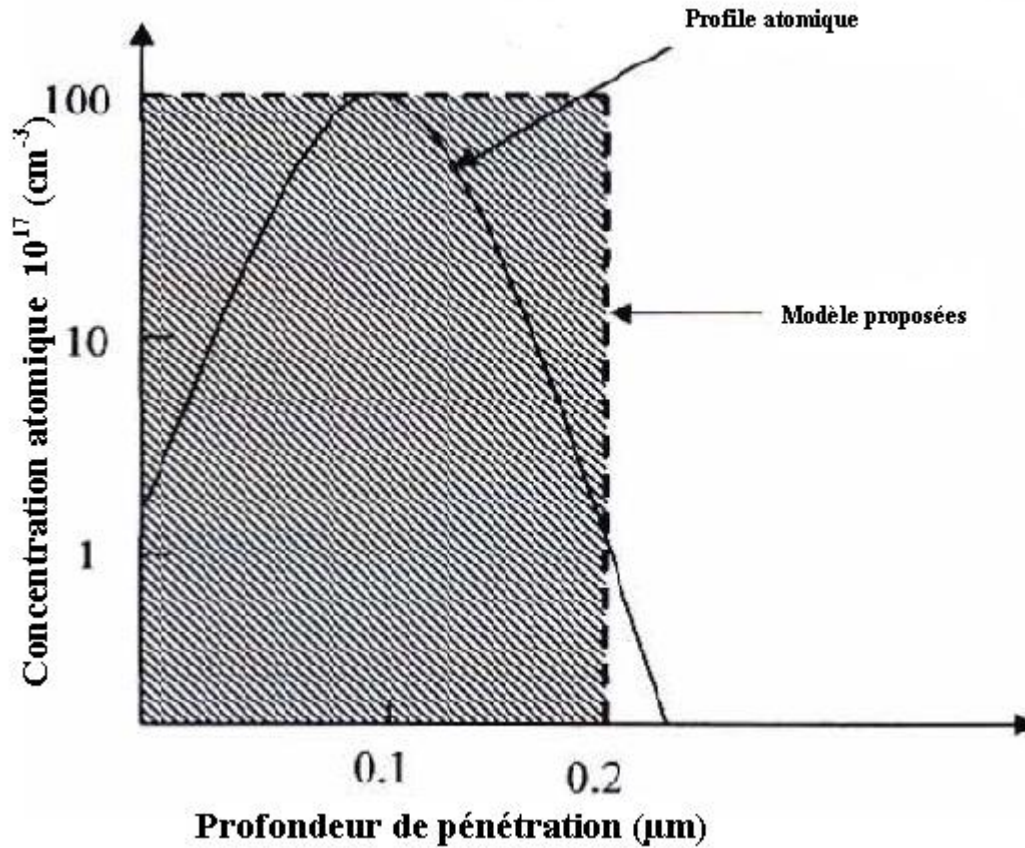
**Figure III -3** : La concentration des porteurs surfacique du *GaAs* dopé par le *Si* en fonction du temps et de la température du recuit (900, 950 et 1000 °C) [4,5].



**Figure III -4** : La concentration des porteurs surfacique du GaAs dopé par le Zn en fonction du temps et de la température de recuit [4,5].

La considération des modèles théoriques et les résultats expérimentaux de l'interaction des impuretés de dopage, ont permis d'obtenir un *modèle* plus détaillé et généralisé ; qui décrit précisément les variations de l'efficacité électrique avec le temps et la température de recuit.

On suppose que les impuretés implantées sont distribués d'une manière uniforme dans une couche d'épaisseur de l'ordre de  $0,3 \mu\text{m}$ , comme l'indique la *figure (III-5)* suivante :



**Figure III -5:** La distribution atomique des impuretés implantées et son approximation par une distribution uniforme [5].

L'analyse sur une base thermodynamique des résultats décrit le cycle de traitement thermique comme un mécanisme simple, dont les défauts d'un même type se diffusent dans un nombre constant des pièges comme le cas du *Zn*, *Sn* et le *Si* dans le *GaAs*. La description mathématique de ce mécanisme à une solution générale définie par la considération de diffusion classique, la dépendance du temps de recuit se base sur une interaction chimique du 1<sup>er</sup> ordre [5].

Si on considère  $N$  le nombre des impuretés ou de complexes diffusables vers les lacunes du *Ga* ou du *As*, le nombre des atomes de *Si* ou *Sn* par unité de temps, qui arrive à une lacune du *As* ou du *Ga* est proportionnelle au nombre d'atomes dopants  $N(t)$  trouvés dans un temps  $(t)$ .

$$\frac{dN(t)}{dt} = -kN(t) \quad (\text{III.1})$$

Où  $k$  est une constant indépendant de  $N$  et proportionnel avec le coefficient de diffusion  $D$  des ions traités. Cette équation suppose que la concentration des défauts reste constante, et par conséquent la valeur de  $N$  sera [6]:

$$N(t) = N_0 \exp(-kt) \quad (\text{III.2})$$

$k$  est donné par :

$$k = \alpha D_0 \exp\left(-\frac{E_d}{kt}\right) \quad (\text{III.3})$$

où  $N_0$  est la concentration initiale des impuretés non efficaces et  $k$  est le coefficient de Boltzmann et  $E_d$  est l'énergie de diffusion des dopants dans le GaAs [6].

L'équation (III.1) est valable pour les temps court, mais pour les temps longs ou pour les hautes températures de traitement on obtient le niveau de saturation pour l'efficacité électrique. Le mécanisme d'activation suit cette relation :

$$\frac{dN(t)}{dt} = k N_{\max} - kN(t) \quad (\text{III.4})$$

Où  $N_{\max}$  présente le taux maximal de la quantité implanté, qu'on peut l'activer par une température de recuit bien précise et proportionnelle à  $N_0$ , on lui donnant par la relation :

$$N_{\max} = N_0 \exp\left(-\frac{E_d}{kt}\right) \quad (\text{III.5})$$

Par suite, la dépendance de la concentration des porteurs de charge avec la température et le temps de recuit est donnée par la relation suivante [6,7]:

$$N = N_0 \exp\left(-\frac{E_d}{kT}\right) \left[ 1 - \exp\left(-\alpha D_0 t \cdot \exp\left(-\frac{E_d}{kT}\right)\right) \right] \quad (\text{III.6})$$

### Analyse des résultats :

L'analyse des résultats expérimentaux, permet d'établir un *modèle* thermodynamique pour le mécanisme de conduction dans le GaAs. Cela conduit à la déduction du *modèle* d'insertion pour la plupart des ions implantée dans le GaAs, l'idée se déroule autour des impuretés non efficaces qui sont sous la forme d'un défaut composé, se composent généralement des ions implantés et une lacune ou plus [8].

Les *figures* (III.1), (III.2), (III.3) et (III.4) montrent respectivement les variations de la concentration surfacique des porteurs en fonction du temps et de la température du recuit du



GaAs dopé par le *Sn*, *Si* et *Zn* pour la gamme de températures (750, 800, 850 °C) et (900, 950, 1000 °C) [4,5].

Dans ce modèle, on suppose que l'efficacité électrique des atomes implantés sont sous la forme d'un défaut complexe, ce qui se décompose pour permettre à un atome d'occuper un espace substitutif pour devenir électriquement efficace au cours du recuit et à hautes températures. La forme réelle de ce défaut n'est pas encore définie, mais les valeurs d'énergies de diffusion obtenues se confondent avec celles trouvées dans la littérature.

### Les dopants :

**a) Pour l'étain (Sn) :** le modèle proposé de l'insertion des ions de *Sn* se base sur l'idée que ces ions non efficaces sont d'une forme des défauts complexes, ces derniers provoquent des atomes du *Sn* et une lacune ou plus. Les profils présentés montrent deux régions pour l'activation des impuretés ; une région de saturation et une région transitoire où l'activité augmente avec la température et le temps de recuit. Alors le calcul de l'énergie d'activation pour ces deux régions suivant le modèle donne les résultats du tableau (III.1).

L'énergie d'activation convenant à 2,5 eV, obtenu après le recuit thermique du GaAs, est en bonne accord avec celle trouvée par Keller et Goldstein et aussi se confonde avec les résultats expérimentaux de Gösele et Fane [9].

Mais dans la zone indépendante du temps et décrit la zone de la saturation d'efficacité électrique avec le temps, on a obtenu une énergie égale à 1,2 eV qui est la même pour tous dopant du GaAs [9,10].

**b) Pour le Silicium (Si) :** La valeur d'énergie égale à 1,12 eV extraite des valeurs de saturation de l'efficacité électrique en fonction de la température inférieure à 900 °C est égale pour les donneurs implantés dans le GaAs, mais dans les températures supérieures à 900 °C il n'est pas possible de déterminer la valeur d'énergie puisque l'efficacité augmente avec le temps et la température de recuit sans existence des valeurs de saturation, pour cela cette énergie devient l'énergie effective pour faire déplacer les atomes du dopant du défaut complexe et le placer dans le plus proche site vacant du réseau, pour qu'il devienne électriquement efficace. D'où le comportement du *Si* ne concorde pas avec celle des autres dopants pour les températures supérieures à 900°C. L'énergie 0,6 eV, convenant à la conduction des atomes de *Si* du défaut composé ou d'une position du *Ga* et lui poser dans une

position *d'arsenic* pour qu'il se comporte comme les donneurs dans le *GaAs*, le nombre de ces dopants s'augmente avec le temps et la température de recuit.

Donc le remplacement de la concentration des dopants du *Si* qui occupent la position du *Ga*, il comporte comme des donneurs.

Dans la *figure (III.3)*, il apparait le mécanisme d'efficacité et la substitution apparaissant dans les hautes températures ou dans les longues durées de recuit [5,11,12].

Cet analyse des résultats du *Si* implanté dans le *GaAs*, montre que le mécanisme d'efficacité n'est pas facile, et que cette dernière se fortifie dans les zones où le défaut est hors la zone de traitement ; cela suppose que les lacunes de *Galium* et de *l'arsenic* sont créés par le dopage ionique qui normalement s'influe sur la distribution du *Ga* et du *As* dans la zone de dopage.

La discussion de la redistribution des impuretés implantés dans le *GaAs* pour sa liaison de plusieurs facteurs (des défauts radiatifs, structural, la concentration de dopage, la pression thermique), dont les défauts radiatifs s'influent sur les profils de la concentration des porteurs des profils de Gauss. La structure et la pression thermique au cours du traitement thermique varient la propagation des impuretés par exemple comme ce qu'il se passe dans les dopants *Zn*, cela s'explique par un *modèle* où ils sont créés des zones dans une profondeur supérieure à  $R_p$ , dont la réduction des atomes du *Ga* et *As* se produit un excès dans la distribution du *Ga*, *As* sous une forme substitutif [7,13,14].

La simulation des valeurs d'énergie de diffusion  $E_d$ , et les valeurs d'énergie d'activation  $E_a$  obtenues à partir des valeurs de saturation des atomes *Si* implantés dans le *GaAs* en comparaison avec les résultats expérimentaux dans les littérature représentés au *tableau (III.1)*, dont conviennent avec ceux obtenus dans les températures inférieurs à 900 °C.

**Tableau (III.1)** : Les valeurs de  $E_a$ ,  $E_d$  et  $E_{dl}$  pour les différents dopants dans le *GaAs*.

Les ions	$E_a$ (eV)	$E_d$ (eV)	$E_{dl}$ (eV)	Références
Si	0,6	1,12	1,1	[12]
Sn	1,2	2,5	2,5	[9]
Zn	0,37	1,1	1,55	[15]



Mais dans les températures supérieures à 900 °C ; les dopants du *Si* deviennent électriquement efficaces en occupant des positions substitutifs pour qu'on obtienne une énergie d'activation de l'ordre de 0,6 eV.

**c) Pour le zinc (Zn) :** La diffusion du *Zn* dans le *GaAs* dépend de la concentration des atomes *Zn* trouvés à ce moment, on observe d'après ses énergies d'activation et sa diffusion qu'il se diffuse par une position de lacune substitutive d'où le *Zn* commence par occuper un site de *Ga* ; cette diffusion apparaît par le mouvement du *Zn* de la position du réseau substitutive à la position interstitiel pour pouvoir diffuser rapidement.

On a obtenu que l'énergie de diffusion 1,1eV qui est faible par rapport à celle de la diffusion par interstitiels comme ça on suppose que les atomes non efficaces du *Zn*, occupent des positions interstitiel, ils peuvent diffuser lorsqu'ils subissent l'énergie suffisante. Mais dans la zone indépendante au temps on a trouvé une énergie confondu à 0,37 eV, et c'est l'énergie nécessaire pour déplacer le interstitiel du *Zn* à une lacune du *Ga* [15,16-19].

### Le résultat :

Les modèles d'activation des ions du *Zn*, *Si* et du *Sn* présentés précédemment, confirme l'idée que les impuretés non-efficaces sont sous la forme d'un défaut composé un atome dopé et une lacune on plus.

L'énergie de 1,2 eV déduite à partir des valeurs de saturation de l'efficacité électrique est la même pour le *Se*, *Sn* et le *S*, et c'est l'énergie nécessaire pour mobiliser les atomes du défaut composé et les poser auprès de lacune du *Ga* pour qu'ils deviennent électriquement efficaces.

Mais pour les dopants accepteurs comme le *Zn* [20-24], le *Mg*, et le *Be* [25], le taux non efficace de la quantité implantée est trouvé sous la forme d'interstitiel et l'atome du *Ga* se diffuse par une énergie de 2,5 eV.

Alors que les valeurs des énergies dans l'intervalle de 0,3 eV et 0,9 eV, s'exprime les énergies totales d'interaction de composition on compose un élément de type :



Si l'énergie est de l'ordre de 1eV c'est-à-dire que l'atome est sous la forme d'un composant d'une lacune et interstitiel, et le modèle d'interaction des ions comporte la diffusion de l'atome *Ga* on *As* à une position composé se décompose

Ce *modèle* convient aux valeurs d'énergie de diffusion pour le *Galium* et *l'arsenic* et les lacunes dans le *GaAs* présentés au *tableau (III.1)* [9,12,15,26].

**Références**

- [1] C.W. Farley and B.G. Streetman, *Elec. Materials*, 13 (1984) 23.
- [2] F.A Kroger, *The chemistry of imperfect crystals*, North-Holand, Amsterdam (1974).
- [3] D.J. Hurlle, *Phy. Chem. Solids*, 40 (1979) 613-626.
- [4] Hwang, C.J. Brews, *Phy. Chem. Solids*, 32 (1971) 837.
- [5] D.J. Hurlle, *Phy. Chem. Solids*, 40 (1979) 647-652.
- [6] G. Lulli, E. Albertawi and M. Bianconi, *Journal of Applied Physics*, 82 (1997) 5958-5964.
- [7] H. Kasano, *Appl. Phys.* 49 (1978) 7.
- [8] M. Webb et al, *Nuclear instruments and Methods in physics*, Research B 240 (2005) 142.
- [9] E.V. Solevieva, V. Karataev, *Inorp. Mat.* 11 (1975) 1485.
- [10] S. Ahmed, *Nuclear instruments and Methods in physics*, Research B 206 (2003) 1003.
- [11] A. Gigure et al, *Nuclear instruments and Methods in physics*, Research B 242 (2006) 620.
- [12] D.J. Hurlle, *Phy. Chem. Solids*, 40 (1979) 639-646.
- [13] J. Bourgoin and M. Lannoo, *Point defects in semiconductors*, Springer-Verlag. Series(1983).
- [14] ج. علي بوستة، أطروحة دكتوراه في العلوم جامعة باجي مختار-عناية، الجزائر (2009)
- [15] M. Gerl, *Physique des matériaux*, PPUR, (1997).
- [16] A. Lidow and J.F. Gibbons, *Appl. Phys.* 51 (1980) 8.
- [17] J. Takai, K. Gano, *Appl. Phys.* 12 (1973) 1926.
- [18] A. Lidow, J.F. Gibbons and V.R. Deline, *Appl. Phys.* 32 (1978) 15.
- [19] R.P. Gupta and Hokle, *Solid. Stat. Elec.* 28 (1985).
- [20] R. Bensalem, PHD thesis, Surrey.Univ, (1986).
- [21] S.L. Feng, J.C. Bourgoin, *Point the finks S/C*. North-Holand (1990).
- [22] U. Gösel, B.P.R. Marioton, *Elevier Science Publisher* (1990).
- [23] F. Nang, *Electron transport in compound semiconductors*, Springer-Verlag, series (1980).
- [24] R. Jakiela et al, *J. of Alloys and compounds*, 423 (2006) 132.
- [25] R. Apiwatwaja et al, *American Institute of physics* (1997).
- [26] J. Biersack, and J. F. Ziegler, Annapolis, MD, 21402, USA, (2008).

## Chapitre IV

### *Résultats et discussions*

#### **IV.1. Introduction**

Le procédé idéal pour résoudre un problème demande beaucoup d'opérations successives pour obtenir des valeurs exactes ou des valeurs qui ont une signification physique réelle [1]. Dans la plupart des cas, il est difficile de trouver un procédé qui mène à des résultats convenables, c'est pourquoi on utilise la simulation par méthode *Monté Carlo* à cause de son caractère complètement aléatoire et fortement statistique et probabiliste [2,3].

#### **IV.2. La méthode de Monté Carlo (MC)**

Le mode usuel pour la résolution d'un proposé consiste à trouver un algorithme (une succession d'opérations) qui permet de trouver la valeur exacte ou avec une précision donnée pour un certain problème posé [4]. Néanmoins, il existe des cas où la construction des algorithmes s'avère très compliquée voire même impossible. On a alors recours, souvent, à la simulation du principe mathématique ou physique du problème et on applique les lois des grands nombres de la théorie des probabilités, et des estimations de la grandeur cherchée s'obtiennent, par traitement statistique des données fournies par les résultats de certaines expériences aléatoires multiples [5,6]. Les modes de résolution des problèmes faisant appel aux variables aléatoires sont connus sous le nom de *méthode de Monté Carlo MC* [7]. Les méthodes de *MC* font parties des mathématiques expérimentales qui s'intéressent aux expériences sur les nombres aléatoires. Elles ont trouvées, depuis quelques décennies, une vaste utilisation dans le domaine de la recherche opérationnelle, de la physique nucléaire et dans de nombreux autres domaines de la science, y compris la chimie, la biologie et la médecine [8].

#### **IV.3. La simulation par la méthode de Monté Carlo**

L'incidence des ions dans le matériau dépend de plusieurs phénomènes physiques compliqués comme : la profondeur de pénétration, la profondeur moyenne, l'état de dopage,

l'effet de la canalisation, les ions rétrodiffusés, les défauts dus, et la connaissance de tous ces phénomènes conduit à déterminer les *propriétés* de la cible atomique, quel qu'elles soient *électriques*, optiques ou mécaniques.

A cause du déficit de toutes techniques analytiques modernes d'étudier les *propriétés* des échantillons qui donne le concept exacte de l'interaction ion-matériau qui est très complexe, la simulation a ouvert une grande intervalle pour faciliter l'étude de ces *propriétés* et c'était difficile à aboutir avec l'étude théorique ou avec l'application expérimentale, cette méthode a aidé à connaître ce qui se passe entre l'ion incident et la cible atomique [9].

La méthode de *MC* a été l'une des plus efficaces méthodes de simulation qui nous a permis d'obtenir les informations demandées par le suivi délicat du mouvement des ions dans le matériau et sa collision avec les atomes de la cible, et même la perte d'énergie, cette méthode n'exige pas une connaissance exacte des grandeurs reliées entre eux, mais il suffit de déterminer l'ensemble des conditions nécessaires pour l'existence du phénomène étudié, et la précision des résultats obtenus liées à des approximations de ces conditions supposés [10-12].

#### **IV.4. Présentation du logiciel SRIM**

*SRIM* (The Stopping and Range of Ion in Matter) est un programme qui suit le programme standard TRIM (Transport of Ion in Matter) [13]. Dans ces programmes, l'énergie transférée à un atome-cible est analysée pour donner les résultats suivants: l'ionisation induite par les atomes repoussés, le nombre de lacunes et d'interstitiels créés suite à une cascade de collisions, et également le nombre de collisions transférant des énergies inférieures à  $E_d$  (énergie de déplacement), et qui produisent des phonons. Le code de ces programmes couple deux méthodes: celle de *Kinchin-Pease* modifiée pour les calculs locaux, et celle de la cascade de collisions (suivi des atomes individuels reculés jusqu'à ce que leur énergie devienne inférieure à  $E_d$ ). Cette dernière donne directement la distribution spatiale des défauts [14].

D'une façon très schématique le principe global de raisonnement est le suivant; soit  $Z_1$  le numéro atomique de l'ion projeté, et  $Z_2$  celui de l'atome-cible.  $E_1$  et  $E_2$  sont les énergies des deux particules après collisions, respectivement. Si  $E_2 > E_d$  l'atome basculé a assez d'énergie pour quitter son site, c'est le déplacement. Si en plus,  $E_1 > E_d$  l'ion incident quitte également le site. L'atome-cible devient à son tour une particule incidente, l'énergie égale à  $E_2$  moins son énergie de liaison cristalline.

En cas de déplacement de l'atome; si  $E_1 < E_d$ , deux cas de figure peuvent se présenter  $Z_1=Z_2$  l'ion incident reste sur le site, c'est une collision de remplacement l'ion devient substitutionnel (et peut devenir électriquement actif).

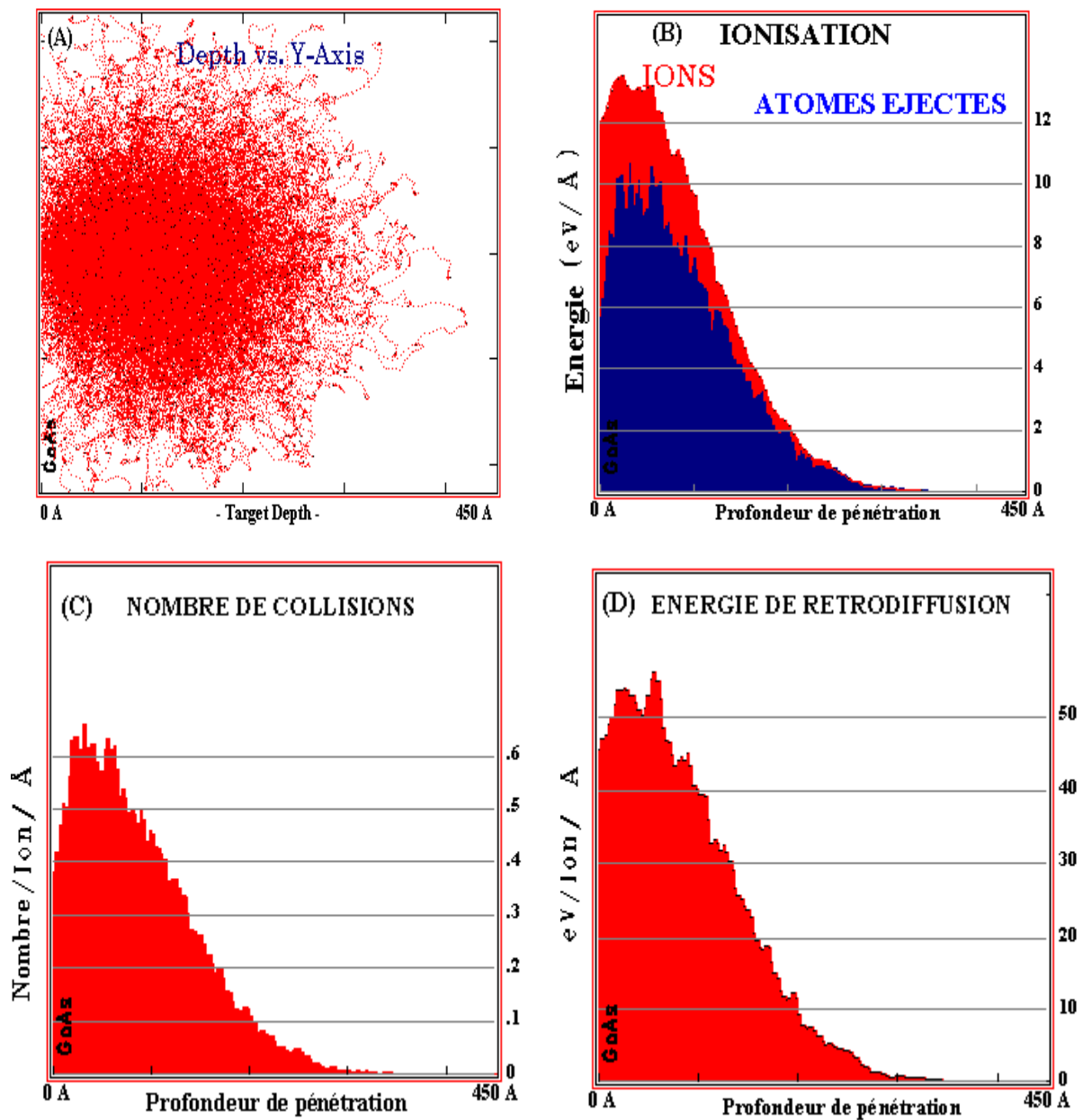
Si  $E_2 > E_d$  l'atome éjecté n'aura pas assez d'énergie et il retournera alors à son site en créant des phonons. Si, de plus  $E_1 < E_d$  l'ion devient un interstitiel tout en produisant également des phonons, ce qui chauffe le matériau [3, 4,14-17].

## **IV.5. Résultats et discussions**

La simulation par la méthode de *Monté Carlo* pour les ions implantés dans le *GaAs* est une méthode efficace pour étudier le comportement des ions, surtout pour les semiconducteurs composés, en suivant le parcours de l'ion implanté dans ses collisions binaires dans l'échantillon pour donner des informations exactes dans le but de savoir ce qu'il se passe si l'échantillon est dopé par plusieurs ions. Les valeurs et les résultats obtenus après simulation des phénomènes de conduction en plus des profils de concentration atomique obtenus par le programme *SRIM* en fonction de la profondeur de pénétration sont présentés pour mettre en évidence l'influence de l'énergie d'incidence, la masse atomique des ions incidents.

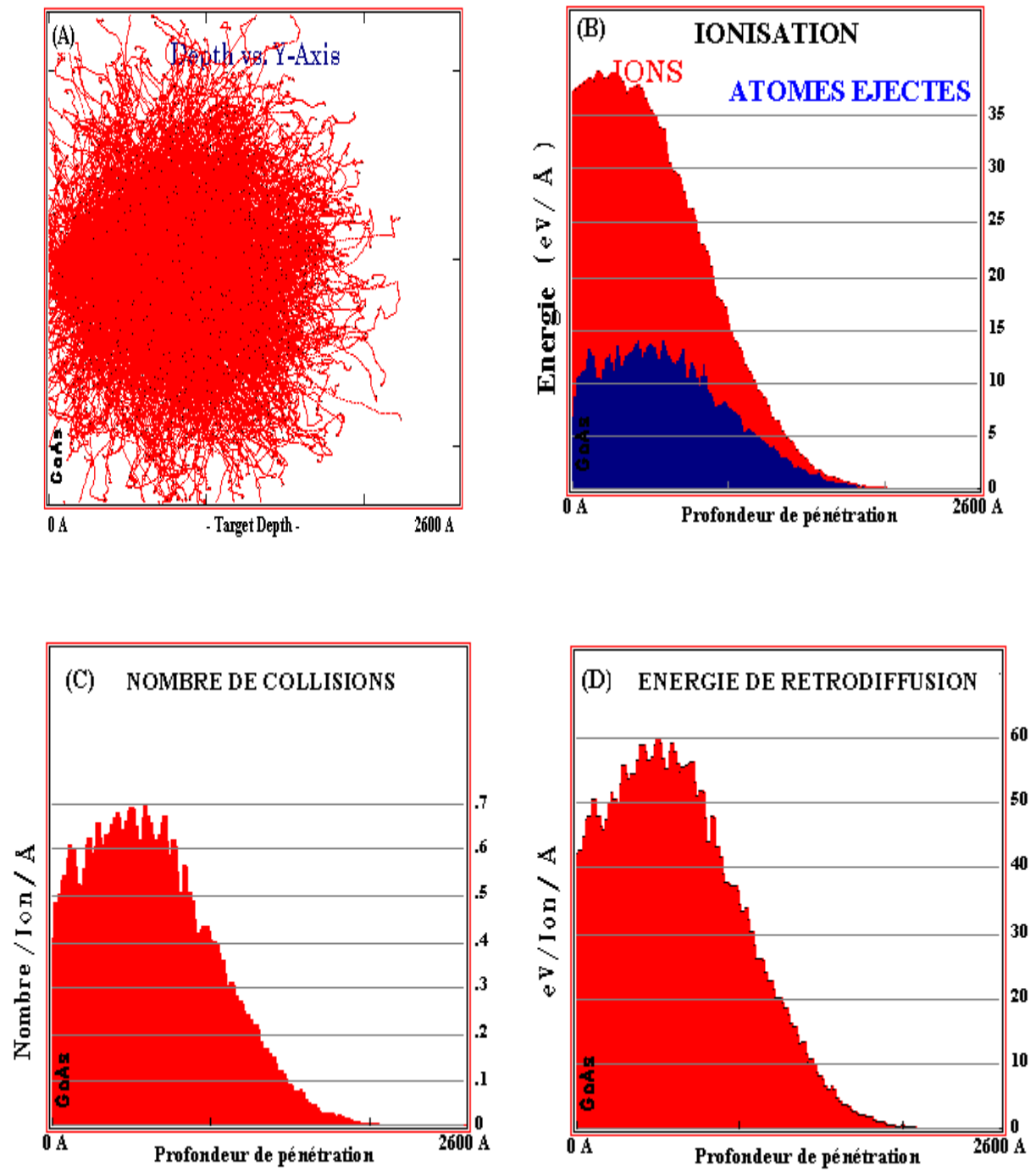
### **IV.5.1. Simulation de la trajectoire des ions implantés**

Pour savoir ce qu'il se passe à l'intérieur de l'échantillon dopé par la méthode de *l'implantation ionique*. On a fait une simulation en utilisant les programmes *SRIM*. On a étudié le mécanisme de conduction dans le semiconducteur étudié, la simulation concerne les propriétés suivantes : la trajectoire des ions, l'ionisation, la collision et l'énergie de rétrodiffusion. Ainsi pour une énergie d'incidence de *10 keV* à *100 keV* et pour un angle d'incidence de  $6^\circ$ . On a obtenu ces résultats suivants :

Pour le Si (10 keV)

**Figure IV - 1:** Simulation d'interaction des ions *Si* implantés dans le *GaAs* avec énergie une de *10 keV*.

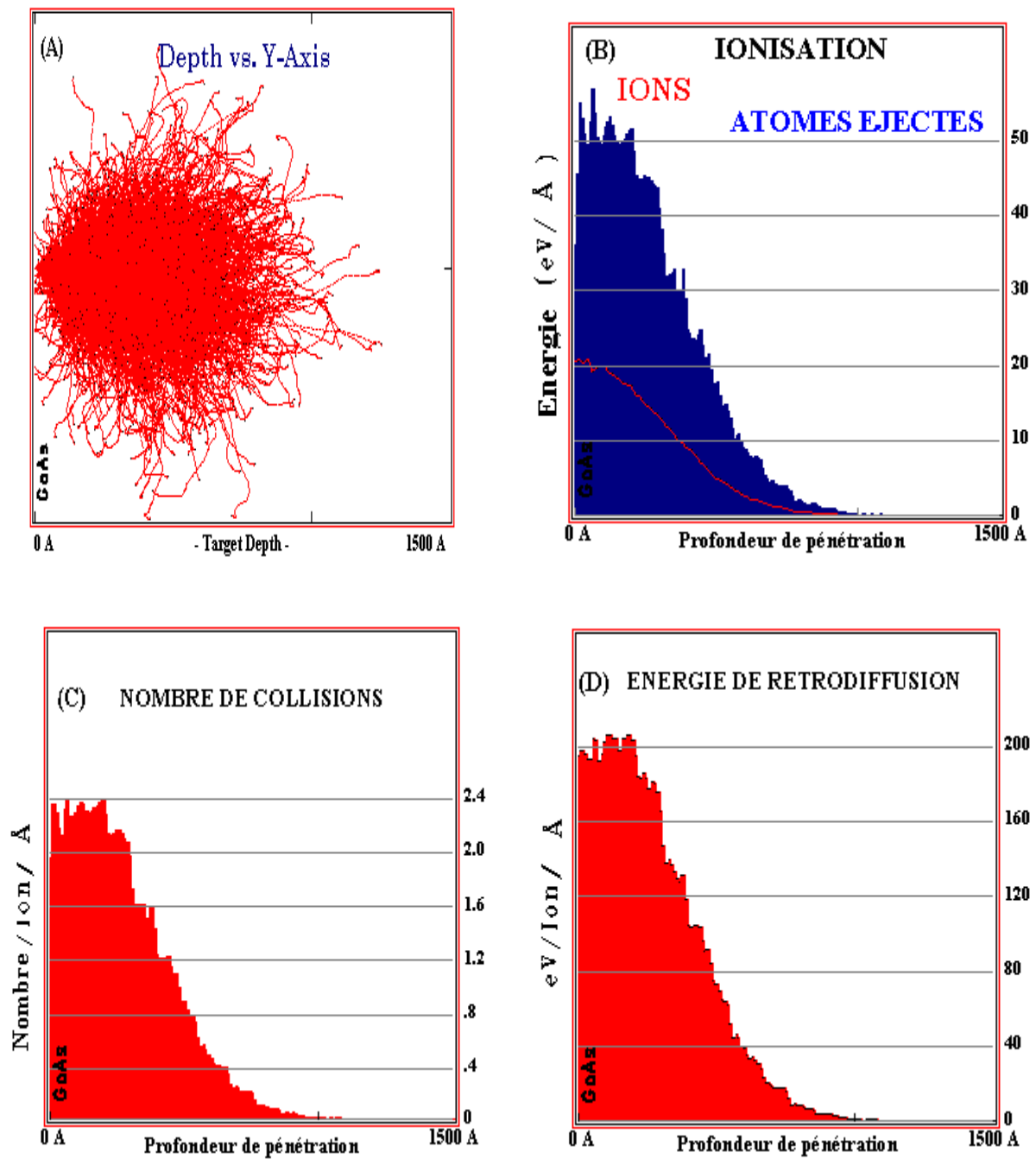
Pour le Silicium (100 keV)



**Figure IV - 2 :** Simulation d'interaction des ions *Si* dopé dans le *GaAs* avec énergie 100 keV.

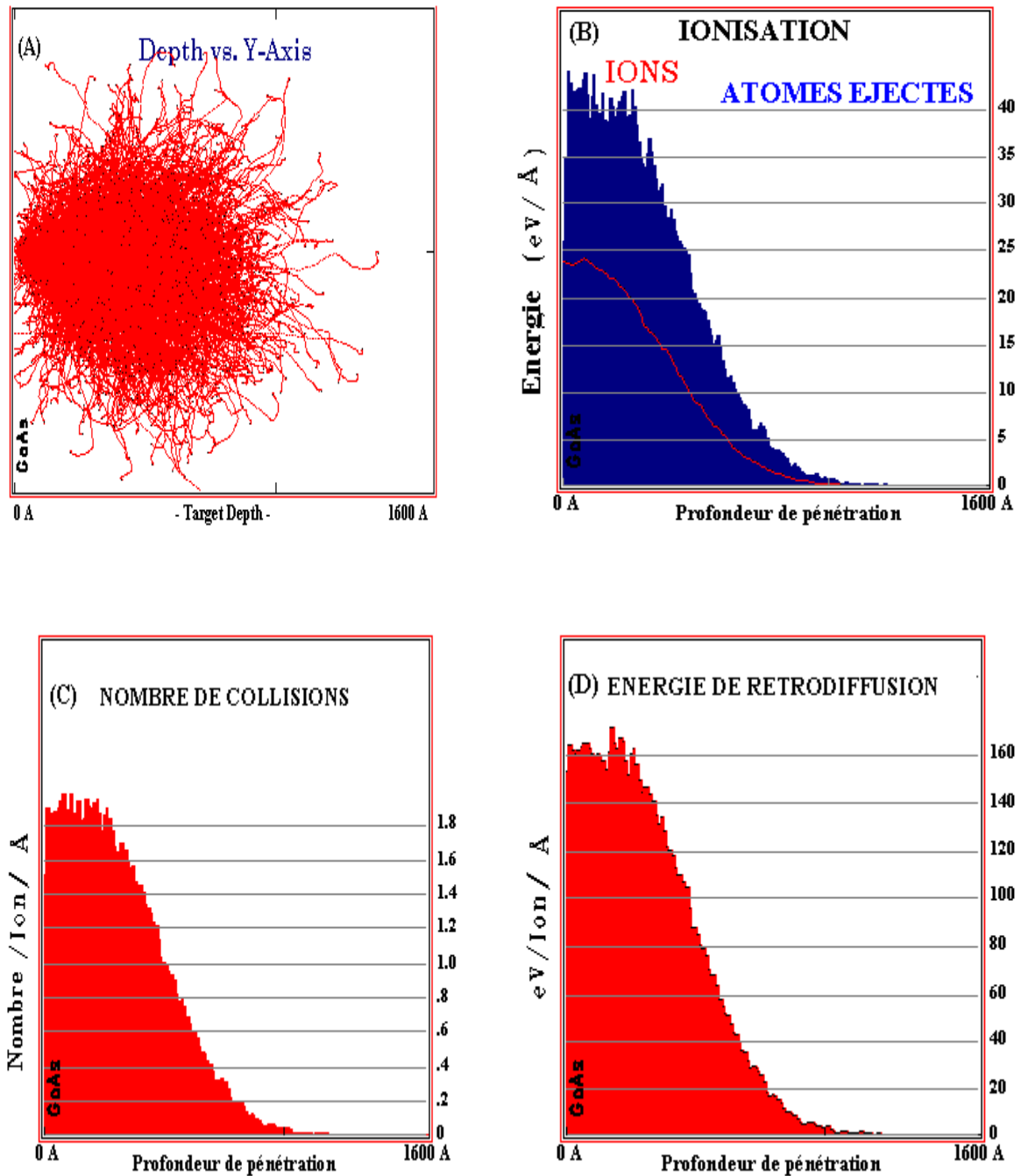


Pour le Sélénium (100 keV)



**Figure IV - 3:** Simulation d'interaction des ions Se dopé dans le GaAs avec énergie 100 keV.

Pour le Zinc (100 keV)



**Figure IV - 4:** Simulation d'interaction des ions Zn dopé dans le GaAs avec énergie 100 keV.

On constate à partir des profils précédents que l'augmentation de l'énergie d'implantation augmente la profondeur de pénétration, en plus l'augmentation du nombre atomique diminue la profondeur de pénétration.

Les programmes *SRIM* sont compliqués puisqu'il présente plusieurs détails de ce qui se passe dans toutes les étapes de d'implantation. Ils permettent de présenter une image complète de l'implantation des ions dans la cible, ainsi qu'il présente la rétrodiffusion, et les collisions binaires, les phonons, la portée, la distribution des atomes, l'ionisation et l'énergie des ions éjectés.

✓ ***Trajectoire des ions:***

Les profils (A) représentent les collisions en cascade provoquant des lacunes, et déviation des atomes originaux de leur position dans le réseau cristallin, ainsi les ions implantés font des défauts dans le réseau qui sont les points noirs, mais les points rouges représentent les lacunes des atomes du *GaAs* durant les collisions binaires.

✓ ***L'énergie perdue pour l'ionisation:***

Les profils (B) représentent l'énergie perdue par ionisation des atomes de la cible, ou cette dernière absorbe l'énergie des ions les plus rapides, et les atomes rétrodiffusés et le dégagement sous forme de chaleur si la cible est un métal ou sous forme de phonons s'il est isolant.

✓ ***Les collisions dues :***

Les profils (C) représentent le nombre des lacunes de cible, dont la valeur maximale représente le nombre des lacunes dues aux collisions par unité  $\text{Å}$ , par exemple si la concentration de dopage est  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$  et l'énergie d'incidence  $100 \text{ keV}$  le nombre des sites pour le Zinc  $2,4 \cdot 10^{20} / \text{cm}^{-3}$  et pour le Silicium  $8,10^{19} / \text{cm}^{-3}$ .

✓ ***L'énergie absorbée des atomes éjectés :***

Les profils (D) présente l'énergie absorbée par les atomes de la cible en fonction de la profondeur de pénétration pour sortir du cristal.

#### IV.6. Profil de distribution des atomes implantés

Les tableaux suivants regroupent les résultats principaux de la simulation pour certains ions implantés dans le *GaAs*. Comme le profil d'implantation est généralement trouvé gaussien, la profondeur moyenne  $R_p$ , les écarts types  $\Delta R_p$ , et la concentration maximale  $N_{max}$  sont mis en évidence sur les graphes présentés ci-dessous. La concentration  $N(x)$  des ions implantés dans le *GaAs* peut être calculée par la formule suivante [18] :

$$N(x) = N_{\max} \exp\left(-\frac{(x - R_p)^2}{\sqrt{2}\Delta R_p^2}\right)$$

avec

$$N_{\max} = \frac{N_d}{\sqrt{2\pi}\Delta R_p} \approx \frac{0,4 N_d}{\Delta R_p}$$

**Tableau (IV -1) :** Résultats obtenus pour l'implantation du  $He^+$  dans le GaAs.

Ion	Z1	M1	cible	Z2	M2
			GaAs	Ga	31,00
He	2	4,003		As	74,922

E (keV)	Pouvoir d'arrêt électronique Se (eV/nm)	Pouvoir d'arrêt nucléaire Sn (eV/nm)	Profondeur moyenne $R_p$ ( $\mu\text{m}$ )	Ecart type $\Delta R_p$ ( $\text{\AA}$ )	Ecart latéral $\Delta R_{pL}$ ( $\text{\AA}$ )
400	6,555E-01	2,507E-03	1,32	2369	2728
450	6,704E-01	2,293E-03	1,44	2426	2836
500	6,816E-01	2,117E-03	1,56	2478	2937
550	6,898E-01	1,968E-03	1,69	2526	3031
600	6,955E-01	1,840E-03	1,81	2571	3121
650	6,992 E-01	1,729E-03	1,93	2613	3206
700	7,013E-01	1,632E-03	2,04	2653	3289
800	7,016E-01	1,470E-03	2,28	2738	3446
900	6,981E-01	1,339E-03	2,52	2818	3595
1000	6,921E-01	1,232E-03	2,77	2894	3739
1100	6,844E-01	1,142E-03	3,01	2968	3879
1200	6,755E-01	1,065E-03	3,26	3039	4017
1300	6,659E-01	9,982E-04	3,51	3110	4152
1400	6,558E-01	9,402E-04	3,77	3179	4286
1500	6,454E-01	8,890E-04	4,03	3249	4420
1600	6,350E-01	8,436E-04	4,29	3317	4553
1700	6,246E-01	8,029E-04	4,56	3386	4686
1800	6,143E-01	7,662E-04	4,84	3455	4819
2000	5,942E-01	7,028E-04	5,40	3636	5088

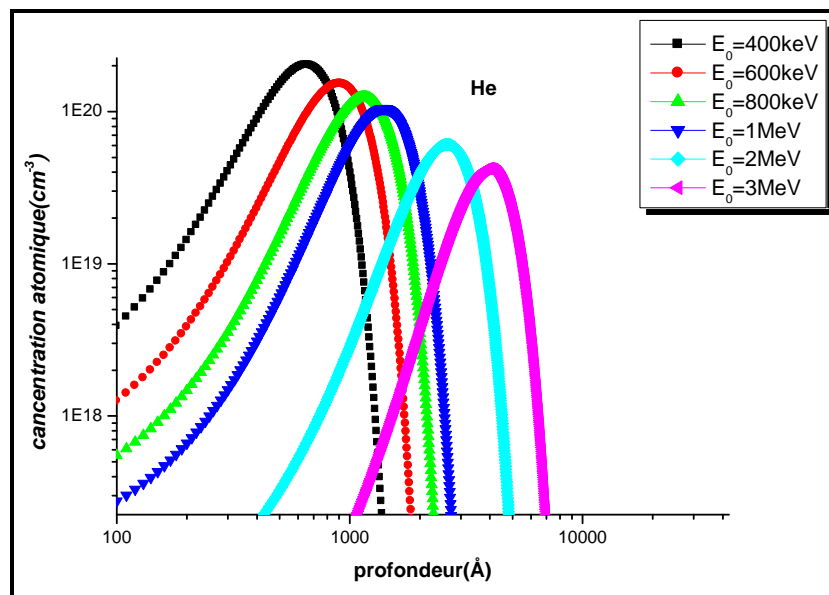
**Tableau (IV -2) :** Résultats obtenus pour l'implantation du  $Si^+$  dans le *GaAs*.

Ion	Z1	M1	cible	Z2	M2
			GaAs	Ga	31,00
Si	14	27,977		As	74,922

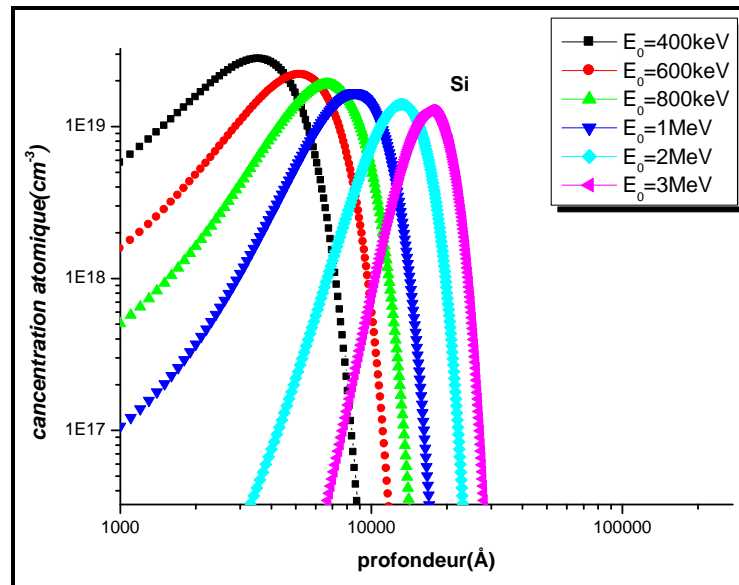
E (keV)	Pouvoir d'arrêt électronique Se (eV/nm)	Pouvoir d'arrêt nucléaire Sn (eV/nm)	Profondeur moyenne $R_p$ (Å)	Ecart type $\Delta R_p$ (Å)	Ecart latéral $\Delta R_{pL}$ (Å)
100	6,125E-01	6,438E-01	868	509	380
110	6,432E-01	6,273E-01	954	548	411
120	6,706E-01	6,117E-01	1040	587	442
130	6,952E-01	5,969E-01	1127	625	473
140	7,175E-01	5,828E-01	1215	662	503
150	7,380 E-01	5,695E-01	1303	698	532
160	7,570E-01	5,568E-01	1391	734	562
170	7,749E-01	5,447E-01	1480	769	591
180	7,920E-01	5,333E-01	1569	804	620
200	8,246E-01	5,119E-01	1748	871	677
225	8,638E-01	4,879E-01	1975	952	748
250	9,027E-01	4,664E-01	2202	1031	818
275	9,420E-01	4,470E-01	2429	1106	886
300	9,823E-01	4,294E-01	2656	1178	953
325	1,024E+00	4,133E-01	2281	1247	1018
350	1,066E+00	3,986E-01	3105	1313	1082
375	1,109E+00	3,851E-01	3326	1375	1144
400	1,153E+00	3,727E-01	3545	1435	1204
450	1,242E+00	3,504E-01	3975	1547	1320
500	1,333E+00	3,310E-01	4393	1648	1429

### IV.6.1. Effet de l'énergie sur le profil de concentration atomique

Les figure (IV-5) et (IV-6) présentent, respectivement, la distribution des ions  $He^+$  et  $Si^+$  dans le  $GaAs$  pour des énergies d'incidence, de  $400\text{ keV}$  à  $3\text{ MeV}$ . La dose est préservée constante égale à  $10^{15}\text{ cm}^{-2}$ . La distribution est toujours gaussienne, la position du maximum de la concentration atomique est déterminée par la valeur de  $R_p$  qui augmente avec l'énergie incidente. Dans ce cas les profils gaussiens s'ajustent en profondeur se plaçant suivant la valeur de  $R_p$  qui augmente linéairement avec l'énergie d'incidence. Si cette énergie variée d'une manière uniforme pendant le processus d'implantation, il est possible de recouvrir toute une épaisseur de fonction gaussienne. Les pics de concentrations décroissent avec l'énergie. Cette technique est très importante et est utilisée pour obtenir des concentrations juxtaposées pour donner une variation graduelle de la concentration atomique, fait très employé pour la fabrication de diode graduelles. L'augmentation de l'écart types en fonction de l'énergie d'implantation contribue dans la formation de couche homogène et uniforme en profondeur.



**Figure IV -5:** Profil de concentration atomique pour une implantation multi énergie du  $He^+$  dans le  $GaAs$ , pour une dose fixe  $N_d = 10^{15}\text{ cm}^{-2}$ .



**Figure IV -6:** Profils de concentration atomique pour une implantation multi énergie du  $Si^+$  dans le  $GaAs$ , pour une dose fixe  $N_d = 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ .

#### **IV.7. Production de régions à hautes résistivités par implantation ionique**

Des couches de hautes résistivités dans les semiconducteurs composés *III-V* réalisés par *implantation ionique* d'ions légers et à forte dose sont aujourd'hui disponibles et largement employées dans la fabrication des dispositifs microondes et optoélectroniques. Le bombardement des semiconducteurs par des ions est employé dans les dispositifs semiconducteurs afin de réaliser des régions à très fortes résistivités et il a été démontré que cette technique est très efficace pour minimiser la fuite entre les dispositifs (isolation des différents dispositifs) est toutefois en conservant la surface plane.

D'autres avantages de cette technique peuvent être mentionnés tels que

- ✓ L'élimination des problèmes associés au recouvrement du métal et du matériau.
- ✓ La réduction des effets parasites dans les dispositifs.
- ✓ L'amélioration du processus de gain dans la performance des dispositifs à haute fréquence.

Le bombardement ionique des semiconducteurs donne des surfaces à résistivités convenables pour la production d'éléments passives telles que les capacités, les lignes de transmission qui sont généralement utilisées dans la technologie des circuits intégrés monolithiques.



La compensation où l'enlèvement des porteurs de charges libres par *implantation ionique* peut être réalisé soit par introduction de défauts par endommagement ou par une compensation chimique induite.

L'isolation induite par endommagement réalise des niveaux profonds dans la bande interdite qui composent les porteurs de charge libre, n'est stable que pour des températures de recuits optimales cette technique d'isolation dépend de plusieurs facteurs tels que le type d'ions la dose d'implantation, l'énergie incidente et la température. La compensation chimique induite se base sur le fait que l'ion implanté soit substitutionnel dans la matrice semiconducteur pour qu'il produise des niveaux de compensation dans le gap du semiconducteur.

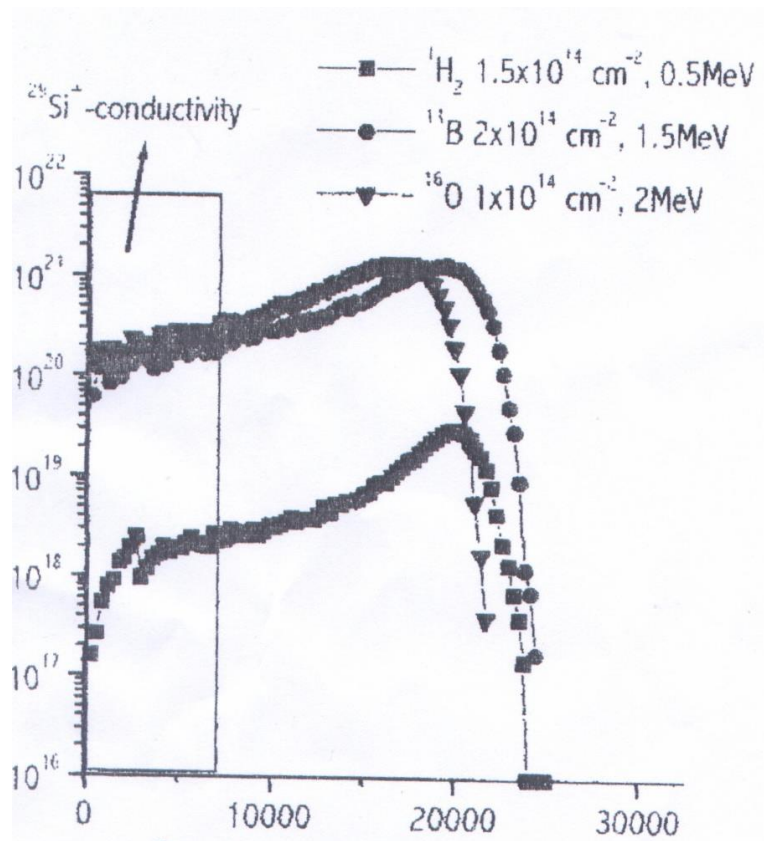
Généralement de hautes températures de recuit sont nécessaires afin de conduire l'ion sur un site substitutionnel. Ce qui est plus stable d'un point de vue température que dans le cas du bombardement par des ions légers.

La compensation induite par le bombardement est normalement associée avec l'implantation par des ions légers ( $H^+$ ,  $He^+$ ), alors que la compensation chimique emploie les métaux de transitions.

Le *GaAs* est l'un des semiconducteurs composés *III-V* qui sont devenus importants dans le champ des micro ondes et optoélectronique à cause de leur compatibilité avec les dispositifs optiques et de leur propriétés de transport supérieure. De plus il est facile de créer des régions de forte résistivité dans le matériau *GaAs* car ce dernier a une bande interdite assez large supérieure à l'électronvolt et des résistivités de l'ordre de  $10^{-7} \Omega^{-1} cm^{-1}$  sont possibles

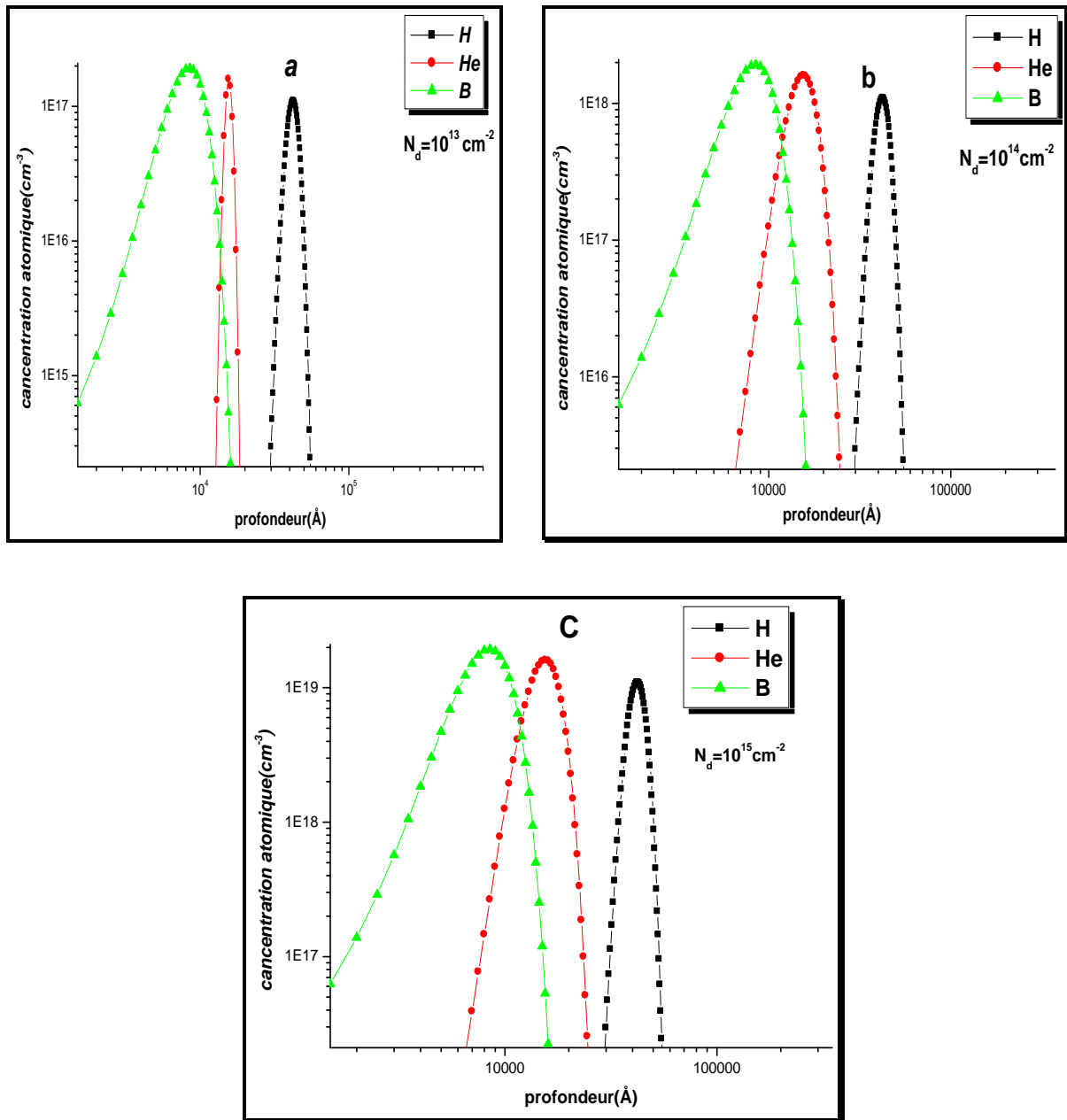
Ces résultats sont obtenus par la simulation de *Monté Carlo* et le logiciel *professionnel SRIM*.

L'endommagement créé par les dopants légers dans le *GaAs* dopé en avance type *n* est présenté au la **figure (IV-7)**. Si on compare ces profils à ceux obtenus par *l'implantation ioniques* de la concentration atomiques (**figure (IV-8) a, b, c**).



Profondeur dans le GaAs

**Figure (IV-7) :** La position relative de la distribution des défauts engendrés par le bombardement du GaAs par des ions  $\text{H}^+$ , O et du Bore.



**Figure (IV-8) a,b,c :** La concentration atomique simulée en fonction de la pénétration moyenne de ions B , H et He implantés dans le GaAs à température ambiante.

La méthode de simulation de *Monté Carlo* basée sur la collision binaire et les potentiels adéquates a permis à plusieurs programmes de simulation de produire le calcul de plusieurs paramètres principaux de *l'implantation ionique*.

Ainsi dans notre travail, l'emploi dopant léger de *GaAs* et des doses fortes permet de placer l'atome incident à l'endroit désirés dans une couche dopée d'un semiconducteur à l'aide de l'énergie incidence de l'ion. Les *figures (IV-8) a, b et c* représentent les effets de l'ion, de la dose et de l'énergie d'incidence, par exemple si on veut produire des défauts à une certaine profondeur on utilise dans une couche semiconducteur le paramètre énergie qui fixe la profondeur moyenne de pénétration et la déviation standard c'est-à-dire la largeur de la gaussienne (courbe de la distribution spatiale des ions implantés) (voir *figure (IV-8) , c*). Alors que le nombre de défauts à produire pour composer un certain nombre de porteurs de charge, sera fixé par la dose de l'ion léger de compensation ces effets ont illustré donc les courbes des figures(IV-8) a, b et c.

A titre d'exemple de figure(IV-8)c nous donne pour une dose de  $10^{14} \text{ cm}^{-2}$  Bore, Hélium et hydrogène, les concentrations maximales suivantes  $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ,  $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  et  $2,8 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  respectivement.

On constate que le maximum des défauts et des dopants sont comparables et que leurs écarts types sont les mêmes de cette manière le nombre de porteurs de charges créé par les dopant est égale au nombre des défauts créés par le bombardement par les ions légers, ainsi une compensation totale ou partielle des porteurs de charge libres.

Un recuit thermique des couches bombardées par des ions d'hydrogène avec une dose de  $1,5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  et une énergie forte de  $0,5 \text{ MeV}$ , montre que le matériau récupère sa haute résistivité en fonction de la température de recuit.

**Références**

- [1] R. Bouterblat Kherief, Thèse de Magister, Université d'Oran, Algérie (2009).
- [2] S. Merabet, Thèse de Doctorat, Université Mentouri de Constantine, Algérie (2009).
- [3] N. Belabed, Thèse de Magister, Université Mentouri de Constantine, Algérie.
- [4] M. Ledra, Thèse de Magister, Université de Constantine, Algérie (1995).
- [5] J.L. Thobel, Thèse d'ahabitation à diriger des recherches en Sciences Physique, Université de Lille (2000).
- [6] S. Galdin, Thèse de Doctorat, Université de Paris-Sud, Centre d'Orsay (1992).
- [7] J. H. Curtiss et al, *Monté Carlo méthode*, National Bureau of Standards Applied Mathematics, 12 (1951) 32.
- [8] J.F. Gibbons, Proc. Of the IEEE, 60 (1972) 1062-1080.
- [9] K.M. Klein, C. Park and A.F. Tasch, *Transactions on electron devices*, IEEE 39 (1992) 1614-1621.
- [10] A. Hössinger, *Simulation of ion implantation for ULSI technology*, Phy thesis, (2000).
- [11] J. F. Ziegler, Biersack and U. Littmark, *The stopping and range of ion in solids*, New York, (2006).
- [12] <http://www.SRIM.org>.
- [13] J. Kelvin, *Ninetieth century clouds over the dynamical theory of heat and light*, Phil-Mag. 2 (1901) 1.
- [14] J. Lindard, M. Scharff, H.E. Schiff and K. Dan, Vidensk. Selsk. Mat. Fys. Medd. 33 (1963) 1-39.
- [15] J. Lindard, M. Scharff, H.E. Schiff, K. Dan, Vidensk. Selsk. Mat. Fys. Medd. 34 (1964) 1-21.
- [16] J.P. Biersack, L.G. Haggmark, *A Monté Carlo computer program for the transport of energetic ions in amorphous targets*, Nul, Instrum. Methods, 174, (1980) 257-269.
- [17] K. Antoshchenkova, Thèse de Doctorat, Ecole Polytechnique, Paris (2010).
- [18] S. Blanqué, Thèse de Doctorat, Université de Barcelona (2004).

## *Conclusion générale*

*L'implantation ionique* étant une technique principale de dopage, la mieux adaptée aux semiconducteurs composés, permet d'avoir un bon control des profils atomiques créant ainsi un changement dans les caractéristique électronique et microélectroniques de la cible dopée. Son étude par la simulation de *Monté Carlo* permet d'apprécier de cette technique utilisée comme moyen de modification des propriétés physicochimiques des matériaux en générale.

L'interaction ion matière appliquée principalement au semiconducteur *GaAs* par le biais de la collision linéaire permet le calcul avec une grande précision des grandeurs physiques, tel que le profil de la concentration atomique. Cette simulation appliquée au calcul des paramètres de *l'implantation ionique* permet d'obtenir des résultats très précis avec un moyen de calcul informatique au porté de tout le monde. L'efficacité de nombreuse méthodes la rend très versatile et bien appréciée pour la prédiction et l'étude de plusieurs phénomènes physiques, appliqués dans la technologie de la microélectrinique, l'optoélectronique et dans plusieurs autres filières technologiques. L'implantation ionique reste une technique chère et très difficile à y accéder expérimentalement à présent.

La compensation induite par le bombardement est normalement associée avec l'implantation par des ions légers ( $H^+$ ,  $He^+$ ), alors que la compensation chimique emploie les métaux de transitions. Le *GaAs* est l'un des semiconducteurs composés *III-V* qui sont devenus importants de le champ des micro ondes et optoélectronique à cause de leur compatibilité avec les dispositifs optiques et de leur propriétés de transport supérieures. De plus il est facile de créer des régions de forte résistivité dans le matériau *GaAs* car ce dernier a une bande interdite assez large, supérieure à l'électronvolt et des résistivités de l'ordre de  $10^{-7} \Omega^{-1} \text{cm}^{-1}$  sont possibles.



## ملخص

في هذا العمل قمنا بدراسة الخواص الكهربائية لنصف الناقل المركب زرنيخ الغاليوم ( $GaAs$ ) نظرا لقدرة أدائه العالية ، لخواصه نصف الناقلية الجيدة و لاستعماله في مجال واسع لدرجة الحرارة ، فدراسة مستفيضة لآليات التنشيط الكهربائي لمختلف الأيونات في زرنيخ الغاليوم ، مكنت من إيجاد نموذج ترموديناميكي و الذي يتنبأ بدقة بالخواص الكهربائية بعد المعالجة الحرارية السريعة.

ارتكز عملنا على دراسة آلية القذف الأيوني و محاكاة كل من التصادمات الحادثة، مسار الأيونات، طاقة الأيونات المرتدة و تغير منحنيات التركيز الذري لمختلف العناصر التي تم اختيارها و المزروعة داخل زرنيخ الغاليوم عند مختلف طاقات الإدماج و مقادير تطعيم عدة ؛ باستعمال طريقة *Monté Carlo* و برامج *SRIM*. التوافق بين النتائج المتحصل عليها و المعطيات المتوفرة النظرية منها و التجريبية هو عموما جيد.



## *Abstract*

Ion implantation is a primary step in the fabrication of compound semiconductor devices and integrated circuits. It is also a well-proven technique for the solution of high resistivity region in compound semiconductors. This implant isolation technique is widely used to obtain inter-device electrical isolation. However the lattice damage produced by the energetic ions and mainly the transport of ion in matter remains a problem that cannot be investigated directly. The development of computer simulation gave many researchers the possibility to treat even large multidimensional problems. Simulating the transport of ions in matter by *Monté Carlo* codes is the main aim of this work leading to very important and accurate results. This computer simulation of the effects of different energetic ions implanted into *GaAs* for the production either, a given atomic profile in *GaAs* or to produce an isolated region with high resistivity is presented. Since the test simulation program treat the problem from a particular of interest, and the methods used depend on the accuracy required from the simulation, and despite the existence of many programs, it is still necessary to develop great effort to meet the desired needs.

Therefore the purpose of following is to give steps followed to construct the main simulation technique used in our work on simulating the effects of ion implanted *GaAs* making stress on the bombardment of *GaAs* with adequate ion energy in order either to control the conductivity of *GaAs* or to produce high resistivity regions. Compared to literature our results are in a very good agreement.

## *Résumé*

Dans ce travail, les propriétés électriques et électroniques du semiconducteur composé l'arséniure de gallium (*GaAs*), sont étudiées suite à sa performance élevée, ses propriétés semiconductrices uniques et pour son utilisation dans un large domaine de température. Une étude élargie des mécanismes d'activation électrique des différents ions dans le *GaAs*, a permis d'utiliser un modèle thermodynamique qui prévoit strictement les propriétés électriques après le traitement thermique rapide.

Ce travail est basé sur l'étude de la technique de l'implantation ionique, et la simulation des chocs provoqués, la trajectoire des ions, l'énergie des ions réfléchis et la variation des profils de concentration atomique des différents éléments choisis, et implantés dans le *GaAs* avec différentes énergies d'insertion et différentes doses de dopages, en utilisant la méthode de *Monté Carlo*, et les programmes *SRIM*.

L'accord entre les résultats obtenus et les données disponibles théoriques et expérimentales est généralement bon.

# Remerciements

**Avant tout nous devons remercier Allah qui nous a aidé à l'élaboration de ce travail.**

**Nos remerciements s'adressent à notre encadreur Dr Bensalem Rachid, Professeur à l'université de Annaba, pour son encouragement, ses judicieux conseils et son soutien scientifique tout le long de ce travail.**

**J'adresse mes remerciements les plus sincères à Dr Benmakhlouf Fella, Professeur à l'université de Tébessa, pour avoir accepté de présider le jury de cette thèse.**

**Aux membres de jury qui ont acceptés d'examiner et juger ce travail : Dr Guers Mokhtar, Professeur à l'université de Annaba, et Dr Bechiri Abderrachid, Maître de conférences à l'université de Tébessa.**

**Un immense merci à :**

**Ma mère, Mon père, mes sœurs Zahra et Khadidja. et toute Ma famille.**

**Mes amis, et surtout Karima et Nawel, pour leur soutien pendant mes années d'étude.**

**Mes collègues de notre groupe de recherche de magister.**

**Merci Beaucoup.**

