

### 4.3 Cinétique du recuit sur type n entre 1300°C et 1600°C

La deuxième phase de notre étude visait à étudier les mécanismes de la cinétique du recuit pour des échantillons 4H-SiC implantés de type n. C'est notamment un travail comparatif sur la cinétique d'activation des ions  $N^+$  et  $P^+$  implantés séparément ou co-implantés à température ambiante dans des substrats semi-isolants (S.I) de 4H-SiC. Nous maintenons notre objectif de faire des zones  $n^+$  très dopées pour la formation de contact et/ou de zones actives en utilisant un procédé d'implantation standard à température ambiante. En revanche nous changeons de polytype du fait des récentes évolutions de la technologie MOS sur 4H-SiC, ainsi que de l'abandon partiel du développement de matériau 6H de bonne qualité de la part des fabricants de substrat. Des substrats semi-isolants ont donc été employés. Ils ont permis de minimiser l'influence du matériau de départ sur les propriétés électriques des couches fines, de type n et, ainsi, d'effectuer en ligne une mesure d'activation électrique sans contact, à chaque étape de recuit (mesure SonoGage®)

Concrètement cette seconde phase de notre étude a consisté en l'utilisation de quatre échantillons. Les ions d'azote ( $N^+$ ) ou/et de phosphore ( $P^+$ ) ont été implantés à température ambiante dans quatre wafers semi-isolants de 35 mm provenant de chez Cree Research ou de chez Okmetic. De la même manière que pour l'étude précédente au paragraphe 4.2, une multiple implantation a été faite dans le but d'obtenir un profil carré d'une profondeur de 0,2  $\mu\text{m}$  à partir de la surface, avec une dose totale de  $7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , soit une concentration finale visée de  $3,5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . Nous avons donc 4 wafers entiers, un implanté exclusivement avec des ions d'azote ( $N^+$ ), l'autre exclusivement avec des ions de phosphore ( $P^+$ ), et finalement un autre co-implanté avec des ions  $N^+$  et des ions  $P^+$  comme décrit dans la table de la Tab. 14.

Echantillon	SI-P (. 10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup> )	SI-PN <sub>1</sub> (. 10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup> )	SI-PN <sub>2</sub> (. 10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup> )	SI-N (. 10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup> )
25 keV (Phosphore) / 20 keV (Azote)	0,52	0,26 / 0,47	0,26 / 0,47	0,94
45 keV (Phosphore) / 40 keV (Azote)	0,72	0,36 / 0,65	0,36 / 0,65	1,3
83 keV (Phosphore) / 65 keV (Azote)	1,62	0,81 / 0,96	0,81 / 0,96	1,92
160 keV (Phosphore) / 100 keV (Azote)	4,2	2,1 / 1,5	2,1 / 1,5	3,0
Dose totale	7,06	3,53 / 3,58	3,53 / 3,58	7,16
<b>Dose finale</b>	<b>7,06</b>	<b>7,11</b>	<b>7,11</b>	<b>7,16</b>

Tab. 14.- Caractéristiques des énergies et doses des échantillons de la deuxième phase.

Nous avons appliqué des recuits successifs à différentes températures et durant des temps variables en fonction des résultats intermédiaires. Les températures de recuits sont, respectivement, 1300°C, 1400°C, 1500°C, 1600°C ; avec des durées de recuits pouvant être de 5 min, 15 min, 30 min, 45 min ou même 60 min. Les durées de recuits utilisées et le nombre de recuit fait à une température donnée, dépendait du recuit ou de l'étape pour les multi-recuits où l'on arrivait à la résistance carrée minimale c-a-d l'activation maximale pour une espèce donnée.

La reconstruction du cristal a été caractérisée par spectroscopie Raman, tandis que la surface a été étudiée par AFM. Quant à l'activation électrique, elle a été étudiée dans un premier temps grâce à une méthode appelée « eddy current » par SonoGage®, ne nécessitant pas de contact électrique, et qui a donné la résistance carrée après chaque recuit ; dans un deuxième temps elle a été vérifiée directement par les mesures d'effet Hall. Cette dernière méthode nous ayant permis de vérifier l'activation électrique précédemment déduite et de donner une cartographie de l'activation, de la mobilité mais aussi de la résistance carrée des différents wafers implantés.

### 4.3.1 Etude optique

Comme précédemment nous avons commencé par l'étude de la reconstruction du réseau mesurée par spectroscopie Raman. De la même manière que pour les études précédentes sur la recristallisation, nous avons mesuré et calculé  $\Delta I / I_0$ . Sur la Fig. 66 nous proposons de nouveau de représenter les variations des intensités Raman en fonction de la section efficace par la dose. De cette représentation nous pouvons extraire les trois points suivant :

- 1) Pour l'échantillon implanté N<sup>+</sup>, une reconstruction quasi complète apparaît après le 1<sup>er</sup> recuit (1300°C, 45 min). Dans ce cas le taux de reconstruction est de 92 %. La Fig. 65 est une comparaison des spectres Raman de l'échantillon vierge puis implanté et après son premier recuit, mesurés entre 520 et 1140 cm<sup>-1</sup>.

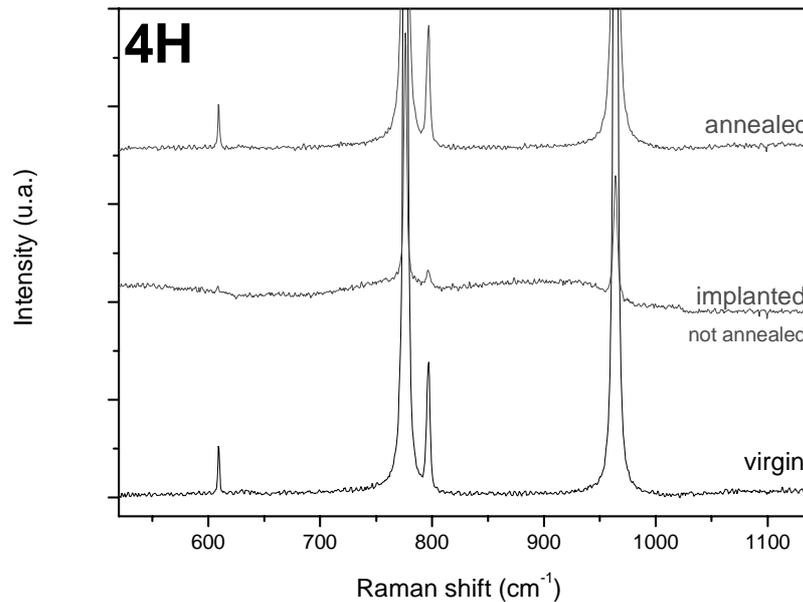


Fig. 65.- Spectres Raman du 1<sup>er</sup> ordre, mesurés entre 520 et 1140 cm<sup>-1</sup>, pour l'échantillon vierge puis implanté et enfin recuit une première fois à 1300°C pendant 45 min sous azote.

- 2) En revanche, alors que l'on a atteint une recristallisation totale, les recuits suivants ont tendance à détruire (à la place de préserver) le réseau, ce qui est schématiquement montré sur la Fig. 66. L'étude, menée en parallèle, sur la recristallisation du chapitre 5 nous a montré que la température minimum de recristallisation était de 1150°C avec une durée très courte ou une température de 1050°C durant 1H30. Dans le cas présent nous sommes dans une température significativement supérieure ce qui nous assure une recristallisation complète du cristal implanté. Cette « dé cristallisation » observée après des recuits successifs nous montre qu'il est impératif de réduire au maximum le budget thermique.
- 3) Pour l'échantillon implanté P<sup>+</sup>, le taux de recristallisation est de 98 %, ce qui est supérieur au taux de reconstruction de l'échantillon implanté N<sup>+</sup>. Ce résultat confirme les résultats précédents obtenus sur 6H (paragraphe 4.2).

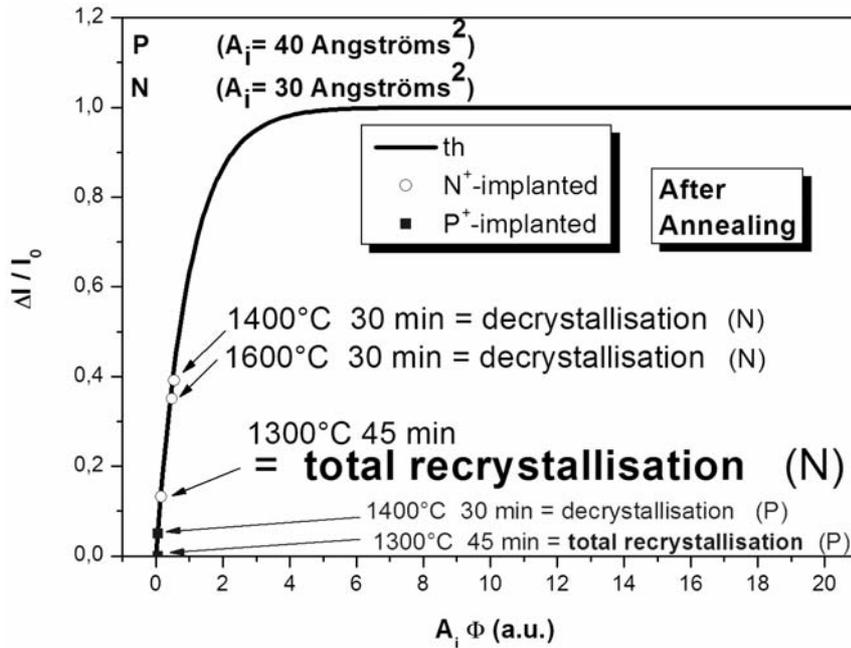


Fig. 66.- Variations de l'intensité Raman observée en fonction de la température pour les échantillons, respectivement, implantés  $N^+$  et  $P^+$  puis recuit.

#### 4.3.2 Etude surfacique

La rugosité de la surface (RMS) a été mesurée par AFM après chaque recuit intermédiaire. Dans l'intervalle de température 1300-1500°C, il n'apparaît pas (dans l'ordre du nm) de différence notable entre les échantillons non implantés, implantés, puis recuits (Fig. 67 et Fig. 68). On observe même une diminution de la rugosité après les premiers recuits à faibles températures (1300°C-1500°C).

Mais les recuits supérieurs à 1500°C (1600°C) induisent une rapide dégradation de l'intégrité de la surface. Les valeurs correspondantes deviennent : 3 nm pour l'échantillon implanté  $N^+$  à 1600°C (Fig. 68 c et Fig. 69 a,b), et pour l'échantillon implanté  $P^+$  et recuit à 1600°C (Fig. 70 a,b), la valeur est de 5 nm. Dans les deux cas, la morphologie de la surface se dégrade. Pour l'échantillon implanté  $N^+$ , on peut peut-être apparenter les pointes à des quantum dots dans la mesure où les dimensions de ces objets sont de l'ordre de 12 nm en hauteur (Fig. 68 c et Fig. 69 a,b). Quant à l'échantillon implanté  $P^+$ , ce dernier a plus d'escalier à cette température de recuit que pour les recuits précédents à plus basses températures (Fig. 70 a,b). Ce qui corrobore aussi les résultats du paragraphe précédent 4.1. Sur les images AFM de la Fig. 68(a) et (b), les rayures de polissage sont déjà présentes sur le matériau non implanté original.

On peut noter que pour l'échantillon implanté  $N^+$ , on n'observe pas des « spaghettis » contrairement au phosphore, ou même au bore et à l'aluminium. Il semble que le recuit sous ambiance d'azote affecte de façon différente la surface du SiC. Ce qui est certain, par contre, c'est que pour une certaine température finale (ex : 1600°C) après de multiples recuits antérieurs, la rugosité des échantillons implantés  $N^+$  ou/et  $P^+$ , est nettement plus faible (3 - 5 nm), que pour un recuit simple à 1600°C (10 - 15 nm). C'est d'ailleurs ce que Merret et al a pu observer lors d'un recuit à 1400°C durant 30

min suivit d'un recuit à 1650°C pendant 30 min, la rugosité est de 2,2 nm ; alors que pour un recuit simple à 1650°C/ 30 min la rugosité est de 6,5 nm [87].

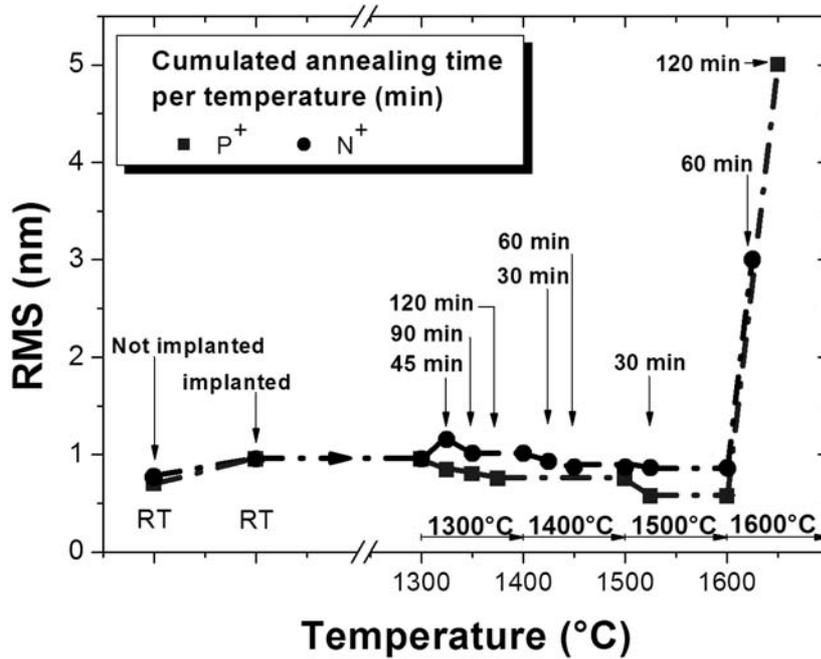


Fig. 67.- Valeurs de la rugosité de la surface (RMS) pour des images de  $5\ \mu\text{m} \times 5\ \mu\text{m}$ , en fonction du temps et de la température de recuit, pour les échantillons, respectivement, implanté  $N^+$  et  $P^+$  sur des substrats S.I.

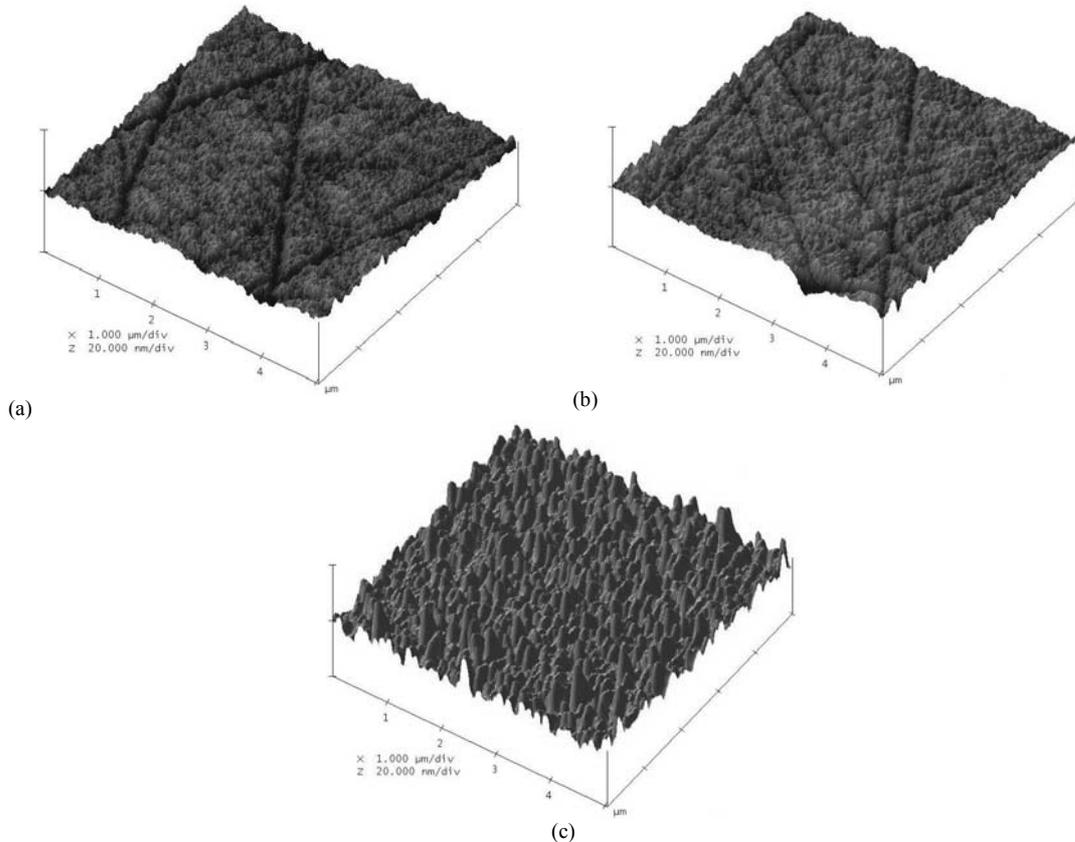


Fig. 68.- Rugosité de la surface pour l'échantillon implanté  $N^+$ : (a) après implantation, non recuit (RMS= 1nm), (b) après recuit à 1400°C (RMS=1nm), (c) après recuit à 1600°C (RMS = 3nm).

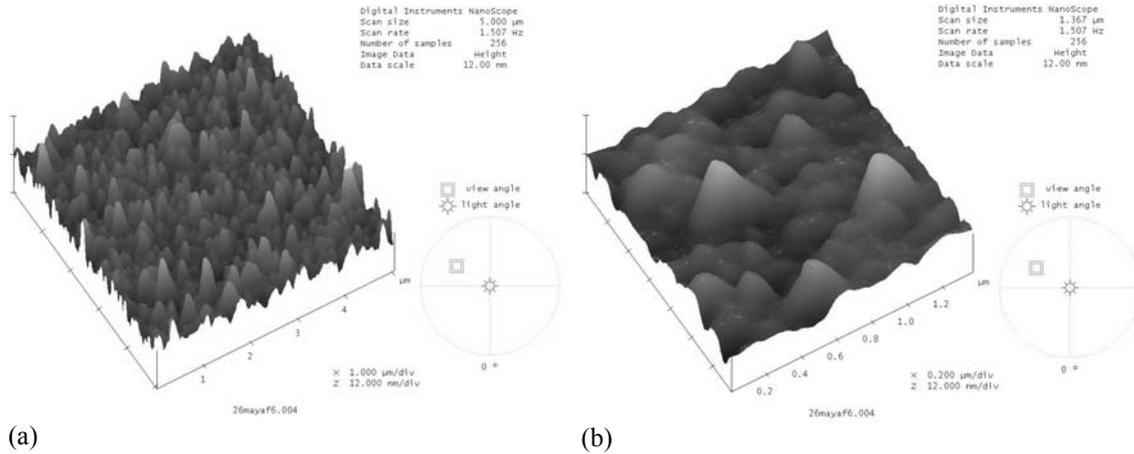


Fig. 69.- Autre angle de vision par rapport à la Fig. 98(c) pour l'image de la rugosité de la surface de l'échantillon implanté N<sup>+</sup> après recuit à 1600°C. (b) est un agrandissement d'une partie de (a). Ces pointes pourraient s'apparenter à des quantum dots.

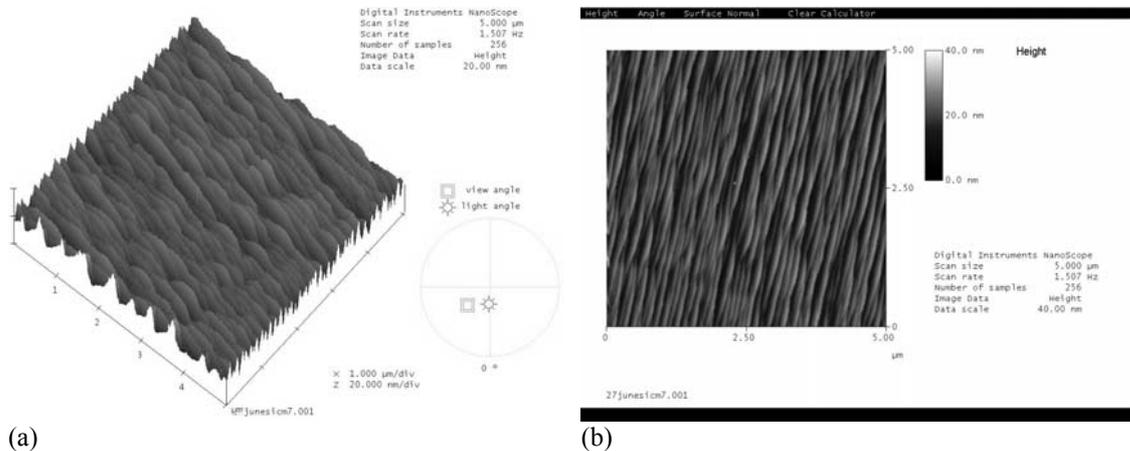


Fig. 70.- Rugosité de la surface pour l'échantillon implanté P<sup>+</sup>: (a) après recuit (RMS= 5nm), (b) image de la surface mais en 2D.

### 4.3.3 Etude électrique

Afin d'extraire des mesures électriques intermédiaires entre chaque recuit sans avoir à processor c-a-d sans pouvoir accumuler les recuits, nous avons utilisé une méthode non destructive sans contact qui permet de mesurer la résistance carrée d'une couche semi-conductrice. Le principe de fonctionnement est présenté au chap. 3.

Les résultats des mesures de résistance carrée après les différents recuits successifs appliqués aux différents échantillons sont synthétisés à la Fig. 71. Cette figure indique donc la cinétique de l'activation de couches implantées avec azote, phosphore et azote plus phosphore. Nous pouvons y voir clairement le changement de la résistance carrée en fonction du temps de recuit (cumulé) et de la température pour les 4 substrats étudiés. Nous avons ainsi déterminé la résistance carrée minimum qu'il est possible d'atteindre pour chaque température de recuit de 1300°C à 1600°C, et le temps nécessaire pour atteindre cette valeur minimum.

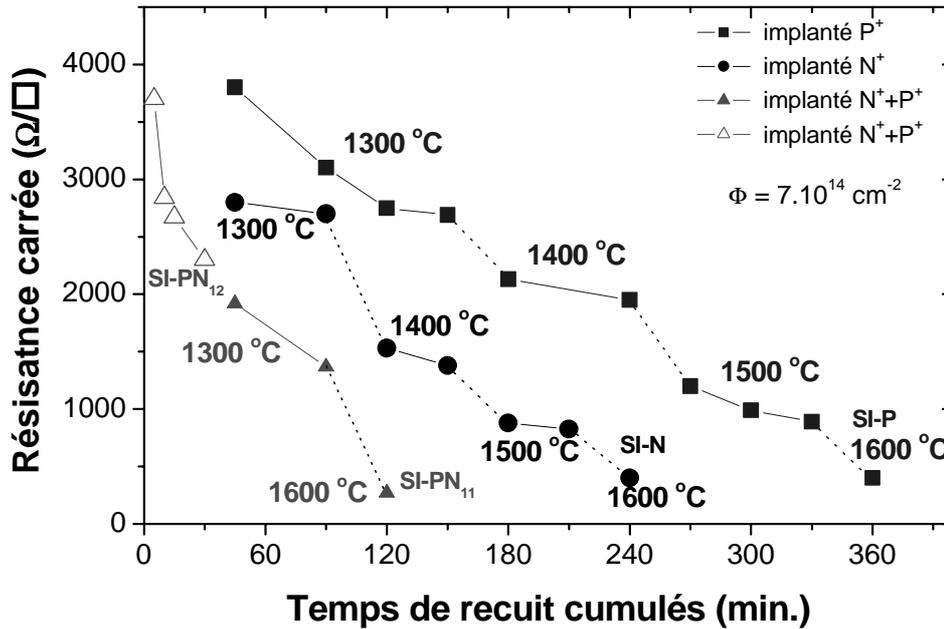


Fig. 71.- Evolution de la résistance carrée en fonction de la température de recuit et du temps (cumulé) pour les substrats implantés, respectivement, azote ( $N^+$ ), phosphore ( $P^+$ ) et co-implanté azote plus phosphore ( $N^+P^+$ ). Les doses sont identiques pour les 4 échantillons.

D'après la Fig. 71, nous pouvons remarquer les points suivants :

- 1) A une température donnée, il y a toujours une valeur asymptotique qui peut être atteinte en terme de résistance carrée. Par exemple, après un premier recuit à 1300°C durant 45 min, l'échantillon implanté  $N^+$  atteint pratiquement le taux d'activation maximum pour cette température spécifique. En augmentant le temps, on n'améliore pas cette valeur significativement. Lorsque l'on augmente la température du recuit suivant, par exemple de 100°C en 100°C comme dans la Fig. 7, on observe systématiquement une variation importante de la résistance carrée pour des durées de recuit relativement courte (30-45 min). Ceci est suffisant pour atteindre le taux d'activation final (maximum) pour chaque augmentation de température. On remarque toujours que l'échantillon implanté  $P^+$  a besoin d'un temps plus long pour atteindre la valeur de saturation, mais, la tendance de la cinétique reste la même.
- 2) Le phosphore, qui est 2 fois plus lourd que l'azote, nécessite toujours une durée de recuit au moins 2 fois supérieure à celle de l'azote pour atteindre la valeur de résistance carrée minimum.
- 3) La co-implantation des ions  $P^+$  et  $N^+$  donne systématiquement la résistance carrée la plus faible quelque soit la température de recuit. On remarque donc que la co-implantation azote plus phosphore ne donne pas des résultats

intermédiaires entre l'azote et le phosphore mais améliore significativement les valeurs de chaque ion utilisé indépendamment. Ceci est valable à basses (1300°C) et à haute (1600°C) température de recuit. Ces résultats ont été confirmés par les mesures de TLM et Hall.

Les résultats du SonoGage® présentant une erreur possible d'environ 20 % et les valeurs extraites ne permettant pas d'évaluer précisément l'activation ni la mobilité dans la couche implantée, nous avons réalisé des mesures sur des structures de test TLM afin de vérifier ces résultats et d'extraire les paramètres qui nous manquent. Pour cela à la fin des multi-recuits, des structures TLM et effet Hall similaires à celles réalisées précédemment ont été fabriquées en utilisant du Ni pour la formation des contacts ohmiques. Une photo du wafer après process est montrée à la Fig. 72. Nous trouvons systématiquement une résistance carrée supérieure d'un facteur deux par rapport aux valeurs données par le SonoGage®, pour tous les échantillons. Cette différence est due d'une part à l'erreur de la mesure du SonoGage® et d'autre part à la préparation technologique des contacts ohmiques qui font décroître l'épaisseur effective de la couche implantée.

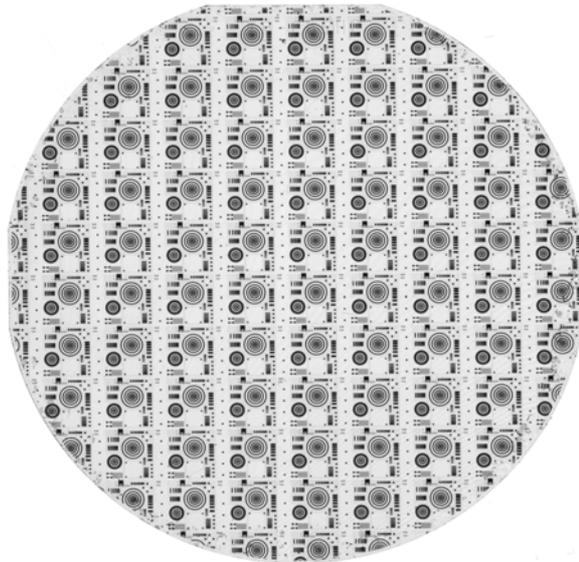


Fig. 72.- Photo du wafer SI-PN<sub>i</sub> après process.

Les structures TLM nous permettent aussi d'extraire la résistance du contact ohmique formée avec le nickel. Nous trouvons que pour les échantillons implantés N<sup>+</sup> et N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup>, les résistances de contacts sont de l'ordre du  $\mu\text{Ohm}\cdot\text{cm}^2$  ( $3,5\cdot 10^{-6} \Omega\cdot\text{cm}^2$  et  $1,8\cdot 10^{-6} \Omega\cdot\text{cm}^2$ , respectivement). Ces valeurs sont en parfait accord avec la demande de la technologie des composants. Par exemple Tanimoto et al trouve une résistance de contact de  $1\cdot 10^{-6} \Omega\cdot\text{cm}^2$  dans le cas d'une implantation avec une concentration visée de  $2\cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$  [88]. Dans le cas de l'échantillon implanté P<sup>+</sup> nous trouvons une valeur de résistance de contact plus élevée ( $2,9\cdot 10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}^2$ ) comme pour les échantillons précédemment fabriqués sur 6H.

S'il est certain que le SonoGage® ne donne pas une mesure très précise de la résistance carrée, cette méthode permet cependant de ne pas passer l'échantillon et

donc d'effectuer d'autres tâches avant le procédé final. Le TLM quand à lui nous donne une valeur de résistance carrée uniquement, ce qui n'est pas suffisant pour déterminer le dopage de la couche. Nous allons donc approfondir cette étude en mesurant par effet Hall ces échantillons, avec un équipement Bio-Rad (Accent HL5500 Hall System®) qui permet de travailler sur des wafers entiers d'au moins 35 mm pour notre cas. Ces mesures ont été faites utilisant une sonde à 4 pointes et un champ magnétique (voir chap. 2). Le champ magnétique est d'environ 0.32 T. on peut avoir directement la résistance carrée, la concentration des espèces activées et la mobilité des porteurs libres. Pour avoir plus d'informations sur le processus de diffusion, des mesures à basse température ont été réalisées, pour cela un support a été fabriqué. Il permet des mesures pleines plaques des échantillons, et ce jusqu'à  $\sim 125$  K. Pour compléter ces résultats, des mesures de la résistance carrée et de la résistance de contact ont été effectuées le long de 2 perpendiculaires au niveau des réticules en utilisant les structures TLM linéaires. Comme pour les TLM du chapitre 4.1 précédent, les réticules ont été fabriqués à la fin des multi-recuits comprenant des structures de Hall (croix et structure usuelle de Van der Pauw).

➤ Wafer implanté  $N^+P^+$  (échantillon SI-PN<sub>1</sub>):

Au total, pour l'échantillon implanté  $N^+P^+$  (SI-PN<sub>1</sub>), nous avons mesurés 77 réticules. Une résistance carrée moyenne de  $531 \Omega/\square$  avec une déviation standard de  $30 \Omega/\square$  ont été extraites. Précédemment nous avons démontré que, quelque soit l'espèce implantée ( $N^+$ ,  $P^+$  ou une co-implantation  $N^+P^+$ ), les meilleurs résultats ont été obtenus après un temps de recuit minimum et surtout la plus faible résistance carrée a été trouvée pour un recuit au environ de  $1600^\circ\text{C}$ . Des résultats similaires ont aussi été obtenu par Senzaki et al [88]. Cependant aucune étude d'homogénéité des résultats électrique n'ont été effectués jusqu'à présent.

- Résistance carrée ( $\Omega/\square$ ) et résistance spécifique de contact ( $\Omega\cdot\text{cm}^2$ ) :

La Fig. 74 est une comparaison des mesures de la résistance carrée effectuées sur 5 réticules différents par les différentes méthodes TLM, croix de Hall et Van der Pauw. Elles sont localisées, respectivement i°) au centre du wafer (réticule E6) et ii°) sur 4 bords du wafer (réticules C4/C9 et H4/H9) (Fig. 73).

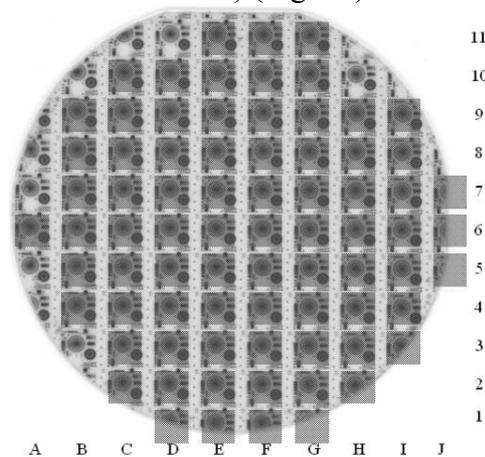


Fig. 73.- Photo du wafer implanté  $N^+P^+$  et des réticules utilisés.

Nous avons utilisés, premièrement, la méthode TLM pour les résultats de la colonne gauche en rouge sur la figure (#1). Ensuite, nous avons mesuré les croix de Hall. Cela donne les résultats des colonnes #2 et #3. La colonne #2 en vert donne une première série de résultats tandis que la colonne #3 en bleu foncé correspond aux valeurs mesurées au bout d'une semaine. La colonne #4 en bleu clair correspond aux mesures sur les structures carrés Van der Pauw. Pour complément nous avons placé sur la Fig. 74 les valeurs moyennes obtenues par le SonoGage® (méthode eddy courant).

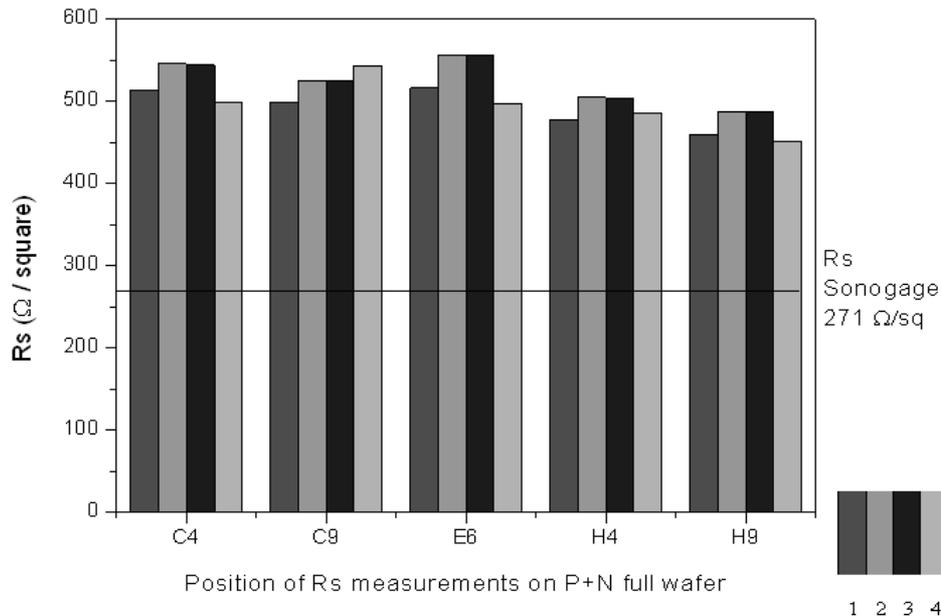


Fig. 74.- Comparaison des valeurs de la résistance carrée obtenu pour 5 réticules différents, en utilisant soit la méthode TLM (colonne #1) ou les mesures par effet Hall (colonne #2 à #4). Les résultats obtenus par la méthode eddy current, soit le SonoGage®, est représenté par une ligne continue.

Le premier point à souligner, est que l'on retrouve une différence de l'ordre de 2 entre les résultats donnés par le SonoGage® (271  $\Omega/\square$ ) et les valeurs électriques finales données par l'effet Hall (500 to 550  $\Omega/\square$ ). Il existe aussi une différence entre les valeurs données par la méthode TLM (colonne #1) et celles obtenues par les mesures de Hall (colonnes #2 et #3). Quelque soit le réticule, les valeurs TLM sont proches mais sont systématiquement plus faibles, environ 10 % de moins. Concernant la reproduction des mesures, les colonnes #2 et #3 montrent les résultats des mesures de Hall, sur les mêmes croix, mais à une semaine d'intervalle. La différence moyenne est moins de 0,2 %. En comparaison avec ces valeurs références, nous trouvons plus de variations quand nous considérons les mesures de Hall collectés sur les structures Van der Pauw (colonne #4). La différence entre les moyennes quadratiques est  $\sim 7\%$ , ce qui n'est pas un simple effet de géométrie. L'homogénéité du substrat de base, puis de l'implantation et enfin du recuit doivent jouer un rôle.

Pour vérifier ce point en plus amples détails, nous montrons à la Fig. 75 les résultats de la cartographie du wafer entier implanté  $N^+P^+$ . Toutes les données correspondent à la colonne #2 précédente et les valeurs vont de 475  $\Omega/\square$  à 595  $\Omega/\square$ . Une assez large zone de dispersion (120  $\Omega/\square$ ) existe et vient principalement de différentes

zones d'exclusion. La première zone est située sur la partie droite inférieure du wafer (voir Fig. 75) et concentre pratiquement la plupart des réticules à faibles résistances. La seconde zone est située sur la partie droite supérieure et, à l'inverse, la résistance est supérieure. Cette différence d'activation pourrait être due à un gradient de température pendant le dernier recuit à plus haute température. En particulier cela pourrait provenir d'un glissement de l'échantillon, et du contact de ce dernier avec le couvercle. En effet cet élément du four a une température légèrement plus haute (quelques dizaines de degrés).

Cependant la principale et plus importante partie du wafer est raisonnablement uniforme. Nous avons donc ajuster les résultats des 77 réticules, pour l'échantillon implanté N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup>, par une gaussienne standard (Fig. 76) dont voici l'expression :

$$y = y_0 + \frac{A\sqrt{2}}{w\sqrt{\pi}} e^{-2\left(\frac{x-x_c}{w}\right)^2} \quad (4.1.2)$$

où :  $y_0$  est une valeur négligeable d'offset,

$A$  est l'aire de la gaussienne,

$x_c$  est la valeur de distribution maximale,

$w$  est relié à la déviation standard  $\sigma$  par  $w = 2\sigma$ .

Nous obtenons une valeur de distribution maximale (moyenne)  $x_c = 531 \text{ } \Omega/\square$ , avec une déviation standard  $\sigma = 30 \text{ } \Omega/\square$ . La valeur de la résistance carrée ( $531 \text{ } \Omega/\square$ ) obtenue dans cette étude peut paraître plutôt faible en valeurs absolues par rapport aux précédents résultats publiés [78,82,89]. Cela a deux origines intrinsèques : premièrement, la dose modérée implantée et secondement, des énergies d'implantations inférieures donnant des couches moins profondes. Toutefois la valeur relative que nous obtenons est excellente et suffisante pour les applications. De plus elles sont obtenues dans des conditions plus industrielles.

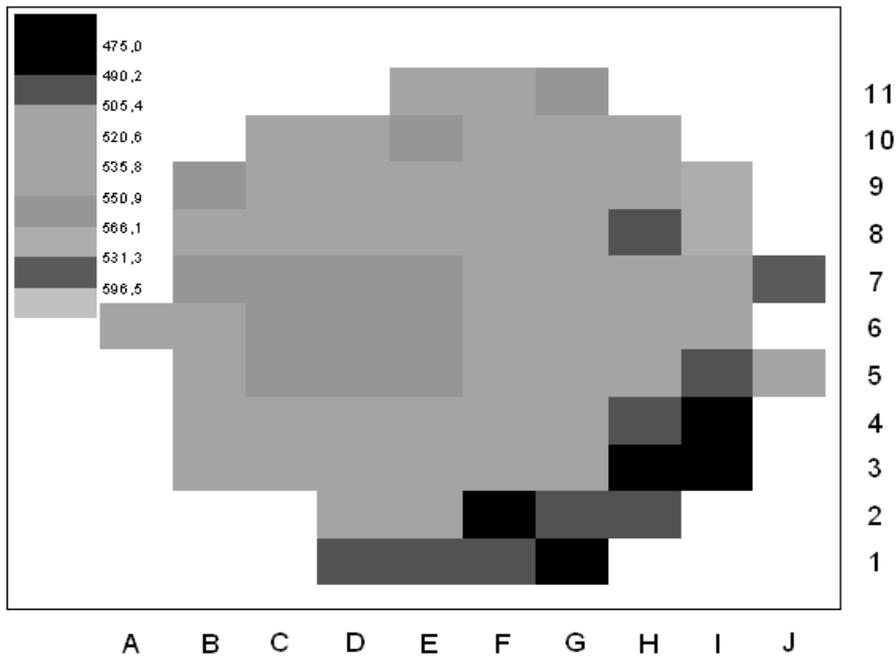


Fig. 75.- Cartographie de la résistance carrée ( $\Omega/\square$ ) pour l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ .

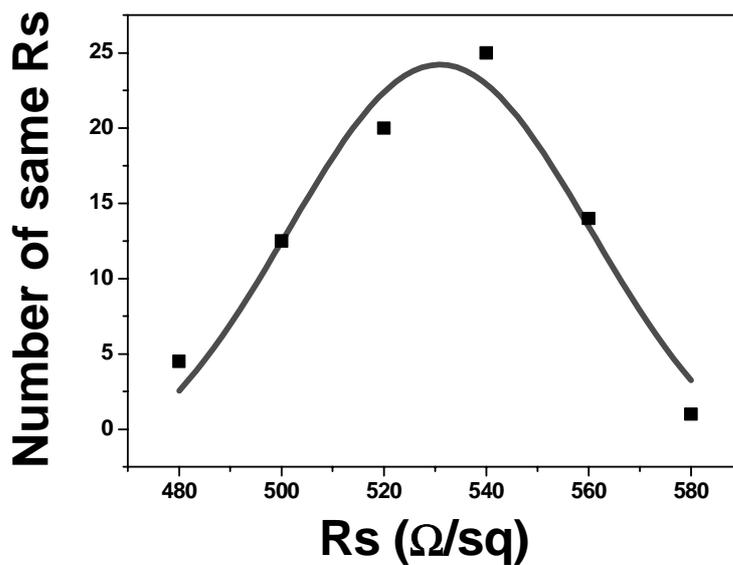


Fig. 76.- Fit gaussien des différentes valeurs  $R_s$  collectées à température ambiante sur chaque réticule pour l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ .

- Mobilité ( $cm^2/Vs$ ) et dose des porteurs activés ( $cm^{-2}$ ) :

Fig. 77 et Fig. 78 nous montrent deux cartographies du wafer entier implanté  $N^+ + P^+$ , la première correspond à la mobilité à température ambiante (RT) (Fig. 77), la seconde correspondant à la concentration surfacique (ou « sheet carrier ») à température ambiante (Fig. 78). En comparant avec la Fig. 75, il est évident que la zone d'exclusion est supérieure. La mobilité, par exemple, va d'une valeur minimum

de 74,7 à une valeur maximum de 100  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ . Notons que ces valeurs sont élevées par rapport aux valeurs obtenues dans la littérature et à celles obtenues lors de nos précédents essais. Excepté quelques valeurs collectées à la périphérie, la distribution semble raisonnablement gaussienne (Fig. 79) avec une valeur moyenne de 80,5  $\text{cm}^2/\text{Vs}$  et une déviation standard 4,5  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ . Ce qui est intéressant de noter est que la dose activée des porteurs est inversement proportionnelle à la mobilité. Ceci est clair en observant les cartographies des wafers mais est aussi mieux souligné à la Fig. 81. Cette relation proportionnellement inverse suggère que nous sommes en présence d'un régime intrinsèque dans lequel, à température ambiante, la densité des impuretés ionisées (dose activée des porteurs) limite la mobilité. La valeur de la dose moyenne des porteurs est  $1,5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  avec une déviation standard  $0,7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  (Fig. 78 et Fig. 80). Globalement au niveau macroscopique les dispersions s'annulent les unes les autres et la distribution de la résistance carrée est relativement uniforme.

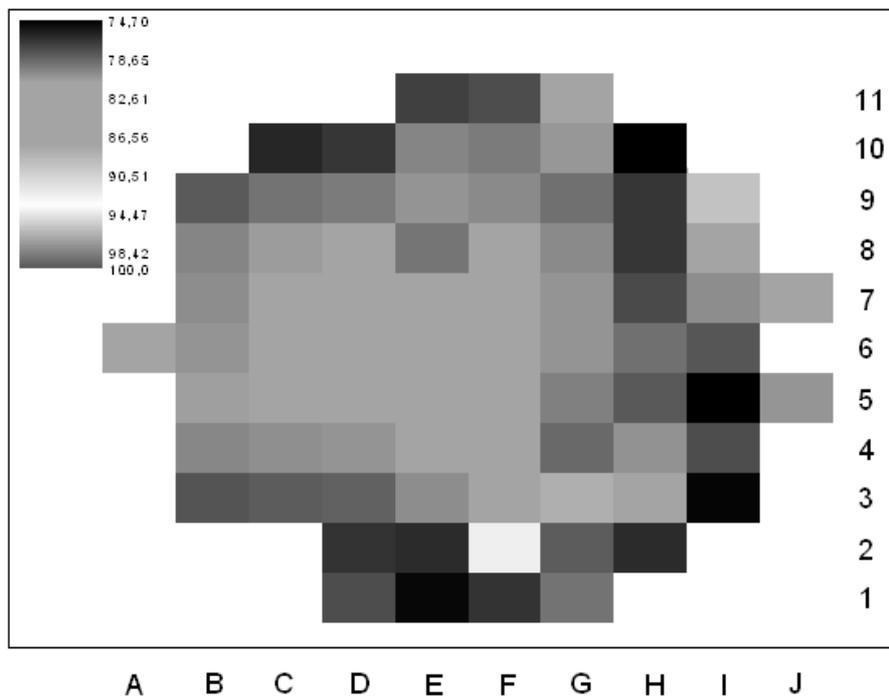


Fig. 77.- Cartographie à température ambiante de la mobilité ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ) pour l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ .

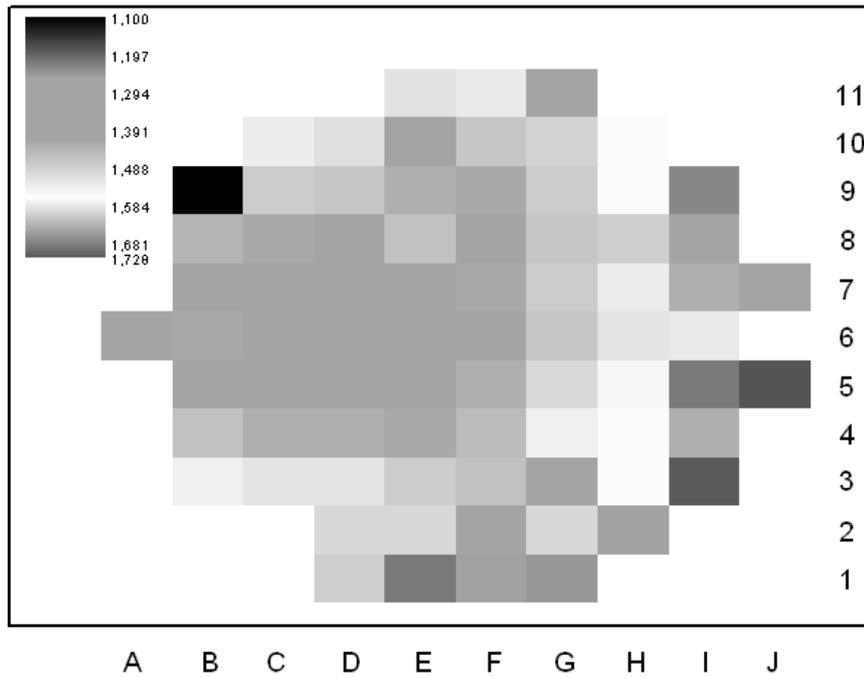


Fig. 78.- Cartographie de la dose activée des porteurs ( $\text{cm}^{-2}$ ) à température ambiante pour l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ .

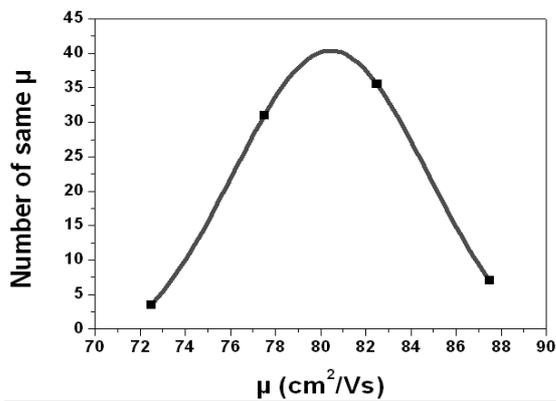


Fig. 79.- Fit gaussien de la mobilité à température ambiante pour l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ .

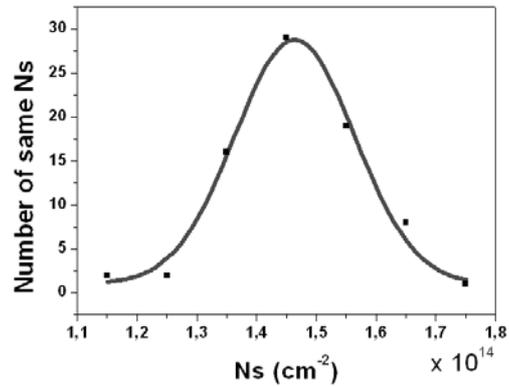


Fig. 80.- Fit gaussien des valeurs de  $N_s$  à température ambiante pour l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ .

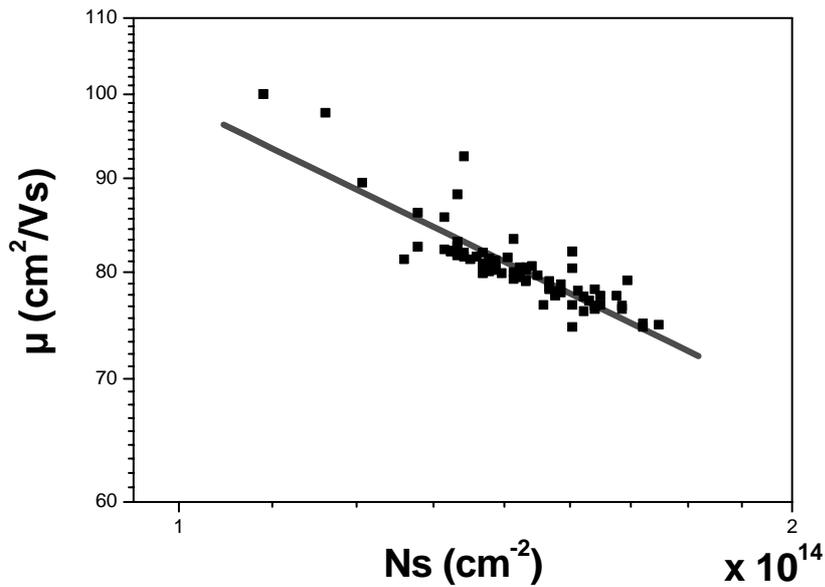


Fig. 81.- Variation de la mobilité ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ) en fonction de  $N_s$  ( $\text{cm}^{-2}$ ) pour l'échantillon implanté  $N^++P^+$ .

Pour montrer le caractère intrinsèque du mécanisme de diffusion, nous avons mesuré la mobilité de l'échantillon implanté  $N^++P^+$ , en fonction de la température. Nous avons travaillé de la température ambiante à 150 K, et de la même manière que pour la référence [78], nous mettons en évidence deux régimes différents. Ce qui est montré à la Fig. 82. La décroissance à basse température, est due à la diffusion des impuretés ionisées, suivant une dépendance en  $T^{3/2}$  tandis que, à haute température, la diffusion par les phonons acoustiques devient prédominant. Ces résultats suivent la courbe expérimentale  $T^{-3/2}$ . La valeur maximum de la mobilité ( $150 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ) est bonne si l'on compare avec les résultats des implantations à haute température [78,86,87,89].

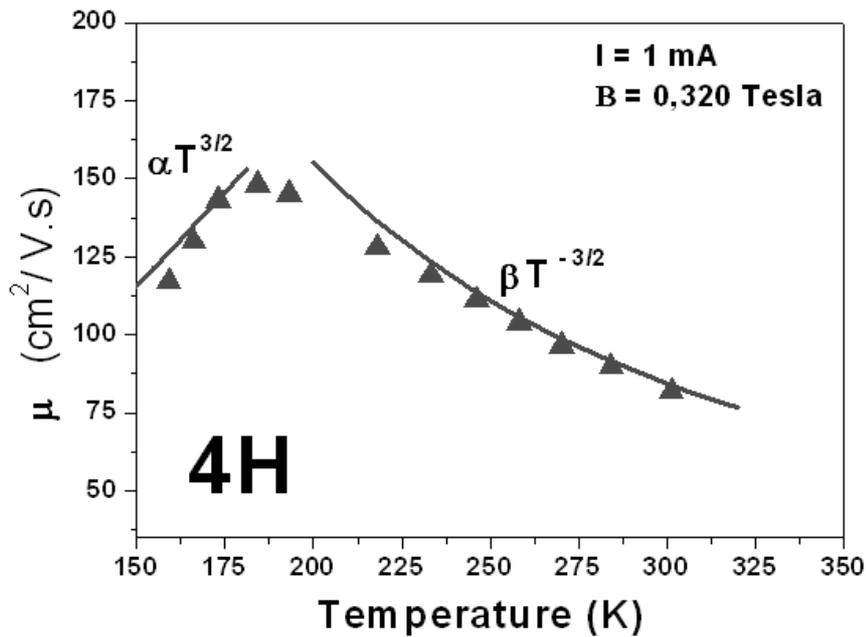


Fig. 82.- Mobilité de 150 K à 300 K de l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ .

Dans ce travail nous avons implanté à basse énergie (<160 keV) et à température ambiante. Pour une dose  $\sim 7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , nous atteignons une résistance carrée de 531  $\Omega/\square$  avec une déviation standard de 30  $\Omega/\square$  pour l'échantillon implanté  $N^+ + P^+$ . Ce qui correspond à une couche de résistivité de 10 m $\Omega$ .cm, qui est suffisante pour la demande de la technologie des composants. Nous avons aussi une bonne résistivité de contact ohmique et une bonne mobilité des porteurs.

➤ Wafer implanté  $P^+$  (échantillon SI-P):

○ Résistance carrée ( $\Omega/\square$ ) et résistance spécifique de contact ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ ):

La Fig. 83 représente les résultats de la cartographie du wafer entier implanté  $P^+$ . Les valeurs vont de 831  $\Omega/\square$  à 1098  $\Omega/\square$ . Une zone d'exclusion est présente, elle est située sur la partie droite du wafer. C'est sur cette zone que les résistances sont les plus faibles. Alors que sur la seconde zone, au milieu du wafer, se trouvent les résistances les plus fortes. De la même manière que pour le wafer implanté  $N^+ + P^+$ , cette différence d'activation pourrait être due à un gradient de température pendant le dernier recuit à plus haute température.

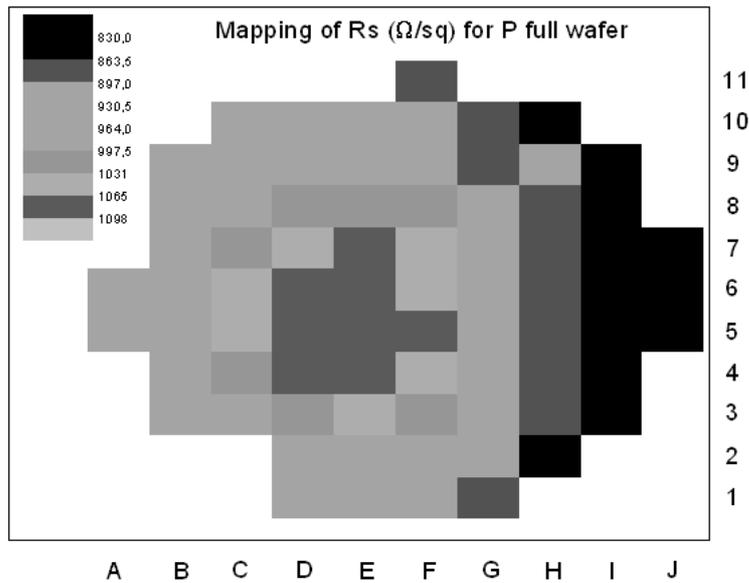


Fig. 83.- Cartographie de la résistance carrée ( $\Omega/\square$ ) pour l'échantillon implanté  $P^+$ .

Les résultats des 77 réticules pour la résistance carrée, ont aussi été ajusté par une gaussienne standard. La valeur de distribution maximale (moyenne) est  $x_c = 936,9 \Omega/\square$  avec une déviation standard  $\sigma = 42 \Omega/\square$ .

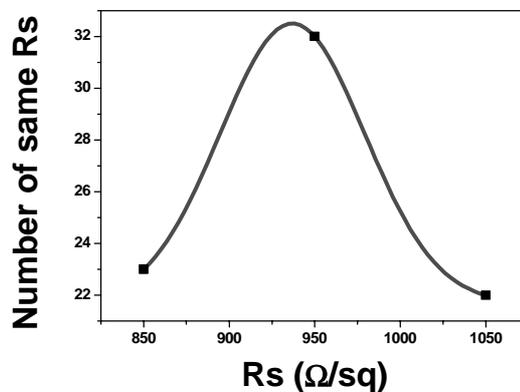


Fig. 84.- Fit gaussien des différentes valeurs  $R_s$  collectées à température ambiante sur chaque réticule pour l'échantillon implanté  $P^+$ .

- Mobilité ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ) et dose des porteurs activés ( $\text{cm}^{-2}$ ) :

Les Fig. 85 et Fig. 86 sont les cartographies du wafer entier implanté  $P^+$ . La première est une cartographie de la mobilité à température ambiante (RT) (Fig. 85), quant à la seconde, c'est une cartographie de la dose activée à température ambiante (Fig. 86). De la même manière que précédemment, on voit la même zone d'exclusion sur la partie droite du wafer, en particulier sur la Fig. 86. Cette dernière figure, la cartographie de la dose activée, n'est pas comparable à la symétrie de la cartographie

de la mobilité (Fig. 85) mais à celle de la résistance carrée (Fig. 83); contrairement à la symétrie des cartographies du wafer  $N^+P^+$ . Les valeurs de la mobilité vont de 59,3 à 72,8  $cm^2/Vs$ . Pour la dose activée, les valeurs vont de  $0,840 \cdot 10^{14}$  à  $1,15 \cdot 10^{14} cm^{-2}$  à température ambiante.

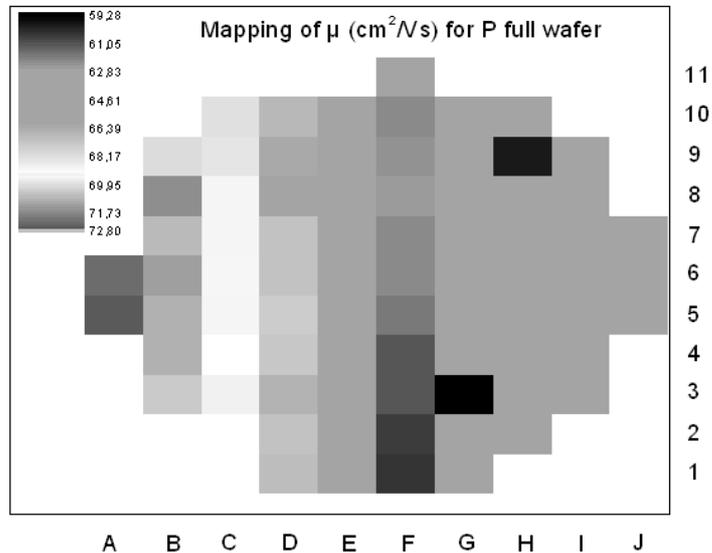


Fig. 85.- Cartographie à température ambiante de la mobilité ( $cm^2/Vs$ ) pour l'échantillon implanté  $P^+$ .

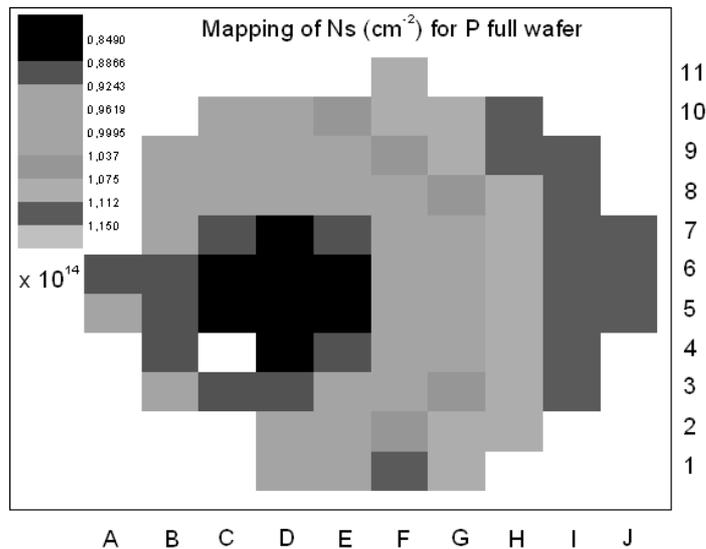


Fig. 86.- Cartographie de la dose activée des porteurs ( $cm^{-2}$ ) à température ambiante pour l'échantillon implanté  $P^+$ .

Les résultats des 77 réticules pour la mobilité, ont aussi été ajustés par une gaussienne standard. La valeur de distribution maximale (moyenne) est  $x_c = 64,8 cm^2 / Vs$  avec une déviation standard  $\sigma = 1,85 cm^2 / Vs$ .

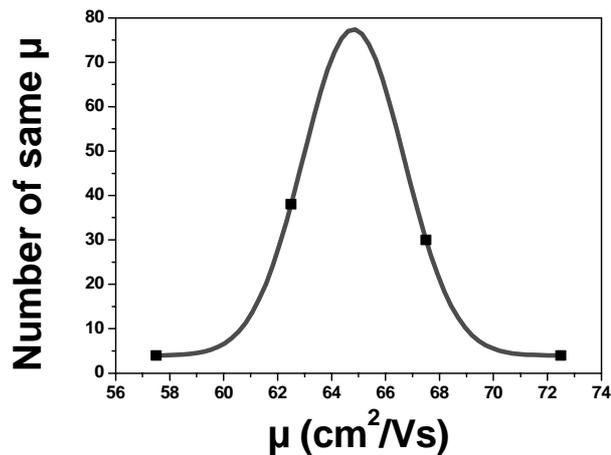


Fig. 87.- Fit gaussien de la mobilité à température ambiante pour l'échantillon implanté P<sup>+</sup>.

➤ Wafer implanté N<sup>+</sup> (échantillon SI-N):

Rappelons que l'échantillon SI-N est un wafer entier implanté azote, dont une partie a été coupée pour effectuer des mesures effet Hall à basse et haute température avec un appareillage différent (présenté au chap. 2) de celui du Bio-Rad.

- Résistance carrée ( $\Omega/\square$ ) et résistance spécifiques de contact ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ ) :

La Fig. 88 représente les résultats de la cartographie du wafer implanté N<sup>+</sup>. Les valeurs vont de 700  $\Omega/\square$  à 998  $\Omega/\square$ . Une légère zone d'exclusion est présente sur la partie inférieure droite. Les résistances carrées, dans cette zone, sont les plus fortes.

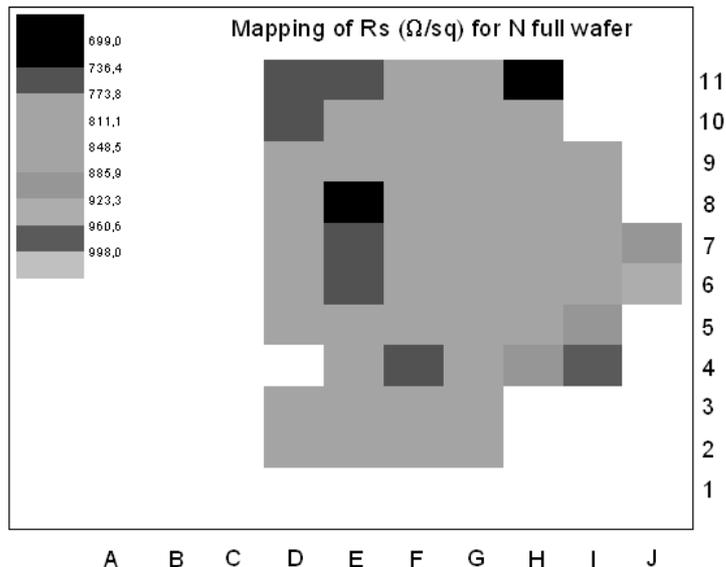


Fig. 88.- Cartographie de la résistance carrée ( $\Omega/\square$ ) pour l'échantillon implanté N<sup>+</sup>.

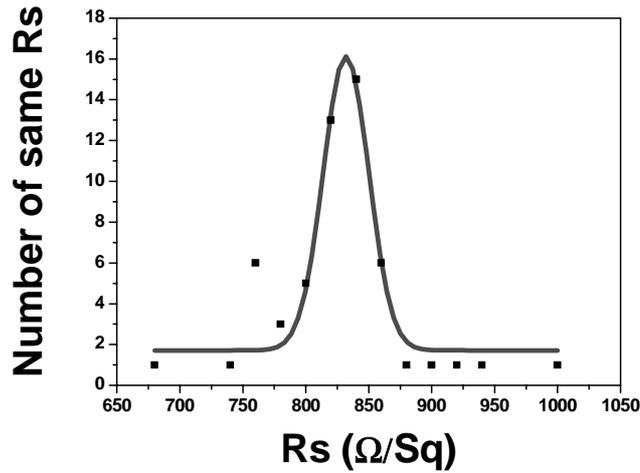


Fig. 89.- Fit gaussien des différentes valeurs  $R_s$  collectées à température ambiante sur chaque réticule pour l'échantillon implanté  $N^+$ .

Les résultats des 55 réticules pour la résistance carrée, ont aussi été ajustés par une gaussienne standard. La valeur de distribution maximale (moyenne) est  $x_c = 831,9 \Omega/\square$  avec une déviation standard  $\sigma = 18 \Omega/\square$ .

- Mobilité ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ) et dose des porteurs activés ( $\text{cm}^{-2}$ ) :

Les Fig. 90 et Fig. 91 sont les cartographies du wafer implanté  $N^+$ . La première est une cartographie de la mobilité à température ambiante (RT) (Fig. 90), quant à la seconde, c'est une cartographie de la dose activée à température ambiante (Fig. 91). Les valeurs de la mobilité vont de 55,5 à 71,9  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ . Ce sont des valeurs légèrement supérieures à Dwight et al [90]. Quant aux valeurs de la dose activée, elles vont de  $0,959 \cdot 10^{14}$  à  $1,61 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  à température ambiante.

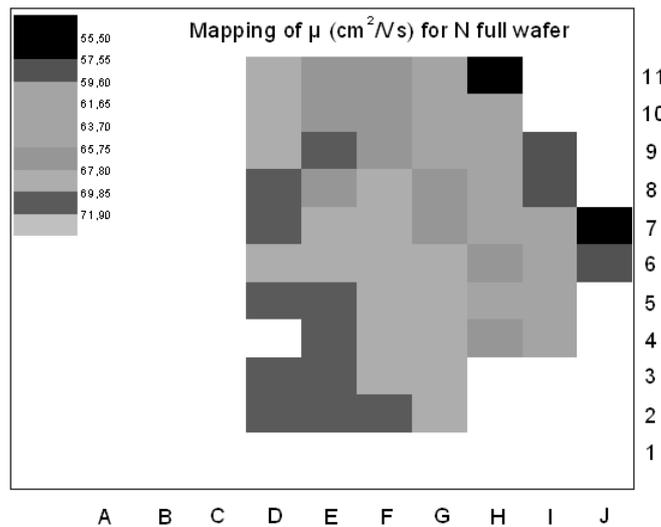


Fig. 90.- Cartographie à température ambiante de la mobilité ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ) pour l'échantillon implanté  $N^+$ .

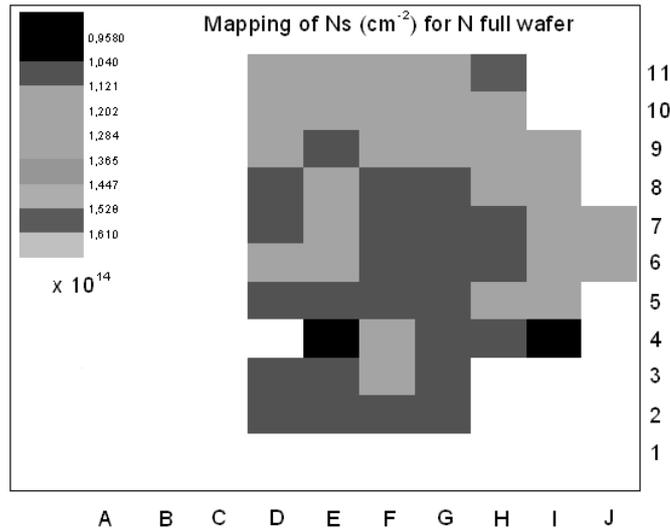


Fig. 91.- Cartographie de la dose activée des porteurs ( $cm^{-2}$ ) à température ambiante pour l'échantillon implanté  $P^+$ .

Les Fig. 92 et Fig. 93 sont des ajustements des résultats des 55 réticules pour, respectivement, la mobilité et la dose activée à température ambiante. Ces résultats ont aussi été ajustés par une gaussienne standard. La valeur de distribution maximale pour les valeurs de mobilité (moyenne) est  $x_c = 63,2 cm^2/Vs$  avec une déviation standard  $\sigma = 1,43 cm^2/Vs$ . Quant à la valeur de distribution maximale pour les valeurs de la dose activée (moyenne) est  $x_c = 1,1 \cdot 10^{14} cm^{-2}$  avec une déviation standard  $\sigma = 0,07 \cdot 10^{14} cm^{-2}$ .

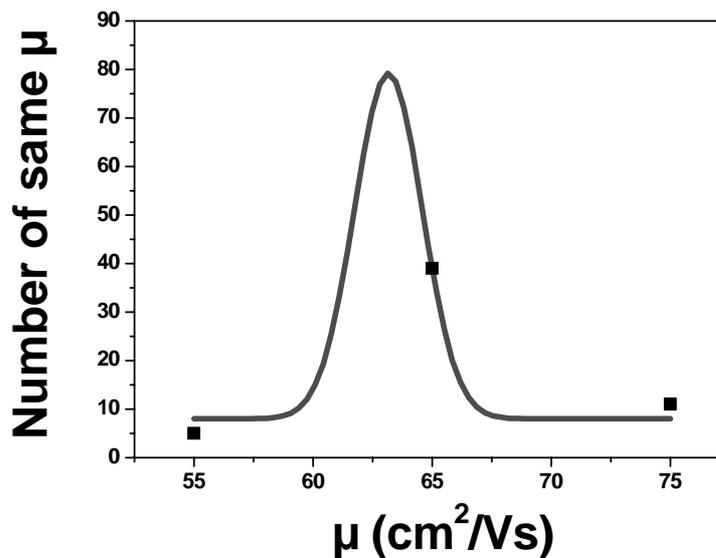


Fig. 92.- Fit gaussien de la mobilité à température ambiante pour l'échantillon implanté  $N^+$ .

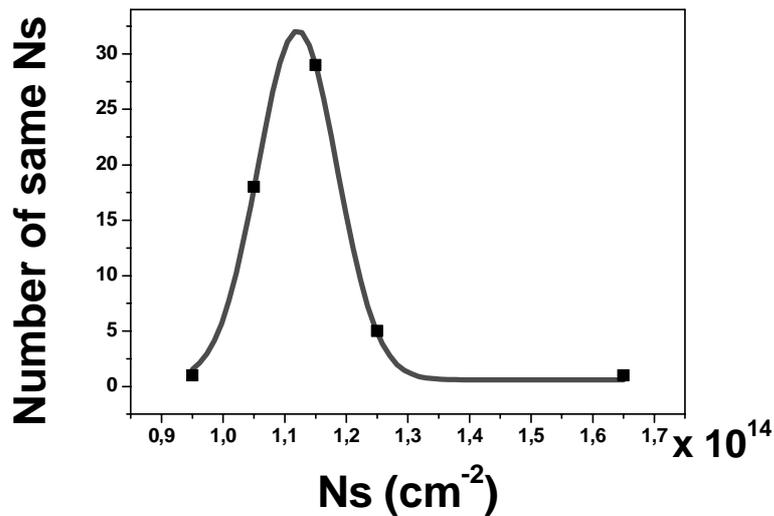


Fig. 93.- Fit gaussien des valeurs de  $N_s$  à température ambiante pour l'échantillon implanté  $N^+$ .

Sur la Fig. 94 sont comparées les valeurs de distribution maximale à température ambiante, après ajustage par une gaussienne standard, de la résistance carrée ( $\Omega/\square$ ), de la mobilité ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ) et de la dose activée ( $\text{cm}^{-2}$ ) pour les échantillons implantés  $N^+P^+$ ,  $P^+$ ,  $N^+$ . Pour la résistance, il apparaît que l'échantillon implanté  $P^+$  ( $936,9 \Omega/\square$ ) a une résistance plus élevée que celle de l'échantillon implanté  $N^+$  ( $831,9 \Omega/\square$ ). Par contre la résistance carrée la plus faible est donnée par la co-implantation des ions  $P^+$  et  $N^+$  ( $530,9 \Omega/\square$ ). Pour la mobilité, la valeur est légèrement plus élevée pour l'échantillon implanté  $P^+$  ( $64,8 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ) par rapport à celle de l'échantillon implanté  $N^+$  ( $63,2 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ). Là aussi la valeur qui se démarque nettement des deux autres est celle provenant de l'échantillon co-implanté  $P^+$  et  $N^+$  ( $80,4 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ). Quant à la valeur de la dose activée à température ambiante, si la valeur la plus élevée est toujours donnée par la co-implantation ( $1,5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ), il y a naturellement une inversion des ordres de grandeurs pour les deux échantillons implantés  $N^+$  et  $P^+$ , par rapport à la mobilité. En effet, la valeur de la dose activée pour l'échantillon implanté  $P^+$  est de  $1 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  alors que pour l'échantillon implanté  $N^+$ , elle est de  $1,1 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ . Cette étude par l'équipement BioRad a confirmé les mesures précédemment effectuées par le SonoGage® (pour la résistance carrée).

Echantillon	Dose (cm <sup>-2</sup> )	Rs @RT (Ω/□)	μ @RT (cm <sup>2</sup> /Vs)	Ns @RT (cm <sup>-2</sup> )
SI-P	7.10 <sup>14</sup>	936,9	64,8	1.10 <sup>14</sup>
SI-N	7.10 <sup>14</sup>	831,9	63,2	1,1. 10 <sup>14</sup>
SI-PN <sub>11</sub>	7.10 <sup>14</sup>	530,9	80,4	1,5.10 <sup>14</sup>

Fig. 94.- Comparaison des valeurs de distribution maximale à température ambiante, après ajustage par une gaussienne standard, de la résistance carrée (Ω/□), de la mobilité (cm<sup>2</sup>/Vs) et de la dose activée (cm<sup>-2</sup>) des échantillons implantés N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup>, P<sup>+</sup>, N<sup>+</sup>. Tous les échantillons ont subi un recuit final de 1600°C durant 30 min sous azote.

Pour pouvoir donner une activation de ces wafers multi-recuits, nous utilisons une abaque calculé à partir d'un modèle développé par J. Pernot puis par P. Terziyska [91]. En considérant une compensation nulle (N<sub>a</sub>=0, approximation valable lorsque n<sub>H</sub>>>N<sub>a</sub>), après calculs [91], une abaque donne à 300 K, le rapport N<sub>D</sub>/n<sub>H</sub> (Fig. 95) pour le 6H-SiC et 4H-SiC. N<sub>D</sub> est la concentration visée, et n<sub>H</sub> est la concentration mesurée par effet Hall à 300K. Ainsi en mesurant la valeur de la concentration à 300K, on peut savoir quelle est la concentration visée. Le modèle est cependant à sa limite de validité pour les concentrations que nous désirons.

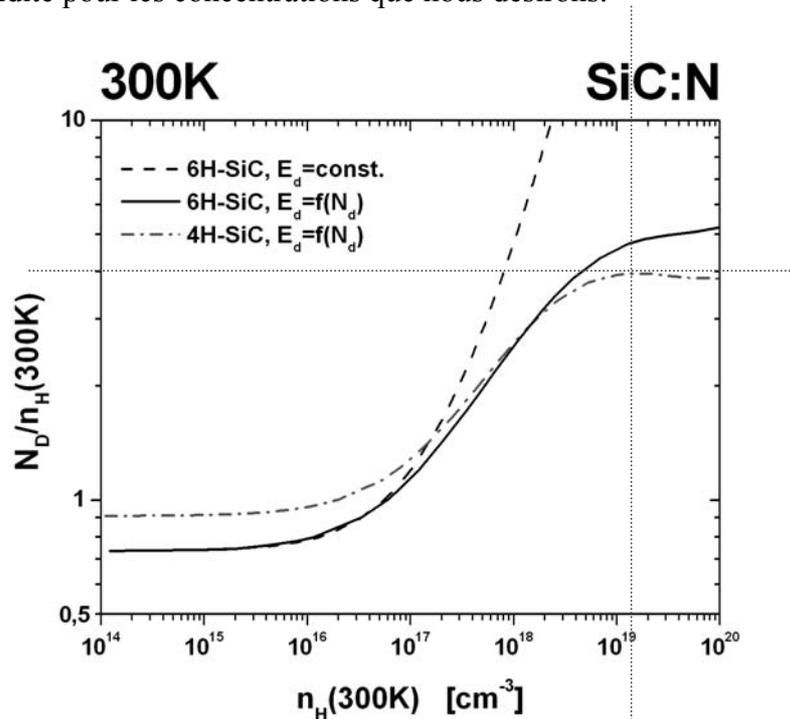


Fig. 95.- Rapport entre la concentration visée et la concentration mesurée à 300 K par effet Hall.[91]

Dans notre cas, sachant que l'épaisseur de la couche implantée est de 0,2 μm, les concentrations mesurées par effet Hall, sont donc :

- pour SI-P :  $0,5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  à 300K;
- pour SI-N :  $0,55 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  à 300K ;
- pour SI-PN<sub>11</sub> :  $0,75 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  à 300K ;

or d'après l'abaque de la Fig. 96, le rapport  $N_D/n_H$  à 300K pour un échantillon 4H-SiC est d'environ 4, pour les concentrations de SI-P, SI-N et SI-PN<sub>11</sub>. Ce qui correspond donc à des concentrations visées correspondantes :  $2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  ;  $2,20 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  ;  $3 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ .

Soit, compte tenu des erreurs de mesures près, à des taux d'activations suivants :

- pour SI-P : 57,1 %;
- pour SI-N : 62,9 %;
- pour SI-PN<sub>11</sub> : 85,7 %.

Le plus fort taux d'activation étant donné pour l'échantillon co-implanté  $N^+P^+$ .

De la même manière que pour le wafer implanté  $N^+P^+$ , nous avons mesuré la mobilité en fonction de la température de l'échantillon implanté  $P^+$  ainsi que celui implanté  $N^+$ . Toujours dans le but de montrer le caractère intrinsèque du mécanisme de diffusion. Nous avons travaillé de la température ambiante à 150 K, et de la même manière que pour l'échantillon  $N^+P^+$  et que pour la référence [89], nous mettons en évidence deux régimes différents. D'ailleurs nous comparons sur une même figure (Fig. 96) les trois courbes des trois wafers différemment implantés. Même si les tendances sont moins marquées que pour le wafer implanté  $N^+P^+$ , elles sont néanmoins présentes et attribuables à deux mécanismes de diffusion. La décroissance à basses températures, est due à la diffusion des impuretés ionisées, suivant une dépendance en  $T^{3/2}$  tandis que, à haute température, la diffusion par les phonons acoustiques devient prédominant. Ces résultats suivent la courbe expérimentale  $T^{-3/2}$ . Les valeurs de mobilité des échantillons implantés  $N^+$  (SI-N) et  $P^+$  (SI-P) sont très proches. Il semblerait cependant qu'à partir de 240 K, en descendant vers les basses températures, l'échantillon implanté  $P^+$  ait des valeurs de mobilité plus faibles que pour l'échantillon implanté  $N^+$ . Alors que pour les résultats de cartographie de la mobilité à température ambiante, après ajustage par une gaussienne standard, le wafer SI-P présentait une valeur de distribution maximale de la mobilité légèrement supérieure à celle de SI-N.

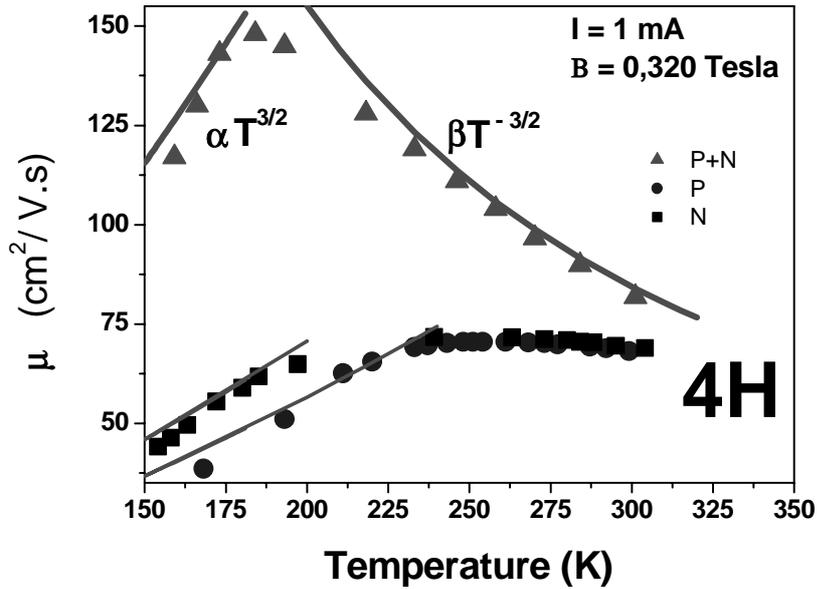


Fig. 96.- Comparaison de la mobilité de 150 K à 300 K pour les échantillons implantés  $N^+ + P^+$ ,  $P^+$ ,  $N^+$ .

En conclusion, pour une température de recuit donnée, nous montrons que l'échantillon implanté  $N^+$  atteint toujours une activation maximum avec des temps de recuit plus court ( $\sim 3$  fois moindre) que pour l'échantillon implanté  $P^+$ . Nous trouvons aussi que les meilleurs résultats en terme d'activation ne sont pas obtenus simplement en utilisant les ions  $N^+$  (57,1 %) ou  $P^+$  (62,9 %) mais plutôt une co-implantation des ions  $N^+ + P^+$  (85,7 %) à une même dose.

Dans cette étude, nous avons donc travaillé sur la cinétique de l'activation pour des couches de type n implantés à température ambiante. Un taux d'activation maximum (mais incomplet) a été trouvé pour chaque couche implanté  $N^+$  et  $P^+$  après chaque recuit pour une température donnée. Pour une dose de  $\sim 7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , la co-implantation des ions  $N^+ + P^+$  donne de meilleurs résultats en termes de résistance carrée et de résistivité du contact ohmique. Une quasi-complète reconstruction de la structure du cristal (plus de 90%) a été observée après le 1<sup>er</sup> recuit à 1300°C, sans par contre une forte activation des espèces implantées. Mais d'un autre côté, lorsque l'on atteint la plus forte activation pour un recuit à 1600°C, la surface est fortement dégradée à partir de cette température. Des cartographies des différents échantillons (SI-N, SI-P, SI-PN<sub>1</sub>) ont été réalisées pour la résistance carrée, la mobilité et la dose activée.

#### 4.4 Impact des paramètres de recuit sur l'implantation N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup>

Cette troisième phase de l'implantation de type n<sup>+</sup> à consister à étudier les différents paramètres du recuit d'activation d'un profil N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup> préalablement fixé. Nous avons vu dans le paragraphe précédent que la co-implantation N+P était la plus efficace en terme d'activation et de mobilité pour le domaine de dose d'implantation considéré.

L'échantillon initial est un wafer 4H-SiC de 2 pouces CREE, constitué d'un substrat de type n<sup>+</sup> et d'une épitaxie de type p, d'épaisseur 10 μm et de concentration 2,9.10<sup>15</sup> cm<sup>-3</sup>. Le wafer a été co-implanté pleine plaque avec des ions d'azote et de phosphore, avec les doses et les énergies utilisées lors des expériences précédentes et rappelé ci-dessous Tab. 15. Puis le wafer a été photolithographié et gravé afin de créer des zones isolées pour l'intégration de motifs TLM et Hall. Ce wafer a ensuite été découpé en 15 morceaux d'environ 1,2 cm x 1,2 cm.

Echantillons série CNM 12	PN (. 10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup> )
25 keV (Phosphore) / 20 keV (Azote)	0,26 / 0,47
45 keV (Phosphore) / 40 keV (Azote)	0,36 / 0,65
83 keV (Phosphore) / 65 keV (Azote)	0,81 / 0,96
160 keV (Phosphore) / 100 keV (Azote)	2,1 / 1,5
Dose totale	3,53 / 3,58
<b>Dose finale</b>	<b>7,11</b>

Tab. 15.- Energies et doses pour la série d'échantillons CNM 12, co-implanté N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup>.

Un certain nombre de recuits, simples, ou multi-recuits ont été réalisés sur chacun des échantillons. Sur la Tab. 16, tous les échantillons sont listés ainsi que leurs recuits associés.

	<b>Recuit(s)</b> T(°C) durée (H, min) gaz		<b>Recuit(s)</b> T(°C) durée (H, min) gaz
CNM 12-1	1300°C 1H30 N <sub>2</sub>	CNM 12-9	1300°C + 1H30 + N <sub>2</sub> + 1600°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>
CNM 12-2	1500°C 1H N <sub>2</sub>	CNM 12-10	1625°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub>
CNM 12-3	1600°C 30 min N <sub>2</sub>	CNM 12-11	1650°C + 10 min + Ar + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>
CNM 12-4	1650°C 30 min N <sub>2</sub>	CNM 12-12	1400°C 1H30 N <sub>2</sub>
CNM 12-5	1300°C + 1H30 + N <sub>2</sub> + 1600°C + 30 min + N <sub>2</sub>	CNM 12-13	1600°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub>
CNM 12-6	1600°C 30 min N <sub>2</sub> (rampe 1H)	CNM 12-14	1600°C 30min N <sub>2</sub> (rampe 2H)
CNM 12-7	1650°C 10 min N <sub>2</sub>	CNM 12-15	1600°C 10 min N <sub>2</sub>
CNM 12-R	1600°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>		
CNM 12-8	1600°C 30 min N <sub>2</sub>		

Tab. 16.- Caractéristiques des recuits (température (°C), durée (H, min) et gaz) de la série CNM 12.

Les paramètres de recuit (température, temps) que nous considérons comme référence sont 1600°C, 30 min, N<sub>2</sub> avec une rampe de 8,33°C/s (de 1000°C à 1500°C) puis 3,33°C/s (de 1500°C à 1600°C). L'échantillon de référence est l'échantillon CNM 12-3. La séquence du recuit indiquée par l'évolution de la température en fonction du temps est montrée Fig. 97. (courbes de montée et descente).

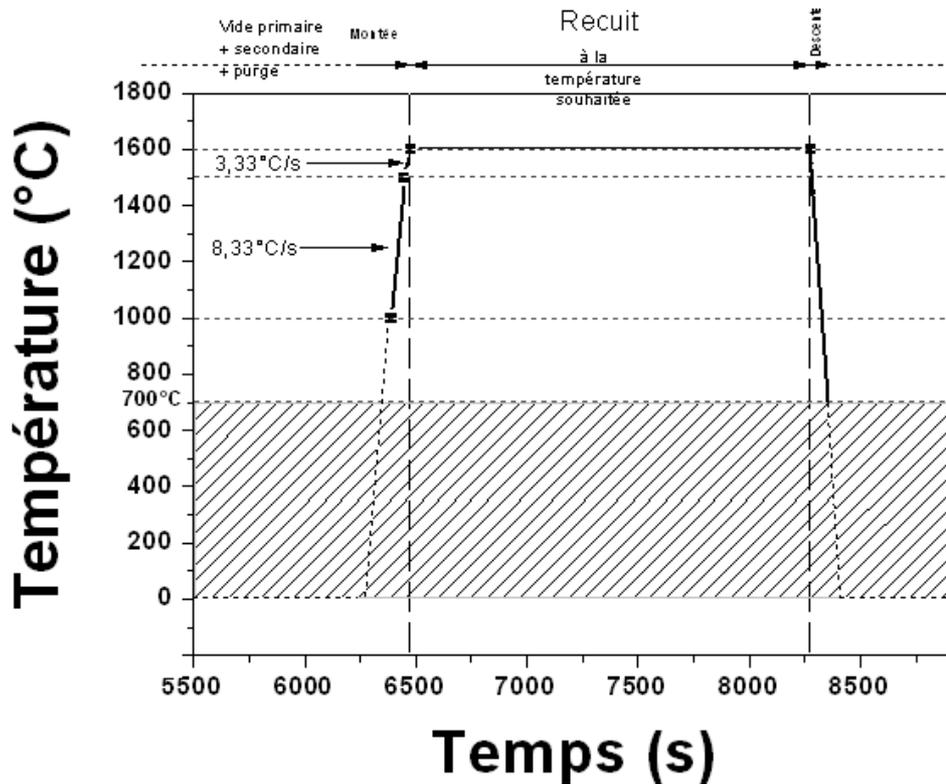


Fig. 97.- Evolution de la température en fonction du temps pour un recuit à 1600°C pendant 30 min sous azote (le trait pointillé, dans la descente, joint les températures réelles mesurées par le pyromètre). Rappelons aussi qu'en dessous de 700°C, le pyromètre ne mesure pas la température. De plus pour monter 700°C, il faut utiliser le mode puissance et non le mode température. Pour plus de détails voir le chap. 3.

A partir de cette référence, les différents paramètres de recuit que nous souhaitons étudier avec ces échantillons sont :

- 6) Les valeurs du couple température/durée de recuit (échantillons CNM 12-1, CNM 12-2, CNM 12-3, CNM 12-4, CNM 12-7, CNM 12-12, CNM 12-15). A partir des résultats de l'étude de la cinétique de recuit nous avons choisi des durées de recuit correspondantes à une activation maximum pour chaque température. Contrairement avec ce qui a été déjà fait dans l'étude sur la cinétique, le recuit est ici réalisé en une phase.
- 7) La rampe de montée en température (CNM 12- 3, CNM 12-6, CNM 12-14)
- 8) Le palier de température intermédiaire pendant la montée (CNM 12-3, CNM 12-5, CNM 12-9)
- 9) Le palier de température intermédiaire pendant la descente (CNM 12-3, CNM 12-R, CNM 12-9, CNM 12-10, CNM 12-11, CNM 12-13)
- 10) La répétitivité du recuit (CNM 12-3, CNM 12-8)

Sur ces échantillons nous n'avons pas fait de mesures optiques mais, quelques mesures d'AFM sur des échantillons clés, et essentiellement des mesures électriques de type effet Hall.

#### 4.4.1 Etude de surface

Des mesures de rugosité AFM ont été faites sur certains échantillons après recuit. La liste des valeurs obtenues est présentée dans la Tab. 17.

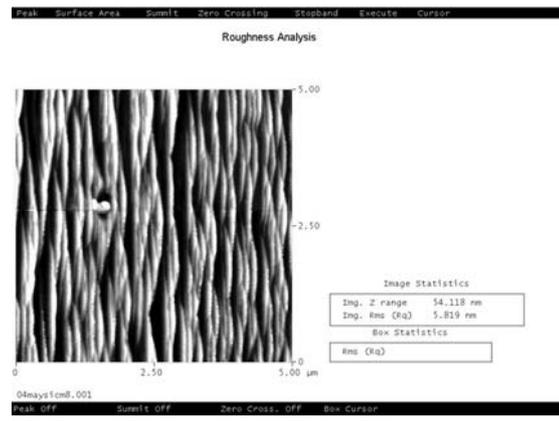
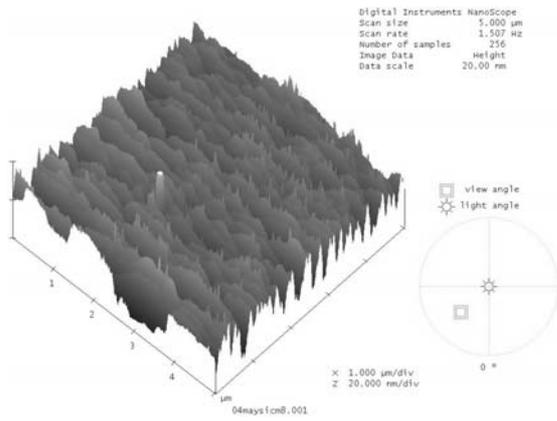
	Recuit(s) T(°C) durée (H, min) gaz	caractérisation surfacique		
		Mesures AFM		
		images 5 µm x 5 µm		
		1 recuit	2 recuit	3 recuit
		RMS	RMS	RMS
		(nm)	(nm)	(nm)
CNM 12-8	1600°C 30 min N <sub>2</sub>	5,819		
CNM 12-4	1630°C 30 min N <sub>2</sub>	8,007		
CNM 12-9	1300°C + 1H30 + N <sub>2</sub> + 1600°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>	1,01	4,405	1,916
CNM 12-14	1800°C 30min N <sub>2</sub> (rampe 2H)	2.5		
CNM 12-11	1630°C + 10 min + Ar + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>	25.2	16.2	
CNM 12-R	1600°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>	13,396	2,073	
CNM 12-10	1625°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub>	4.2	5.6	3
CNM 12-13	1600°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub>	4.6	6	3

Tab. 17.- Caractéristiques des recuits et des mesures AFM correspondantes.

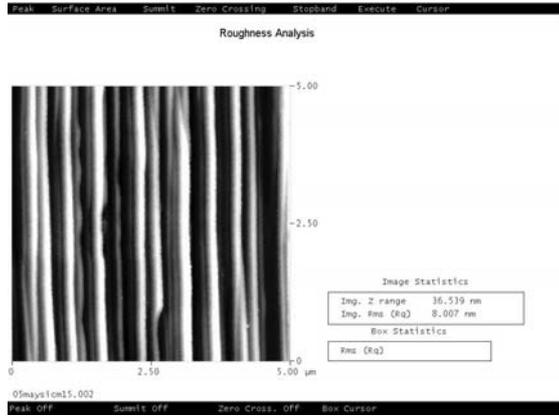
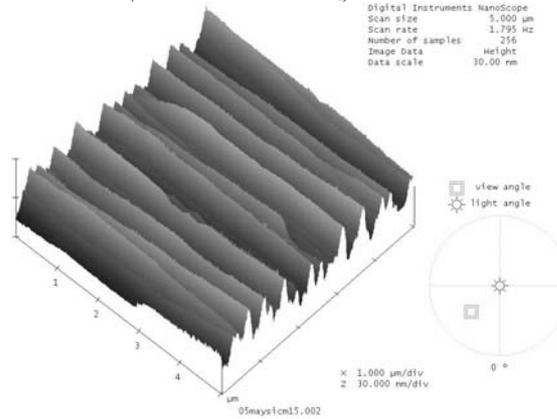
Des mesures de rugosité par AFM nous observons les points suivants :

- 1) comme attendue la rugosité de surface augmente avec la température de recuit,
- 2) l'inclusion d'un palier de température intermédiaire durant la montée en température semble réduire légèrement la rugosité après le recuit à 1600°C (CNM12-8/CNM 12-9)

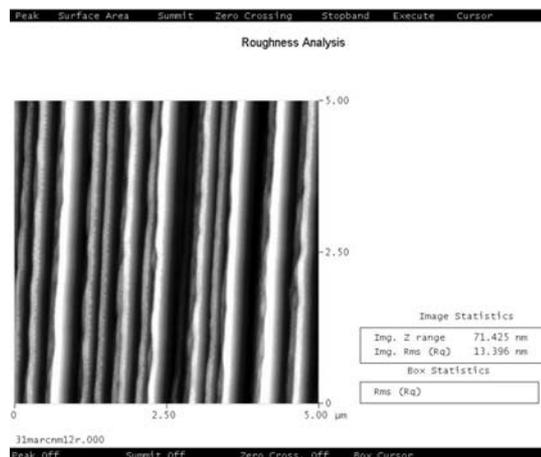
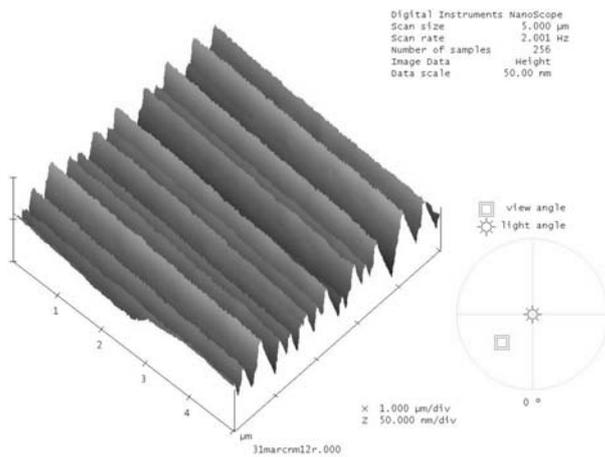
- 3) la réduction de la vitesse de montée en température induit une claire réduction de la rugosité finale après le recuit à 1600°C (CNM12-8/CNM 12-14). Ceci étant en concordance avec le point 2) où l'on observe aussi une réduction de la rugosité avec l'introduction d'un palier intermédiaire.
- 4) jusqu'à une température de 1650°C, l'utilisation d'argon, comme gaz ambiant à la place de l'azote induit une très importante augmentation de la rugosité de surface (CNM 12-11). Ceci avait été suggéré par Younes et al [92] et ce retrouve parfaitement confirmé par nos essais.
- 5) en observant les images AFM (Fig. 98 et Fig. 99), on remarque que la morphologie de surface est différente entre le recuit en azote entre 1600°C et 1650°C. Dans le cas du recuit à 1650°C, on obtient une surface avec « spaghetti » parallèles de type « *step bunching* ». En revanche, dans le cas d'un recuit à 1600°C ou inférieur, on obtient une surface de bandes entrelacées, ceci étant dû au fait que la rugosité est inférieure. Le « *step bunching* » n'est donc réellement visible qu'à partir d'une certaine rugosité, aux alentours de 7 nm. Dans le cas des recuits d'impuretés de type n que nous étudions, ce « *step bunching* » n'apparaît pas avant la température de 1630°C. En revanche dans le cas d'impuretés de type p, que ce soit bore ou aluminium, nous obtenons des rugosités beaucoup plus élevées pour une température de recuit donnée. En conséquence le « *step bunching* » apparaît à des recuits à plus faible température. D'autre part lorsque le recuit se fait en ambiance d'argon, on obtient des rugosités plus élevées à température donnée comme expliqué antérieurement, ce qui implique l'apparition du « *step bunching* » à plus faibles températures de recuit tant pour le type n que le type p.
- 6) une autre observation très importante est la réduction de la rugosité lorsque un recuit à faible température (1150°C) est réalisé après le recuit d'activation (1600°C). Ce recuit peut être effectué soit en incluant un palier à 1150°C pendant la rampe de descente, soit en réalisant un recuit à posteriori. (CNM 12-8/ CNM 12-R/ CNM 12-9/ CNM 12-11) (Fig. 100).
- 7) la durée du recuit à 1150°C est un paramètre important. On observe en effet (CNM12-10/ CNM12-13) qu'un recuit à 1150°C durant 30 min résulte en une augmentation de la rugosité par rapport à la rugosité obtenue après le recuit d'activation. En revanche si l'on recuit de nouveau pendant 30 min supplémentaires, on observe de nouveau une réduction de la rugosité à une valeur inférieure à celle correspondant au recuit d'activation. Sur cette première étude, il semble qu'un recuit minimum d'1H à 1150°C soit nécessaire pour réduire la rugosité de l'échantillon. Le 2<sup>ème</sup> recuit à 1150°C, c-a-d à plus faible température, rediffuserait les atomes restant de carbone et « lisserait » la surface. Les atomes de silicium s'étant sublimés lors du 1<sup>er</sup> recuit d'activation (1600°C-1650°C).



a)  
 Fig. 98.- Images en 3D (a) et en 2D (b) de la rugosité de surface ( $5\ \mu\text{m} \times 5\ \mu\text{m}$ ) pour l'échantillon CNM 12-8 ( $1600^\circ\text{C}$ , 30 min,  $N_2$ ).



a)  
 Fig. 99.- Images en 3D (a) et en 2D (b) de la rugosité de surface ( $5\ \mu\text{m} \times 5\ \mu\text{m}$ ) pour l'échantillon CNM 12-4 ( $1650^\circ\text{C}$ , 30 min,  $N_2$ ).



a)  
 b)

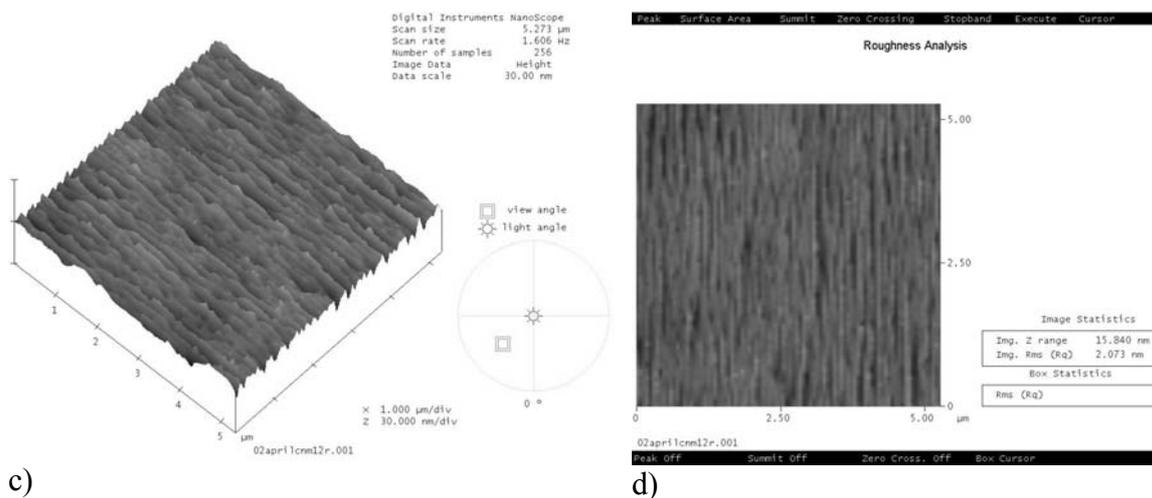


Fig. 100.- Images en 3D (a, c) et en 2D (b, d) de la rugosité de surface ( $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$ ) pour l'échantillon CNM 12-R, recuit à  $1600^\circ\text{C}$ , 30 min,  $\text{N}_2$  (a, b); et puis à  $1150^\circ\text{C}$ , 1H30,  $\text{N}_2$  (c, d).

Alors que nous utilisons un recuit à température plus basse ( $1150^\circ\text{C}$ ) après le recuit d'activation à  $1600^\circ\text{C}$  pour réduire la rugosité ; d'autres équipes utilisent différentes méthodes pour réduire la rugosité mais elles sont peut-être plus contraignantes. Par exemple, Tsao et al [93] utilisent un « cap » en graphite sur le wafer et un recuit à  $1400^\circ\text{C}$  avant le recuit d'activation. Ils obtiennent une rugosité de 2,28 nm. Negoro [82] quant à lui ne fait pas un recuit à basse température avant le recuit d'activation, mais utilise comme Tsao un « cap » en graphite sur l'échantillon. Par la suite il l'enlève par une oxydation et obtient une rugosité de 1 nm. Cette méthode pourrait s'apparenter à la notre puisqu'il fait une oxydation après recuit, c-a-d il recuit à plus basse température  $950^\circ\text{C}/30 \text{ min}$ . Quant à Rambach et al [94], ils utilisent un couvercle en graphite recouvert de SiC pour diminuer la rugosité (2 nm au final).

En résumé, à travers notre étude, pour ce qui est de la rugosité uniquement, une optimisation des paramètres du recuit passe par :

- la réduction de la température de recuit,
- l'augmentation de la durée de la rampe de montée de la température,
- l'utilisation d'une ambiance d'azote (jusqu'à  $1650^\circ\text{C}$ ),
- l'inclusion dans la rampe de descente d'un palier à  $1150^\circ\text{C}$  avec une durée minimum d'1H.

#### **4.4.2 Etude électrique**

Pour pouvoir extraire les paramètres électriques, chaque échantillon découpé a été traité pour réaliser des TLM et des structures de type Hall (croix de Hall, motif Van der Pauw). Pour cela le même masque de structure de test que précédemment a été utilisé. Les structures étant déjà isolées par la gravure faite avant les recuits, une étape de passivation a alors été réalisée avant la formation du contact ohmique. De nouveau une couche de nickel a été choisie pour la réalisation des contacts ohmiques.

Les mesures électriques ont été faites avec l'équipement Bio-Rad déjà présenté et qui nous permet de mesurer la résistance carrée, la mobilité Hall des porteurs de charges et la dose activée.

Le Tab. 18 montre les valeurs extraites des mesures sur les différents échantillons c-a-d les résistances carrées, les mobilités et les doses activées. Toutes ces mesures sont faites à température ambiante.

	<b>Recuit(s)</b> T(°C) durée (H, min) gaz	caractéristiques électriques					
		mesures Bio-Rad					
		Moyenne			au centre		
		Rs ( $\Omega/$ )	Ns ( $\text{cm}^{-2}$ )	$\mu$ ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ )	Rs ( $\Omega/$ )	Ns ( $\text{cm}^{-2}$ )	$\mu$ ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ )
CNM 12-1	1300°C 1H30 N <sub>2</sub>	1481,14	3,47.10 <sup>13</sup>	121,71	<b>1438</b>	<b>3,61.10<sup>13</sup></b>	<b>120</b>
CNM 12-12	1400°C 1H30 N <sub>2</sub>				<b>945,3</b>	<b>8,52.10<sup>13</sup></b>	<b>77,5</b>
CNM 12-2	1500°C 1H N <sub>2</sub>	579,36	1,61.10 <sup>14</sup>	67,33	<b>548,9</b>	<b>1,66.10<sup>14</sup></b>	<b>68,6</b>
CNM 12-3	1600°C 30 min N <sub>2</sub>	431,32	2,08.10 <sup>14</sup>	69,6	<b>421,2</b>	<b>2,11.10<sup>14</sup></b>	<b>68,6</b>
CNM 12-4	1650°C 30 min N <sub>2</sub>	503,7	1,94.10 <sup>14</sup>	64,075	<b>489,7</b>	<b>1,98.10<sup>14</sup></b>	<b>64,4</b>
CNM 12-5	1300°C + 1H30+ N <sub>2</sub> + 1600°C + 30min+ N <sub>2</sub>	493,61	1,84.10 <sup>14</sup>	69,025	<b>489,7</b>	<b>1,84.10<sup>14</sup></b>	<b>69,4</b>
CNM 12-6	1600°C 30 min N <sub>2</sub> (rampe lente)	456,81	1,90.10 <sup>14</sup>	71,87	<b>450,9</b>	<b>1,95.10<sup>14</sup></b>	<b>70,9</b>
CNM 12-7	1650°C 10 min N <sub>2</sub>	461,18	2,03.10 <sup>14</sup>	66,87	<b>452,6</b>	<b>2,08.10<sup>14</sup></b>	<b>66,3</b>
CNM 12-R	1600°C + 30min+N <sub>2</sub> + 1150°C + 1H30+ N <sub>2</sub>	474	2,11.10 <sup>14</sup>	64,24	<b>465,7</b>	<b>2,06.10<sup>14</sup></b>	<b>65,1</b>
CNM 12-9	1300°C+ 1H30+N <sub>2</sub> + 1600°C+ 30min+N <sub>2</sub> + 1150°C + 1H30 +N <sub>2</sub>	476,3	1,81.10 <sup>14</sup>	72,61	<b>474</b>	<b>1,86.10<sup>14</sup></b>	<b>70,7</b>
CNM12-10	1625°C + 30 min+N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min+N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min+N <sub>2</sub>				<b>418,1</b>	<b>2,16.10<sup>14</sup></b>	<b>69,1</b>
CNM 12-11	1650°C + 10 min+Ar + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>				<b>525,1</b>	<b>1,64.10<sup>14</sup></b>	<b>72,4</b>
CNM 12-13	1600°C + 30 min+N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min+N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min+N <sub>2</sub>				<b>466,5</b>	<b>2,05.10<sup>14</sup></b>	<b>65,3</b>
CNM 12-15	1600°C 10 min N <sub>2</sub>	531,7	1,89.10 <sup>14</sup>	64,47	<b>534,3</b>	<b>1,79.10<sup>14</sup></b>	<b>65,1</b>

Tab. 18.- Caractéristiques des recuits et des valeurs extraites par Bio-Rad.

Les différents points étudiés dans cette troisième phase sont analysés au niveau électrique.

### 1) Effet de la température de recuit

Comme expliqué précédemment 5 températures de recuit ont été testées avec une durée optimisée pour obtenir une activation maximale à chaque température. Les valeurs expérimentales de mobilité et de résistance carrée pour chaque température sont représentées sur la Fig. 101. On observe en premier lieu une claire diminution de la mobilité lorsque la température de recuit augmente. Toutefois cette diminution de la mobilité tend à se saturer pour les températures les plus élevées. La mobilité décroît lorsque la concentration de porteurs actifs augmente, c-a-d au fur et à mesure que l'activation augmente. Toutefois, il faut noter que les valeurs théoriques de mobilités sont supérieures à celles que nous obtenons. Sur la Fig. 102 nous avons représenté les mobilités théoriques et expérimentales en fonction du dopage que nous avons extrait pour chaque valeur de recuit. Nous pouvons observer sur cette courbe que le recuit à 1300°C donne un valeur de mobilité éloignée de la valeur théorique. Cela illustre la faible activation et la présence d'impuretés implantées en site interstitiel. Plus la température de recuit augmente, plus la mobilité expérimentale se rapproche de la valeur théorique, jusqu'à s'égaliser après un recuit à 1600°C.

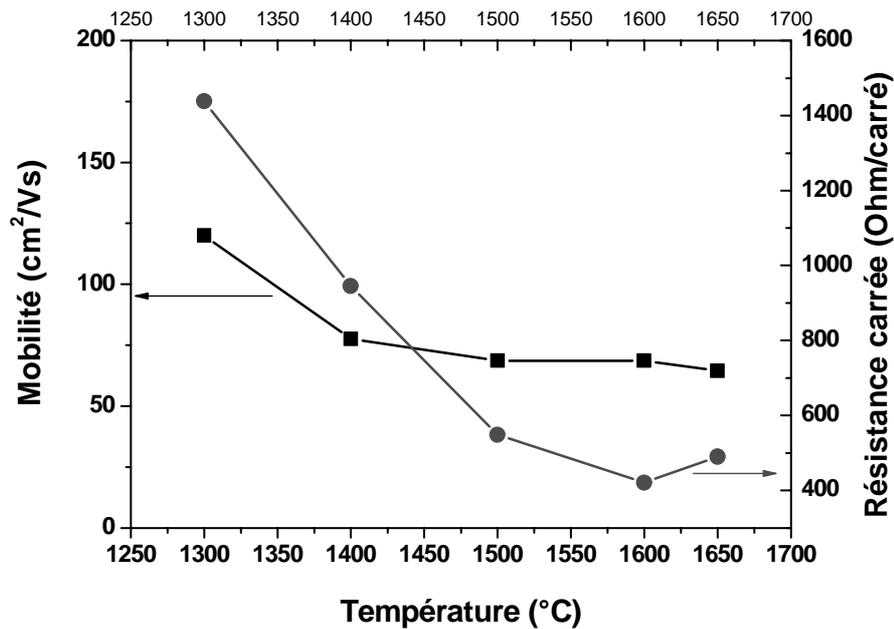


Fig. 101.- Les valeurs expérimentales de mobilité et de résistance carrée pour chaque température pour la série d'échantillons CNM 12 (recuit 30 min).

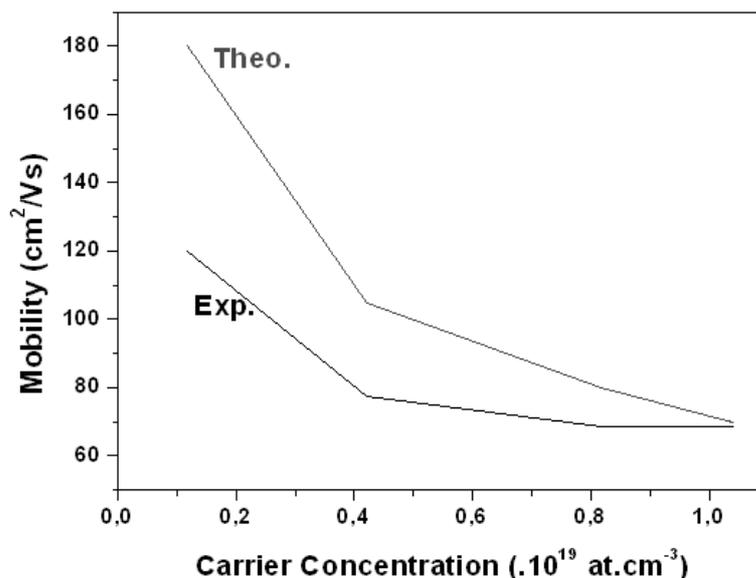


Fig. 102.- Mobilités théoriques et expérimentales en fonction du dopage activé que nous avons extrait pour chaque valeur de recuit pour la série d'échantillons CNM 12.

Le recuit à 1625°C donne des résultats très similaires au recuit à 1600°C en terme de résistance carrée et de mobilité. En revanche, lorsque le recuit se fait à une température supérieure à 1625°C, la couche implantée commence à se dégrader et la mobilité diminue légèrement alors que le dopage diminue aussi légèrement de son côté.

D'autre part si l'on compare les échantillons CNM12-4/ CNM12-7 recuit à 1650°C durant 30 min et 10 min respectivement, on observe de meilleures caractéristiques électriques que dans le cas du recuit de durée la plus courte (10 min). Il semble clair que le recuit à 1650°C dégrade la couche implantée, ce qui compense l'augmentation théorique de l'activation que l'on devrait observer.

Il semble donc que la température de recuit optimale se situe vers 1625°C.

## 2) Rampe de montée en température

Si l'on compare les échantillons CNM12-3 et CNM12-6, on observe que la résistance carrée est légèrement supérieure lorsque la rampe de montée est plus lente. Ceci correspond à un dopage activé légèrement inférieur (92 % du dopage de l'échantillon référence) et une mobilité associée légèrement supérieure.

## 3) Palier durant la montée en température

De la même manière que dans le point précédent, si l'on compare les échantillons CNM12-3 et CNM12-5, on observe que la résistance carrée est supérieure lorsque l'on inclut un palier à 1300°C durant la rampe de montée. Le dopage activé est donc inférieur (86 % du dopage de l'échantillon référence) et une mobilité associée légèrement supérieure.

On peut donc déduire de ces points 2 et 3 que la rampe de montée doit être la plus rapide possible pour minimiser la résistance carrée et donc maximiser l'activation.

#### 4) Palier de température intermédiaire pendant la descente

En comparant les échantillons CNM 12-5/CNM12-9 correspondant à des échantillons avec des paliers à 1300°C dans la rampe de montée, le recuit à 1150°C améliore très légèrement les caractéristiques électriques. De plus les valeurs sont toujours très proches de l'échantillon témoin CNM 12-3/ CNM 12-R/ CNM 12-13. Tandis que pour les CNM 12-3/CNM 12-10, le recuit à 1150°C a amélioré les valeurs de la résistance carrée, de mobilité et même de la dose activée. Il semble donc que l'impact du recuit à 1150°C améliore légèrement les caractéristiques électriques.

#### 5) Impact du gaz ambiant

Les échantillons CNM12-7 et CNM12-11 ont été réalisés l'un en ambiance d'azote, et l'autre en ambiance d'argon. Le taux d'activation dans le cas d'un recuit sous azote est supérieur à celui obtenu avec un recuit sous argon. En revanche la mobilité est légèrement supérieur dans le deuxième cas compte tenu du dopage activée inférieur.

Nous avons aussi réalisé des motifs Van der Pauw et des TLM sur certain échantillons afin de vérifier les valeurs obtenues à partir de croix de Hall et présenté ci-dessus. Les valeurs électriques sont mesurés dans le Tab. 19 et sont très proches, ou du moins la même tendance.

	Recuit(s) T(°C) durée (H, min) gaz	caractérisation électrique							
		Mesures Bio-Rad (effet Hall)					Mesures TLM @RT		
		@RT							
		sur croix			sur carré			réticule divers	
$R_{sq}$	$N_s$	$\mu$	$R_s$	$N_s$	$\mu$	$R_s$	$\rho_c$		
( $\Omega/\square$ )	( $cm^{-3}$ )	( $cm^2/Vs$ )	( $\Omega/\square$ )	( $cm^{-3}$ )	( $cm^2/Vs$ )	( $\Omega/\square$ )	( $\Omega.cm$ )		
CNM 12-1	1300°C 1H30 N <sub>2</sub>	1481,14	3,47.10 <sup>13</sup>	121,71	1468,5	3,64.10 <sup>13</sup>	117,25	1344	8,4.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-2	1500°C 1H N <sub>2</sub>	579,36	1,61.10 <sup>14</sup>	67,33	560,04	1,66.10 <sup>14</sup>	67,07	507	6,4.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-3	1600°C 30 min N <sub>2</sub>	431,32	2,08.10 <sup>14</sup>	69,6	433,3	2,13.10 <sup>14</sup>	67,65	400	3,5.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-5	1300°C + 1H30 + N <sub>2</sub> + 1600°C + 30min + N <sub>2</sub>	503,7	1,94.10 <sup>14</sup>	64,075				450	3,6.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-6	1600°C 30 min N <sub>2</sub> (rampe lente)	493,61	1,84.10 <sup>14</sup>	69,025				420	5,1.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-10	1625°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub>	418,1	2,16.10 <sup>14</sup>	69,1				380	6,7.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-11	1650°C + 10 min + Ar + 1150°C + 1H30 + N <sub>2</sub>	525,1	1,64.10 <sup>14</sup>	72,4				450	2,4.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-12	1500°C 1H N <sub>2</sub>	945,3	8,52.10 <sup>13</sup>	77,5				870	8,0.10 <sup>-6</sup>
CNM 12-13	1600°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub> + 1150°C + 30 min + N <sub>2</sub>	466,5	2,05.10 <sup>14</sup>	65,3				445	2,6.10 <sup>-6</sup>

Tab. 19.- Valeurs électriques obtenues à partir de croix de Hall, des motifs Van der Pauw et des TLM.

## 6) Formation des contacts ohmiques

Les motifs TLM nous ont permis d'extraire les résistivités de contacts ohmiques formés après implantation et après recuit décrites avec les différentes conditions décrites antérieurement. Le même process de métallisation a été appliqué à tous les échantillons sans chercher à varier les paramètres. Le contact est donc formé par le dépôt de 1000 Angströms de Ni suivi d'un recuit à 950°C pendant 2 min. C'est un procédé standard utilisé au CNM.

L'extraction des paramètres du TLM s'est faite comme décrite au chap. 3. en utilisant une mesure Kelvin à 4 points. Un exemple des caractéristiques I(V) mesuré avant et après recuit sur un TLM de l'échantillon CNM 12-14 est présenté sur la Fig. 103. Les paramètres extraits sont pour les différents échantillons sont présentés à la Tab. 19. La résistance carrée extraite par TLM est en général légèrement inférieure à celle obtenue par mesure Effet Hall (autour de 10 %) mais respecte bien les tendances entre les différents recuits. Pour ce qui est des résistances de contacts, on obtient systématiquement des valeurs inférieures à  $10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$  (de  $2,4 \cdot 10^{-6}$  à  $8,4 \cdot 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$  pour les échantillons mesurés ci-dessus) même pour l'échantillon recuit à 1300°C. Au regard de nos mesures, on observe bien une diminution de la résistance de contact quand la température de recuit augmente jusqu'à 1600°C. A partir de cette température de recuit, les résistances de contact ne sont pas directement liées à la résistance carrée de la couche. Toutefois, il apparaîtrait qu'une plus forte rugosité de la surface comme dans le cas de l'échantillon CNM 12-11 pourrait avoir un effet bénéfique sur la résistance de contact. Cependant on peut constater que pour le CNM 12-13 qui a été recuit sous azote, la résistance de contact est très bonne. La mesure du CNM 12-13 serait à refaire car la différence entre la résistance carrée mesurée avec le Bio-Rad et le TLM est plus importante que pour les autres. Cette mesure est donc à vérifier.

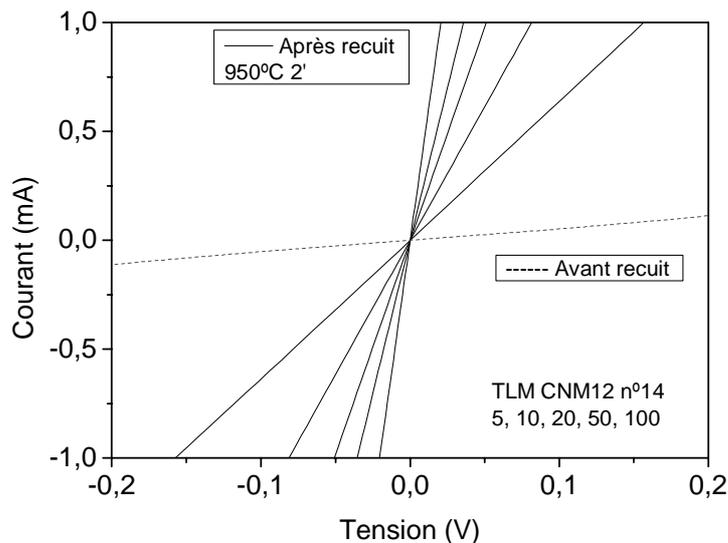


Fig. 103.- Courbes de I(V) pour l'échantillon CNM 12-14 avant et après recuit.

Comme nous avons pu le voir dans le paragraphe précédent 4.3, grâce à l'abaque (Fig. 96) calculé par Terziyska et al [91], nous pouvons à partir de la concentration mesurée à 300 K déduire la concentration visée et donc l'activation.

Les concentrations surfaciques des différents recuits varient entre  $1,86.10^{14} \text{ cm}^{-2}$  et  $2,16.10^{14} \text{ cm}^{-2}$  (sur une épaisseur de  $0,2 \text{ }\mu\text{m}$ ) Soit une concentration variant entre  $0,93.10^{19} \text{ cm}^{-3}$  et  $1,08.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . Le rapport  $N_D/n_H$  est d'environ de 4 à 300K et pour ces concentrations mesurées. Soit une concentration visée variant entre  $3,72.10^{19} \text{ cm}^{-3}$  et  $4,32.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . Or nous avons implantés une dose de  $7.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , sur une épaisseur  $e$  à  $0,2 \text{ }\mu\text{m}$ , soit une concentration de  $3,5.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . Aux erreurs de mesures près et compte tenu que le modèle est à sa limite d'utilisation au niveau de la concentration, nous pouvons cependant dire que nous avons un taux d'activation de 100 %.

En prenant en considération les caractéristiques tant électrique que surfacique, le meilleur recuit apparaît comme étant celui du :

- 1) CNM 12-10 ;  $1625^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  +  $1150^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  +  $1150^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  (Effet Hall :  $R_s = 418,1 \text{ }\Omega/$  ;  $N_s = 2,16.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ;  $\mu = 69,1 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  ; AFM : 1<sup>er</sup> recuit :  $4,2 \text{ nm}$  ; 3<sup>e</sup> recuit :  $3 \text{ nm}$ ).
- 2) CNM 12-R ;  $1600^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  +  $1150^\circ\text{C}$  1H30  $\text{N}_2$  (Effet Hall :  $R_s = 465,7 \text{ }\Omega/$  ;  $N_s = 2,06.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ;  $\mu = 65,1 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  ; AFM : 1<sup>er</sup> recuit :  $13,396 \text{ nm}$  ; 2<sup>e</sup> recuit :  $2,073 \text{ nm}$ ).

Puis vient celui du

- 3) CNM 12-13 ;  $1600^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  +  $1150^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  +  $1150^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  (Effet Hall :  $R_s = 466,5 \text{ }\Omega/$  ;  $N_s = 2,05.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ;  $\mu = 65,3 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  ; AFM : 1<sup>er</sup> recuit :  $4,6 \text{ nm}$  ; 3<sup>e</sup> recuit :  $3 \text{ nm}$ ).
- 4) CNM 12-3, recuit à  $1600^\circ\text{C}$  durant 30 min avec du  $\text{N}_2$  qui est un peu meilleur du point de vue électrique mais nettement moins bon au niveau surfacique (Effet Hall :  $R_s = 421,2 \text{ }\Omega/$  ;  $N_s = 2,11.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ;  $\mu = 70,1 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  ; AFM :  $6 \text{ nm}$  (recuit idem CNM 12-8)).
- 5) CNM 12-6,  $1600^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  avec une rampe lente. (Effet Hall :  $R_s = 450,9 \text{ }\Omega/$  ;  $N_s = 1,95.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ;  $\mu = 70,9 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  ; AFM :  $2,5 \text{ nm}$ ).
- 6) CNM 12-9;  $1300^\circ\text{C}$  1H30  $\text{N}_2$  +  $1600^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$  +  $1150^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$ ; est meilleur du point de vue électrique (Effet Hall :  $R_s = 474 \text{ }\Omega/$  ;  $N_s = 1,86.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ;  $\mu = 70,7 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ) et surfacique (AFM : 3<sup>e</sup> recuit :  $1,9 \text{ nm}$ ) que le CNM 12-5 ( $1300^\circ\text{C}$  1H30  $\text{N}_2$  +  $1600^\circ\text{C}$  30 min  $\text{N}_2$ ; Effet Hall :  $R_s = 489,7 \text{ }\Omega/$  ;  $N_s = 1,84.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ;  $\mu = 69,4 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  ; AFM : 1<sup>er</sup> recuit :  $1,01 \text{ nm}$  ; 2<sup>e</sup> recuit :  $4,5 \text{ nm}$ )

Pour conclure, l'optimisation de l'implantation de type n est donnée pour une co-implantation azote + phosphore ( $N^+ + P^+$ ) à température ambiante, avec une dose totale de  $7.10^{14} \text{ cm}^{-2}$  sur une profondeur de  $0,2 \mu\text{m}$ . C'est un excellent compromis en terme d'endommagement et de reconstruction ; de rugosité de surface ; mais aussi de résistance de contact, résistance carrée et de dose activée.

Mais pour cela il faut recuire ce type d'échantillon après implantation avec un recuit optimisé dont les caractéristiques sont les suivantes :

- 1°) une rampe rapide
- 2°) un 1<sup>er</sup> recuit à  $1625^\circ\text{C}$  pendant 30 min sous azote puis ;
- 3°) un 2<sup>ième</sup> recuit à  $1150^\circ\text{C}$  pendant 1H également sous azote.

## 4.5 Fabrication de transistor MOSFET

Les transistors MOSFETs sont aujourd'hui la base de l'électronique moderne. Il est donc logique que de nombreux travaux sur les transistors MOSFETs en SiC soient actuellement en cours. La fabrication d'un transistor de type N-MOSFET requière différentes étapes technologiques dont certaines sont particulièrement critiques en technologie SiC. L'une de ces étapes consiste en la formation du drain et de la source par implantation ionique. Cette étape est associée à la formation de contact ohmiques sur ce même drain et source. Les travaux présentés dans les paragraphes précédents ont été menés dans l'optique de réaliser ce genre de structures. Après l'optimisation des procédés d'implantation et recuit d'impuretés de type n, nous avons logiquement appliqué ce procédé à la fabrication de structure n-MOSFET. La coupe transversale schématique d'un transistor MOSFET est montrée Fig. 104. On peut distinguer les zones  $n^+$  de source et de drain entre lesquelles circule le courant contrôle par la grille.

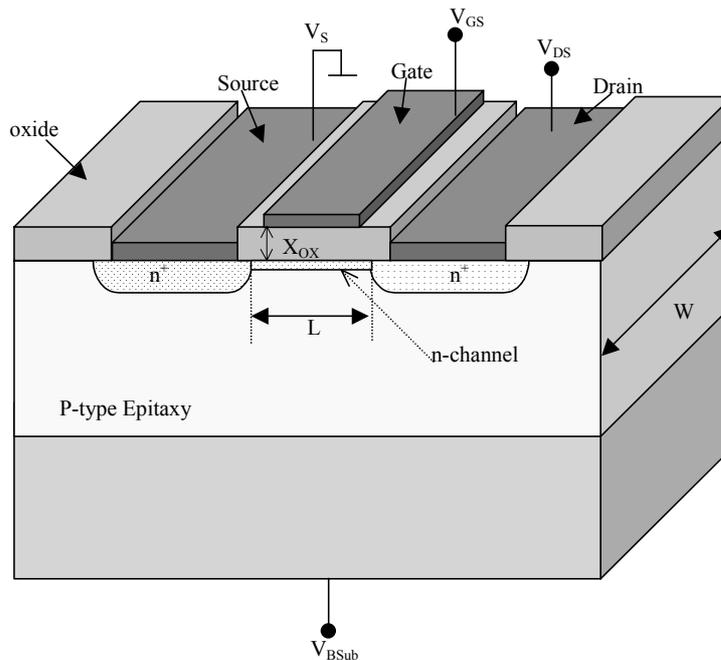


Fig. 104.- Coupe transversale schématique d'un transistor n-MOSFET sur une épitaxie de type p.

Le procédé de fabrication d'un transistor MOSFET contient les étapes suivantes :

1. Implantation du puit p si l'épitaxie de départ n'est pas de type p
2. **Implantation du drain et de la source**

- 3. Recuit des implantations 1650°C si implanté p et n, et à 1600°C si seulement implanté n**
4. Dépôt de l'oxyde de champ
5. Ouverture des zones actives
6. Croissance de l'oxyde de grille
7. Ouverture des contacts
- 8. Dépôt et gravure du métal de contact**
- 9. Recuit de contact ohmique**
10. Dépôt et gravure du métal de grille

Comme nous pouvons le voir, nos travaux antérieurs interviennent au niveau des étapes de fabrication 2, 3, 8 et 9.

Plusieurs séries de transistor n-MOSFETs ont été fabriqués au CNM, soit sur épitaxie p, soit sur épitaxie n<sup>-</sup> implantée avec de l'Aluminium.

Sur la Fig. 105, nous pouvons voir un détail de la surface d'un wafer de MOSFET implanté et recuit. On observe les marques de l'implantation et une surface sans rugosité marquée, soit très peu de «step bunching». Dans la Fig. 106, nous présentons la photographie d'un transistor 4H n-MOSFETs fabriqué ( $L=4\mu\text{m}$  /  $W=150\mu\text{m}$ ). On peut distinguer les zones de contact du drain et de la source. Pour ces structures en concret, l'implantation utilisée correspond à notre implantation d'azote de dose  $7.10^{14}\text{cm}^{-2}$  donnant un profile carré de profondeur  $0.2\mu\text{m}$ . D'autres composants ont été réalisés avec la co-implantation Azote + Phosphore. Nous n'avons pas utilisé d'implantation de phosphore seule à cause des plus fortes résistances de contact que nous avons obtenue précédemment avec ce type d'implantation.

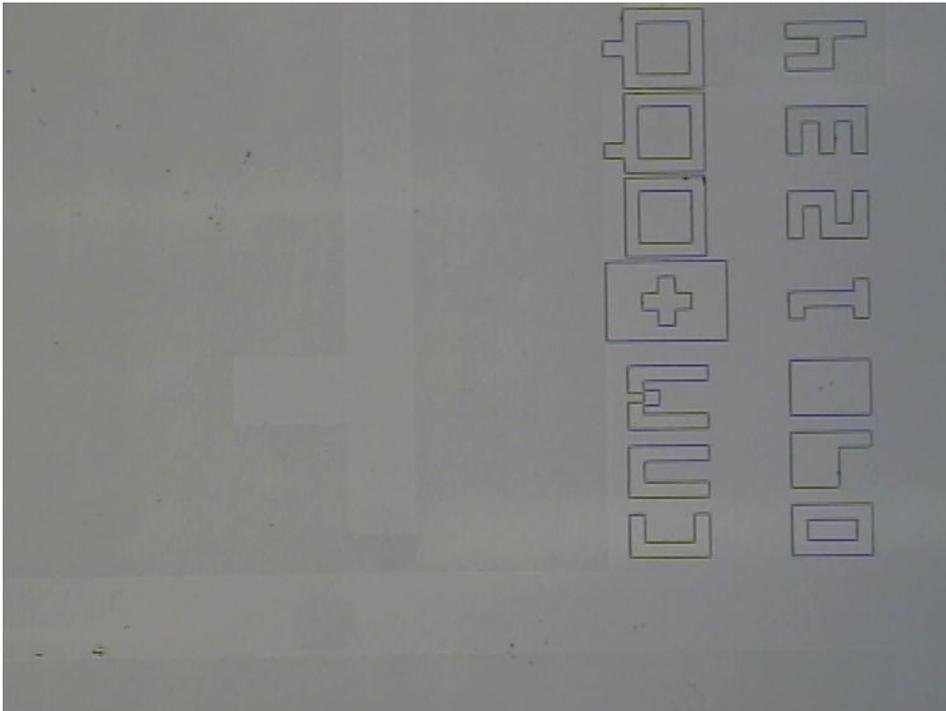


Fig. 105.- Photographie au microscope optique de la surface d'un wafer de transistors MOSFET après implantation et recuit.

L'effet du process d'implantation et de recuit dans un transistor MOSFET se voit surtout au niveau de la formation du contact ohmique. La résistance parasite de la couche  $n^+$  du drain et de la source est en général masquée par un valeur très supérieure de la résistance de canal et de la résistance des contacts.

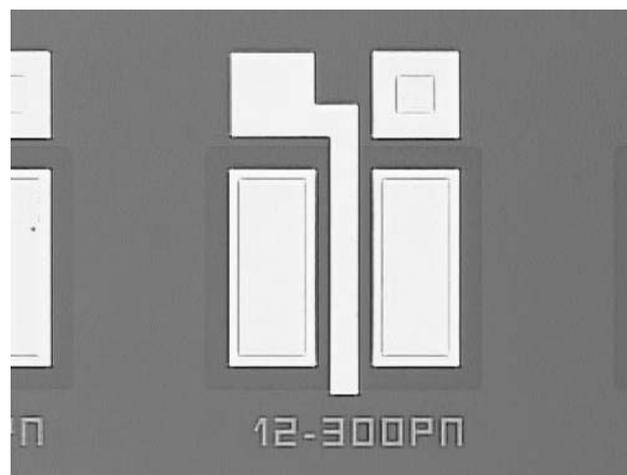


Fig. 106.- Photographie d'un transistor n-MOSFET fabriqué sur 4H-SiC.

Sur la Fig. 107 nous présentons les caractéristiques I-V en direct de deux transistor MOSFET. Le premier (Fig. 107a) a un comportement anormal à faible tension, qui correspond à la présence d'un contact rectifiant. Ce transistor a été fabriqué avant l'optimisation du process d'implantation + recuit que nous proposons dans ce travail. Les caractéristiques de la Fig. 107b correspondent elles à un transistor implanté azote. On voit clairement un mode résistif linéaire dès les très faibles tensions  $V_{DS}$ . Ceci indique clairement la bonne qualité du contact ohmique.

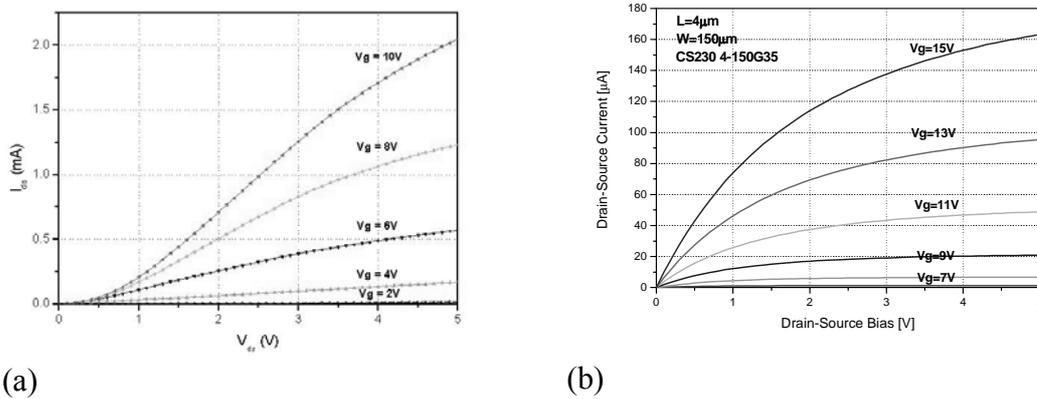


Fig. 107.- Caractéristiques I-V en directe de deux transistors n-MOSFET (a) n-MOSFET sur 6H-SiC avec contact rectifiant :  $L=4\mu\text{m}$  /  $W=300\mu\text{m}$  (b) n-MOSFET sur 4H-SiC avec contact ohmique après optimisation du procédé d'implantation + recuit :  $L=4\mu\text{m}$  /  $W=150\mu\text{m}$ .

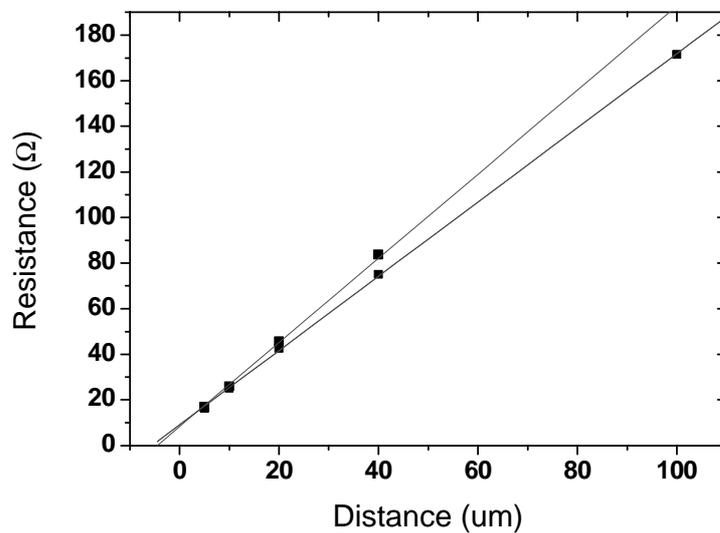


Fig. 108.- Résistance mesuré sur deux TLM de la plaquette CS 230 contenant les MOS dont les caractéristiques électriques sont présentées Fig. 107 b).

A partir du masque de fabrication de MOS contenant des motifs TLM, nous pouvons extraire les résistances carrées et les résistivités de contact des composants fabriqués sur chaque échantillon. Les mesures de résistances faites sur deux TLM de la plaquette CS 230 contenant les MOS dont les caractéristiques électriques sont présentées Fig. 107 b) sont présentées Fig. 108. Les sources et drains du MOS sont réalisés par une implantation multiple d'azote à température ambiante avec une dose de  $7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ .

La valeur de résistance carrée se situe entre 490 - 550  $\Omega/\square$ , ce qui correspond à une résistivité de  $\rho = 0,0122 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$  et un dopage de  $N_D = 2,2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  à température ambiante. La concentration visée en supposant toutes les impuretés ionisées est de  $3,5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . Donc une activation de 62,8 %. La résistivité du contact ohmique se situe entre 4,4 -  $6,3 \cdot 10^{-6} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ .

Or dans le cadre de ce travail, nous avons vu qu'une implantation azote plus phosphore permet d'obtenir des résultats supérieurs (au paragraphe 4.3 : 87,5 % et au paragraphe 4.4 : 100 %), c'est pourquoi cette implantation sera utilisée lors des prochains process de MOS au CNM.

## Conclusion chap.4.

Lors de l'étude présentée dans ce chapitre, nous avons considéré deux espèces d'ions dopants différentes, l'azote ( $N^+$ ) et le phosphore ( $P^+$ ). D'autre part nous avons aussi considéré la co-implantation de ces deux espèces. En effet la mise en site des atomes d'azote et de phosphore se fait de façon complémentaire, l'azote sur site C, et le phosphore sur site Si. Les énergies d'ionisation associées à chacune de ces impuretés sont comparables et de l'ordre de 80 meV. A forte concentration, l'activation électrique des donneurs  $N^+$  tend à saturer vers  $3.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , alors que pour réduire la résistance carrée, une implantation à haute température de donneurs  $P^+$  suivi d'un recuit à haute température ( $>1600^\circ\text{C}$ ) est un compromis efficace. Dans le 4H-SiC,  $\sim 2.10^{20} \text{ cm}^{-3}$  d'atomes de phosphore peuvent être introduits et conduisent alors à une très faible valeur de la résistivité de la couche ( $< 2 \text{ m}\Omega.\text{cm}$  à température ambiante).

Notre étude s'est donc déroulée en trois phases. Pour chacune de ces phases, nous avons réalisé différents types de mesures destinées à évaluer l'endommagement et la recristallisation par des mesures Raman puis l'état surfacique par AFM. Et ensuite mesurer l'activation des atomes implantés et recuit par mesures électriques. Pour cette dernière, nous avons utilisé dans un premier temps, une mesure électrique sans contact (SonoGage®) puis nous avons fabriqué des structures de test de type TLM et de type effet Hall, qui nous ont permis d'étudier à la fois les caractéristiques de la couche implantée (résistivité, mobilité ...) et du contact ohmique.

Dans la première phase, nous avons étudié les propriétés structurales et de transport d'échantillons 6H-SiC implantés à température ambiante avec soit des ions  $N^+$  ou  $P^+$  soit  $N^+P^+$ , recuit par la suite à  $1650^\circ\text{C}$  durant 30 min sous gaz neutre. Nous avons trouvé une bonne reconstruction après recuit. Nos résultats sont en accord avec ceux obtenus par d'autres équipes avec des implantations réalisées à haute température. Pour ce qui est de l'implantation réalisée à énergie standard et température ambiante, le phosphore est l'espèce la moins indiquée en comparaison avec une implantation d'azote, ou une co-implantation ( $N^+P^+$ ) en maintenant une dose de phosphore maximale autour de  $3,5.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ .

Dans la deuxième phase, nous avons montré que pour une température de recuit donnée, l'échantillon implanté  $N^+$  atteint toujours une activation maximum avec des temps de recuit plus court ( $\sim 3$  fois moindre) que ceux de l'échantillon implanté  $P^+$ . Nous avons démontré que les meilleurs résultats en terme d'activation sont obtenus par la co-implantation des ions  $N^+P^+$  à une même dose. Ce qui confirme la conclusion de la première phase.

Nous avons aussi travaillé sur la cinétique de l'activation pour des couches de type n implantés à température ambiante. Un taux d'activation maximum pour une température donnée, a été trouvé pour chaque couche implanté  $N^+$  et  $P^+$  après plusieurs recuits successifs correspondants à une durée optimale de recuit. Une quasi-complète reconstruction de la structure du cristal (plus de 90%) a été observée après le 1<sup>er</sup> recuit à  $1300^\circ\text{C}$ , sans par contre une forte activation des espèces implantées à cette température. D'un autre côté, lorsque l'on atteint la plus forte activation pour un recuit à  $1600^\circ\text{C}$ , la surface est fortement dégradée à partir de cette température. Des cartographies des différents échantillons implantés  $N^+$ ,  $P^+$ ,  $N^+P^+$ , ont été réalisées

pour la résistance carrée, la mobilité et la dose activée. Les résultats ont permis d'évaluer l'homogénéité de recuits sur des plaquettes entières de 35 mm. Les taux d'activation au final (mesurées par effet Hall) sont pour P<sup>+</sup> : 57,1 % ; pour N<sup>+</sup> : 62,9 % ; pour N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup> : 85,7 %. Pour une dose de  $\sim 7.10^{14}$  cm<sup>-2</sup>, la co-implantation des ions N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup> donnent de meilleurs résultats en termes de résistance carrée, de résistivité du contact ohmique et d'activation.

Dans la troisième phase, le travail a consisté à étudier les différents paramètres du recuit d'activation d'un profil N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup> préalablement fixé (la co-implantation étant la plus efficace en terme d'activation et de mobilité pour le domaine de dose d'implantation considéré). Les différents paramètres de recuit que nous avons étudiés ont été :

- 1) Les valeurs du couple température/durée de recuit. A partir des résultats de l'étude de la cinétique de recuit nous avons choisi des durées de recuit correspondantes à une activation maximum pour chaque température ;
- 2) La rampe de montée en température ;
- 3) Le palier de température intermédiaire pendant la montée ;
- 4) Le palier de température intermédiaire pendant la descente ;
- 5) La répétitivité du recuit.

L'optimisation de l'implantation de type n est donc donnée pour une co-implantation azote + phosphore (N<sup>+</sup>+P<sup>+</sup>) à température ambiante, avec une dose totale de  $7.10^{14}$  cm<sup>-2</sup> sur une profondeur de 0,2  $\mu$ m. C'est un excellent compromis en terme d'endommagement et de reconstruction; de rugosité de surface; mais aussi de résistance de contact, résistance carrée et de dose activée.

Le recuit post-implantation que nous avons optimisé présente les caractéristiques suivantes :

- 1) une rampe rapide,
- 2) un 1<sup>er</sup> recuit à 1625°C pendant 30 min sous azote puis ;
- 3) un 2<sup>ième</sup> recuit à 1150°C pendant 1H également sous azote.

Ces conditions de recuit permettent une activation totale (100 %) des donneurs avec une rugosité très faible (2 nm). Cette optimisation sera appliquée à la fabrication de transistors MOSFET.

5

**IMPLANTATION DE TYPE « P »**



## 5 IMPLANTATION DE TYPE « P »

Comme dans tous les semiconducteurs à grand gap, il est beaucoup plus difficile de doper « p » que de doper « n ». En terme d'énergie d'ionisation, les accepteurs sont plus profonds que les donneurs, il est nécessaire d'en introduire une concentration très élevée pour obtenir une densité raisonnable. Ceci a pour conséquence de détruire (amorphiser) très profondément le matériau.

Le dopage de type p dans le carbure de silicium se réalise généralement avec de l'aluminium ou du bore. Ce sont les deux impuretés ayant les énergie d'activation les plus faibles, même si elles sont nettement supérieures à celles de l'azote et du phosphore pour le type n. Les valeurs généralement considérées pour ces dopant p sont présentées Tab. 20.

Semiconducteur	Type d'impuretés	Energies d'ionisation (meV)
4H-SiC	Aluminium	200
	Bore	285
	Gallium	290
6H-SiC	Aluminium	240
	Bore	300
	Gallium	300

Tab. 20.- Energies d'ionisation des impuretés donneurs dans 4H-SiC et 6H-SiC. [76]

L'aluminium ayant l'énergie d'activation la plus faible, il est le plus souvent privilégié comme impureté implantée pour la formation de caisson de type p. Toutefois, l'implantation d'aluminium à température ambiante est très endommageable pour le cristal et difficilement récupérable par un recuit d'activation postérieur haute température, surtout pour des doses élevées. Ceci est illustré sur la Fig. 109 où l'on peut voir de images faites au microscope optique d'échantillons implantés avec de l'aluminium et recuits à 1650°C dans le four SiC JIPELEC du CNM. On peut voir que la surface des échantillons implantés à température ambiante est très abîmée après le recuit et inutilisable pour la fabrication de composant. En revanche, la surface des échantillons implantés à 600°C présente uniquement des rayures typiques de « *step bunching* ». De plus, lorsque l'on applique un recuit en dessous de 1600°C sur un échantillon implanté à 600°C la surface est quasiment intacte mais l'activation électrique est trop faible.



a) Implanté room temperature – recuit 1650°C N<sub>2</sub>



b) Implanté 600°C – recuit 1650°C N<sub>2</sub>

c) Implanté 600°C – recuit 1550°C N<sub>2</sub>

Fig. 109.- Photos de la surface, par microscope optique  $\times 10$ , d'échantillons implantés Aluminium ( $1.10^{15} \text{ cm}^{-2}$ ) ESCAPEE et recuit.

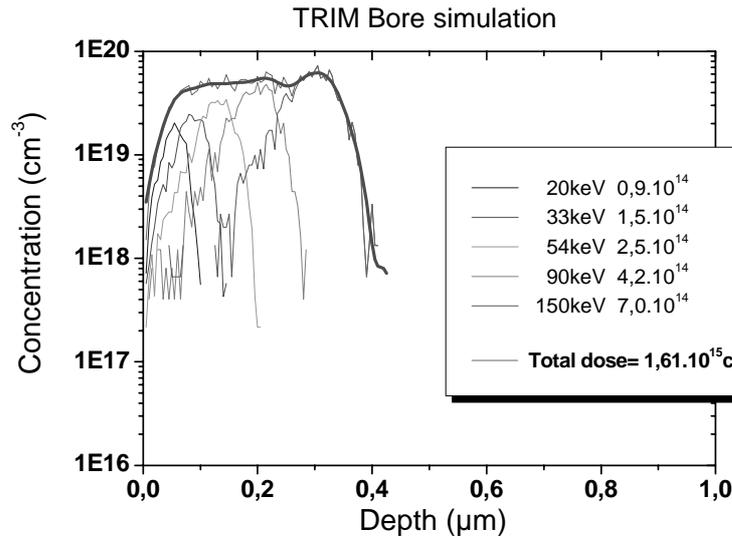
La seconde option est donc l'utilisation du bore comme dopant de type p en implantation. L'endommagement créé par le bore est bien moindre que dans le cas de l'aluminium, ce qui permet d'envisager de réaliser les implantations de bore à température ambiante. Notre objectif étant l'étude du dopage par implantation à température ambiante, en complément à l'optimisation du recuit d'activation, nous allons étudier dans ce chapitre les conditions d'implantation et de recuit du bore pour réaliser des zones sélectives contrôlées de type p dans 4H-SiC.

## 5.1 Etude sur la recristallisation – optimisation d'un couple « température-temps de recuit ».

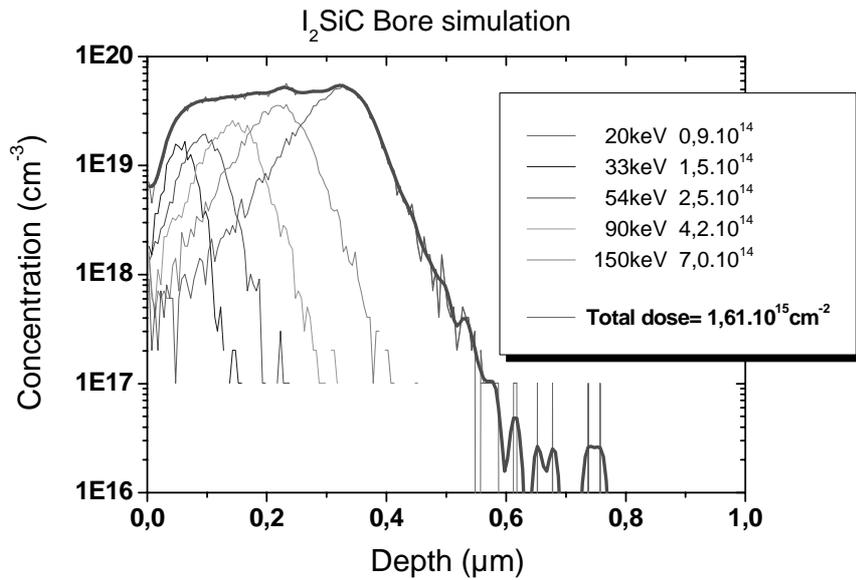
Puisque nous sommes condamnés à travailler avec des niveaux d'endommagement très élevés, nous allons d'abord chercher un couple « température, temps de recuit » optimisé pour un échantillon amorphisé. Nous avons utilisé un wafer de 2 pouces de polytype 4H-SiC dopé n, d'épaisseur 251  $\mu\text{m}$  et de résistivité 0,123  $\Omega\cdot\text{cm}$ . Une multi-implantation de Bore a été réalisée avec une dose totale de  $1,61 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  et une énergie totale de 347 keV sur une épaisseur de 0,4  $\mu\text{m}$  (voir Tab. 21). Nous avons vérifié ses caractéristiques par analyse SIMS (Fig. 111) qui corrobore les simulations TRIM et I<sub>2</sub>SiC (Fig. 110). On remarque que, comme pour l'azote ou le phosphore, le programme I<sub>2</sub>SiC donne une profondeur de pénétration supérieur à celle de TRIM du à la prise en compte de la canalisation.

Energie (keV)	Dose (cm <sup>-2</sup> )
20	0,9.10 <sup>14</sup>
33	1,5.10 <sup>14</sup>
54	2,5.10 <sup>14</sup>
90	4,2.10 <sup>14</sup>
150	7.10 <sup>14</sup>
<b>TOTAL</b>	<b>1,61.10<sup>15</sup></b>

Tab. 21.- Caractéristiques (énergies et doses) de la multi-implantation de Bore pour l'étude sur la recristallisation.



a)



b)

Fig. 110.- Simulations des profils de dopant B avec une dose totale  $1,61 \cdot 10^{16} \text{cm}^{-2}$  avec, respectivement, le programme TRIM (a) et  $\text{I}_2\text{SiC}$  (b).

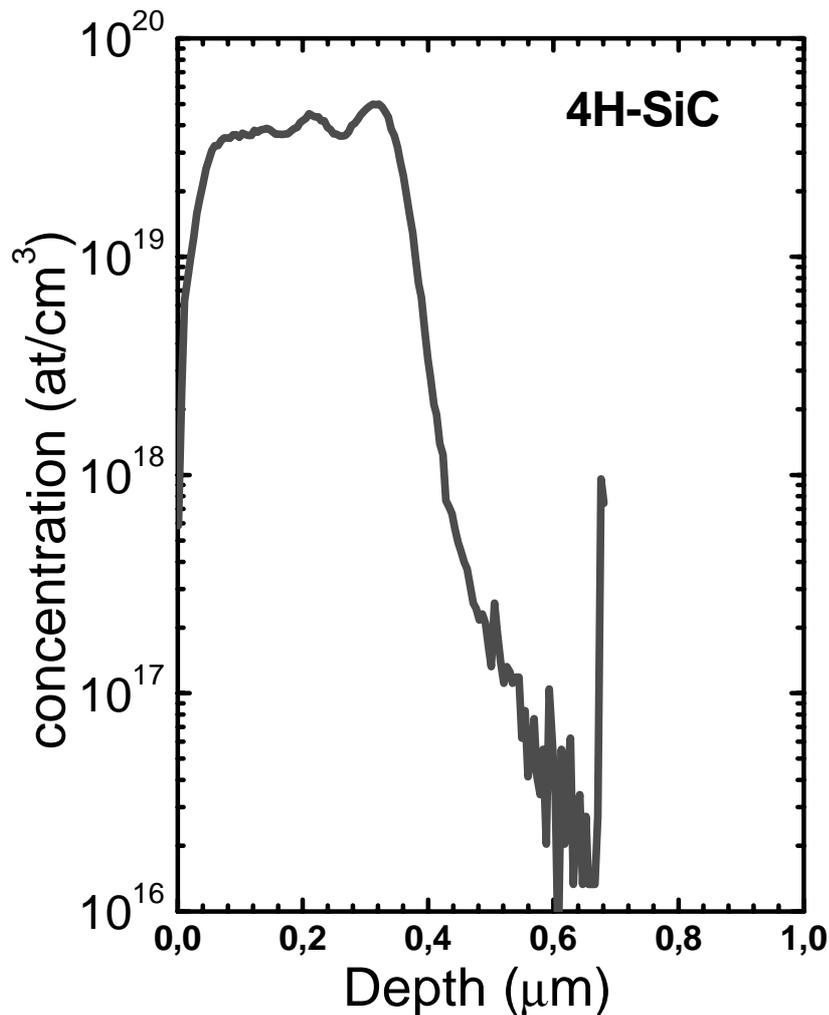


Fig. 111.- Analyse SIMS de l'échantillon implanté Bore.

Après implantation, nous avons découpé le wafer de façon à obtenir une série d'échantillons d'environ 1,5 x 1,5 cm<sup>2</sup>. Nous avons gardé comme référence le morceau contenant la pince utilisée lors de l'implantation. Il contient donc, une partie vierge (non implantée) et une partie implantée (non recuite).

Pour étudier, pour une température donnée, les effets du temps de recuit, nous avons appliqué successivement à un échantillon pour une température donnée, différents temps de recuit. En effet, nous ne pouvions pas prendre un échantillon pour chaque température et chaque temps de recuit car le nombre d'échantillons nécessaire aurait été trop grand. Il faudra donc prendre en compte ces temps de recuit cumulés de l'analyse des résultats.

Pour les temps de recuit, nous avons pris : 30 s, 2 min, 5 min, 10 min, 20 min, 1H, 1H30, 3H, et 6H (Tab. 22). Nous avons fait attention que la rampe pour atteindre la

température voulue soit toujours négligeable par rapport au temps de recuit. Ceci est particulièrement important pour les temps de recuit faibles (30 s, 2 min, ...).

Avant tout recuit, nous effectuons plusieurs cycles de vide (vide primaire puis secondaire) et ces derniers durent en tout 1H 14 min, puis le temps de refroidissement du four pour abaisser la température est de 11 min. Cela fait donc des temps de « recuit » allant de 85,5 min (1H 25 min 30s) à 445 min (7H25 min). En ajoutant à cela le temps de rampe pour atteindre la température voulue, plus une attente de 15 min pour récupérer l'échantillon, nous n'avons pu faire que 4 températures (même si nous avons pensé faire plus de températures à l'origine). Nous avons donc fait 750°C, 800°C, 850°C et 1050°C. Höfgen et al [95], ont fait une étude étendue entre 250°C et 1100°C. Quant à Calcagno et al [96], ils ont fait une étude sur l'évolution de la liaison Si-C entre les températures de 800°C et 1000°C.

Nous avons utilisé d'autres valeurs que les P.I.D optimisés pour les températures utilisés habituellement pour le four SiC J.I.PELEC. en effet il est important de ne pas avoir d' « overshoot » lorsque l'on veut (à un temps donné) atteindre une température voulue, c'est-à-dire que l'on ne doit pas dépasser (ou très légèrement) la température que l'on désirait après un temps de rampe donné (voir chap. 2).

Pour évaluer la recristallisation, après chaque recuit, c'est-à-dire pour chaque température et temps de recuit, nous avons fait sur l'échantillon (toujours au même endroit) plusieurs spectres Raman. Nous évaluons ainsi l'homogénéité de l'échantillon et, surtout, l'évolution de la recristallisation. Comme nous avons fait auparavant avant le premier recuit des mesures Raman sur la partie non implantée de l'échantillon référence ( $R_0$ ) et sur des points distincts des 4 échantillons ( $R_1, R_2, R_3, R_4$ ), nous pouvons ainsi après chaque recuit, et grâce aux mesures d'intensité du mode LO et le calcul de  $\frac{\Delta I}{I_0}$  (cf. chap. 3), donner un taux de recristallisation. Deux types de

spectres Raman ont été effectués, des spectres Raman du 1<sup>er</sup> ordre, mesuré de 520  $\text{cm}^{-1}$  à 1140  $\text{cm}^{-1}$ , et des spectres Raman du 1<sup>er</sup> et du 2<sup>nd</sup> ordre, mesurés de 400  $\text{cm}^{-1}$  à 2000  $\text{cm}^{-1}$ . De cette façon la comparaison des bandes pour chaque recuit, correspondants aux liaisons Si-Si, Si-C et C-C, a pu être faite. Rappelons que (comme vu précédemment dans le chap. 3), ces spectres peuvent être comparés puisqu'ils ont été fait dans les mêmes conditions à chaque fois. De plus ils ont été bien sûr normalisés en fréquences et en intensité, car les recuits n'étaient pas tous fait le même jour compte-tenu du temps général de recuit, par rapport à un échantillon référence de silicium.

Lorsque les spectres Raman, les intensités du mode LO entre autre, à différentes températures et temps de recuits auront été présentés et étudiés, une synthèse sera effectuée et plus particulièrement par le biais d'un graphe où toutes les amplitudes du mode LO à ces différentes températures sont en fonction du temps de recuit. Nous pourrons ainsi voir qu'à chaque température, les fits de ces points sont parallèles entre elles; et qu'ainsi nous avons pu extrapoler le couple « température-temps » de recuit.

Temperature (°C)	Temps de recuit (s, min, H)								
750 °C (R <sub>1</sub> )	30 s	2 min	5 min	10 min	20 min	1H	1H30	3H	6H
800 °C (R <sub>2</sub> )	30 s	2 min	5 min	10 min	20 min	1H	1H30	3H	6H
850 °C (R <sub>3</sub> )	30 s	2 min	5 min	10 min	20 min	1H	1H30	3H	6H
1050 °C (R <sub>4</sub> )	30 s	2 min	5 min	10 min	20 min	1H	1H30	3H	6H

Tab. 22.- Les différentes températures et temps de recuit pour l'étude sur la recristallisation.

Les Fig. 112, représentent les spectres Raman du 1<sup>er</sup> et du 2<sup>nd</sup> ordre pour l'échantillon R<sub>1</sub> non implanté non recuit, puis implanté et enfin lorsque ce dernier a été recuit avec toutes les durées (de 30 s à 6H). Cependant il est intéressant de noter que sur ces figures, tout comme sur les Fig. 113 et Fig. 114, l'on peut voir une évolution de la recristallisation de l'échantillon. Cette évolution se note tout aussi bien au niveau des amplitudes du mode LO qui augmentent, que pour les autres modes comme les modes TO, ou pour le mode LA vers 610 cm<sup>-1</sup> qui réapparaît.

Dès le premier recuit, à 750°C durant 30 s, les modes du 2<sup>nd</sup> ordre commencent à réapparaître, pour évoluer en amplitude tout au long des différents temps de recuit. Par contre, entre 400 cm<sup>-1</sup> et 750 cm<sup>-1</sup>, alors que le mode LA vers 610 cm<sup>-1</sup> augmente progressivement, comme nous l'avons déjà noté plus haut, les larges bandes, correspondants aux liaisons Si-Si (vers 540 cm<sup>-1</sup>) et Si-C (vers 650 cm<sup>-1</sup>), augmentent elles aussi.

Les spectres Raman du 1<sup>er</sup> et du 2<sup>nd</sup> ordre n'ont pas été tracés pour l'échantillon R<sub>2</sub>, car l'on peut faire pratiquement la même constatation que pour ceux de l'échantillon R<sub>1</sub>. L'amplitude du mode LO est toujours en augmentation progressive.

La Fig. 115 correspond aux spectres Raman du 1<sup>er</sup> ordre pour l'échantillon R<sub>3</sub> non implanté non recuit, puis implanté et enfin lorsque ce dernier a été recuit avec la température de 850°C durant 30 s et durant 6H. L'amplitude du mode LO augmente toujours et après le recuit de 6H la large bande correspondant à la liaison Si-C tend à disparaître.

La Fig. 116 représente les spectres Raman du 1<sup>er</sup> ordre pour l'échantillon R<sub>4</sub> non implanté non recuit, puis implanté et enfin lorsque ce dernier a été recuit avec la température de 1050°C durant 30 s et durant 1H30. L'amplitude du mode LO augmente toujours et atteint même quasiment l'amplitude du mode LO du spectre vierge. Pour le spectre du recuit à 1050°C durant 1H30, la large bande correspondant à la liaison Si-C (vers 650 cm<sup>-1</sup>) n'existe plus. Seul existe encore très légèrement la bande correspondant à la liaison Si-Si (vers 540 cm<sup>-1</sup>). A 1050°C durant 1H30, la recristallisation est quasi totale, après calcul (voir précédemment), le taux de recristallisation est de plus de 90 % . Alors que le couple « température-temps de

recuit » optimisé semble (1050°C ; 1H30), il faut noter que cela est exact mais au niveau des intensités du mode LO, soit des phonons. Si l'on regarde sur le spectre de la Fig. 116, entre 520 et 625  $\text{cm}^{-1}$ , les larges bandes ne sont pas complètement disparues. Par conséquent la recristallisation (des défauts) n'est pas totale même si elle en approche très nettement.

Cependant, sur la Fig. 117, on peut voir nettement que les fits des intensités du mode LO en fonction de la durée de recuit et ce pour chaque température, sont des droites parallèles entre elles. Donc pour une durée de recuit à partir de 30 s jusqu'à 6H, la « croissance » est la même, mais décalée vers l'intensité du mode LO vierge à chaque température. Il apparaît à la Fig. 118, deux types d'évolution de la recristallisation ; un changement s'opérant pour un temps de recuit de 20 min. En traçant les fits correspondant aux différentes températures (900°C, 950°C, 1000°C, 1100°C et 1150°C) avec les temps de recuit correspondants ; on s'aperçoit que le couple idéal à plus haute température (et donc possible en gain de temps) serait 1150°C durant 4 min pour atteindre l'intensité du mode LO vierge. Mais cette méthode est relative aux phonons, et la disparition des larges bandes ne peut se faire qu'en augmentant la durée.

Dans la littérature [97-100], la recristallisation est atteinte pour une température aux alentours de 1000°C. Pour Höfgen et al [95], le couple « température-temps » optimisé est de 1100°C pour une durée de 0,1 min. Il montre aussi qu'à partir de 0,1 min jusqu'à 20 min, il n'y a pas d'évolution de la recristallisation à cette température. Par contre à 1000°C il faudrait un temps minimum de 2 min. Cependant l'obtention de ce couple dépend aussi du seuil d'amorphisation de l'échantillon.

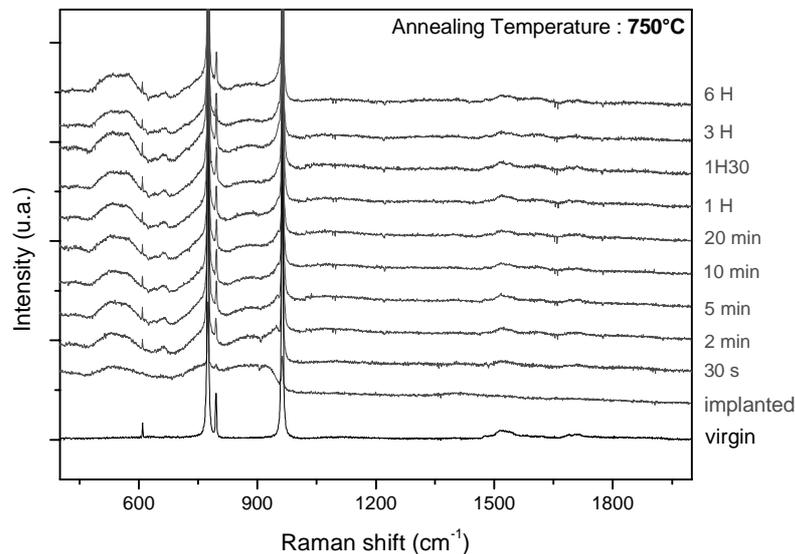


Fig. 112.- Spectres Raman du 1er et 2nd ordre pour l'échantillon non implanté non recuit puis implanté, et enfin lorsqu'il est recuit à 750°C avec toutes les durées de recuit.

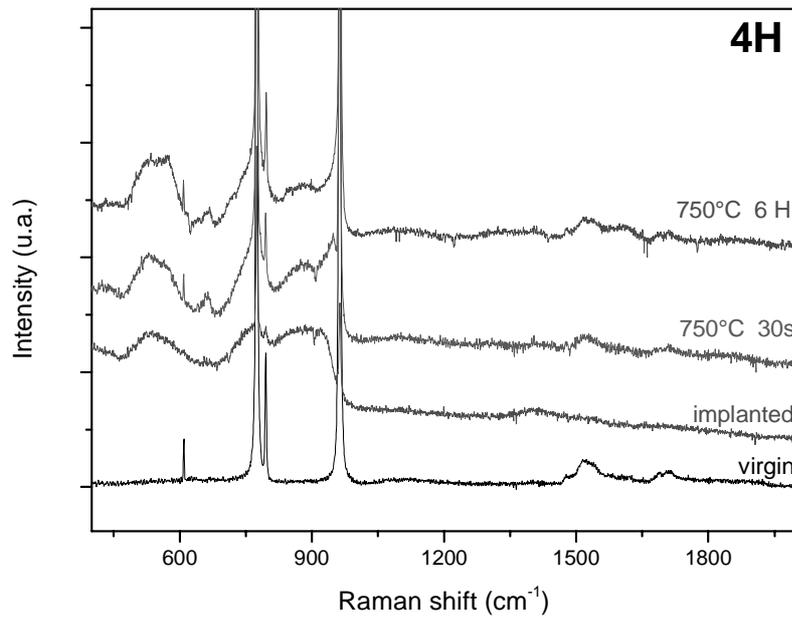


Fig. 113.- Spectres Raman du 1<sup>er</sup> et 2<sup>nd</sup> ordre pour l'échantillon non implanté non recuit puis implanté, et enfin lorsqu'il est recuit à 750°C pendant 30s et lorsqu'il est recuit à 750°C pendant 6H.

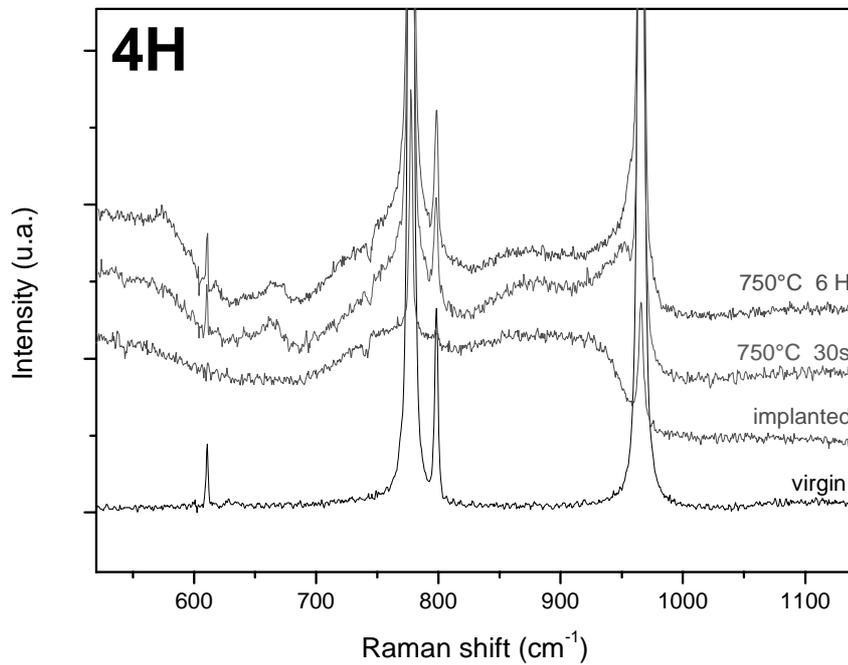


Fig. 114.- Spectres Raman du 1<sup>er</sup> ordre, mesuré entre 520  $\text{cm}^{-1}$  et 1140  $\text{cm}^{-1}$ , pour l'échantillon non implanté non recuit puis implanté, et enfin lorsqu'il est recuit à 750°C pendant 30s et lorsqu'il est recuit à 750°C pendant 6H.

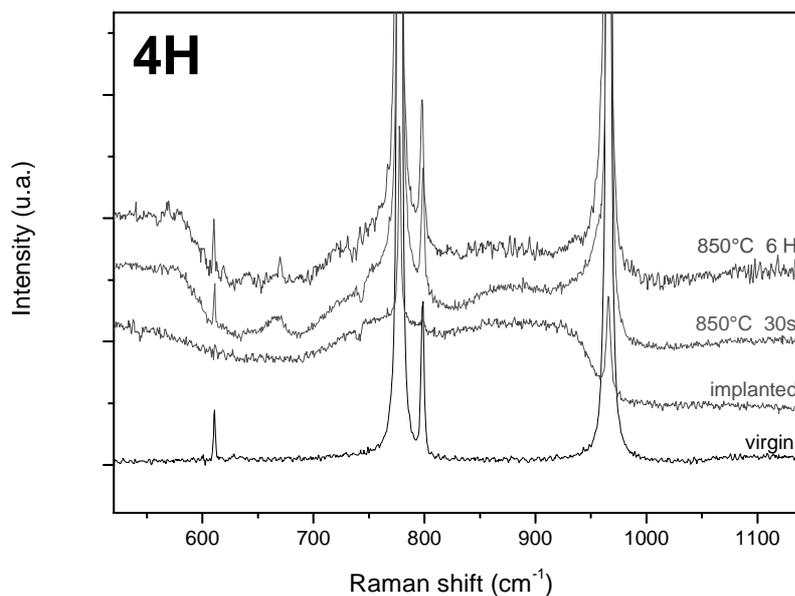


Fig. 115.- Spectres Raman du 1<sup>er</sup> ordre, mesuré entre 520 cm<sup>-1</sup> et 1140 cm<sup>-1</sup>, pour l'échantillon non implanté non recuit, puis implanté et enfin lorsque ce dernier a été recuit avec la température de 850°C durant 30 s et durant 6H.

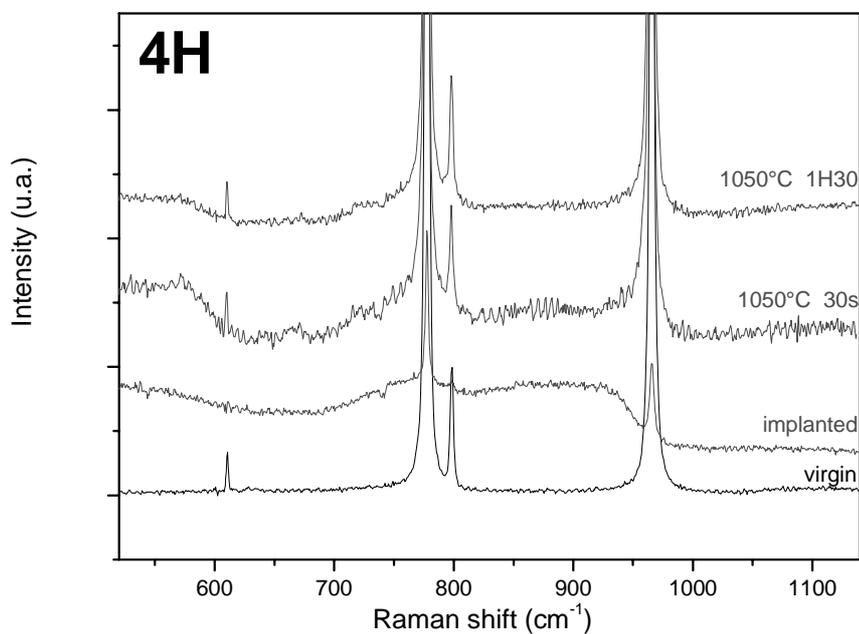


Fig. 116.- Spectres Raman du 1<sup>er</sup> ordre, mesuré entre 520 cm<sup>-1</sup> et 1140 cm<sup>-1</sup>, pour l'échantillon non implanté non recuit, puis implanté et enfin lorsque ce dernier a été recuit avec la température de 1050°C durant 30 s et durant 1H30.

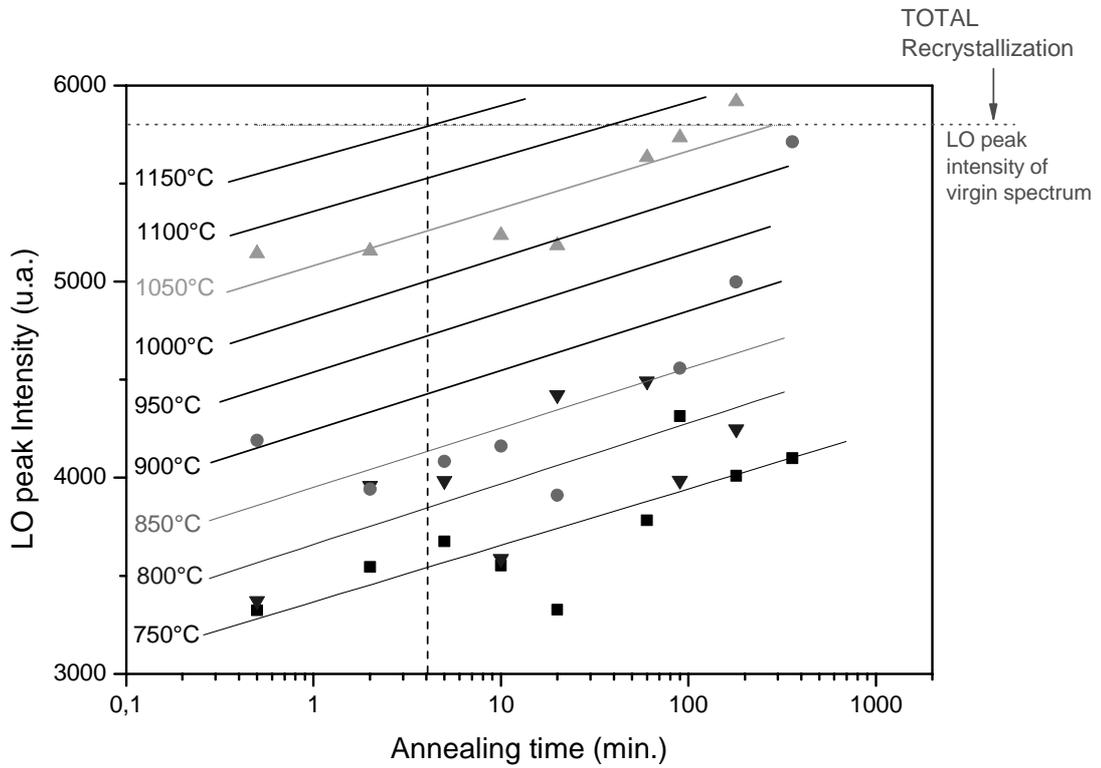


Fig. 117.- Intensités du mode LO en fonction du temps de recuit, ceci pour chaque température avec les fits correspondants.

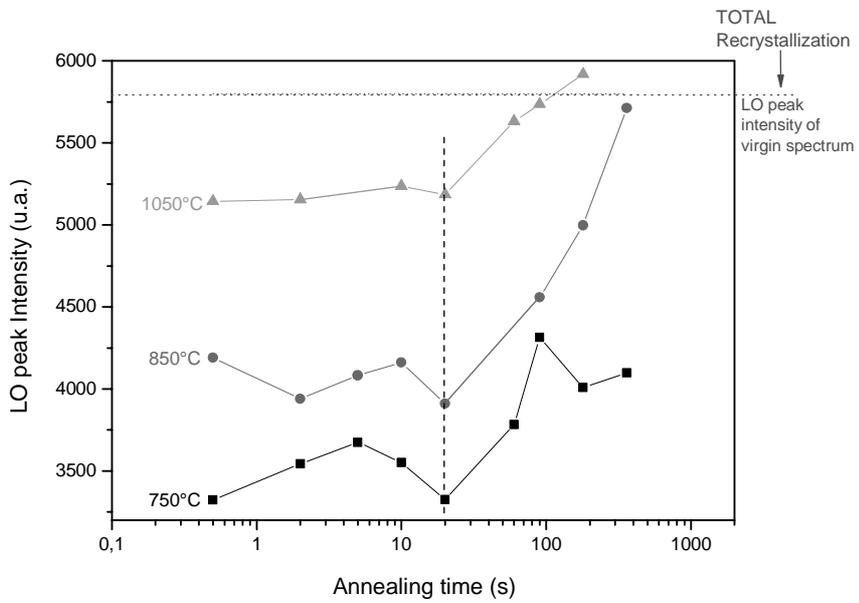


Fig. 118.- Intensités du mode LO en fonction du temps de recuit, où l'on voit 2 comportements de recristallisation.

## 5.2 Recuits d'activation de bore.

En parallèle avec l'étude de l'implantation de type n sur substrat semi-isolant, nous avons aussi étudié avec la même méthodologie la cinétique de recuit d'une implantation de bore à énergie standard et température ambiante. Le substrat de départ est un substrat semi-isolant CREE. Les conditions d'implantation sont résumées dans le Tab. 23.

Energie (keV)	Dose (cm <sup>-2</sup> )
20	0,9.10 <sup>14</sup>
33	1,5.10 <sup>14</sup>
54	2,5.10 <sup>14</sup>
90	4,2.10 <sup>14</sup>
150	7.10 <sup>14</sup>
<b>TOTAL</b>	<b>1,61.10<sup>15</sup></b>

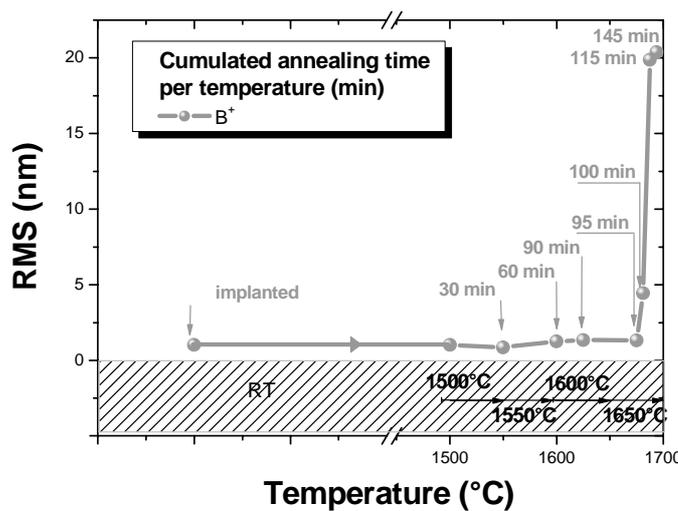
Tab. 23.- Caractéristiques énergies-doses pour l'implantation.

Des recuits successifs alternés avec des mesures surfaciques AFM et électriques SonoGage® de 1500°C à 1650°C ont été réalisées. Nous avons choisi une température minimum de 1500°C et non pas 1300°C comme le type n, du fait que l'activation à cette température est quasiment inexistante.

Nous avons recuit de 1500°C à 1650°C sous ambiance d'azote. Puis nous avons complété les recuit avec deux process à 1650°C sous argon (Ar).

### 5.2.1 Etude surfacique

Les mesures d'AFM aux différentes températures de recuit sont présentées à la Fig. 119.

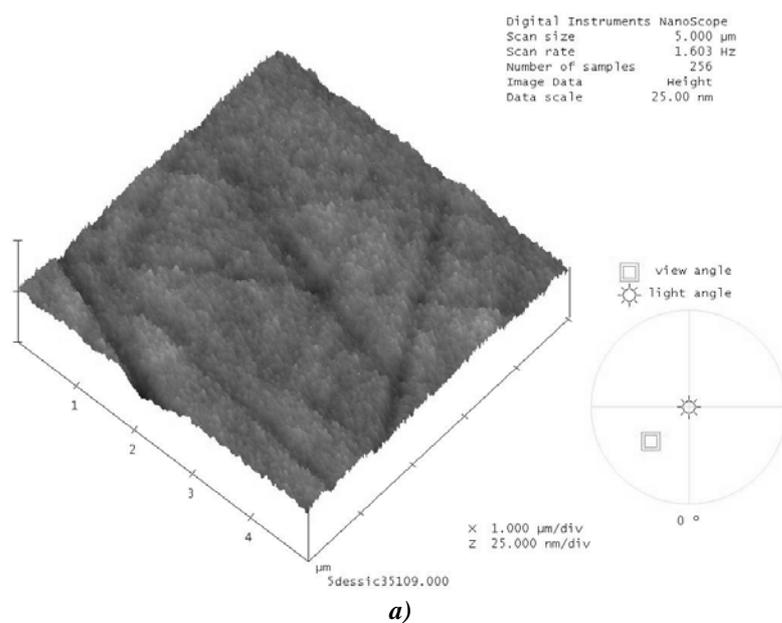


Comme pour l'implantation d'azote, nous observons une légère diminution de la rugosité après les premiers recuits à plus basse température par rapport à la rugosité initial après implantation.

Dans une deuxième phase, la rugosité augmente de nouveau quand on se rapproche des températures de recuits habituellement utilisés (1650°C). Après un premier recuit court (5 min) à 1650°C, la rugosité mesurée est toujours inférieur à 1,5 nm (Fig. 120a). Si l'on continue de recuire à 1650°C, la rugosité commence à augmenter sensiblement vers 4,5 nm (Fig. 120b).

Finalement lorsque l'on change le gaz ambiant d'azote à argon, on observe une augmentation très importante de la rugosité dans les premières minutes de recuit, qui se stabilise assez rapidement aux alentours de 20 nm (Fig. 120c).

Comme nous l'avons déjà remarqué dans l'étude du type n, nous pouvons observer dans la Fig. 120 l'évolution structurale de la surface avec la formation progressive de tubes de « *step bunching* » et l'augmentation de la rugosité associée à cette formation.



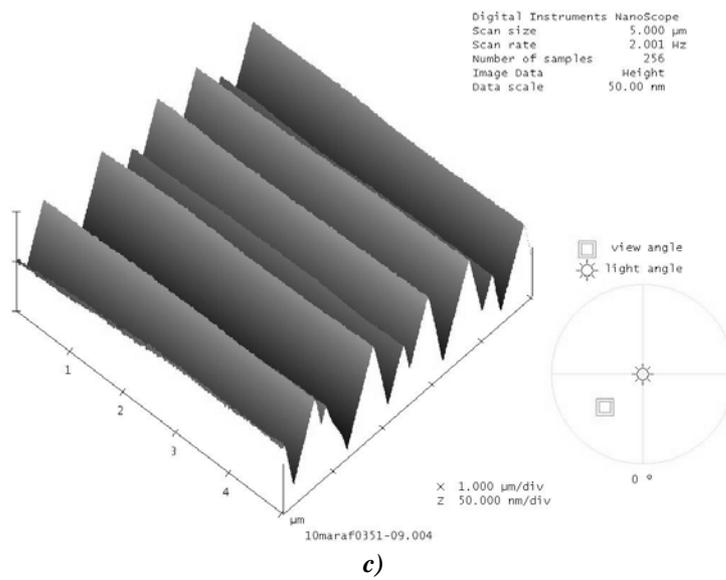
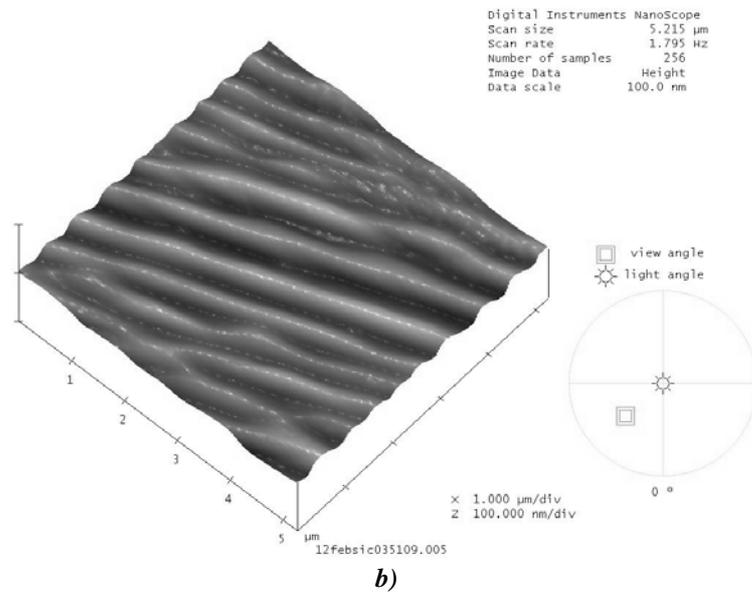


Fig. 120.- Images de la surface  $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$  pour le 1<sup>er</sup> recuit à  $1650^\circ\text{C}$ , 5 min, sous azote ( $\text{N}_2$ ) (a) ; pour le 2<sup>ième</sup> recuit à  $1650^\circ\text{C}$ , 5min, sous azote ( $\text{N}_2$ ) (b) ; et enfin pour le 3<sup>ième</sup> recuit à  $1650^\circ\text{C}$ , 15 min, sous argon (Ar) (c).

## 5.2.2 Etude électrique

Nous avons représenté Fig. 121 la variation de la résistance carrée avec la température de recuit mesurées par SonoGage. Rappelons que les valeurs maximum de résistance carrée pouvant être mesurée par cette méthode sont au alentour de  $20\text{ k}\Omega/\square$ .

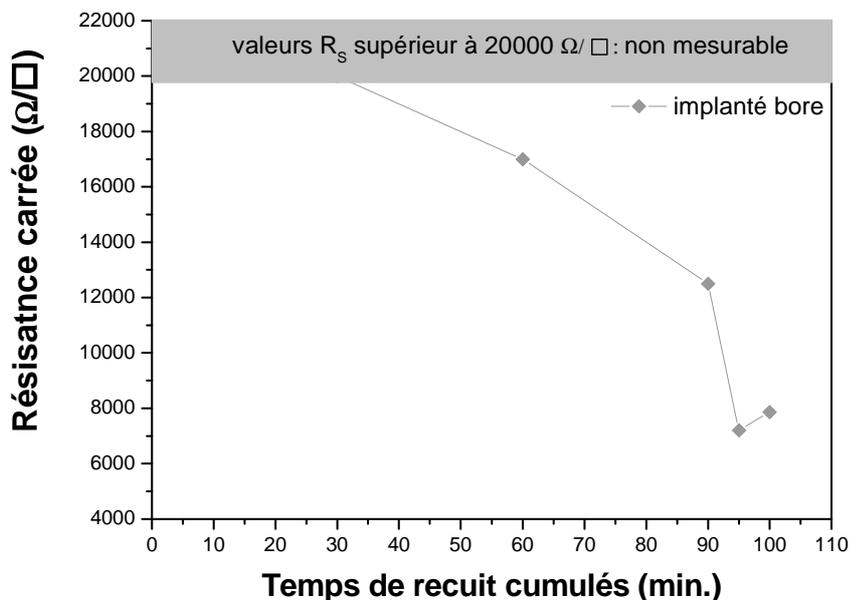


Fig. 121.- Variation de la résistance carrée avec la température de recuit mesurées par SonoGage®.

De ces résultats nous pouvons voir comme nous l'avions prévu qu'une température minimum de  $1500^{\circ}\text{C}$  est nécessaire pour pouvoir mesurer une résistance carrée inférieure à  $20\text{ k}\Omega/\square$ .

Nous pouvons observer que la résistance carrée diminue lorsque la température de recuit augmente avec un net changement entre  $1600^{\circ}\text{C}$  et  $1650^{\circ}\text{C}$ . Toutefois pour un recuit supérieur à 5 min à  $1650^{\circ}\text{C}$ , la résistance carrée augmente de nouveau. De plus la valeur mesurée de cette résistance carrée est très variable en différents endroits du wafer et peu reproductible (voir Tab. 24).

Résistance carrée ( $\text{k}\Omega/\square$ )	6260	8000	8500	9000	10700	4700
--	------	------	------	------	-------	------

Tab. 24.- Valeurs de  $R_s$  ( $\text{k}\Omega/\square$ ) mesurée au SonoGage® en différents points du wafer implanté Bore après le recuit à  $1650^{\circ}\text{C}$ , 15 min sous argon.

Cette variation importante de la résistance carrée et son augmentation avec le temps de recuit à  $1650^{\circ}\text{C}$  est due à l'exodiffusion du Bore à cette température. Cette exodiffusion implique une perte de la dose de bore implantée dans le cristal. Nous

présenterons des résultats de mesures SIMS corroborant cette hypothèse dans le paragraphe suivant.

Sur cet échantillon il n'a pas été possible de fabriquer des motifs Hall à cause de l'exodiffusion du bore en surface. En effet aux températures de recuit utilisées, le bore diffuse à la fois à l'intérieur du cristal et à l'extérieur par la surface. Ceci crée une chute importante de la concentration de Bore en surface qui empêche la formation d'un contact ohmique (voir SIMS ci-dessous).

Puisque la température de recuit, c'est la durée de recuit qui est importante pour l'activation de bore, un recuit court (5-10 min) à 1650°C semble la meilleure option.

### 5.2.3 Observation de la diffusion du Bore.

Pour observer la diffusion du bore nous avons réalisé des mesures de SIMS sur différents échantillons implantés. De plus afin d'essayer d'éviter l'exodiffusion, nous avons testé l'inclusion d'un recuit intermédiaire à basse température, 1500°C durant 30 min sous azote avant le recuit d'activation à 1700°C, 30 min sous azote. Les paramètres de recuits et d'implantation utilisés pour les différents échantillons sont détaillés dans le tableau de la Fig. 122. Nous avons utilisé trois doses différentes correspondant à des dopages chimiques de  $10^{18}$ ,  $10^{19}$ ,  $10^{20}$  cm<sup>-3</sup> afin d'étudier l'impact de ce paramètre sur la diffusion et la rugosité de surface.

Step 1 division	1 wafer 35 mm divided into 4 quarters									
Step 2 implantation	Q1 Implanted with Boron 2.5E+13 cm <sup>-2</sup>			Q2 Implanted with Boron 2.5E+14 cm <sup>-2</sup>			Q3 Implanted with Boron 2.5E+15 cm <sup>-2</sup>		Q4 Not implanted	
Step 3 annealing	Q1	Q'1	Q''1	Q2	Q'2	Q''2	Q3	Q'3	Q''3	
	1700°C 30 min Ar	1500°C 30 min N <sub>2</sub>	1000°C 1H30 N <sub>2</sub> 1700°C 30 min Ar	1700°C 30 min Ar	1500°C 30 min N <sub>2</sub>	1000°C 1H30 N <sub>2</sub> 1700°C 30 min Ar	1700°C 30 min Ar	1500°C 30 min N <sub>2</sub>		
Step 4 annealing		Q'1 1700°C 30 min Ar			Q'2 1700°C 30 min Ar			Q'3 1700°C 30 min Ar		

Fig. 122.- Les paramètres de recuits et d'implantation pour les échantillons de la série Q.

#### 5.2.3.1 Etude surfacique

Des mesures AFM ont été réalisées sur les échantillons Q1, Q3 recuit directement à 1700°C durant 30 min sous argon. Ces mesures ont été faites à l'ICMAB avec une

autre gamme de microscope de chez Veeco. Sur la Fig. 123 qui présente les résultats de rugosité mesurés par AFM pour ces trois échantillons, nous pouvons observer que la RMS augmente sensiblement avec la dose implantée depuis 3,2 nm pour la plus faible dose jusqu'à 17,6 nm pour la dose la plus élevée. Cette augmentation de la rugosité est liée au degré de formation des tubes de « *step bunching* » qui n'apparaissent quasiment pas pour la dose la plus faible alors qu'ils sont très réguliers pour la dose la plus élevée.

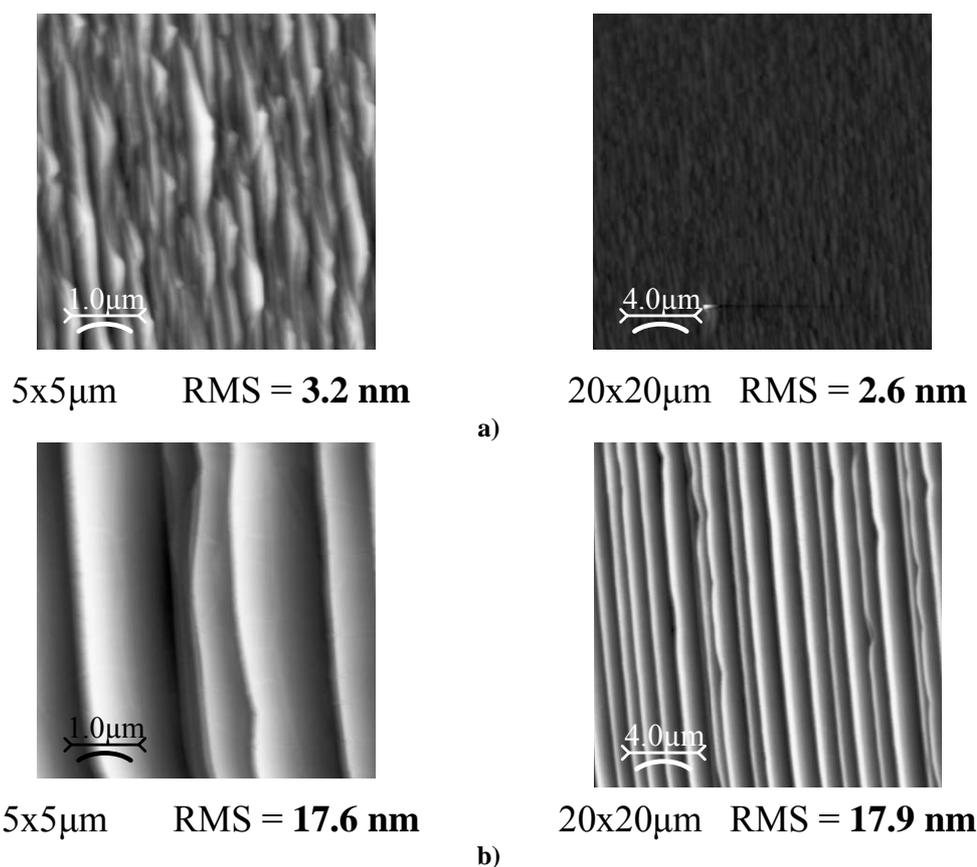


Fig. 123.- Images AFM de l'échantillon : Q1 implanté à  $2,5.10^{13} \text{ cm}^{-2}$  (a) ; Q3 implanté à  $2,5.10^{15} \text{ cm}^{-2}$  (b).

### 5.2.3.2 Extraction des profils

Des mesures SIMS ont été faites sur les échantillons Q'1, Q'2 et Q'3 après chacune des étapes de recuits successives à 1500°C puis 1700°C. Les résultats pour les trois doses d'implantation sont présentées sur la Fig. 124 et Fig. 125.

La Fig. 124 permet de comparer le profil simulé avec I2SiC et le profil SIMS des 3 échantillons recuit à 1500°C durant 30 min. On observe que les deux types de profils sont proches, ce qui indique que le bore a très peu diffusé à cette température de recuit.

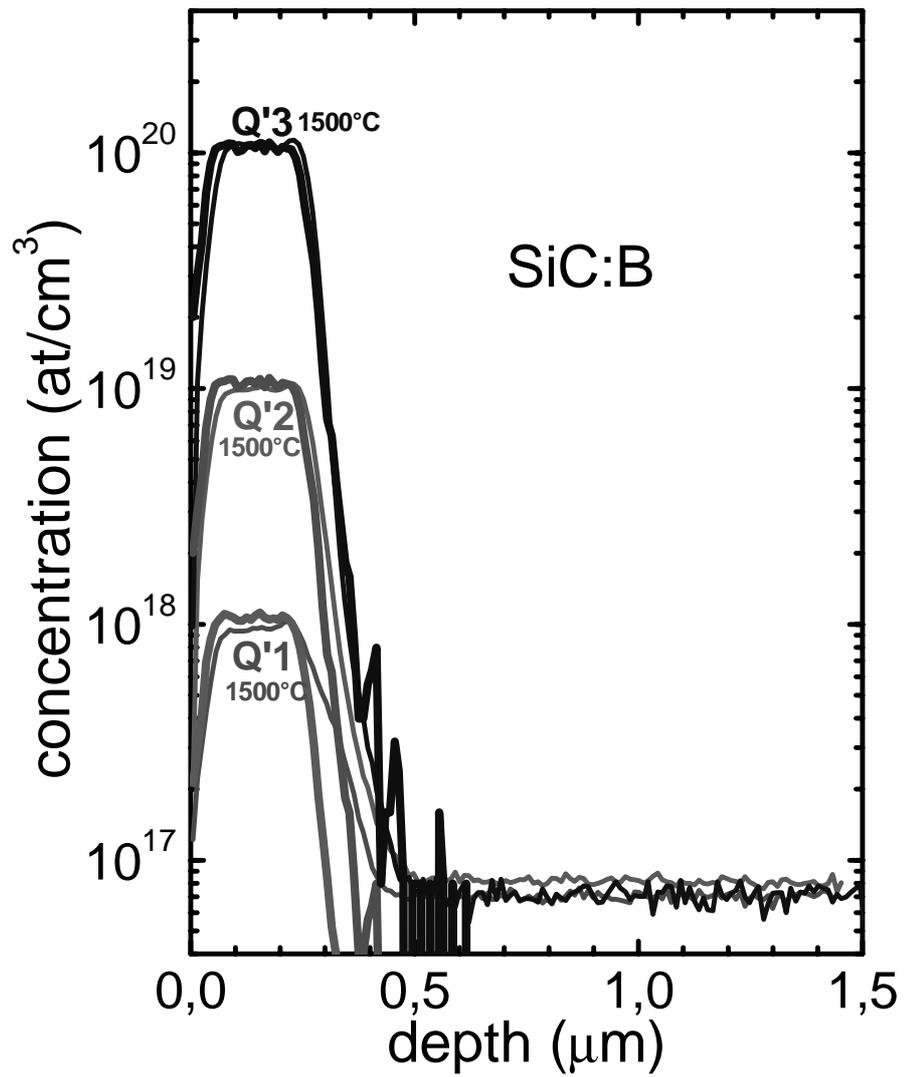


Fig. 124.- Comparaison des profils simulés avec I<sup>2</sup>SiC et des profils SIMS des 3 échantillons recuits à 1500°C durant 30 min (soit le premier recuit des Q'1, Q'2, Q'3).

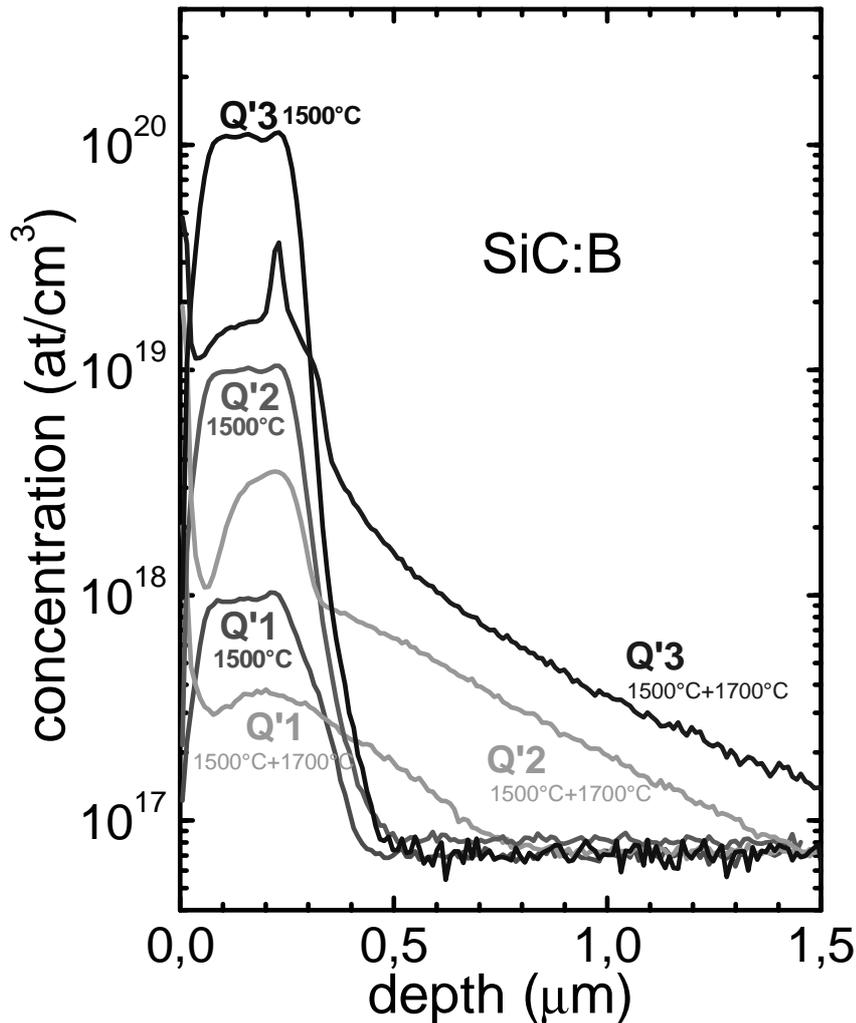


Fig. 125.- Profils expérimentaux SIMS après le premier recuit à 1500°C et après le recuit à 1700°C des échantillons Q'1, Q'2, Q'3.

La Fig. 125 permet de comparer les profils expérimentaux après le recuit à 1500°C et après le recuit à 1700°C. Cette fois-ci on observe une grosse différence entre les profils. On peut notamment remarquer les points suivants :

- 1) Le niveau du palier de concentration descend de façon importante et systématiquement quelque soit la dose implantée après le recuit à 1700°C. Ce niveau de concentration est en moyenne divisée par quatre.
- 2) Le niveau de dopage près de la surface décroît surtout pour la dose d'implantation intermédiaire. Ceci est dû à l'exodiffusion du bore en surface et correspond à une perte de dose d'impuretés implantées. Les doses équivalentes extraites des SIMS sont indiquées pour les trois échantillons sont indiqués dans le Tab. 25.

Echantillons	Dose théorique (cm <sup>-2</sup> )	Dose après 1 <sup>er</sup> recuit (cm <sup>-2</sup> )	Dose après 2 <sup>nd</sup> recuit (cm <sup>-2</sup> )	% de bore exodiffusé après 2 <sup>nd</sup> recuit
Q'1	2,5.10 <sup>13</sup>	2,6.10 <sup>13</sup>	1,7.10 <sup>13</sup>	32
Q'2	2,5.10 <sup>14</sup>	2,4.10 <sup>14</sup>	1,1.10 <sup>14</sup>	56
Q'3	2,5.10 <sup>15</sup>	2,5.10 <sup>15</sup>	5,9.10 <sup>14</sup>	76

Tab. 25.- Doses équivalentes extraites des SIMS pour les trois échantillons Q'1, Q'2, Q'3.

On peut voir que plus la dose initiale est importante, plus la perte de dose est élevée. On passe d'un facteur 1,5 pour la dose la plus faible à un facteur 4,2 pour la dose la plus élevée.

- 3) On observe aussi que le bore à diffuser vers l'intérieur du cristal, formant une queue de diffusion dont la forme dépend de la dose implantée. Ainsi pour les deux doses les plus élevées, la profondeur de la jonction augmente significativement par rapport à la profondeur initiale d'implantation. Pour la dose la plus élevée, cette profondeur passe de 0,45 μm à 1,8 μm approximativement (la jonction étant prise au dopage de 8.10<sup>16</sup> cm<sup>-3</sup>, ce qui est seulement légèrement supérieur au dopage de l'épitaxie de type n utilisé comme substrat de départ). Pour la dose intermédiaire, on passe de 0,45 μm à 1,45 μm. Finalement pour la dose la plus faible, on obtient un profil de dopage plus classique avec une profondeur finale correspondant au double de la profondeur initiale ainsi qu'une déplétion moins importante de dopants en surface.
- 4) Pour la dose la plus élevée, nous observons aussi un pic important au niveau du palier de concentration. Ce pic n'est pas accidentel car nous l'avons observé dans d'autres cas toujours pour des doses élevées de bore implanté. Ce pic est certainement lié à une distribution de défauts et/ou une formation de cluster mais aucune étude n'a pour l'instant réellement expliqué ce phénomène.

En conséquence, les profils de bore obtenus après recuit à 1700°C ne sont pas réellement adaptés à la fabrication de composants sauf éventuellement l'implantation à plus faible dose dont la forme du profil est typiquement ce qui est utilisé pour l'implémentation de terminaison périphérique de type JTE. L'implantation de doses intermédiaires serait plutôt dirigée à l'obtention de caisson p pour transistor MOSFET, toutefois pour cette application, la concentration en surface doit correspondre au niveau maximum du palier ce qui est loin d'être le cas après le recuit à 1700°C. Une remarque similaire peut-être faite au sujet des doses les plus élevées qui elles seraient nécessaires pour la formation de contact ohmique. Ces concepts sont illustrés schématiquement sur la Fig. 126.

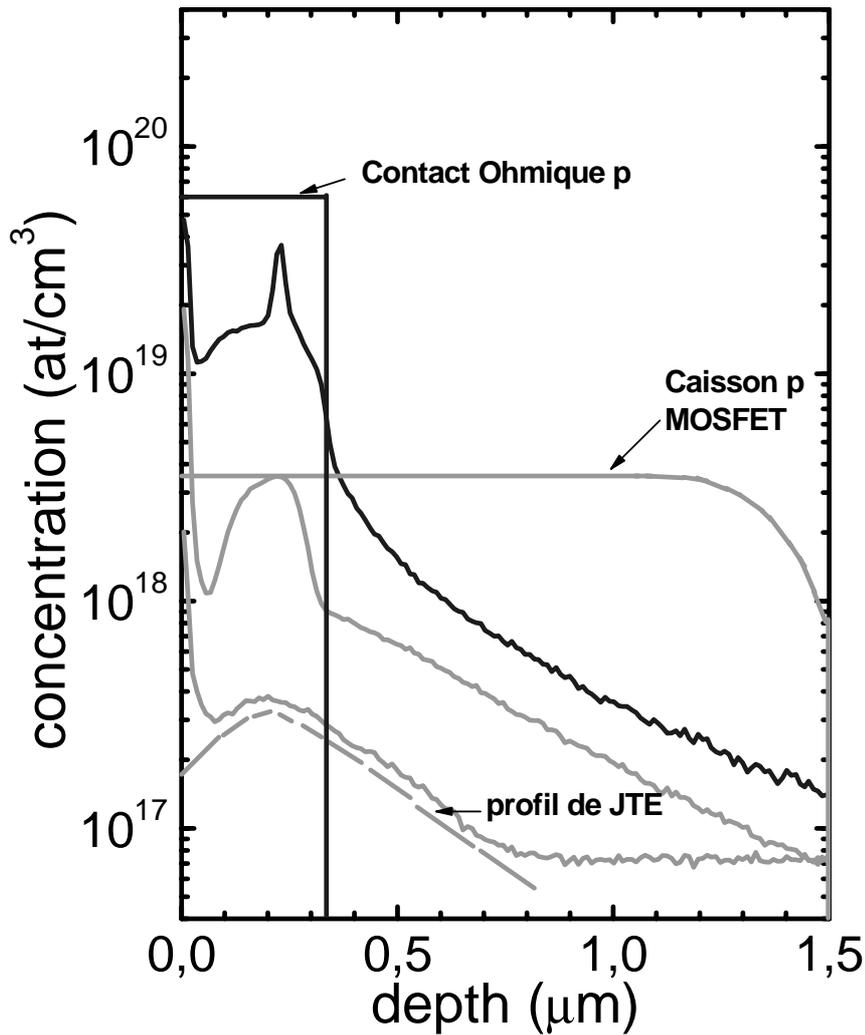


Fig. 126.-Concepts pour technologie et profils SIMS des échantillons Q'.

Une autre solution pour utiliser correctement et de façon optimale l'implantation de bore serait de minimiser ou éliminer la diffusion en générale et surtout l'exodiffusion durant le recuit d'activation à haute température. Une solution proposée dans la littérature [Pensl] consiste à faire un recuit intermédiaire à moyenne température (900-1000°C) avant le recuit d'activation. Nous avons donc tester cette solution sur l'échantillon Q''1 et Q''2 dans un premier temps, en effectuant un recuit intermédiaire à 1000°C pendant 1H30. D'après les profils SIMS, présentés à la Fig. 127, des échantillons Q''2 (recuit à 1500°C puis 1700°C) et Q''2 (recuit à 1000°C puis à 1700°C), le recuit à 1000°C diminue légèrement la diffusion, mais pas totalement puisque la diffusion se fait quand même sur 1,0 μm (au lieu de 1,5 μm). Quant à la valeur attendue, s'il n'y avait pas de diffusion, est de  $1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  or la concentration est de  $5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  (pour Q''2) et de  $3,5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  (pour Q'2). De la même manière, le recuit intermédiaire à 1000°C avant le recuit d'activation

n'empêche pas la diffusion pour l'échantillon Q''1 qui a été implanté à plus basse dose (concentration visée  $1.10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ).

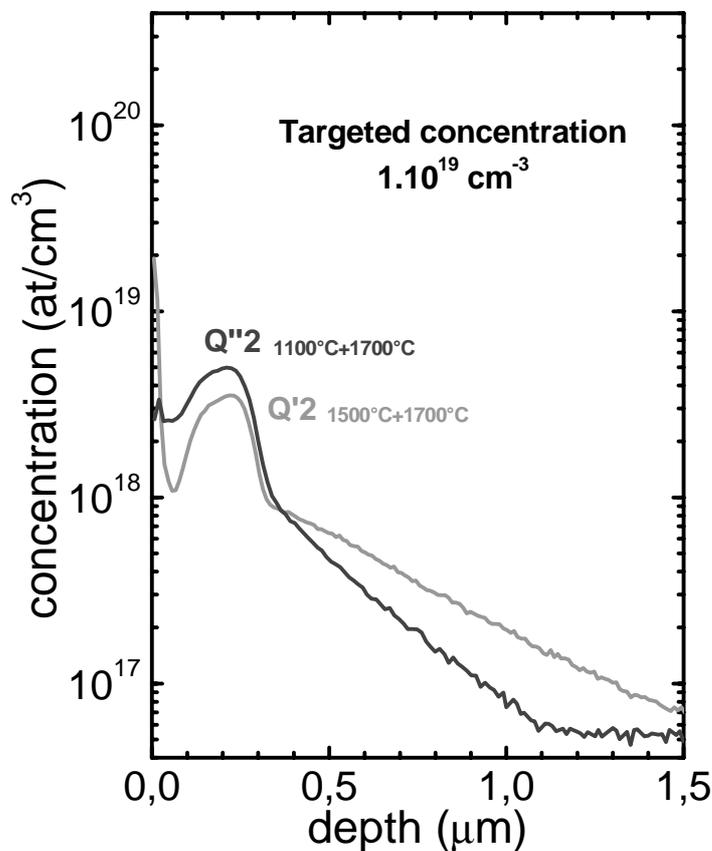


Fig. 127.- Comparaison des profils SIMS entre Q'2 et Q''2.

La Fig. 128 présente les images AFM de la surface de l'échantillon Q''2 ( $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$  et  $20 \mu\text{m} \times 20 \mu\text{m}$ ). Elles ont été faites à l'IcMab. Comme toujours pour des recuits à  $1700^\circ\text{C}$  sous argon, la rugosité est importante.

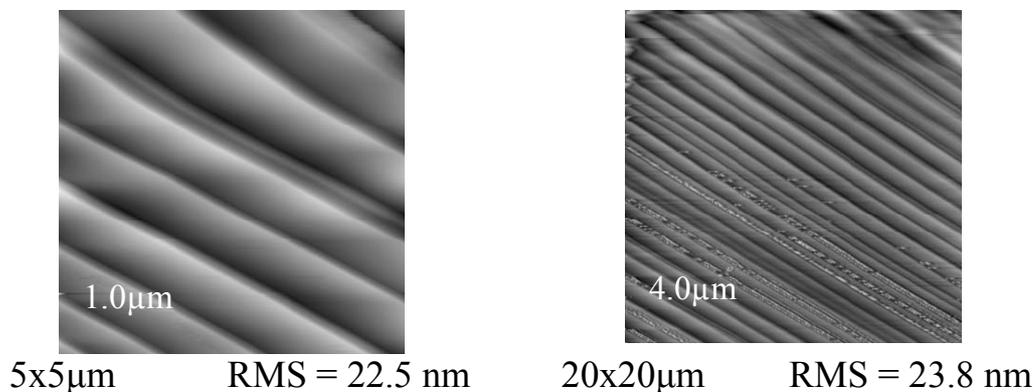


Fig. 128.- Images AFM de la surface de l'échantillon Q''2.

Pour confirmer les observations antérieures nous avons refait un essai sur un autre échantillon implanté à faible dose optimisée pour la formation de JTE de diodes de haute tension. Nous avons d'autre part profité de la possibilité de tester la possibilité de l'implantation double chargé bore pour obtenir une profondeur plus importante d'implantation. La simulation du profil optimisée et les paramètres d'implantation sont présentés au Tab. 26.

Energie (keV)	Dose (cm <sup>-2</sup> )
40	1,4.10 <sup>12</sup>
80	2,0.10 <sup>12</sup>
135	2,3.10 <sup>12</sup>
210	3,3.10 <sup>12</sup>
320	4,3.10 <sup>12</sup>
<b>TOTAL</b>	<b>1,33.10<sup>13</sup></b>

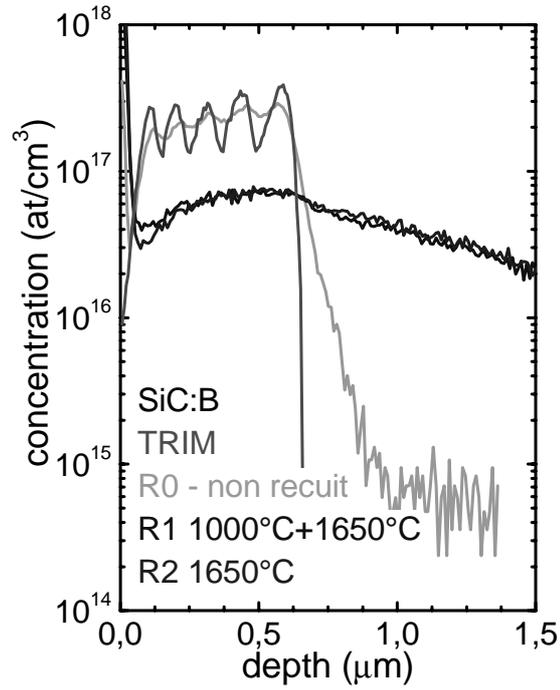
Tab. 26.- Paramètres d'implantation.

Suite à la multiple implantation de Bore, nous avons découpé le wafer en trois échantillons que nous avons recuit dans différentes conditions détaillées au Tab. 27.

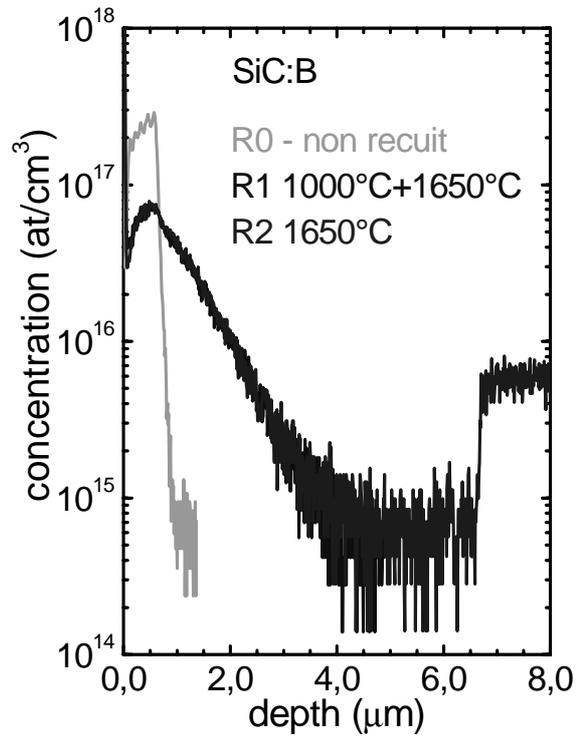
Echantillon	Recuits
R0	aucun
R1	1000°C 30 min + 1650°C 45 min
R2	1650°C 45 min

Tab. 27.- Conditions des recuits.

Nous souhaitons donc comparer de nouveau l'influence d'un recuit intermédiaire à 1000°C sur la diffusion du bore pour des doses d'implantation faibles. Des mesures SIMS ont été réalisées sur les trois échantillons R0, R1, R2 et sont présentées



a)



b)

Fig. 129.- Comparaison des mesures SIMS réalisées sur les trois échantillons R0, R1, R2 avec la simulation TRIM (a), uniquement les mesures SIMS pour les trois échantillons (b).

Echantillon	Dose mesurée par SIMS ( $\text{cm}^{-2}$ )	% de bore exodiffusé
R0	$1,32 \cdot 10^{13}$	0
R1	$8,24 \cdot 10^{12}$	38
R2	$8,39 \cdot 10^{12}$	37

Tab. 28.- Valeurs des doses extraites des mesures SIMS pour les différents échantillons.

Nous remarquons sur ces courbes SIMS que les points suivants :

- 1) l'échantillon non implanté non recuit présente les caractéristiques de la multi-implantation et correspond à la simulation effectuée avec TRIM sauf de ce qui est de la queue de l'implantation qui est systématiquement mal modélisé par ce programme.
- 2) Après le recuit à  $1650^{\circ}\text{C}$  sur l'échantillon R2, on observe de nouveau le profil type d'une implantation de bore de faible dose qui a diffusé durant le recuit d'activation. Ce profil est similaire à celui que nous avons obtenu sur l'échantillon Q1 présenté ci-dessus. On remarque que la diffusion a été importante puisque d'une profondeur d'implantation de  $0,8 \mu\text{m}$ , nous passons à une profondeur de jonction après recuit d'environ  $3 \mu\text{m}$ . Le niveau de dopage du plateau est divisé par 4. La perte de dose par exodiffusion de Bore en surface est d'environ 37 %, ce qui reste limité par rapport aux pertes que nous avons obtenu pour des doses supérieures (voir échantillons Q2, Q3).
- 3) On observe que le profil de l'échantillon R2, uniquement recuit à  $1650^{\circ}\text{C}$  et celui de l'échantillon R1 recuit à  $1000^{\circ}\text{C}$  puis à  $1650^{\circ}\text{C}$  sont quasiment identiques. Tant la profondeur finale de la jonction, la valeur du dopage du palier et le pourcentage de bore exodiffusé sont identiques dans les deux cas. Le recuit à  $1000^{\circ}\text{C}$  préconisé dans la littérature n'a donc aucun effet dans le cas de nos échantillons.

Des mesures de rugosité par AFM ont aussi été réalisées à l'IcMab sur ces trois échantillons (et sur l'échantillon non implanté). Elles sont présentées sur la Fig. 130.

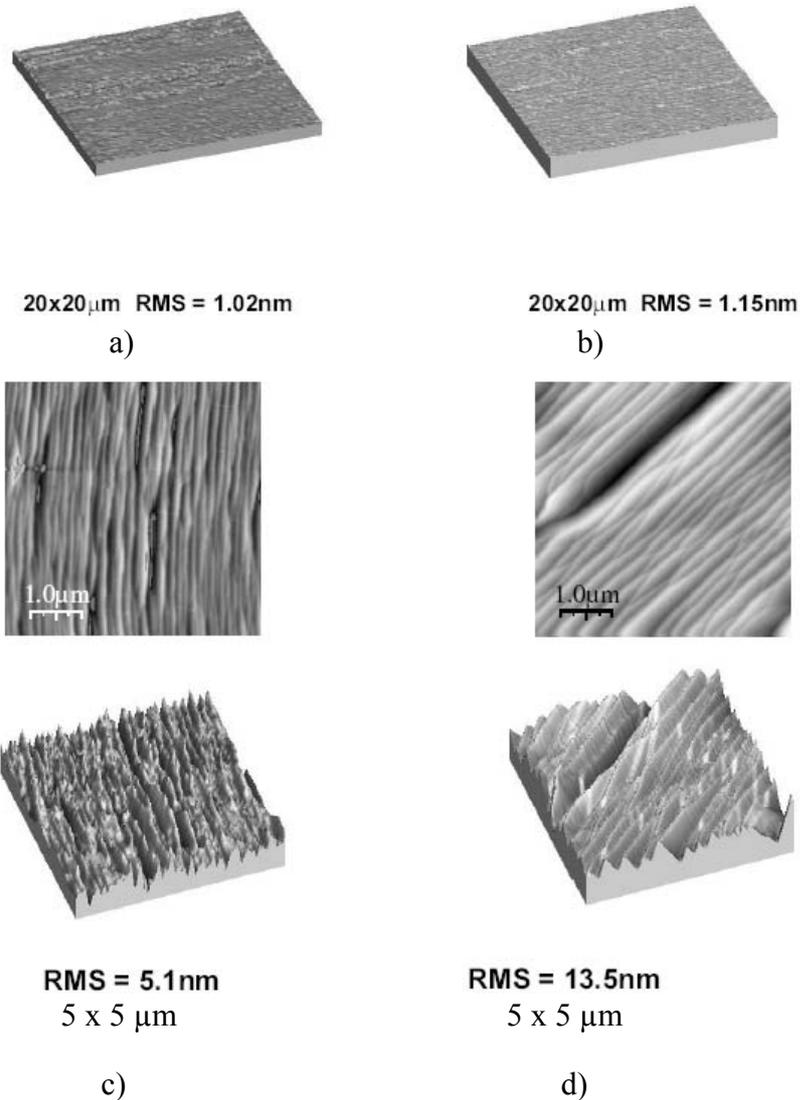


Fig. 130.- Images AFM de la surface de l'échantillon vierge (a), implanté (b), et des échantillons R1 (c) et R2 (d).

On peut observer que la rugosité varie très peu entre l'échantillon vierge et implanté comme nous l'avons déjà vu dans les cas précédents. Après recuit à 1650°C, on observe une forte augmentation de la rugosité de surface des échantillons. Toutefois il est important de noter qu'il y a une claire différence entre la rugosité de l'échantillon R1 recuit à 1000°C puis à 1650°C et celle de l'échantillon R2 recuit directement à 1650°C. On observe en effet que la rugosité de l'échantillon R1 reste très inférieure à celle de R2, ce qui indique que le recuit intermédiaire à 1000°C est bénéfique à la limitation de dégradation de la surface durant le recuit. Ce que nous avons vu d'une manière analogue pour le multi-recuit des implantations de type n (chap. 4).

En conclusion, nous observons une forte diffusion du bore durant les recuits d'activation à forte température ( $> 1550^{\circ}\text{C}$ ). De plus cette diffusion s'accompagne d'une forte perte de dose implantée qui est d'autant plus importante que la dose est élevée. D'autre part la forme du profil d'impureté après recuit n'est pas utilisable pour la fabrication de composants sauf dans le cas des doses les plus faibles. Pour limiter la diffusion, et la déformation du profil une diminution de la température de recuit n'est pas envisageable, car l'activation des impuretés implantés chute brutalement en dessous de  $1600^{\circ}\text{C}$ . L'inclusion d'un recuit intermédiaire à  $1000^{\circ}\text{C}$ , ne nous a pas permis de freiner la diffusion, en revanche elle permet de réduire la rugosité de surface de l'échantillon après le recuit d'activation.

### 5.3 Fabrication de diodes de haute tension

Nous avons vu précédemment que dans l'état de l'art actuel de l'implantation et du recuit d'activation de Bore, seules des applications nécessitant de faibles doses d'implantation de Bore sont envisageables. C'est pourquoi nous avons appliqué les expériences précédentes à la formation de diodes de puissance de type Schottky, avec une protection de périphérie de type extension de jonction (JTE) réalisée avec du Bore.

La structure transversale d'une telle diode est présentée sur la figure 1. Le contact Schottky est réalisé directement sur l'épithaxie en déposant un métal formant avec le SiC une barrière adéquate pour l'obtention des caractéristiques électriques voulues. Typiquement, sur SiC, nous utilisons du Titane (Ti) ou du Nickel (Ni), avec une barrière de 0,9 et 1,5 eV respectivement. Lorsque le composant est polarisé en direct, une barrière plus faible est avantageuse puisqu'elle permet d'obtenir des pertes en conduction inférieures. Toutefois, en polarisation inverse, une faible barrière induit des courants de fuite plus élevés. Il faut donc trouver un compromis au niveau du choix du métal en fonction de l'application visée. D'autre part, lorsque le contact Schottky est polarisé en inverse, il est nécessaire d'avoir en périphérie du contact une structure de protection qui évite des zones de champ électrique élevées dues à la courbure des équipotentielles. C'est pourquoi un caisson de type p de faible dopage est implanté sur toute la périphérie du contact métallique. C'est une terminaison par extension de jonction (JTE). Il existe d'autres techniques de protection de la périphérie comme les anneaux de garde, les plaques de champs, les gravures MESA. Toutefois nous avons observé expérimentalement que la JTE était la mieux adaptée au SiC pour des domaines de tensions de 600 V à 3000 V.

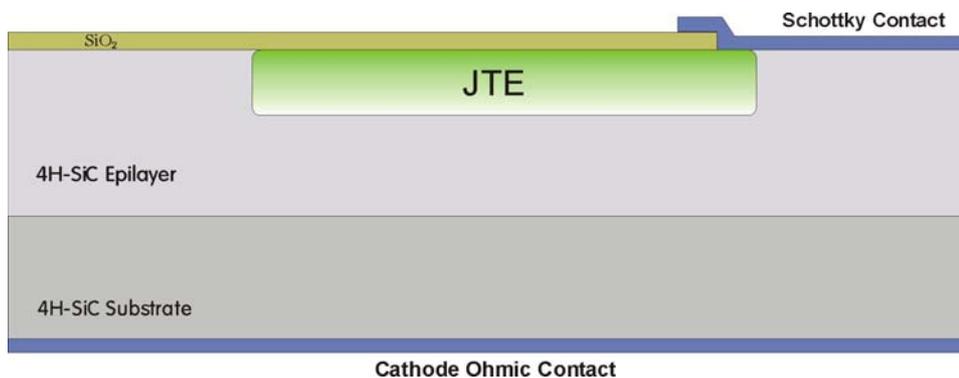


Fig. 131.- Section schématique d'une diode Schottky et de sa terminaison JTE

L'optimisation de la JTE se fait en fonction de l'efficacité de protection, qui est définie comme le rapport entre la tension que permet de tenir la JTE et la tension de rupture plane idéale du composant. Cette efficacité de protection dépend fortement de la dose de dopant introduit dans le cristal. Il est important de remarquer que c'est la quantité d'atome dopant mis en site et non pas la quantité de dopant

électriquement actif à température ambiante qui détermine l'efficacité de la protection. Les performances de la JTE sont donc indépendantes de l'énergie d'activation du dopant et du « freeze-out ». Sur cet aspect, le Bore n'est donc pas désavantagé par rapport à l'Aluminium. En revanche l'exodiffusion de Bore représente un sérieux problème compte tenu de la perte de dose implantée associée à ce phénomène. D'autre part, la concentration de porteurs près de la surface est aussi importante pour l'efficacité de protection. Il faut donc tenir compte de la perte de dose de Bore durant le recuit pour optimiser la dose implantée.

Nous avons donc fabriqué des diodes Schottky avec un terminaison JTE implantée Bore. Le wafer de départ est un substrat 4H-SiC N<sup>+</sup> épitaxié avec un couche N de dopage  $5.10^{15} \text{ cm}^{-3}$  et 20  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. L'implantation sélective de Bore a été réalisée à température ambiante en usant un masque d'aluminium. Les paramètres d'implantation sont donnés dans le Tab. 29. Il s'agit d'une implantation multiple réalisée en double chargé afin d'obtenir des énergies d'implantation supérieures à 180KeV. Le profil simulé avec I<sup>2</sup>SiC est présenté Fig. 132. La dose totale,  $1,33.10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , correspond à 1,2 fois la dose optimale calculée par simulations électriques.

Energie (keV)	40	80	135	210	320
Dose (cm <sup>-2</sup> )	$1,4.10^{12}$	$2.10^{12}$	$2,3.10^{12}$	$3,3.10^{12}$	$4,3.10^{12}$

Tab. 29.- Paramètres d'implantation de bore pour la formation de la JTE des diodes Schottky.

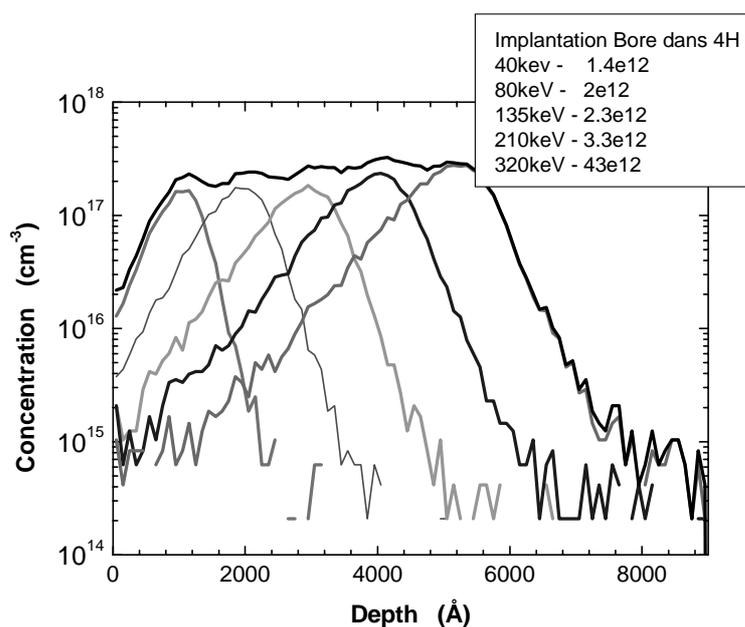
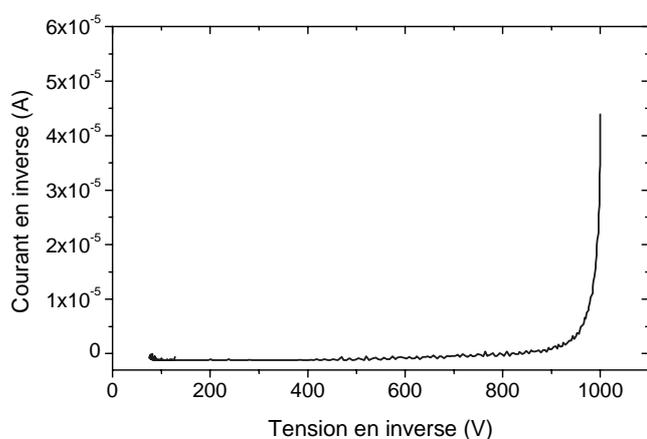


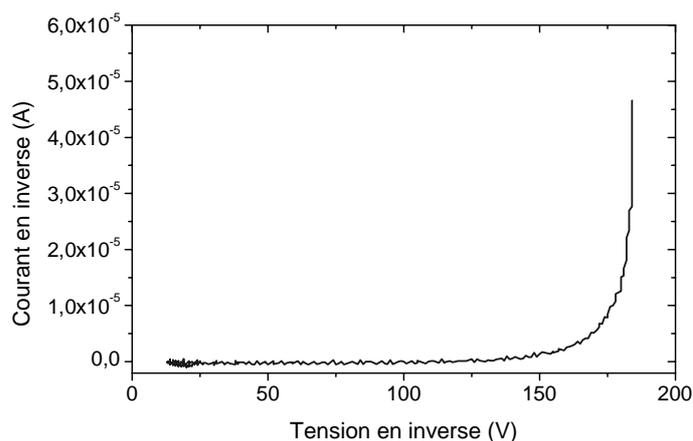
Fig. 132.- Simulation I<sup>2</sup>SiC du profil de Bore implanté pour la formation de la JTE des diodes Schottky.

Le recuit a été effectué à 1700°C durant 30 minutes dans le four RTA JIPELEC. Le contact Schottky est réalisé avec une couche de Titane (Ti) recuit à 350°C sous azote. Le contact face arrière est réalisé avec une couche de Nickel (Ni) recuite à 950°C sous azote. La passivation est faite avec une couche d'oxyde déposé (1,5 µm) et une couche supplémentaire de polyimide.

Une fois fabriqués, les composants sont testés sur le wafer avec une table de mesure sous pointes. Les caractéristiques électriques en direct et en inverse ont été mesurées. Les caractéristiques I-V en inverse d'une diode Schottky avec JTE et d'une diode Schottky sans JTE sont présentées figure 4a et figure 4b respectivement.



a)



b)

Fig. 133.- Caractéristiques I-V en inverse des diodes Schottky fabriquées (a) avec protection de périphérie JTE, (b) sans protection de périphérie.

Sur ces courbes, on observe clairement l'influence de la terminaison sur la tension de rupture du composant. Pour la diode sans protection, le courant de fuite augmente fortement à partir de 180V, ce qui correspond au déclenchement prématuré du phénomène d'avalanche dans le composant. En revanche, dans le cas de la diode protégée par une JTE en Bore, on observe cette augmentation de courant au alentour de 1000 V. La JTE de Bore a donc un effet positif sur le comportement du composant. Toutefois, si l'on considère la tension de rupture plane théorique, nous devrions obtenir une avalanche à une tension en inverse de 2400 V. L'efficacité de la JTE de Bore est donc de 42 %, ce qui est relativement faible par rapport à ce que l'on peut obtenir avec une JTE d'Aluminium (soit 80% pour une Schottky). Cette faible efficacité s'explique par la difficulté de contrôler la dose et le profil de Bore après recuit. La diffusion, l'exodiffusion et le taux de mise en site vont fortement affecter le profil de dopage après le recuit, ce qui modifie les performances de la JTE par rapport aux modélisations réalisées. La corrélation entre les modélisations électriques et l'expérimentation dans le cas de JTE réalisées en Aluminium est plus facile compte tenu que la diffusion et l'exodiffusion sont nulles pour cette impureté dans SiC, et que le taux de mise en site est entre 90 et 100% pour des recuits à température supérieure à 1650°C.

Un paramètre important montré par les simulations est l'influence de la concentration de Bore en surface sur les performances des JTE. Ainsi, afin de compenser la perte de dopant de Bore en surface, nous avons procédé à un polissage de la surface de la diode. Après avoir décapé les couches de passivation et de métal, nous avons éliminé une couche de 150 nm de SiC en surface du wafer par un procédé de polissage développé par la société NOVASIC. Une fois le polissage réalisé, nous avons de nouveau déposé les couches de métallisation et de passivation de façon identique à ce qui avait été fait antérieurement.

Les nouvelles diodes ainsi fabriquées ont été testées électriquement et comparées à celles obtenues précédemment. La comparaison des caractéristiques I-V en direct est visible sur la Fig. 134 et les paramètres avant et après recuit sont listés dans la Tab. 30.

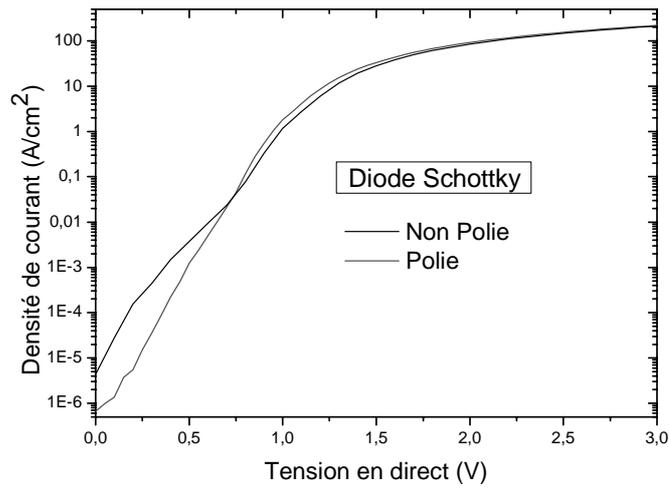
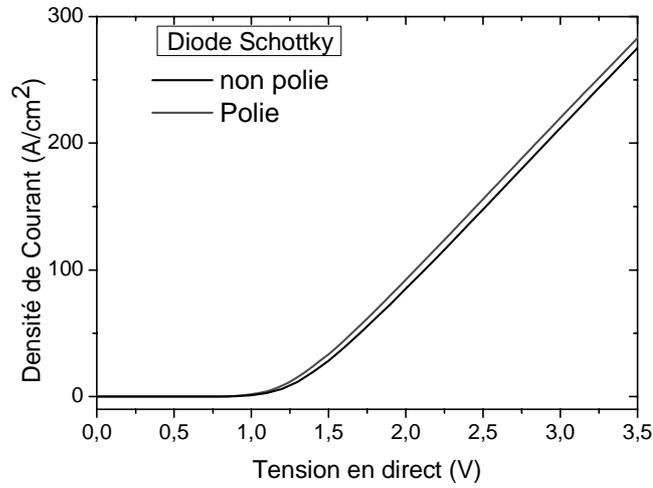


Fig. 134.- Caractéristiques I-V en direct des diodes Schottky polie et non polie représentées en linéaire et en logarithmique

	$V_F$ à $100\text{A/cm}^2$ (V)	$\phi_B$ (eV)	n	$R_{on}$ ( $\text{m}\Omega\text{cm}^2$ )
Avant polissage	1.7	0.8	1.15	8.1
Après polissage	1.65	0.81	1.12	7.6

Tab. 30.- Paramètres électriques des diodes Schottky polie et non polie extrait des mesures.

En ce qui concerne le comportement en direct, on n'observe qu'une très faible différence des paramètres électriques entre les diodes polies et non polies. On remarque que le polissage réduit le nombre de diodes qui présentent des surcourants à faible tension (phénomène typique de la double barrière). La barrière  $\phi_B$ , le coefficient d'idéalité  $n$  et la résistance de conduction  $R_{on}$  sont quasiment inchangés car déjà proches des valeurs idéales avant polissage.

En revanche, en ce qui concerne le comportement en inverse, on observe une nette différence entre les caractéristiques avant et après polissage (Fig. 135).

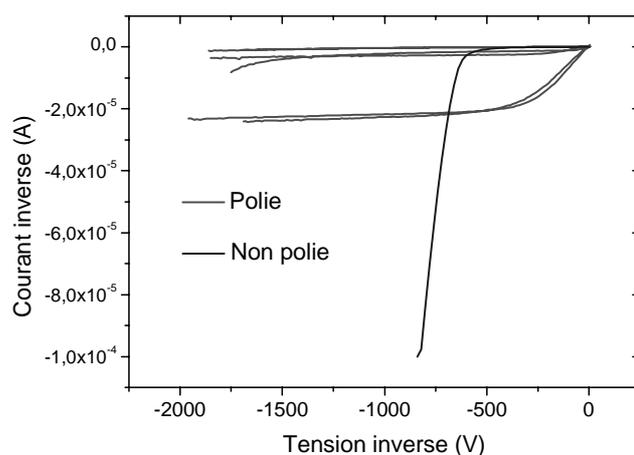


Fig. 135.- Comparaison des caractéristiques en inverse des diodes polies et d'une diode non polie.

On observe clairement une augmentation de la tension de rupture jusqu'à des valeurs de 2000V, soit un efficacité de 80% environ. Ceci est dû au fait que nous avons réduit la profondeur apparente de la jonction pn sans réduire de façon significative la quantité de dopant de Bore. Ceci équivaut à une augmentation de la dose de Bore dans la JTE. D'autre part, nous avons aussi fortement réduit la rugosité de surface dans les zones implantées qui doivent tenir la tension. Après le recuit d'activation, cette rugosité se trouvait être de l'ordre de 18 nm. Après le polissage, elle est inférieure à 1nm. Finalement, nous avons aussi observé dans les caractéristiques en direct que des défauts de surface devaient avoir été éliminés durant le polissage, ce qui réduisait l'effet de double barrière. L'élimination de ces défauts a aussi un effet positif sur le comportement en inverse.

En conclusion, le Bore semble être utilisable pour réaliser des protections de périphérie haute tension, à condition de contrôler la dose d'impureté finale dans le cristal, soit en évitant l'exodiffusion, ce que nous n'avons pas réussi à faire, soit en éliminant la couche non dopée en surface par polissage, ce que nous avons démontré ci-dessus. Le recuit avec une couche de protection déposée sur la surface du SiC (« *capping layer* ») pourrait aussi être une solution pour limiter l'exodiffusion de Bore, à condition de trouver une couche qui tienne les fortes températures et qui n'absorbe pas le Bore durant le recuit.

## Conclusion chap.5.

Dans ce chapitre, nous avons présentées des expériences effectuées sur l'activation d'impureté de type p (bore (B)). Les zones de type p résultantes de nos essais ne sont pas si fortement dopées que pour le contact ohmique de type n commenté antérieurement. Cependant, ce type de dopage est aussi nécessaire pour la formation de puits (drains) sur lequel est construit le canal des structures MOS par exemple. De plus, ces implantations s'utilisent pour la formation de structures qui forment la terminaison périphérique de composants de puissance. Ces terminaisons sont nécessaires pour que ces composants puissent supporter la tension appliquée dans l'état bloqué. De la même façon que pour les contacts de type  $n^+$ , le contrôle de l'activation des impuretés de bore est indispensable, que ce soit pour former le puit sur lequel se formera le canal MOS ou pour la formation de la terminaison d'un composant. En effet, de cette activation dépendra la tension de seuil et la transconductance du transistor MOSFET résultant dans un cas, et la tension de rupture du dispositif fabriqué dans l'autre cas.

A partir de ce dopant (bore), et en parallèle avec l'étude sur l'implantation de type n, une étude sur la recristallisation a été effectuée et plus particulièrement l'optimisation du couple « température-durée » de recuit. La recristallisation totale du réseau (sur la base d'une méthode relative aux phonons avec la spectroscopie Raman), est obtenue pour un couple de 1150°C pendant 4 min.

Une étude sur substrat semi-isolant implanté bore à énergie standard et température ambiante, a été réalisé avec la même méthodologie que pour celle de l'étude sur l'implantation de type n et sur la cinétique de recuit d'une implantation. Des recuits successifs ont été faits et alternés avec des mesures surfaciques AFM et électriques SonoGage® de 1500°C à 1650°C. Une température minimum de 1500°C et non pas 1300°C comme le type n a été choisie, du fait que l'activation à cette température est quasiment inexistante. Pour confirmer les observations faites sur cette phase d'étude, un essai sur un autre échantillon implanté à faible dose optimisée pour la formation de JTE de diodes de haute tension a été réalisée. D'autre part une étude sur la possibilité de la double implantation chargé bore a été testé pour obtenir une profondeur plus importante d'implantation.

En conclusion de ces études sur l'implantation de bore, nous avons observé une forte diffusion du bore durant les recuits d'activation à haute température ( $> 1550^\circ\text{C}$ ). De plus cette diffusion s'accompagne d'une forte perte de dose implantée qui est d'autant plus importante que la dose est élevée. D'autre part la forme du profil d'impureté après recuit n'est pas utilisable pour la fabrication de composants sauf dans le cas des doses les plus faibles ( $2,5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ ). Le bore semble être utilisable pour réaliser des protection de périphérie haute tension, à condition de contrôler la dose d'impureté finale dans le cristal.

# **CONCLUSION**



## CONCLUSION

L'objet de cette étude a été la standardisation du recuit post-implantation qui est une étape technologique majeure dans le processus de fabrication des dispositifs SiC. Cette étape contribue à la maturation de l'ensemble des technologies nécessaire à la mise en place de la filière SiC.

Pour respecter les conditions industrielles, le procédé doit mettre en œuvre les conditions standards que l'on trouve dans les lignes de fabrication de composants Si : 1°) des énergies d'implantations comprises entre 10 et 200 keV, 2°) une température d'implantation de 300 K.

**Implantation de type n.** Notre premier objectif a été de trouver les limites de l'optimisation du couple implantation-recuit de type  $n^+$  dans les conditions industrielles et de moindre coût.

Pour cela nous avons considéré deux espèces d'ions différentes, l'azote ( $N^+$ ) et le phosphore ( $P^+$ ). D'autre part nous avons aussi considéré la co-implantation de ces deux espèces. En effet la mise en site des atomes d'azote et de phosphore se fait de façon complémentaire, l'azote sur site C, et le phosphore sur site Si. Les énergies d'ionisation associées à chacune de ces impuretés sont comparables et de l'ordre de 80 meV. D'après de récents articles (voir chap 4.), une implantation de phosphore à forte dose induit une plus forte mobilité des électrons, et cette dernière implantation

semble être un meilleur choix. A forte concentration, l'activation électrique des donneurs  $N^+$  tend à saturer vers  $3.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , alors que pour réduire la résistance carrée, une implantation à haute température de donneurs  $P^+$  suivi d'un recuit à haute température ( $>1600^\circ\text{C}$ ) est un compromis efficace. Dans le 4H-SiC,  $\sim 2.10^{20} \text{ cm}^{-3}$  d'atomes de phosphore peuvent être introduits et conduisent alors à une très faible valeur de la résistivité de la couche ( $< 2 \text{ m}\Omega.\text{cm}$  à température ambiante). Il nous a donc paru intéressant de développer un procédé moins lourd mais tout aussi efficace et plus facile à mettre en œuvre.

Notre étude s'est donc déroulée en trois phases. Pour chacune de ces phases, nous avons réalisé différents types de mesures destinées à évaluer l'endommagement et la recristallisation par des mesures Raman puis l'état surfacique par AFM. Et ensuite mesurer l'activation des atomes implantés et recuit par mesures électriques. Pour cette dernière, nous avons utilisé dans un premier temps, une mesure électrique sans contact (SonoGage®) puis nous avons fabriqué des structures de test de type TLM et de type effet Hall, qui nous ont permis d'étudier à la fois les caractéristiques de la couche implantée (résistivité, mobilité ...) et du contact ohmique.

Dans la première phase, nous avons étudié les propriétés structurales et de transport d'échantillons 6H-SiC implantés à température ambiante avec soit des ions  $N^+$  ou  $P^+$  soit  $N^+P^+$ , recuit par la suite à  $1650^\circ\text{C}$  durant 30 min sous gaz neutre. Nous avons trouvé une bonne reconstruction après recuit. Nos résultats sont en accord avec ceux obtenus par d'autres équipes à haute température.

Pour ce qui est de l'implantation réalisée à énergie standard et température ambiante, le phosphore est l'espèce la moins indiquée en comparaison avec une implantation d'azote, ou une co-implantation ( $N^+P^+$ ) en maintenant une dose de phosphore maximale autour de  $3,5.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ .

Dans la deuxième phase, nous avons montré que pour une température de recuit donnée, l'échantillon implanté  $N^+$  atteint toujours une activation maximum avec des temps de recuit plus court ( $\sim 3$  fois moindre) que ceux de l'échantillon implanté  $P^+$ . Nous avons démontré que les meilleurs résultats en terme d'activation sont obtenus par la co-implantation des ions  $N^+P^+$  à une même dose. Ce qui confirme la conclusion de la première phase.

Nous avons donc travaillé sur la cinétique de l'activation pour des couches de type n implantés à température ambiante. Un taux d'activation maximum (mais incomplet) a été trouvé pour chaque couche implanté  $N^+$  et  $P^+$  après chaque recuit pour une température donnée. Une quasi-complète reconstruction de la structure du cristal (plus de 90%) a été observée après le 1<sup>er</sup> recuit à  $1300^\circ\text{C}$ , sans par contre une forte activation des espèces implantées. Mais d'un autre côté, lorsque l'on atteint la plus forte activation pour un recuit à  $1600^\circ\text{C}$ , la surface est fortement dégradée à partir de cette température. Des cartographies des différents échantillons implantés  $N^+$ ,  $P^+$ ,  $N^+P^+$ , ont été réalisées pour la résistance carrée, la mobilité et la dose activée. Les résultats ont permis d'évaluer l'homogénéité de recuits sur des plaquettes entières de 35 mm. Les taux d'activation au final (mesurées par effet Hall) sont pour  $P^+$  : 57,1 % ; pour  $N^+$  : 62,9 % ; pour  $N^+P^+$  : 85,7 %. Pour une dose de  $\sim 7.10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , la co-

implantation des ions  $N^+ + P^+$  donnent de meilleurs résultats en termes de résistance carrée, de résistivité du contact ohmique et d'activation.

Dans la troisième phase, le travail a consisté à étudier les différents paramètres du recuit d'activation d'un profil  $N^+ + P^+$  préalablement fixé. Puisque la co-implantation est la plus efficace en terme d'activation et de mobilité pour le domaine de dose d'implantation considéré. Les différents paramètres de recuit que nous avons étudiés ont été :

- 6) Les valeurs du couple température/durée de recuit. A partir des résultats de l'étude de la cinétique de recuit nous avons choisi des durées de recuit correspondantes à une activation maximum pour chaque température ;
- 7) La rampe de montée en température ;
- 8) Le palier de température intermédiaire pendant la montée ;
- 9) Le palier de température intermédiaire pendant la descente ;
- 10) La répétitivité du recuit.

L'optimisation de l'implantation de type n est donc donnée pour une co-implantation azote + phosphore ( $N^+ + P^+$ ) à température ambiante, avec une dose totale de  $7.10^{14} \text{ cm}^{-2}$  sur une profondeur de  $0,2 \mu\text{m}$ . C'est un excellent compromis en terme d'endommagement et de reconstruction ; de rugosité de surface ; mais aussi de résistance de contact, résistance carrée et de dose activée. Le recuit post-implantation optimisé ayant les caractéristiques suivantes :

- 1) une rampe rapide :
- 2) un 1<sup>er</sup> recuit à  $1625^\circ\text{C}$  pendant 30 min sous azote puis ;
- 3) un 2<sup>ième</sup> recuit à  $1150^\circ\text{C}$  pendant 1H également sous azote.

Ces conditions de recuit permettent une activation totale (100 %) des donneurs avec une rugosité très faible (2 nm).

**Implantation de type p.** Des expériences ont ensuite été effectuées sur l'activation d'impureté de type p (bore (B)). Les zones de type p résultantes ne sont pas si fortement dopées que pour le contact ohmique de type n commenté antérieurement. Cependant, ce type de dopage est nécessaire pour la formation de puits (drains) sur lequel est construit le canal des structures MOS par exemple. De plus, ces implantations s'utilisent pour la formation de structures qui forment la terminaison périphérique de composants de puissance. Ces terminaisons sont nécessaires pour que ces composants puissent supporter la tension appliquée dans l'état bloqué. De la même façon que pour les contacts de type n<sup>+</sup>, le contrôle de l'activation des impuretés de bore est indispensable, que ce soit pour former le puit sur lequel se formera le canal MOS ou pour la formation de la terminaison d'un composant. En effet, de cette activation dépendra la tension de seuil et la transconductance du transistor MOSFET résultant dans un cas, et la tension de rupture du dispositif fabriqué dans l'autre cas.

A partir de ce dopant (bore), et en parallèle avec l'étude sur l'implantation de type n, une étude sur la recristallisation a été effectuée et particulièrement sur l'optimisation du couple « température-durée » de recuit. La recristallisation totale du réseau (sur la base d'une méthode relative aux phonons avec la spectroscopie Raman), est obtenue pour un couple de 1150°C pendant 4 min.

Une étude sur substrat semi-isolant implanté bore à énergie standard et température ambiante, a été réalisée avec la même méthodologie que pour celle de l'étude sur l'implantation de type n et sur la cinétique de recuit d'une implantation. Des recuits successifs ont été faits et alternés avec des mesures surfaciques AFM et électriques SonoGage® de 1500°C à 1650°C. Une température minimum de 1500°C et non pas 1300°C comme le type n a été choisie, du fait que l'activation à cette température est quasiment inexistante. Pour confirmer les observations faites sur cette phase d'étude, un essai sur un autre échantillon implanté à faible dose optimisée pour la formation de JTE de diodes de haute tension a été réalisée. D'autre part une étude sur la possibilité de la double implantation chargé bore a été testé pour obtenir une profondeur plus importante d'implantation.

En conclusion de ces études sur l'implantation de bore, nous avons observé une forte diffusion du bore durant les recuits d'activation à haute température (> 1550°C). De plus cette diffusion s'accompagne d'une forte perte de dose implantée qui est d'autant plus importante que la dose est élevée. D'autre part la forme du profil d'impureté après recuit n'est pas utilisable pour la fabrication de composants sauf dans le cas des doses les plus faibles ( $2,5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ ). Le bore semble être utilisable pour réaliser des protection de périphérie haute tension, à condition de contrôler la dose d'impureté finale dans le cristal.

## **Perspectives**

Pour qu'un recuit soit optimum, il faut une recristallisation totale de l'échantillon. Ce qui est facilement réalisable, mais il est surtout nécessaire de conserver l'intégrité de la surface et d'activer les dopants.

C'est ce que nous avons optimisé pour l'implantation de type n à température ambiante. Or, actuellement, l'implantation d'aluminium (type p) et son recuit post-implantation n'est valable que lorsque l'échantillon est implanté à haute température (600°C). Sans quoi la surface est fortement endommagée après recuit.

Dans l'avenir, il serait intéressant de savoir si le deuxième recuit à 1150°C pendant 1H réduit fortement la rugosité de surface, sans en diminuer l'activation, comme il le fait pour le type n.

## ANNEXE A : FOUR SiC JIPELEC

Dans ce travail nous avons utilisé un four RTA SiC JIPELEC au CNM pour recristalliser et activer les impuretés après l'implantation dans SiC (Fig. 136).

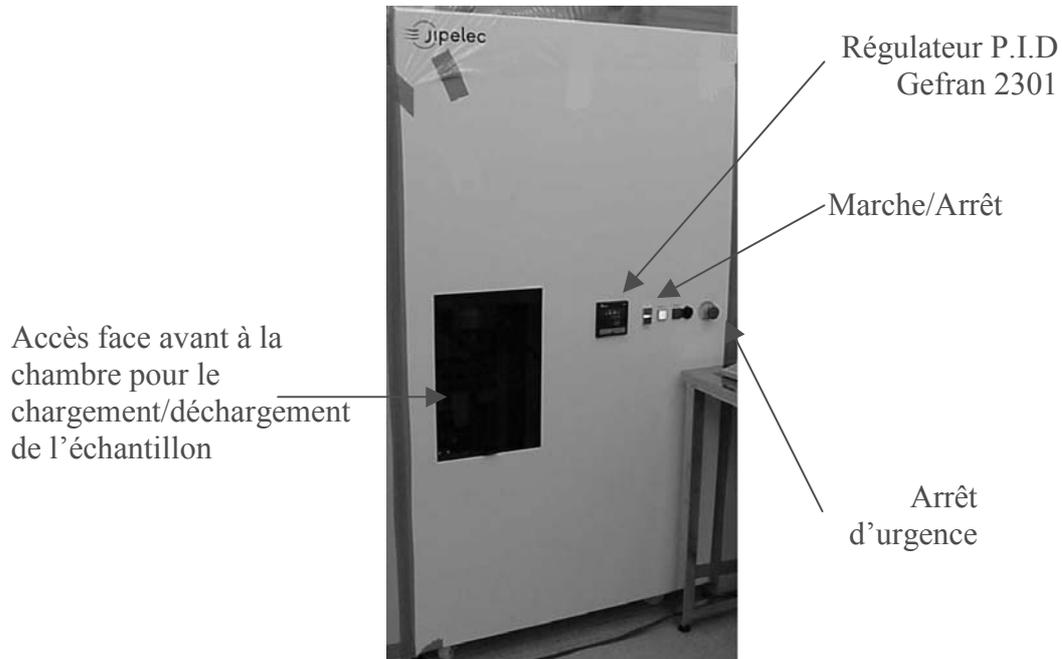


Fig. 136.- Photo du four SiC JIPELEC (face avant) utilisé dans ce travail.

Le principe de ce four à induction est le suivant : le générateur (en dehors du four) crée la RF (« Radio Frequency » ou onde radio), cette RF donne la puissance à l'inducteur (placé dans le réacteur). Et c'est ce même inducteur qui crée le champ magnétique autour du suscepteur (grâce à des bobines à inductions). Pour moduler l'injection de puissance, un onduleur, est placé dans le réacteur et permet ainsi de jouer aussi sur l'homogénéité de la température à fournir.

Le suscepteur, plongé dans le champ magnétique variable, est alors le siège de courants induits. Ces courants dissipent de la chaleur par effet Joule dans le suscepteur, ce dernier chauffe alors par conduction et rayonnement l'échantillon.

Le four SiC JIPELEC comprend plusieurs parties :

- une partie réacteur située sur la partie gauche du système (Fig. 136). La chambre est constituée d'un tube de quartz fermé aux extrémités et refroidi par cooling (air + eau) (voir Fig. 137 et Fig. 138), de bobines inductives l'entourant en son centre, d'un porte échantillon, d'un suscepteur 2 pouces (graphite, ou graphite recouvert SiC), d'un couvercle, et d'un anneau (Fig. 139).

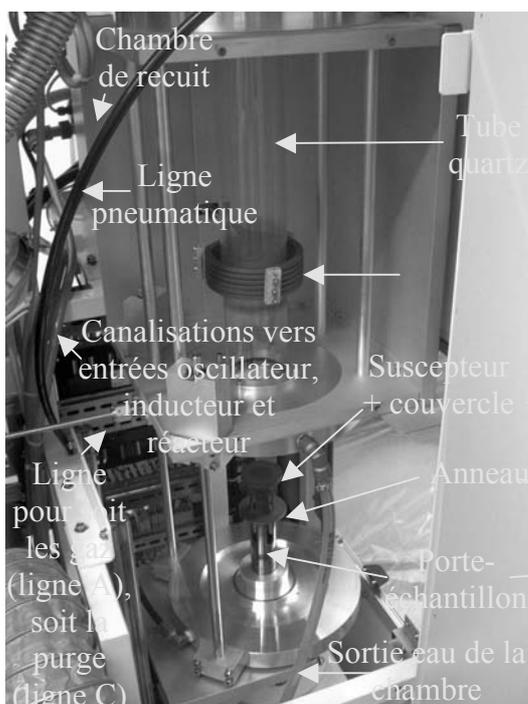


Fig. 137.-Réacteur du four JIPELEC, ici ouvert, avec ses composants (tube en quartz, bobines, porte échantillons, suscepteur, couvercle, anneau...).

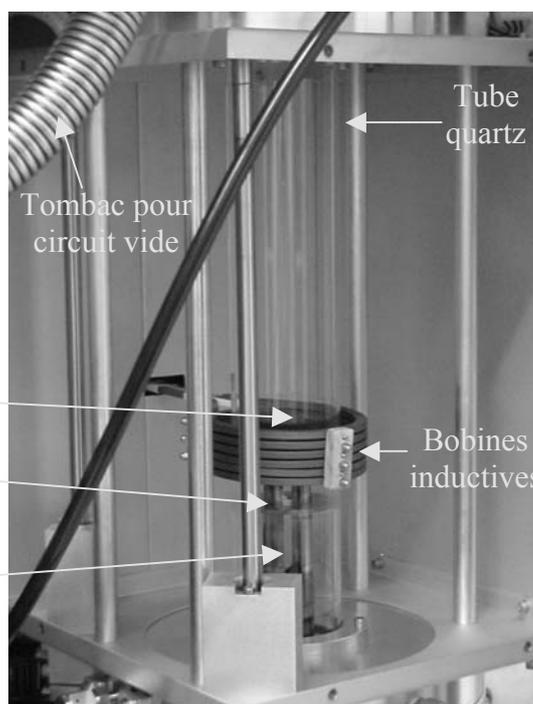


Fig. 138.- Porte échantillon à l'intérieur du tube en quartz, comme lors d'un recuit.

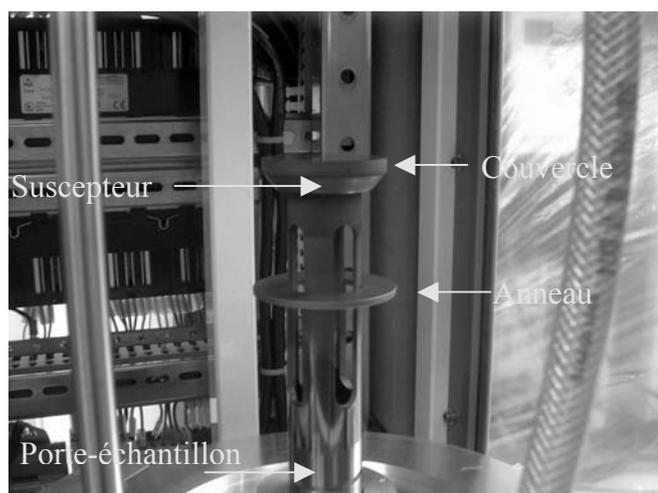
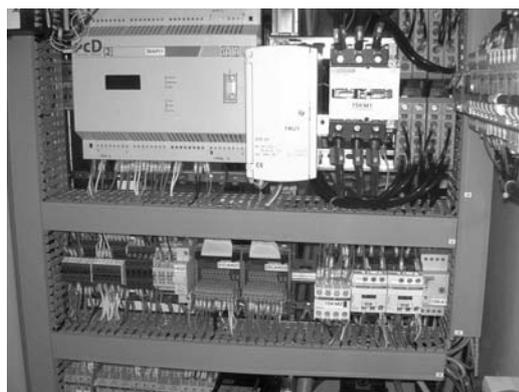


Fig. 139.- Porte échantillon, anneau, suscepteur et couvercle.

- une partie électrique. Elle comprend des disjoncteurs, des contacteurs, un contrôleur P.I.D (Proportionnelle/ Intégrale/ Dérivé) Gefran 2301 (Fig. 140) et un générateur RF (à l'extérieur) qui donne la puissance à l'inducteur. Hormis le générateur, la partie électrique est majoritairement placée du côté droit du four (Fig. 141a et b).



Fig. 140.- Contrôleur P.I.D Gefran 2301 sur le four SiC JIPELEC.



a)



b)

Fig. 141.- Composants électrique du four (a) et (b) dont la Fore pump sur l'image (b).

- un circuit de gaz, situé dans le cabinet à gaz à l'arrière du four (Fig. 142 et Fig. 143). Les connections sont faites par la partie supérieure du système pour l'arrivée et l'extraction des gaz (Fig. 142). Nous avons une ligne de gaz argon (Ar), une ligne de gaz silane ( $\text{SiH}_4$ ), une ligne de  $\text{N}_2\text{O}$  puis une ligne de purge  $\text{N}_2$  que nous utilisons aussi comme gaz pendant le recuit puisque la qualité est identique, il suffit de « purger » la chambre pendant le recuit. Les « mass flow » permettent de réguler la quantité voulue (jusqu'à 200 sccm pour Ar, 100 sccm pour  $\text{SiH}_4$  et  $\text{N}_2\text{O}$ ). Rappelons que 1 L/min = 1000 sccm.

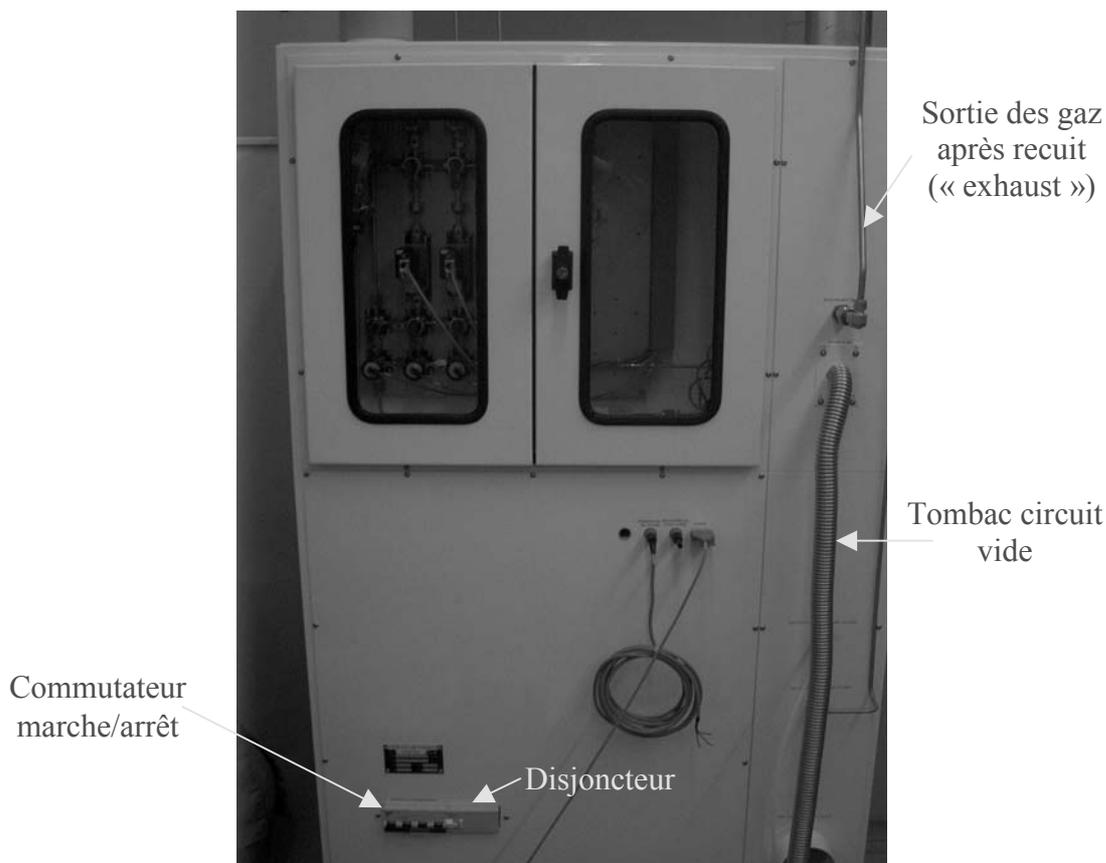


Fig. 142.- Arrière du four SiC JIPELEC.

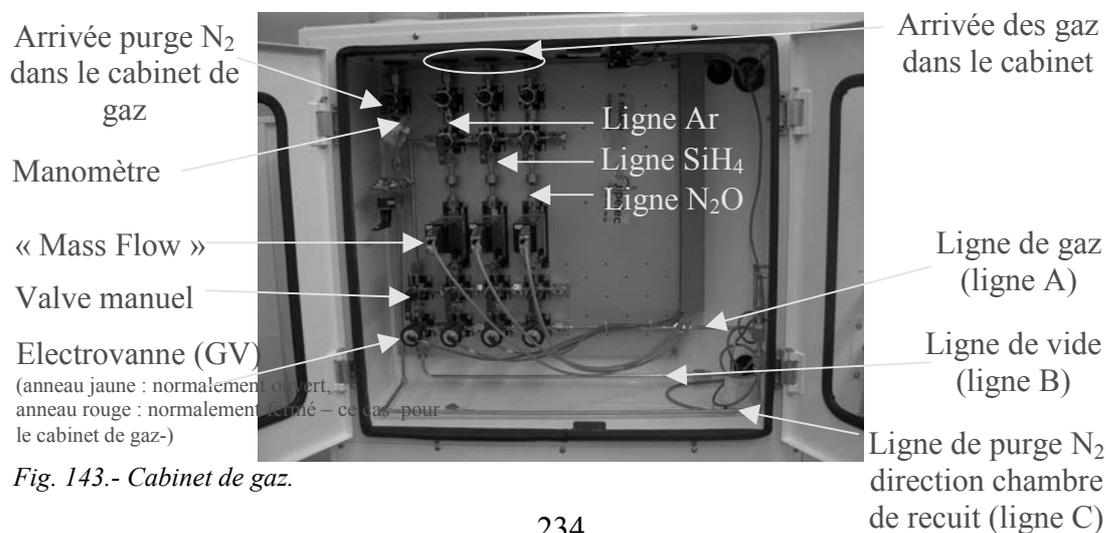


Fig. 143.- Cabinet de gaz.

- un circuit de vide (primaire et secondaire). Il est constitué d'une pompe primaire EDWARDS ; d'une pompe secondaire Turbo pompe PFEIFFER (Fig. 145 et Fig. 146), d'une pompe « Fore pump » PFEIFFER (Fig. 141b), d'un manomètre KPR, et la connectique correspondante.

Il faut attendre un vide primaire d'un minimum de  $3.10^{-1}$  Torr pour commencer à faire le vide secondaire. Ce dernier peut atteindre  $4,9.10^{-6}$ - $1.10^{-7}$  Torr, ce qui est considéré comme un bon vide secondaire. Quant à la « Forepump », elle extrait ce que la Turbo pompe a aspiré ; elle permet ainsi d'augmenter la capacité de la Turbo pompe.

Le manomètre KPR, permet de savoir si oui ou non, la chambre est à pression atmosphérique. La diode rouge le surmontant, indique l'arrêt de la purge (ou mise à pression atmosphérique).

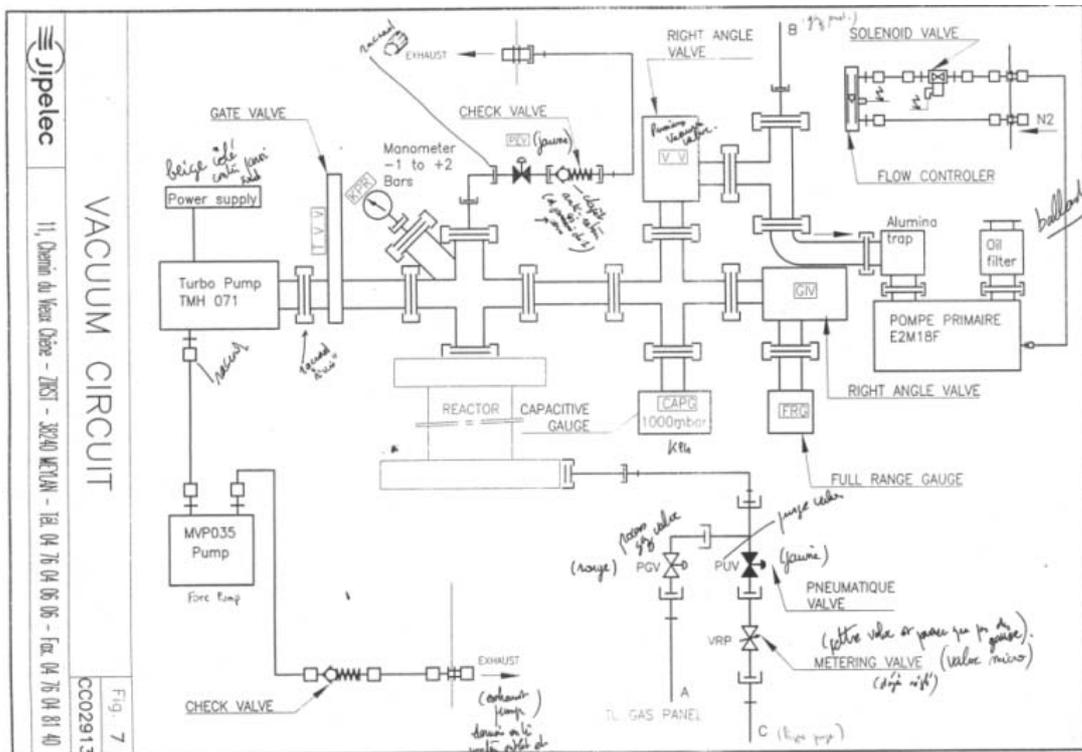


Fig. 144.- Schéma du circuit de vide [SiC JIPELEC manual].

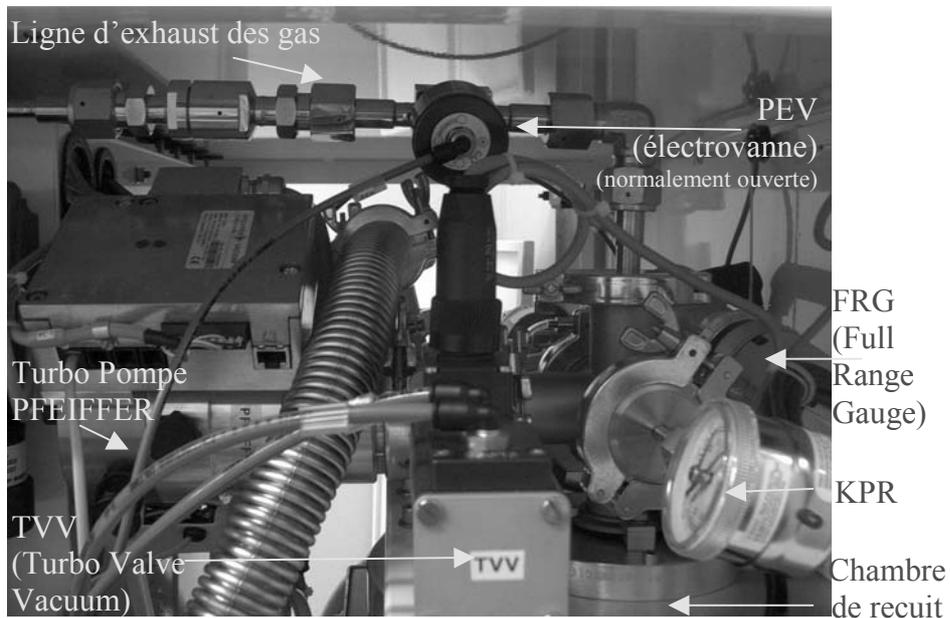


Fig. 145.- Circuit de vide (coté gauche du four), constitué à gauche de la turbo pompe, à droite au premier plan du manomètre KPR indiquant si oui ou non le système est à pression atmosphérique.

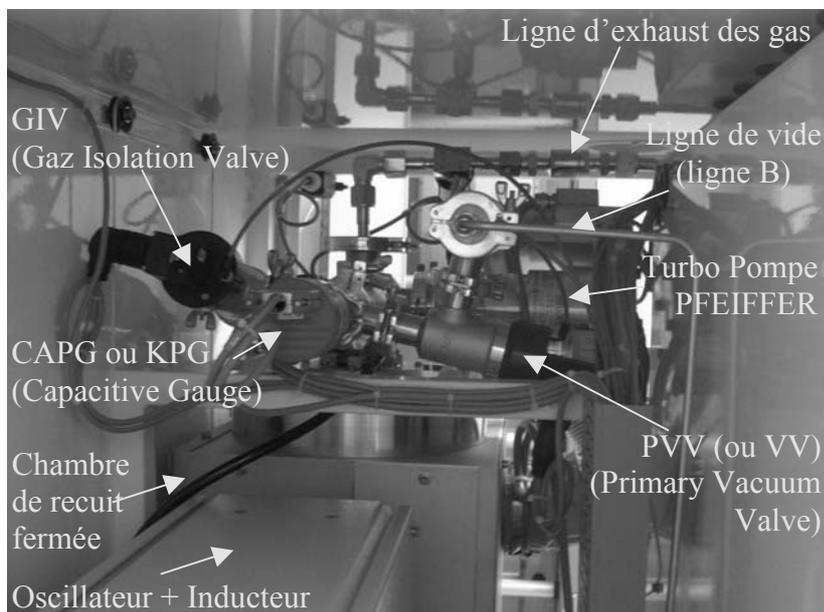


Fig. 146.- Circuit de vide (coté gauche du four).

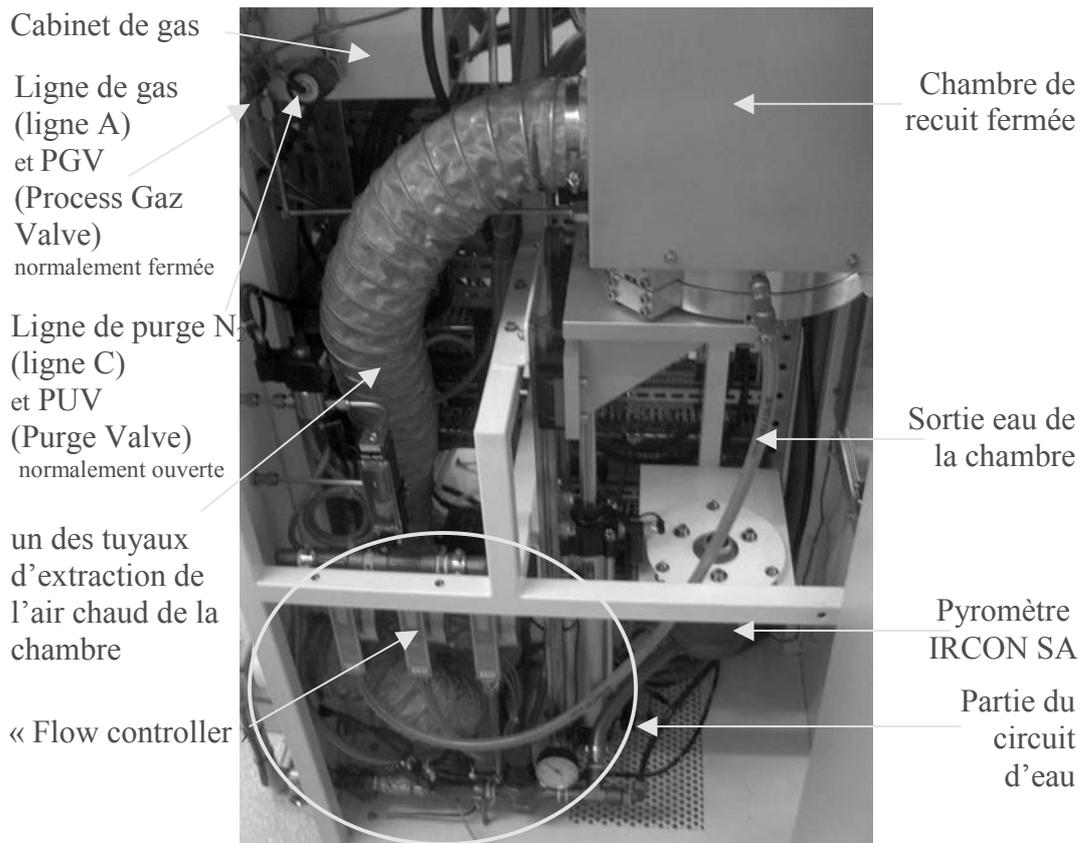


Fig. 147.- Vue d'ensemble du côté gauche du four SiC JIPELEC. En bas de la photo, partie du circuit d'eau, à droite la chambre fermée avec un de ses tuyaux d'extraction de l'air chaud.

- un circuit d'eau, à l'intérieur du four et est connecté à la chambre de recuit et à l'extérieur par des connexions diverses (Fig. 147 et Fig. 148).

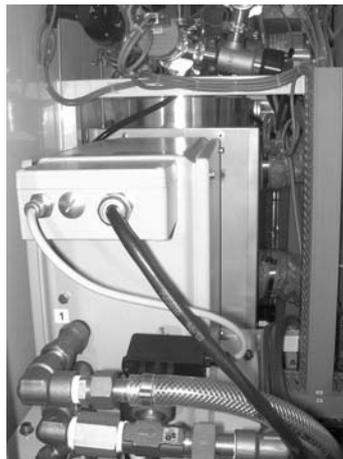


Fig. 148.- Oscillateur et Inducteur du réacteur (côté droit du four).

- un système de mesure de température (dans notre cas un pyromètre IRCON SA)

Le tout est contrôlé par un ordinateur à l'extérieur du four, qui est relié à ce dernier par un câble RS 232.

Ce four peut recuire des wafers de dimensions maximales 2 pouces. Le four peut atteindre des températures de l'ordre de 2000°C (mais le contrôle de température se fait entre 700°C et 2100°C). Dans ce travail nous ne l'avons utilisé que jusqu'à 1700°C. Les valeurs des rampes en température pour atteindre la température souhaitée est de 30-40°C/s maximum, du fait du matériau constituant le suscepteur (graphite, ou graphite recouvert SiC par la suite).

Pour la reproductibilité des recuits, il est essentiel que la chambre du four soit parfaitement propre. D'où l'intérêt de faire avant et après recuit un nettoyage du four. Ce dernier (57 min) consiste en fait à faire un recuit sans échantillon avec un cycle de vide primaires, secondaires et de purges, puis en terminant par un cycle de vide primaire long et une purge très importante pour évacuer les impuretés éventuelles dégazées durant le chauffage.

De la même manière avant le recuit par lui-même un long cycle de vides primaires, secondaires et de purges est effectué. Ce dernier dure en tout 1H14 min. A la descente, l'échantillon est toujours sous le gaz de recuit, puis automatiquement à la fin de la programmation du recuit est fait par le four un cycle vide-purge. Avant recuit, l'échantillon à recuire est nettoyé avec du HF (acide fluorhydrique) puis bien rincer à l'eau. Avant de le recuire il faut, par précaution attendre qu'il soit bien sec (minimum un jour) pour éviter tout dégazage lors du recuit. Avant de le charger dans le four, un nettoyage avec un pistolet d'azote (azote sec) est effectué.

Un nettoyage de l'ensemble porte-échantillon, suscepteur et couvercle peut aussi être fait de temps en temps avec de l'isopropanol, puis pour correctement sécher, terminer avec le pistolet d'azote.

Le four, contrôlé par l'ordinateur, permet d'utiliser ce dernier manuellement, ou de le programmer (en particulier pour faire des recuits) et de charger ces derniers programmes de recuit.

Il permet aussi de vérifier l'état à l'instant t du four (les valves, la pression, la température, etc...) mais en dehors d'un recuit.

Pour ce dernier, une fenêtre comprend les indications à l'instant t pour les valves, les températures souhaitées et réelles (mesurées par le pyromètre), les gaz fournis et leur quantité. Sur cette même fenêtre on peut noter aussi l'évolution de la température voulue (setpoint), celle mesurée par le pyromètre et l'évolution de la puissance ; enfin le nombre totale d'étapes, la durée de l'étape en cours, la durée du recuit ; mais aussi le numéro de l'étape en cours, le temps restant pour terminer l'étape, et celui pour terminer le recuit. Une fenêtre appelée « synoptic table » permet aussi de visualiser directement, pendant le recuit, sur un schéma ce qui se passe au niveau des valves, de la pression, etc...

Ainsi alors que nous allons expliquer brièvement comment s'effectue un cycle de vide primaire, secondaire puis de purge ; ce dernier pourra être visualiser sur les Fig. 149, Fig. 150 et Fig. 151 en complément des Fig. 144, Fig. 145, Fig. 146.

Lorsque le vide primaire s'effectue (Fig. 149), seule la PVV (Primary Vacuum Valve) est ouverte, permettant une communication entre la chambre et la pompe primaire. La Turbo pompe reste en fonctionnement mais pas en action. La FRG (Full range gauge) qui permet de mesurer le vide secondaire fait par la Turbo pompe ne mesure pas le vide dans la chambre à ce moment là car la GIV (Gaz isolation valve) est fermée. Seul la CAPG ou KPR (Capacitive Gauge) ou encore « capacitive manometer » sur la synoptic table, la mesure. Pour ne pas que la Turbo pompe soit abîmé par les gaz « restant » pendant le vide primaire, la TVV (Turbo Vacuum Valve) est fermée. Bien sûr les valves reliant le cabinet de gaz (PGV, Process Gas Valve) et la purge (PUV, Purge Valve) ne sont pas ouvertes, ni celle de l' « exhaust » de gaz (PEV). Pas plus les GV (Gaz Valve Ar, SiH<sub>4</sub>, N<sub>2</sub>O) du cabinet de gaz.

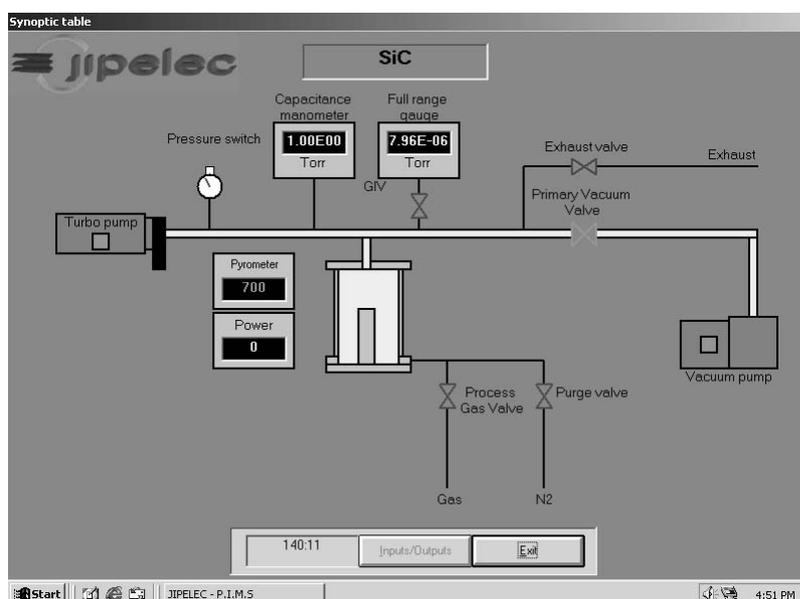


Fig. 149.- Four SiC JIPELEC lors du vide primaire.

Inversement lors du vide secondaire (Fig. 150), la PVV est fermée. La pompe primaire est en fonctionnement mais pas en action. LA TVV est ouverte. La FRG mesure le vide dans la chambre créée par la Turbo pompe. La CAPG est toujours libre de mesurer le vide, c-a-d qu'il n'y a pas de valve entre la chambre et lui. De la même manière que précédemment, les valves reliant le cabinet de gaz et la purge ne sont pas ouvertes, ni la PEV ni les GV.

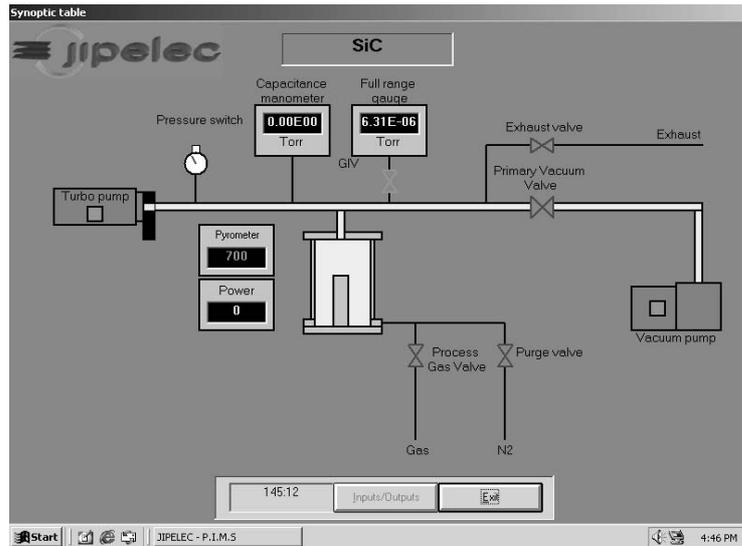


Fig. 150.- Four SiC JIPELEC lors du vide secondaire.

Enfin pour la purge (Fig. 151), c-a-d l'arrivée de gaz neutre d'azote permettant de remettre le four à la pression atmosphérique. Les valves précédentes sont fermées, sauf la valve permettant la purge soit la PUV. Les pompes primaire et secondaire sont en fonctionnement mais pas en action.

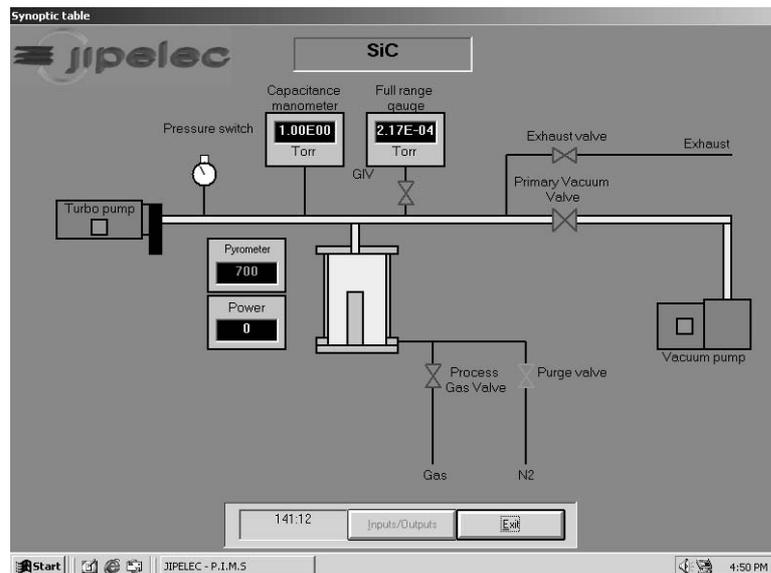


Fig. 151.- Four SiC JIPELEC lors de la purge.

Revenons à la mesure de la température de l'échantillon. Elle peut être mesurée par un thermocouple ou par un pyromètre optique. Dans notre cas c'est un pyromètre (mesure de la température à partir de 700°C).

Le problème de la mesure par thermocouple, est qu'elle contient des erreurs typiques des mesures par contact, c'est-à-dire les erreurs liées à la perturbation du champ

thermique que provoque l'application par contact du thermocouple sur le matériau à mesurer. A l'endroit du contact, le matériau à traiter n'a pas les mêmes propriétés radiatives et, de plus, un transfert de chaleur s'effectue par conduction le long des fils du thermocouple eux-mêmes soumis à la convection et au rayonnement. De tout ceci, on déduit que :

- même si le contact thermique est parfait, il y a une erreur de mesure due à l'effet des lignes de courant thermique vers la zone de mesure;
- la résistance thermique des fils du thermocouple doit être la plus élevée possible (ceci entraîne la nécessité d'avoir des fils de faible diamètre);
- les fils doivent être à l'abri des écoulements de gaz et du rayonnement des sources à haute température (ceci entraîne l'utilisation de couples montés, par exemple, dans une tige d'alumine protectrice).

Alors que la technique de mesure par pyrométrie optique, est une technique de mesure sans contact, qui ne perturbe pas le champ thermique du matériau traité. Le pyromètre mesure l'intensité du rayonnement lumineux émis par le matériau du fait de sa température. Les avantages essentiels de cette technique sont :

- la durée de vie illimitée,
- une facilité d'emploi plus aisée lorsque l'on a réglé le pyromètre, c'est-à-dire fait l'alignement du pyromètre avec la visée sur le susceptible,
- des échanges thermiques théoriquement nuls et donc absence de perturbation du champ thermique du matériau à mesurer,
- une faible constante de temps.

Mais la mesure de température est fortement liée à l'émissivité de la surface du matériau. Cette émissivité peut varier avec les divers traitements technologiques qu'a subit le matériau avant et éventuellement pendant le recuit lui-même (atmosphère oxydante, décomposition du matériau, exo-diffusion...). Si l'on veut connaître la température avant 700°C, il faut ajouter en plus un thermocouple. Dans notre cas nous avons un pyromètre.

De temps en temps, il faut aussi vérifier l'alignement du pyromètre avec la face arrière du susceptible.

De plus dans un four de recuit rapide, la puissance fournie aux éléments chauffants est pilotée de manière à amener la température de la plaquette à une consigne donnée. La boucle de régulation comprend le pyromètre, la « source d'énergie » et le système de contrôle proprement. Avec entre autre, comme nous l'avons dit un régulateur P.I.D. (Proportionnelle/Intégrale/Dérivée) qui permet d'éviter les « overshoots » de température lorsque l'on veut à un temps donné atteindre la

température voulue, c'est-à-dire que l'on souhaite ne pas dépasser ou très légèrement la température que l'on désirait après un temps de rampe donné.

La régulation PID fonctionne avec un puissant algorithme qui utilise le calcul intégral.

Contrairement à une régulation par thermostat qui fonctionne en tout ou rien, la régulation PID commande la puissance de chauffe de façon proportionnel de 0 à 100% (en mode puissance) ou en mode température (700-1700°C). Grâce à cette algorithme de calcul on atteint une très grande précision et stabilité ( +/- 1°C)

De manière générale, un régulateur PID effectue un traitement de l'écart entre la grandeur de consigne et la grandeur de sortie (régulée). Il a une action :

- proportionnelle : si cette action est importante on obtient une action énergétique rapide mais cependant avec un risque de dépassement et d'oscillation. Si elle est faible on a une réponse lente. ;
- intégrale : si on a une variation brusque de la consigne l'action de commande est plus progressive que l'action proportionnelle. Elle permet d'annuler l'écart en statique (erreur de position). En dynamique, on a un ralentissement du transitoire et une augmentation de l'instabilité ;
- dérivé : effet d'anticipation par prise en compte du sens de variation de l'écart. Il y a un effet stabilisateur en dynamique et une augmentation de la rapidité de la réponse.

Les paramètres P.I.D seront différents suivant si l'on veut un recuit exclusivement à de basses températures (750°C-1250°C) ou à des températures plus hautes (1600°C par exemple).

Lorsque nous avons recuit entre des températures de 750°C et 1250°C, nous avons changé et optimisé les paramètres P.I.D. En effet, il était impératif, alors que le temps réel de certains recuits pouvaient être de durée très courte (30s, 2 min), de ne pas créer d' « overshoot » de température. D'autant plus que pour l'étude sur la recristallisation (chap. 5), les températures de recuits changeait de 50°C en 50°C au début puis de 100°C en 100°C par la suite, il était donc nécessaire de se tenir à la température souhaitée pour étudier à une température et un temps donné, les effets sur la reconstruction du réseau.

Les différents paramètres de recuit qui sont les suivants ont été étudiés au chap. 4 :

- 1) Les valeurs du couple température/durée de recuit ;
- 2) La rampe de montée en température ;
- 3) Le palier de température intermédiaire pendant la montée ;
- 4) Le palier de température intermédiaire pendant la descente ;
- 5) La répétitivité du recuit.

## **ANNEXE B**

Quelques résultats d'autres équipes pour la rugosité (Tab. B1) et l'activation électrique (Tab. B2).

Equipe	Polytype de l'échantillon et Type	RMS vierge implantée	Espèce implantée	Dose (cm <sup>-2</sup> )	Conc. (cm <sup>-3</sup> )	T(°C) d'impl.	RMS implanté	T°C de recuit (1 <sup>er</sup> )	Durée (H,min) Gaz	RMS après recuit (1 <sup>er</sup> )	T°C de recuit (2 <sup>ème</sup> )	Durée (H,min) Gaz	RMS après recuit (2 <sup>ème</sup> )	Spécificité Particulière lors du recuit
Tsao et al [93]	4H-SiC	--	Al	8,2.10 <sup>15</sup>	> 1.10 <sup>20</sup>	650°C	--	1400°C	30 min Ar	--	1650°C	30 min Ar	2,28 nm	graphite cap
	4H-SiC	--	Al	8,2.10 <sup>15</sup>	> 1.10 <sup>20</sup>	650°C	--	1400°C	30 min Ar	--	1650°C	30 min Ar	26,1 nm	SiC cap
Merret et al [87]	4H-SiC	--	Al	5.10 <sup>15</sup>	1.10 <sup>20</sup>	650°C	--	--	--	--	1650°C	30 min	6,5 nm	--
	4H-SiC	--	Al	5.10 <sup>15</sup>	1.10 <sup>20</sup>	650°C	--	1400°C	30 min	--	1650°C	30 min	2,2 nm	--
Negoro et al [84]	4H-SiC	--	P	1.10 <sup>15</sup>	5.10 <sup>19</sup>	500°C		1700°C	30 min Ar	1 nm				graph. cap +oxydation. après recuit
	4H-SiC	--	P	1.10 <sup>16</sup>	5.10 <sup>20</sup>	500°C		1700°C	30 min Ar	1 nm				graph. cap +oxydation. après recuit
	4H-SiC	--	P	6.10 <sup>16</sup>	3.10 <sup>21</sup>	500°C		1700°C	30 min Ar	3,5 nm				graph. cap +oxydation. après recuit
	4H-SiC	--	P	1.10 <sup>15</sup>	5.10 <sup>19</sup>	500°C		1700°C	30 min Ar	7,8 nm				Bare annealed
	4H-SiC	--	P	1.10 <sup>16</sup>	5.10 <sup>20</sup>	500°C		1700°C	30 min Ar	15,6 nm				Bare annealed
	4H-SiC	--	P	6.10 <sup>16</sup>	3.10 <sup>21</sup>	500°C		1700°C	30 min Ar	43,6 nm				Bare annealed



Equipe	Politype de l'échantillon	Espèce implantée	T(°C) d'impl.	Concentration visée (cm <sup>-3</sup> )	Epaisseur (µm)	T(°C) de recuit	Temps de recuit (H, min)	Ambiant	T(K) de mesures	Concentration effective (cm <sup>-3</sup> )	Activation (%)	µ (cm <sup>2</sup> /VS)	Rs (Ω/sq)	Rc (Ω.cm)																																																
Poggi et al [85]	6H-SiC	Phosphore	300	1.10 <sup>20</sup>	0,2	1300°C	20 min	Ar					900	0,018																																																
													380	0,008																																																
													330	0,007																																																
													200	0,007																																																
													100	0,0035																																																
Lazar et al [81]	6H-SiC	Azote	RT	1.10 <sup>13</sup>	--	1700°C	30 min	Ar				670	--																																																	
Dwight et al [90]	6H-SiC	Azote	RT	Dose 7,98.10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup> ~2.10 <sup>19</sup> cm <sup>-3</sup>	0,3	1500°C	15 min	Ar	RT	Dose 2,46.10 <sup>14</sup>	30,7	40	626																																																	
															Dose 7,98.10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup>	15 min	Ar	RT	Dose 2,68.10 <sup>14</sup>	33,6	42	557																																								
																							Dose 7,98.10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup>	15 min	Ar	RT	Dose 3,0.10 <sup>14</sup>	37,6	40	512																																
																															Dose 7,98.10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup>	15 min	Ar	RT	Dose 2,3.10 <sup>14</sup>	28,8	44	610																								
																																							Dose 7,98.10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup>	15 min	Ar	RT	Dose 2,6.10 <sup>14</sup>	32,6	37	653																
																																															Dose 7,98.10 <sup>14</sup> cm <sup>-2</sup>	15 min	Ar	RT	Dose 2,9.10 <sup>14</sup>	36,3	35	614								

Gardner et al [86]	6H-SiC	Phosphore	700	Dose $2,7 \cdot 10^{15}$ $\text{cm}^{-2}$ $\sim 5,4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$	$\sim 0,5$ $\mu\text{m}$	1600°C	15 min	Ar	RT	Dose $7,5 \cdot 10^{14}$	27,8	34	250	0,0125
	6H-SiC	Azote	700	Dose $2,7 \cdot 10^{15}$ $\text{cm}^{-2}$ $\sim 5,4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$	$\sim 0,5$ $\mu\text{m}$	1600°C	15 min	Ar	RT	$8,6 \cdot 10^{14}$	31,8	25	290	0,0145
	6H-SiC	Azote/ Phosphore	700	Dose $2,7 \cdot 10^{15}$ $\text{cm}^{-2}$ ( $1,35 \cdot 10^{15}$ chacun) $\sim 5,4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$	$\sim 0,5$ $\mu\text{m}$	1500°C	15 min	Ar	RT	$6,2 \cdot 10^{14}$	22,9	25	320	0,0160
	6H-SiC	Phosphore	RT	Dose $1,35 \cdot 10^{15}$ $\text{cm}^{-2}$ $\sim 5,4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$	$\sim 0,5$ $\mu\text{m}$	1600°C	15 min	Ar	RT	$4,1 \cdot 10^{14}$	4,7	46	736	0,0368
	6H-SiC	Azote	RT	Dose $1,35 \cdot 10^{15}$ $\text{cm}^{-2}$ $\sim 5,4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$	$\sim 0,5$ $\mu\text{m}$	1600°C	15 min	Ar	RT	$6,3 \cdot 10^{13}$	30,4	145	333	0,01665
	4H-SiC	Aluminium	Hautes temp ?	Dose $1 \cdot 10^{15}$ $\text{cm}^{-2}$	--	1700°C	5 min	Ar						60 k $\Omega$ /sq
4H-SiC	Aluminium	Hautes temp ?	Dose $7 \cdot 10^{14}$ $\text{cm}^{-2}$	--	1700°C	2 min	Ar						100 k $\Omega$ /sq	
4H-SiC	Aluminium	Hautes temp ?	Dose $7 \cdot 10^{14}$ $\text{cm}^{-2}$	--	1700°C	20 s	Ar						300 k $\Omega$ /sq	

Tab. B2. Valeurs de caractérisations électriques.

## REFERENCES

[1] **H. Moissan**, « Etude du Siliciure de carbone de la météorite de cañon Diablo », *Compte-Rendu des Séances de l'Académie des Sciences, Paris*. vol.140, 1905, p.405-406.

[2] site web <http://mineral.galleries.com>

[3] **J. Camassel, S. Contreras, J.L. Robert**, « SiC materials : a semiconductor family for the next century », *Comptes rendus de l'Académie des Sciences, Series IV, Physics*. Vol. 1, Issue 1, March 2000, p.5-21.

[4] **N.W. Jepps and T. F. Page**, *Prog. Crystal Growth and Charac.* 7, 259 (1983).

[5] **T.P. Chow, N. Ramungul, J. Fedison, and Y. Tang**, “SiC Power Bipolar Transistors and Thyristors”, in *Silicon Carbide recent Major Advances*, edited by W.J. Choyke, H. Matsunami, G. Pensl, Springer, 2004.

[6] **D. Tournier**, « Conception, Réalisation et Caractérisation d'un composant limiteur de courant commandé en carbure de silicium et son intégration système ». Lyon : Th. Doct, Lyon, Inst. Nat. Sc. Appl., 2003.

[7] site web Projet Solair <http://www.psa.es/webeng/index.html>

[8] **Siemens** site web <http://www.siemens.fr>

[9] **Feldman D.W., Parker J.H. Jr., Choyke W.J. and Lyle Patrick**, “Raman scattering in 6H-SiC”, *Phys. Rev.*, vol. 170, 1968, p.698-704.

[10] **Bechstedt F., Kackell P., Zywietz A., Karch K., Adoph B., Tenelsen K and Furthmüller J.**, “Polytypism and Properties of SiC”, *Phys. Stat. Sol. (b)*, vol 202, 1997 ; Special issue: Silicon Carbide : A Review of Fundamental Questions and Applications to Current Device Technology, Vol. 1, Choyke W.J., Matsunami H. et Pensl G. edit., Akademic Verlag, Berlin, p.35-62.

[11] **Freitas J.A. Jr.**, “Phonons in SiC polytypes”, Chapter 2.2 of “Properties of Silicon Carbide”, *EMIS Data Review Series 13*, edited by G.L. Harris, INSPEC Publication, 1995, p.22.

- [12] **Harris G.L.**, “Lattice parameters of SiC”, Chapter 1.2 of “Properties of Silicon Carbide”, EMIS Data Review Series **13**, edited by G.L. Harris, INSPEC Publication, 1995, p.4 (room temperature values).
- [13] **Chen .A et Srichaikul P.**, Phys. Stat. Sol. (b) **202**, 81 (1997)
- [14] **Wieting T.J.** and **Schlüter M.**, Electrons and phonons in layered crystal structures,. edit., D. Reidel Publishing Company, Dordrecht, Holland, 1979, p. 321-407.
- [15] **Lambrecht W.R.L., Limpijumnong S., Rashkeev S.N.** and **Segall B.**, “Electronic band structure of SiC polytypes: a discussion of theory and experiment”, Phys. Stat. Sol. (b), vol 202, 1997, special issue: Silicon Carbide : A Review of Fundamental Questions and Applications to Current Device Technology, Vol. 1, edited by Choyke W.J., Matsunami H et Pensl G., Akademic Verlag, Berlin, 1997, p.5-33.
- [16] **Nakashima S.** and **Harima H.**, “Raman investigation of SiC polytypes”, Phys. Stat. Sol. (b), vol 202, 1997, special issue: Silicon Carbide : A Review of Fundamental Questions and Applications to Current Device Technology, Vol. 2, Choyke W.J., Matsunami H et Pensl G. edit., Akademic Verlag, Berlin, 1997, p.39-64.
- [17] **Camassel J., Vicente P.** and **Falkowski L.**, “ Optical characterization of SiC materials : bulk and implanted layers”, Paper We3-1, Proc. ECSCRM’2000 (Kloster-Banz, Germany). Mat. Science Forum.
- [18] **Kunert H., Maurice T.P., Hauser T., Malherbe J.B., Prinsloo L.C., Brink D.J., Falkowski L.A.** and **Camassel J.**, “ Effects of hydrogen implantation and annealing on the vibration properties of 6H-SiC”, Paper MoP-27, Proc. ECSCRM’2000 (Kloster-Banz, Germany), Mat. Science Forum.
- [19] **Feldman D.W., Parker J.H. Jr., Choyke W.J.** and **Lyle Patrick**, “Phonon dispersion curves by Raman scattering in SiC/ polytypes 3C, 4H, 6H, 15R and 21R”, Phys. Rev., vol. 173, 1968, p.787-793.
- [20] **Nakashima S** and **Harima H.**, “Characterization of structural and electrical properties of SiC polytypes by Raman spectroscopy”, Inst. of Physics Conf. Series, vol 142, 1996, p.269-274.
- [21] **Wellenhofer G.** and **Rössler U.**, “Global band structure and near-band-edge states”, Phys. Stat. Sol. (a), vol. 162, 1997, special issue: Silicon Carbide : A Review of Fundamental Questions and Applications to Current Device Technology, Vol. 1, Choyke W.J., Matsunami H et Pensl G. edit., Akademic Verlag, Berlin, 1997, p.107-123.

- [22] **Camassel J., Contreras S., Robert J.L.**, « SiC materials : a semiconductor family for the next century », *C. R. Acad. Sciences - Paris*, T.1, Série IV, 2000, p.5-21.
- [23] **Biedermann E.**, *Solid State Comm.*, vol.3, 1965, p.343.
- [24] **Choyke W.J.**, « Optical and electrical properties of SiC », NATO ASI Series, series E: Applied Sciences, vol 185: The physics and chemistry of carbides, nitrides and borides, edited by Freer R., 1990, p.563-587.
- [25] **Choyke W.J., Devaty R.P. and Sridhara S.G.**, “A survey of conduction and valence band edges in SiC”, *Physica Scripta*, vol.T79, 1999, p.9-15.
- [26] **Persson C. and Lindfeldt U.**, “Detailed band structure for 3C, 2H, 4H, 6H-SiC and Si around the fundamental band gap”, *Phys. Rev B*, vol 54, 1996, p.10257-10260.
- [27] **Chen W.M., Son N.T., Janzén E., Hofmann D.M. and Meyer B.K.**, “Effective masses in SiC determined by cyclotron resonance experiments”, *Phys. Stat. Sol. (a)* vol 162, 1997 ; Special issue: *Silicon Carbide : A Review of Fundamental Questions and Applications to Current Device Technology*, Vol. 2, Choyke W.J., Matsunami H. et Pensl G. edit., Akademic Verlag, Berlin, p.79-93.
- [28] **G.Wellenhoffer and V.Rössler**, *Solid State Com.*, **96**, 887 (1995) ; *ibid. Phys. Stat. Sol.(b)*, **202**, 107 (1997)
- [29] **R.Kaplan, R.J.Wagner, M.J.Kim, R.J.Davis**, *Solid State Comm.*, **55** (67), (1985).
- [30] **J.Kono, S.Tareyama, H.Yokoi, N.Miura, K.Yamanaka et al.** *Phys. Rev.*, **B 48**, 10909 (1993).
- [31] **G.Pensl**, communication privée (voir G.Wellenhoffer et al. *Phys. Stat. Sol. (b)* **202**, 107 (1997)).
- [32] **A.V.Melnichuk, Y.A.Pasechnick**, *Soviet Physics-Solid State*, **34**, 227 (1992).
- [33] **H.Harima, S.Nakashima and T.Vemura**, *J.Appl. Phys.*, **78**, 1996 (1995).
- [34] **N.T.Son, O.Kordina, A.O.Konstantinov, W.M.Chen et al.**, *Appl. Phys. Lett.*, **65**, 3209 (1994).
- [35] **N.T.Son, W.N.Chen, O.Kordina, A.O.Konstandinov et al**, *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 1074 (1995).
- [36] **D.Volm, B.K.Meyer., D.M.Hoffmann, W.M.Chen, N.T.Son et al.** *Phys. Rev.*, **B 53**, 15409 (1996).
- [37] **B.Ellis**, T.S.M., *Proc. Roy. Soc* **A229**, 383 (1967).

- [38] **K.Karch et al.**, Proc. 22nd ICPS (Vancouver) World Scientific Publ. Co., Singapore, p. 401 (1995).
- [39] **P.Kackell**, Ph. D. Thesis, (Jena 1996).
- [40] **W.R.Lambrecht** and **B.Segall**, Phys. Rev. **B52**, R.2249 (1995); ibid. Phys. Stat. Sol. (b) **202**, 5 (1997).
- [41] **C.Persson** and **U.Lindefelt**, Phys. Rev., **54**, p. 10257, (1996).
- [42] **M.Willatzen**, **M.Cardona** and **N.E.Christensen**, Phys. Rev. **B51**, 13150 (1995).
- [43] **A.B.Chen**, **P.Srichaikul**, Phys. Stat. Sol. (b), **202**, 81 (1997).
- [44] **Bir G.L.** and **Pikus G.E.**, *Symmetry and strain-induced effects in semiconductor*, John-Wiley and Sons, New York, 1974.
- [45] **M.Willatzen**, **M.Cardona** and **N.E.Christensen**, Phys. Rev. **B51**, 13150 (1995)
- [46] **J. Pernot**, **S. Contreras**, **J. Camassel**, soumis à J. Appl. Phys
- [47] **J. Pernot**, **S. Contreras**, **J. Camassel**, **J.L. Robert**, **W. Zawadzki**, **E. Neyret**, **L. Di Cioccio**, Appl. Phys. Lett. 77, 4359 (2000).
- [48] **J. Pernot**, **W. Zawadzki**, **S. Contreras**, **J.L. Robert**, **E. Neyret**, **L. Di Cioccio**, J. Appl. Phys. 90, 1869 (2001).
- [49] **G. Pensl**, **F. Schmid**, **F. Ciobanu**, **M. Laube**, **S.A. Reshanov**, **N. Schulze**, **K. Semmelroth**, **H. Nagasawa**, **A. Schöner** and **G. Wagner**, Mat. Sci. Forum **433-436**, (2003), p.365.
- [50] **Cree Research** site web <http://www.cree.com>
- [51] Compound Semiconductor, September 2003.
- [52] **E.Morvan**, « Modélisation de l'implantation ionique dans a-SiC et application à la conception de composants de puissance ». Lyon : Th. Doct, Lyon, Inst. Nat. Sc. Appl., 1999.
- [53] **J.F Ziegler**, **J.P Biersack**, **U. Littmark**, Pergamon Press, New York (1985).
- [54] **P.N. Favennec**, L'Implantation Ionique pour la Microélectronique et l'Optique, Collection Technique et Scientifique des Télécommunications, ENST, Ed. Masson.
- [55] **J. Lindhard**, **M. Scharff**, **H.E. Schiott**, Mat.-fys. Medd. Kgl. Dan. Vid. Selsk. 33 p.14 (1948).

- [56] **J.P. Biersack**, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research *174* p. 257 (1980).
- [57] **Cristina Martin**, site web <http://www.cnm.es/~cmartin>, Centro Nacional de Microelectrónica (CNM), Dep. Nanotecnología, Campus de la UAB, 08193 Bellaterra, (Barcelona), Spain.
- [58] **Christian Frétiqny**, Les microscopies de force : Aspects expérimentaux et applications, ESPCI/LPQ, CNRS ESA 7069, Systèmes Interfaciaux à l'Echelle Nanométrique, 10 rue Vauquelin, 75231 Paris cedex 05.
- [59] **L. Pauling**, "The Nature of the Chemical Bond and the Structure of Molecules and Crystals: an Introduction to Modern Structural Chemistry", Third edition, Cornell University Press (1960).
- [60] **W. Choyke, R. Devaty, L. Clemen, M. MacMillan, M. Yoganathan, and G. Pensl**, Inst. Phys. Conf. Ser. 142, 257 (1996).
- [61] **P.Y. Yu and M. Cardona**, Fundamentals of Semiconductors (Springer-Verlag, New York, 1996)
- [62] **W. Windl, K. Karch, P. Pavone, O.Schütt, D. Strauch, W. H. Weber, K. C. Hass, and L. Rimai**, Phys. Rev. B **49**, 8764 (1994)
- [63] **K. Karch, P. Pavone, W. Windl, D. Strauch, and F. Bechstedt**, Int. J. Quantum Chem. **56**, 801 (1995).
- [64] **K. Karch, F. Bechstedt, P. Pavone, and D. Strauch**, Phys. Rev. B **53**, 13 400 (1996)
- [65] **F. Bechstedt, P. Käckell, A. Zyweitz, K. Karch, B. Adolph, K. Tenelsen, and J. Furthmüller**, Phys. Status Solidi B **202**, 35 (1997).
- [66] **D. Olego and M. Cardona**, Phys. Rev. B **25**, 1151 (1982)
- [67] **J.C. Burton, L. Sun, M. Pophristic, S.J. Lukacs, F.H. Long, Z.C. Cheng, and I.T. Ferguson**, JAP Volume 84, Number 11 (1998)
- [68] **J.C. Burton, L. Sun, F.H. Long, Z.C. Cheng, and I.T. Ferguson**, Phys. Rev. B **59** 7282 (1999)
- [69] **F.J. Campos, N. Mestres, J. Pascual, E. Morvan, P. Godignon, and J. Millan**, JAP Volume 85, Number 1 (1999)
- [70] **J.A. Spitznagel, S. Wood, W.J. Choyke, N.J. Doyle, J. Bradshaw, S.G. Fishman**, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B **112**, p. 321 (1996)

- [71] **A. Pérez-Rodríguez, Y. Pacaud, L. Calvo-Barrio, C. Serre, W. Skorupa, and J.R. Morante**, Journal of Elec. Mat., Vols. 25, No. 3, 1996.
- [72] **J.F. Gibbons**, Fellow, IEEE, Part II, Proceedings of the IEEE, Vol. 60, N°9, September 1972.
- [73] **L. Baud**, « Etude des interactions métal/SiC. Application à la réalisation de contacts ohmiques pour les dispositifs électroniques en carbure de silicium ». Thèse INPG, Août 1995.
- [74] **H.H. Berger**, Solid State Electronics, Vol. 24, p 69-78 (1984).
- [75] **R.S. Popovic**, Hall effect devices, Adam Filger, Bristol, 1991.
- [76] **A. Schöner**, Chap. 3. Ion implantation and diffusion in SiC, Process Technology For Silicon Carbide Devices, Emis Processing Series 2, edited by Carl-Mikael Zetterling, IEE INSPEC.
- [77] **R. Rurali, E. Hernandez, P. Godignon, J. Rebollo, and P. Ordejon**, Mater. Sci. Forum **433-436**, 649-652 (2003).
- [78] **M. Laube, F. Schmid, G. Pensl, and G. Wagner**, Mater. Sci. Forum: 389-393 (2002) p. 791-794; *ibid.*: J. Appl. Phys. 92 (2002) p. 549.
- [79] **J. Camassel, S. Blanqué, N. Mestres, P. Godignon, and J. Pascual**, phys. stat. sol. (c) **0**, No. 3, 875–880 (2003) / DOI 10.1002/pssc.200306246.
- [80] **S. Ortolland, N.G. Wright, C.M. Johnson, A.P. Knights, P.G. Coleman, C.P. Burrows and A.J. Pidduck**, Mater. Sci. Forum : 353-356 (2001) pp. 567-570.
- [81] **M. Lazar, L. Ottaviani, M.L. Locatelli, C. Raynaud, D. Planson, E. Morvan, P. Godignon, W. Skorupa and J.P. Chante**, Mater. Sci. Forum : 353-356 (2001) pp. 571-574
- [82] **Y. Negoro, N. Miyamoto, T. Kimoto, and H. Matsunami**, Appl. Phys. Lett. 80, 240 (2002).
- [83] **Y. Negoro, N. Miyamoto, T. Kimoto and H. Matsunami**, Mater. Sci. Forum, 389-393 (2002) pp. 783-786
- [84] **Y. Negoro, N. Miyamoto, T. Kimoto and H. Matsunami**, Mater. Sci. Forum, 457-460 (2004) pp. 933-936
- [85] **A. Poggi, R. Nipoti, F. Moscatelli, G.C. Cardinali and M. Canino**, Mater. Sci. Forum, Vols 457-460 (2004) pp. 945-948.

- [86] **J.A. Gardner, A. Edwards, M.V. Rao, N. Papanicolaou, G. Kelner, O.W. Holland, M.A. Capano, M. Ghezzeo and J. Kretchmer**, JAP Vol 83, N°10, pp. 5118- 5124, 15 May 1998.
- [87] **J.N. Merret, J.D. Scofield, B.H. Tsao, M. Mazzola, D. Seale, W.A. Draper, I. Sankin, J.B. Casady, V. Bondarenko**, Mater. Sci. Forum, Vols 457-460 (2004) pp. 921-924.
- [88] **S. Tanimoto, H. Okushi, and K. Arai**, “Ohmics Contacts for Power Devices on SiC”, Silicon Carbide Recent Major Advances, edited by W. J. Choyke, H. Matsunami, G. Pensl, Springer, (2003).
- [89] **J. Sensaki, K. Fukuda, and K. Arai**, J. Appl. Phys. **94**, 2942 (2003).
- [90] **D. Dwight, M.V. Rao, O.W. Holland, G. Kelner, P.H. Chi, J. Kretchmer, M. Ghezzeo**, J. Appl. Phys. **82** (11), 1 December 1997.
- [91] **P. Terziyska**, « Propriétés de transport de alpha-SiC : Application aux composants électroniques », thèse de l’Université Montpellier II, Juillet 2003.
- [92] **G. Younes, G. Ferro, C. Jacquier, J. Dazord and Y. Monteil**, Mater. Sci. Forum, Vols 433-436 (2003) pp. 119-122.
- [93] **B.H. Tsao, S. Liu, and J. Scofield**, Mater. Sci. Forum, Vols 457-460 (2004) pp. 841-844.
- [94] **M. Rambach, R. Weiß, L. Frey, A.J. Bauer, and H. Ryssel**, Mater. Sci. Forum, Vols 457-460 (2004) pp. 1073-1076.
- [95] **A. Höfgen, V. Heera, F. Eichborn, W. Skorupa, W. Möller**, Materials Science and Engineering B61-62 (1999) pp. 353-357.
- [96] **L. Calcagno, P. Musumeci, F. Roccaforte, C. Bongiorno, G. Foti**, Applied Surface Science 184 (2001) pp. 123-127.
- [97] **V. Heera, R. Kögler, W. Skorupa, J. Stoemenos**, Appl. Phys. Lett. 67 (1999).
- [98] **S. Harada, M. Ishimaru, T. Motooka**, Appl. Phys. Lett. 69 (1996) p. 3534.
- [99] **M. Ishimaru, S. Harada, T. Motooja, T. Nakata, T. Yoneda, M. Inou**, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 127/128 (1997) p. 195
- [100] **E. Glaser, A. Heft, J. Heindl, U. Kaiser, T. Bachmann, W. Wesch, H. P. Strunk, E. Wendler**, Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996) p. 557.