



**HAL**  
open science

## Contact ohmique de faible résistivité sur SiC-4H dopé type-P

M Soueidan, Mihai Lazar, D. Tournier, Dominique Planson, Christophe Raynaud, Hervé Morel, Jean-Marie Bluet, Andrei Sabac

► **To cite this version:**

M Soueidan, Mihai Lazar, D. Tournier, Dominique Planson, Christophe Raynaud, et al.. Contact ohmique de faible résistivité sur SiC-4H dopé type-P. 4eme colloque sur les Matériaux du Génie Electrique, May 2008, Toulouse, France. hal-04606381

**HAL Id: hal-04606381**

**<https://hal.science/hal-04606381>**

Submitted on 10 Jun 2024

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

---

# Contact ohmique de faible résistivité sur SiC-4H dopé type-P

M. Soueidan<sup>1\*</sup>, M. Lazar<sup>1</sup>, D. Tournier<sup>1</sup>, D. Planson<sup>1</sup>, C. Raynaud, H. Morel<sup>1</sup>, J-M. Bluet<sup>2</sup>, A. Sabac<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Laboratoire Ampère – INSA de Lyon, Bât. L. de Vinci, 21, Av. J. Capelle, 69621 Villeurbanne Cedex – France

<sup>2</sup>Institut des Nanotechnologies de Lyon, INSA Lyon, Villeurbanne Cedex–France

\* E-mail : maher.soueidan@insa-lyon.fr

**Résumé :** L'impact du métal Ti/Ni sur la formation d'un bon contact ohmique sur le SiC-4H dopé P a été étudié. Nous avons fait varier la composition du métal et la température du recuit. Deux compositions d'alliage Ti/Ni ont été choisies ; la première est de 1,5/100 nm et la deuxième est de 25/100 nm respectivement de Ti et de Ni. La température de recuit est comprise entre 800 et 1200°C et le temps de recuit a été fixé à 2 minutes. Seule la composition de métal 25/100nm donne un contact ohmique. La résistance spécifique de contact est de l'ordre de  $3 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^{-2}$ . Les analyses XPS effectuées sur cet échantillon montre la formation de Ni<sub>2</sub>Si ainsi que la présence de précipités de carbone.

## I- Introduction

Le carbure de silicium (SiC) est un matériau semi-conducteur à large bande d'énergie interdite. Le SiC a reçu une attention particulière au cours des deux dernières décennies car il permet de répondre aux nouvelles exigences de l'électronique de puissance, à savoir un fonctionnement à haute température, à forte puissance et à haute fréquence, alors que les semi-conducteurs traditionnels ont quasiment atteint leurs limites de performance. Cependant, à l'heure actuelle, les caractéristiques des dispositifs à base de SiC, aussi bien pour les composants unipolaires que bipolaires, restent limitées, et la fabrication de contacts ohmiques stables et de faible résistivité à haute température devient essentielle. En effet, le titane et le nickel sont les métaux les plus utilisés pour la fabrication des contacts ohmiques sur le SiC de type n. De plus, le titane est utilisé pour la fabrication des diodes Schottky haute tension sur SiC dopé N et P [1-4]. Concernant le nickel une bonne qualité de barrière Schottky sur SiC type N a été reportée [5-7]. D'une manière générale, une faible résistance spécifique de contact peut généralement être obtenue sur SiC-4H de type N ( $10^{-4}$  à  $10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^{-2}$ ) et aussi sur SiC-4H de type P ( $10^{-3}$  à  $10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^{-2}$ ) [8-10]. En effet, un bon contact ohmique sur SiC type N a été formé en utilisant une couche de Ni [11-15] ou de Ti [16-18] avec un recuit à haute température. Récemment, un nouveau développement de métallisation a été étudié. Il consiste à évaporer des multicouches de Ti et Ni successivement suivies d'un recuit à haute température. Un bon contact ohmique a été obtenu sur SiC type P lors de l'utilisation d'un tel système [19-21]. Il faut bien mentionner que la formation des contacts ohmiques sur des substrats SiC dépend de la composition de l'alliage déposé, de la

concentration du dopage de la couche, et de la température de recuit de ces alliages.

Dans ce papier, nous présentons l'étude du contact ohmique (Ti/Ni) sur SiC-4H de type P. Les effets de la composition de l'alliage et de la température du recuit ont été étudiés. Des caractérisations courant-tension confirment l'état ohmique de notre système. Des analyses XPS ont été faites pour connaître la composition de la couche interfaciale.

## II- Dispositif expérimental

Les échantillons utilisés durant cette étude sont des substrats SiC-4H de type N ( $3 \times 10^{18} \text{ at/cm}^3$ ) avec une couche épitaxiée de 10  $\mu\text{m}$  d'épaisseur, dopée N à  $10^{15} \text{ at/cm}^3$ . Sur ces échantillons, des zones de type p de l'ordre de  $4 \times 10^{19} \text{ at/cm}^3$  ont été implantées localement. Les échantillons implantés ont subi un recuit à 1800°C pendant 30 minutes sous atmosphère d'argon. Pour déterminer la résistivité de contact, des motifs spécifiques dits TLM (Transmission Line Measurement) linéaires ont été effectués sur les régions de type P. Après recuit post-implantations et juste avant métallisation, les échantillons subissent un nettoyage chimique afin d'éliminer toute pollution de la surface. Ce nettoyage comprend :

- un dégraissage aux ultrasons dans un bain d'acétone pendant 5 minutes,
- un dégraissage aux ultrasons dans l'éthanol pendant 5 minutes,
- un nettoyage dans un bain acide H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> :H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (50 :50) pendant 10 minutes pour éliminer toute particule métallique à la surface de l'échantillon,
- un nettoyage dans HF dilué à 7% pendant 30 s pour éliminer la formation d'oxyde, suivi d'un rinçage à l'eau déionisée.

Après nettoyage, les échantillons sont placés directement dans le bâti d'évaporation pour éviter une éventuelle oxydation de la surface. Les évaporations de Ti et Ni ont été faites par effet joule. Deux compositions d'alliage Ti/Ni ont été choisies pour cette étude ; la première est de 1,5/100 nm et la deuxième est de 25/100 nm respectivement de Ti et de Ni. La formation des contacts ohmiques est obtenue après recuit dans un four RTA (JIPELEC) sous atmosphère d'argon. La température de recuit du palier principal est comprise entre 800 et 1200°C et le temps de recuit a été fixé à 2 minutes. La durée de la rampe de température jusqu'au palier a été fixée à 15 s, pour éviter la formation des couches métastables (figure 1). La température du recuit

est mesurée par un pyromètre. Notons que le premier palier effectué à basse température (300°C) sert à dégazer et à homogénéiser le métal [21]. La qualité des contacts est déterminée par des mesures I-V. Des analyses par spectroscopie de photoélectrons (XPS) ont été effectuées pour déterminer la distribution en profondeur de chaque élément de la couche résultante après recuit.

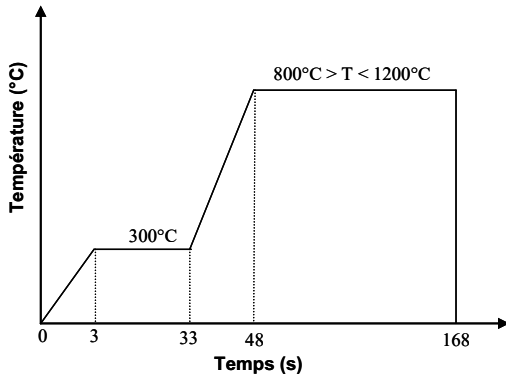


Figure 1 : Profil de température de recuit post-métallisation effectué sur les échantillons en fonction du temps

### III- Résultats et discussions

#### Etat de surface

L'aluminium a été utilisé par implantation ionique pour doper de type P sur des zones localisées. Les implantations ont été faites à température ambiante avec des énergies allant de 200 à 500 keV. Sur la figure 1, le profil de l'Al implanté est présenté (mesures SIMS - Secondary Ion Mass Spectrometry). On remarque que la concentration d'aluminium est constante sur 0,4  $\mu\text{m}$ , ce qui donne l'épaisseur de la zone implantée.

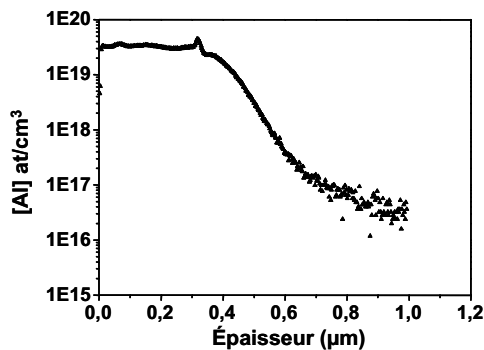


Figure 2 : Profil résultant de l'Al implanté dans SiC à différentes énergies.

Sur la figure 3, des micrographies AFM (microscope à force atomique) présentent la morphologie de surface de l'échantillon avant, après implantation et après recuit post implantation. On remarque que la surface de l'échantillon avant implantation est très lisse avec une rugosité allant de 0,2 à 0,3 nm. La rugosité de surface augmente après implantation avec des pics qui peuvent atteindre  $\sim 50$  nm. Après un recuit à 1800°C pendant 30 minutes, on remarque que la surface redevient lisse avec une rugosité faible (0,5 nm).

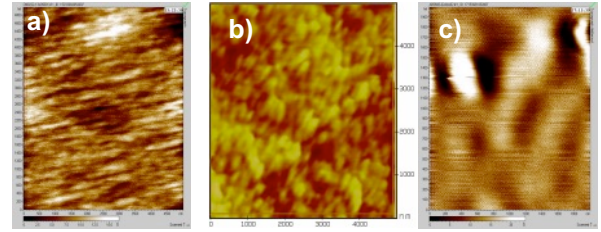


Figure 3 : image AFM  $5 \times 5 \mu\text{m}^2$  a) avant implantation, b) après implantations (Al) et c) après recuit à 1800°C pendant 30 min.

#### Analyse électrique des motifs TLM

La figure 4 présente les caractéristiques courant-tension en fonction de la température de recuit pour une même distance des plots de contact. La tension a été appliquée entre  $\pm 2,5$  V. On observe qu'un contact ohmique a été obtenu uniquement pour la composition de 25 nm de Ti et 100 nm de Ni après un recuit à 1000°C (figure 4b). De plus, pour cette dernière composition d'alliage, on remarque que les caractéristiques courant-tension avant et après recuit à 1200°C sont identiques. Pour les recuits à 800 et 900°C, on observe que les caractéristiques I-V sont similaires et le contact est presque ohmique. On peut aussi constater qu'une température de recuit trop importante détruit le contact. A 1000°C nous assistons à une linéarisation de ces caractéristiques, une diminution importante des résistances de contacts, c'est un véritable saut qui correspond à la formation des contacts ohmiques. Sur la figure 4a, on remarque que le contact est de type Schottky sur toute la gamme de température de recuit.

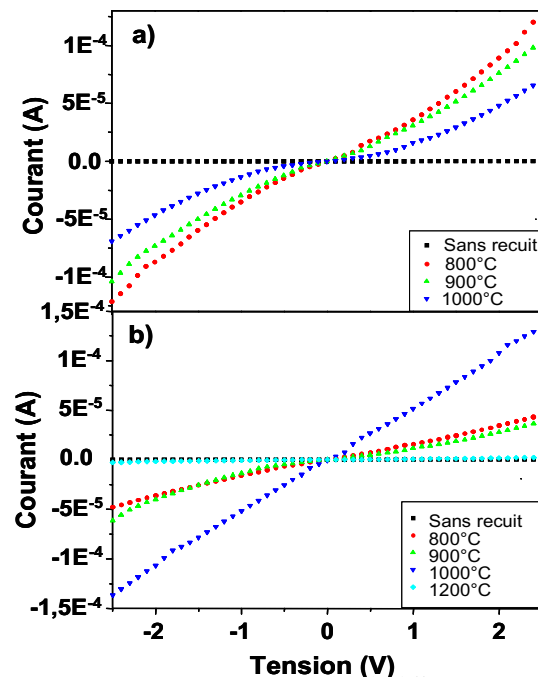


Figure 4 : Caractérisation I(V) de différents recuits allant de 800 à 1200°C pour la même distance entre les plots de 20  $\mu\text{m}$  ; a) 1,5 nm de Ti et 100 nm de Ni et b) 25 nm de Ti et 100 nm de Ni.

Sur la figure 5, on présente pour la composition de 25 nm de Ti et 100 nm de Ni après recuit à 1000°C, les caractéristiques électriques I-V pour différentes distances entre les plots de contact. On constate que la pente diminue lorsque la distance entre deux contacts augmente. En revanche, on observe que tous les contacts sont ohmiques. Cela signifie que la formation d'une couche interfaciale durant le recuit est homogène. La formation de cette couche est probablement due à une réaction atomique (solide/solide) entre les couches de Ti, de Ni d'une part et de SiC d'autre part. Ceci sera détaillé ultérieurement.

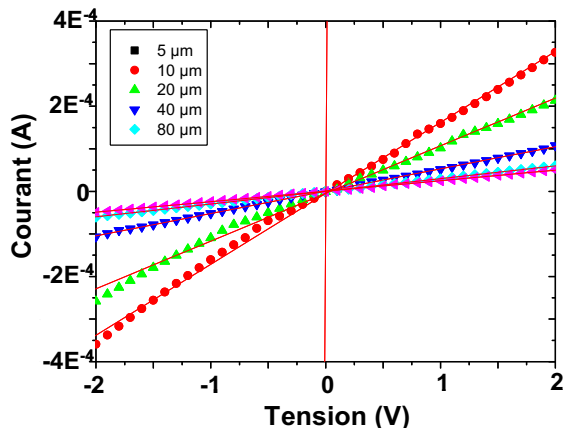


Figure 5 : Courbes courant - tension obtenues sur des motifs TLM formés par l'alliage Ti (25nm) et Ni (100nm) sur SiC de type p (dopage  $4 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ ) recuits à 1000°C pour différentes.

A partir des résultats de la figure 5, la linéarité des courbes permet de tracer la résistance entre les contacts en fonction de la distance des plots (figure 6). Ensuite, on peut en déduire la résistance spécifique de contact qui est de l'ordre de  $3 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^{-2}$ .

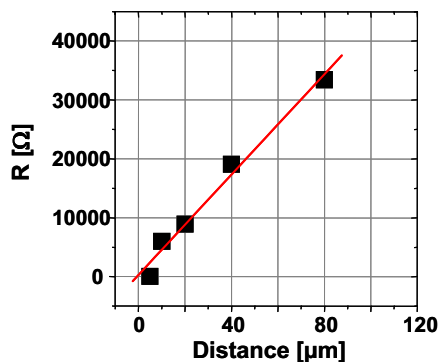


Figure 6 : Résistance en fonction de la distance entre les plots pour un recuit à 1000°C pendant 2 minutes, extraits de la figure 5.

### Analyses physico-chimiques

Nous avons ensuite effectué des analyses physico-chimiques de la couche interfaciale métal/semiconducteur, dans le cas où cette couche est ohmique (alliage 25nm de Ti et 100 nm de Ni après recuit à 1000°C). Des analyses XPS ont permis de déterminer la concentration de divers éléments dans la couche formée après recuit. Ces analyses ont été

réalisées après différents temps d'attaque de la surface par un faisceau d'argon, de façon à pouvoir établir un profil de concentration d'impureté en fonction de la profondeur (cf. Figure 7). On observe la répartition des quatre éléments chimiques qui ont servi à la formation du contact ohmiques sur tout le spectre avec des concentrations variables.

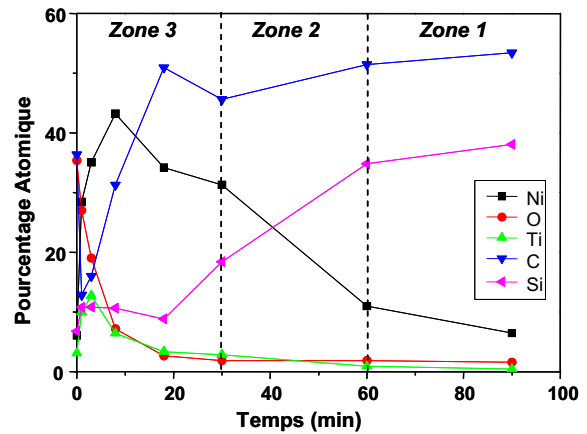


Figure 7 : Spectre XPS effectué sur l'échantillon de Ti(25nm) et Ni 100 nm après recuit à 1000°C.

Ces résultats nous ont permis de séparer notre couche en 3 zones différentes. La zone 1 est une zone très proche du SiC qui ne présente de façon significative que 3 éléments (Ni, Si, et C) avec différentes concentrations. (La concentration du Ti est presque nulle). De plus, on observe que la concentration de C est plus grande que celles de Si, elle-même plus grande que celle de Ni. En se basant sur le diagramme ternaire Ni-Si-C [17, 23], la composition la plus stable dans notre gamme de la température de recuit est le  $\text{Ni}_2\text{Si}$ . Cela signifie que chaque atome de Si a besoin de deux atomes de Ni. La concentration de Ni trouvée dans cette zone est de l'ordre de 10%, donc il a besoin uniquement de 5% de Si pour former le  $\text{Ni}_2\text{Si}$ . La partie restante de Si (30%) dans cette zone réagit avec le C pour former le SiC. Au final, on peut en déduire que dans cette zone il y a la formation de 3 matrices différentes : 1)  $\text{Ni}_2\text{Si}$ , 2) SiC et 3) C-C. La formation d'un tel système a été reportée par différents auteurs [12, 13, 15, 24].

Comme nous le montrons sur la figure 7, la zone 3 est une zone surfacique. On observe l'existence des 4 éléments chimiques qui ont servi pour effectuer la réaction, mais avec des concentrations et des profils différents. De plus, on observe l'apparition de l'oxygène dans cette zone. Premièrement, on remarque que la concentration de l'oxygène et du carbone est très importante proche de la surface. Cela montre que ces éléments sont des contaminants venant de l'air. Deuxièmement, et un peu plus en profondeur, on remarque que les concentrations de carbone et de titane augmentent quand on pénètre dans la couche. En revanche, la concentration moyenne de Ni et du Si est presque stable dans cette zone. La détermination de la nature de la couche est difficile à évaluer avec un simple

profile XPS. En se basant sur le diagramme de phase quaternaire (Ti, Ni, Si, C), on peut déduire que les phases les plus stables sont (TiC, Ni<sub>2</sub>Si). D'après la faible concentration de Ti et la forte concentration du carbone dans cette zone, on peut conclure que le Ni<sub>2</sub>Si et une précipitation du C domine cette zone. Cette observation a été reportée par Park et Col. [25,26] après un recuit à 1000°C pendant 120 s.

La zone 2 est une zone intermédiaire entre la zone 1 et la zone 3. De la même manière que la zone 3, la présence des 4 éléments chimiques qui ont servi à effectuer le contact ohmique, a été détectée ainsi qu'une faible concentration d'oxygène. On remarque que le titane et l'oxygène ont les mêmes concentrations. Cela signifie qu'une faible couche d'oxyde de titane TiO se forme dans cette zone [27]. D'après le profil de Ni, Si, C dans cette zone, on peut déduire que la nature de la couche est de Ni<sub>2</sub>Si avec des précipités de C. Notons que la concentration de Ni<sub>2</sub>Si est plus importante que celle trouvée dans la zone 1.

#### IV- Conclusion

Nous avons étudié l'effet du métal Ti/Ni sur la formation d'un bon contact ohmique sur SiC-4H dope P. La concentration du dopant dans la couche a été fixée à  $4 \times 10^{19}$  at/cm<sup>3</sup>. Nous avons fait varier la composition du métal et la température de recuit. Deux compositions d'alliages Ti/Ni ont été choisies ; la première est de 1,5/100 nm et la deuxième est de 25/100 nm respectivement de Ti et de Ni. La température de recuit est comprise entre 800 et 1200°C et le temps de recuit a été fixé à 2 minutes. Seule la composition de métal 25/100nm donne un contact ohmique. La résistance spécifique de contact est de l'ordre de  $3 \times 10^{-5}$  Ω.cm<sup>2</sup>. Les analyses surfacique XPS effectuées sur cet échantillon montre la une forte présence de Ni<sub>2</sub>Si ainsi que la présence de précipités du carbone.

#### Références

- [1] D. Defives, O. Noblanc, c. Dua, C. Brylinski, M. Barthula, and F. Mayer, *Mater. Sci. Eng. B* 61-62, (1999), 395-401.
- [2] A. Itoh, T. Kimoto, and H. Matsunami, *IEEE Electron Device Lett.* 17, (1996), 139-141.
- [3] K. Vassilevski, A. Horsfall, C-M. Johnson, N. Wright and A. O'Neil, *IEEE Trans. Electron Devices*, 49, (2002), 947-949.
- [4] R. Raghunathan and B-J. Baliga, *IEEE Electron Device Lett.* 19, (1998), 71-73.
- [5] K-J. Schoen, J-P. Henning, J-M. Woodall, J. A. Cooper and M-R. Melloch, *IEEE Electron Device Lett.* 19, (1998), 97-99.
- [6] F. Roccaforte F. La via, S. Di Franco, and V. Raineri, *Appl. Phys. Lett.* 81, (2002), 1125-1127.
- [7] R. Weiss, L. Frey, and H. Ryssel, *Appl. Surf. Sci.* 184, (2001), 413-418.
- [8] L.M. Porter, R.F. Davis, *Mater. Sci. Eng. B*34 (1995) 83–105.
- [9] J. Crofton, L. Beyer, J.R. Williams, E.D. Luckowski, S.E. Mohney, J.M. Delucca, *Solid State Electron.* 41 (1997) 1725–1729.
- [10] F. La via, F. Roccaforte, A. Makhtari, V. Raineri, P. Musumeci and L. Calcagno, *Microelectronic Engineering* 60, (2002), 269-282.
- [11] J. Crofton, P-G. McMullin, J-R. Williams and M J. Bozack, *J. Appl. Phys.* 77, (1995), 1317–1319
- [12] C. Arnodo, S. Tyc, F. Wyczisk and C. Brylinski, *Inst. Phys.Conf.* 142, (1996), 577–580
- [13] M. Rastegaeva, A. Andreev, A. Petrov, A. Babanin, M. Yagovkina and I. Nikitina, *Mater. Sci. Eng. B* 46 (1997), 254–258
- [14] Ts. Marinova et al., *Mater. Sci. Eng. B* 46, (1997), 223–226
- [15] A. Kakanakova-Georgieva, Ts. Marinova, O. Noblanc, Arnodo C, S. Cassette and C. Brylinski, *Thin Solid Films* 343–344, (1999), 637–41
- [16] F. Goesman and R. Schmid-Fetzer, *Semicond. Sci. Technol.* 10, (1995), 1652–1658
- [17] F. Goesman and R. Schmid-Fetzer, *Mater. Sci. Eng. B* 46, (1997), 357–62
- [18] L. Porter, R. Davis, J. Bow, M. Kim, R. Carpenter and R. Glass, *J. Mater. Res.* 10, (1995), 668–79.
- [19] K-V. Vassilevski, K. Zekentes, S-V. Rendakova, I. Nikitina, A-I. Babanin and A-N. Andreev, *Semiconductor* 33, (1999), 1206–1211.
- [20] K. Vassilevski, K. Zekentes, K. Tsagaraki, G. Constantinidis and I. Nikitina, *Mater. Sci. Eng. B* 80 (2001), 370–373.
- [21] R. Pérez, N. Mestres, D. Tournier, P. Godignon and J. Millán, *Diamond & Related Materials* 14, (2005), 1146–1149.
- [22] M. Lazar, C. Raynaud, D. Planson, M-L. Locatelli, K. Isoird, L. Ottaviani, J.-P. Chante, R. Nipoti, A. Poggi, G. Cardinali, *Materials Science Forum* (2002) 389.
- [23] M. Levit, I. Grimberg, and B-Z. Weiss, *J. Appl. Phys.*, 80, (1996), 167-173.
- [24] M. Rastegaeva, A. Andreev, V. Zelenin, A. Babanin, I. Nikitina, V. Chelnokov, and V. Rastegaev, *Inst. Phys. Conf.* 142, (1996), 581-584.
- [25] J. Park, and P. Holloway, *J. Vac. Sci. Technol. B*, 23, (2005), 2530-2537.
- [26] J. Park, and P. Holloway, *J. Vac. Sci. Technol. B*, 23, (2005), 486-493.
- [27] I. Nikitina, K. Vassilevski, A. Horsfall, N. Wright, A. O'Neil, C. Johnson, T. Yamamoto, and R. Malhan, *Semicond. Sci. Technol.* 21, (2006), 898-905.