



**HAL**  
open science

# Conception de protections périphériques applicables aux diodes Schottky réalisées sur diamant monocristallin

Fabien Thion

► **To cite this version:**

Fabien Thion. Conception de protections périphériques applicables aux diodes Schottky réalisées sur diamant monocristallin. Autre. INSA de Lyon, 2012. Français. NNT : 2012ISAL0004 . tel-00735791

**HAL Id: tel-00735791**

**<https://theses.hal.science/tel-00735791>**

Submitted on 26 Sep 2012

**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.

Thèse

# Conception de protections périphériques applicables aux diodes Schottky réalisées sur diamant monocristallin

Présentée devant  
L'institut national des sciences appliquées de Lyon

Pour obtenir  
Le grade de docteur

Ecole doctorale EEA  
Spécialité Génie Electrique

Par  
Fabien THION

Soutenue le 20 janvier 2010

## Jury

---

ALQUIER Daniel	Professeur	Rapporteur
ACHARD Jocelyn	Professeur	Rapporteur
BRYLINSKI Christian	Professeur	Président
LOCATELLI Marie-Laure	Chargé de recherche	Examinatrice
PLANSON Dominique	Professeur	Directeur de thèse
ISOIRD Karine	Maître de conférences	Examinatrice
LASSERRE P.		Invité
AMIET M.		Invité

**AMPERE - INSA Lyon 20, avenue Albert Einstein 69621 Villeurbanne**  
**CNRS - LAAS Université de Toulouse :**  
**UPS, INSA, INP, ISAE 31077 Toulouse 31077**



# Conception de protections périphériques applicables aux diodes Schottky réalisées sur diamant monocristallin

Fabien Thion

AMPERE - INSA Lyon 20, avenue Albert Einstein 69621 Villeurbanne

CNRS - LAAS Université de Toulouse :

UPS, INSA, INP, ISAE 31077 Toulouse 31077

9 janvier 2012

# Table des matières

<b>Introduction générale</b>	<b>6</b>
<b>1 Etat de l'art</b>	<b>14</b>
1.1 Introduction . . . . .	15
1.2 Procédés technologiques . . . . .	19
1.2.1 Cristaux, épitaxie et dopage de type p durant la croissance . . . . .	19
1.2.2 Dopage de type n . . . . .	23
1.2.3 Implantation ionique . . . . .	24
1.2.4 Gravure . . . . .	26
1.2.5 Métallisation, contacts . . . . .	28
1.3 Dispositifs . . . . .	32
1.4 Passivation - Terminaison . . . . .	34
1.4.1 Principales structures . . . . .	34
1.4.2 Etat des lieux de la protection périphérique dans le diamant . . . . .	36
1.5 Analyse et conclusion . . . . .	38
<b>2 Conception et simulations de structures de protection périphérique applicables au diamant</b>	<b>40</b>
2.1 Introduction . . . . .	42
2.2 Particularités de la simulation de composants en diamant . . . . .	43
2.3 Conception de la structure . . . . .	46
2.4 Optimisation de la protection par plaque de champ sur un diélectrique . . . . .	47
2.4.1 Plaque de champ sur SiO <sub>2</sub> . . . . .	49
2.4.2 Plaque de champ sur Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> . . . . .	51

2.4.3	Analyse des résultats . . . . .	52
2.5	Optimisation de la protection par plaque de champ sur un matériau semi-résistif . . . . .	57
2.5.1	Matériau semi-résistif : définition et quelques exemples d'utilisation . . . . .	58
2.5.2	Mise en place . . . . .	58
2.5.3	Optimisation de la protection . . . . .	59
2.5.4	Influence de la résistivité du matériau semi-résistif . . . . .	64
2.6	Simulations complémentaires . . . . .	66
2.6.1	Cadre des simulations . . . . .	66
2.6.2	Charges à l'interface . . . . .	66
2.6.3	Structures différentes . . . . .	71
2.7	Conclusion . . . . .	74
<b>3</b>	<b>Réalizations de briques technologiques et de composants</b>	<b>75</b>
3.1	Introduction . . . . .	77
3.2	Gravure RIE ICP . . . . .	77
3.2.1	Présentation de la technique . . . . .	77
3.2.2	Préparation des échantillons et techniques de caractérisation . . . . .	78
3.2.3	Gravure Ar/O <sub>2</sub> . . . . .	79
3.2.4	Gravure CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub> . . . . .	84
3.2.5	Gravure par paliers successifs Ar/O <sub>2</sub> et CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub> . . . . .	89
3.2.6	Conclusion . . . . .	91
3.3	Capacités réalisées sur diamant . . . . .	93
3.3.1	Introduction . . . . .	93
3.3.2	Réalisation technologique des capacités . . . . .	95
3.3.3	Comportement du semi-conducteur lors de la mesure C(V) . . . . .	96
3.3.4	Semi-conducteur grand gap et C(V) . . . . .	98
3.3.5	Présentation des différents défauts et influence sur la courbe C(V) . . . . .	99
3.3.6	Charges dans l'oxyde . . . . .	100
3.3.7	Pièges à l'interface . . . . .	103
3.3.8	Injection de charges . . . . .	105
3.3.9	Méthodes d'extraction des charges couramment utilisées pour le silicium . . . . .	105

3.3.10	Erreurs dans l'extraction des paramètres . . . . .	109
3.4	Comportement et valeur des capacités . . . . .	109
3.4.1	C(V) dans le diamant : quelques résultats . . . . .	109
3.4.2	Echantillon B73 . . . . .	111
3.4.3	Echantillon B74 . . . . .	115
3.4.4	C(V) en température . . . . .	119
3.4.5	C(V) mesurée en appliquant un délai aux mesures . . . . .	120
3.4.6	Extraction des quantités de charges à l'aide de MATLAB . . . . .	121
3.4.7	I(V) . . . . .	125
3.4.8	Conclusion . . . . .	127
3.5	Conclusion générale . . . . .	128
<b>4</b>	<b>Diodes Schottky protégées par un diélectrique</b>	<b>129</b>
4.1	Introduction . . . . .	130
4.2	Mise en place de la protection périphérique sur échantillon pseudo-vertical . . . . .	131
4.2.1	Mesures I(V) en direct à température ambiante . . . . .	133
4.2.2	Mesures I(V) en inverse à température ambiante . . . . .	134
4.2.3	Tenues en tension à température ambiante . . . . .	135
4.2.4	Mesures C(V) à température ambiante . . . . .	136
4.2.5	Analyse des résultats . . . . .	137
4.2.6	Conclusion . . . . .	140
4.3	Mise en place de la protection périphérique sur échantillon vertical . . . . .	141
4.3.1	Mesures I(V) en direct et en inverse . . . . .	143
4.3.2	Mesures I(V) en direct et en température . . . . .	144
4.3.3	Mesures I(V) en inverse et en température . . . . .	145
4.3.4	Tenues en tension . . . . .	146
4.3.5	Mesures C(V) . . . . .	147
4.3.6	Analyse des résultats . . . . .	148
4.3.7	Conclusion . . . . .	152

**Perspectives et conclusions** **154**





# Introduction générale : De l'intérêt du diamant

Il n'a échappé à personne que le domaine de l'électronique de puissance a pris une place prépondérante dans le domaine de l'énergie depuis les cinquante dernières années et va encore se développer notamment avec la démocratisation des véhicules électriques et la fin de l'énergie fossile. L'aviation, le domaine ferroviaire en sont eux aussi de plus en plus friands, et la variété des besoins n'a pas de limites. Certains marchés de niche profitent eux aussi des progrès effectués en électronique (*c.f.* le domaine spatial).

Parallèlement, l'électronique de puissance, vaste domaine s'il en est, est présente de plus en plus dans le domaine de la mobilité. Avec aujourd'hui un marché de plus d'un milliard de téléphones portables, d'ordinateurs portables, etc, l'alimentation électrique de tous ces objets et notamment leur autonomie est au centre de bon nombre de polémiques. Ainsi, le domaine de l'électronique de puissance va de quelques milliwatts (téléphonie mobile) à plusieurs centaines de kilowatts (ferroviaire, aviation, ...).

La première question pour le non-initié reste : qu'est ce que l'électronique de puissance ? L'électronique de puissance traite l'énergie électrique alors que l'électronique de signal s'occupe du transport des informations.

Une représentation intéressante de la répartition des différents types de composants et de leur utilisation est celle donnée en figure 1.

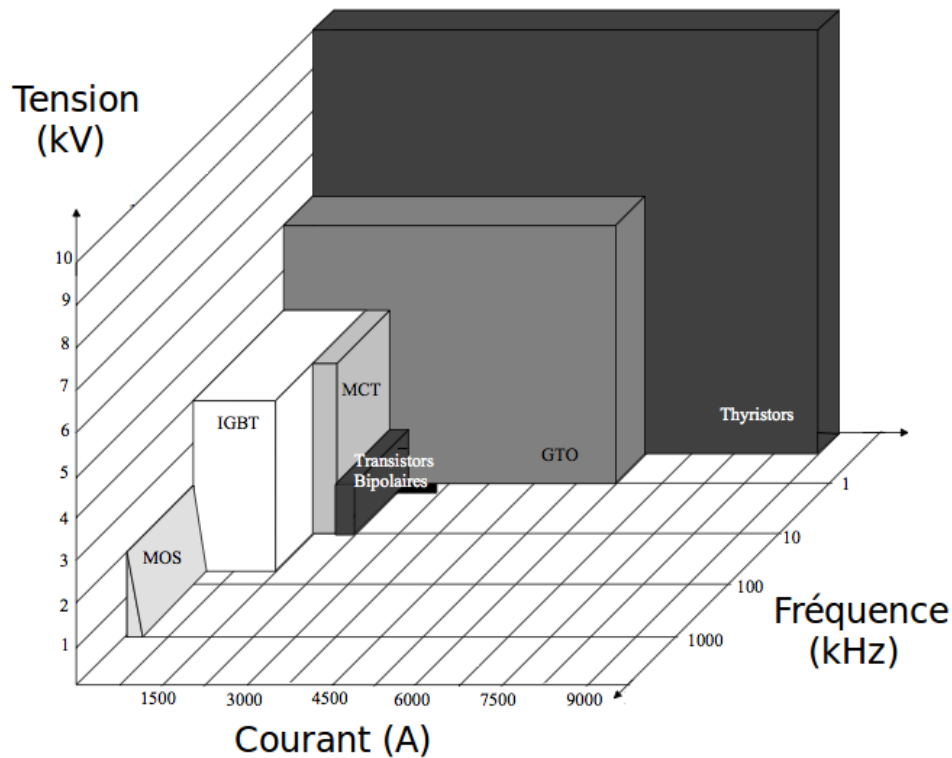


FIGURE 1 – Représentation 3D du champ de fonctionnement des différents types de composants en fonction des calibres tension, ampérage et fréquence.

On distingue ainsi plusieurs catégories de composants qu'on peut départager selon l'application :

- les thyristors (standards et GTO pour Gate Turn-Off) très efficaces pour manipuler de fortes puissances, mais fort peu utiles en fréquence, car limités par leur temps de recouvrement long ;
- les transistors bipolaires et IGBT (Insulated Gate bipolar Transistor), adaptés aux moyennes puissances et moyennes fréquences ;
- les transistors MOS (Metal Oxide Semiconductor), utilisés principalement pour leur vitesse, mais incapables de fonctionner à forte puissance.

A cela il convient d'ajouter les composants unipolaires (diodes Schottky, FETs, ...) capables de vitesses de commutation élevées.

On s'intéresse, dans notre cas et en fonction des limitations pour le moment inhérentes au développement de la technologie sur diamant, aux composants unipolaires. Ceux-ci jouent le rôle d'interrupteur de puissance régis par les mêmes lois et limitations que les composants bipolaires :

- limiter les pertes en conduction de l'état passant, ce qui implique une résistance à l'état passant faible ;
- une très bonne tenue en tension à l'état bloqué ;
- une fréquence de commutation optimale.

La problématique de cette thèse vient se situer aux différentes limites de fonctionnement des composants en silicium. Comment, en effet, proposer des composants qui fonctionnent à haute température, haute fréquence et capables de manipuler de hautes énergies. Il n'y a que deux approches possibles. Soit on développe de nouvelles architectures de composants, soit on se tourne vers des matériaux semi-conducteurs différents et capables de fonctionner comme on le désire. La première voie est en limite d'exploitation et il reste peu de marge de progrès. Cette thèse emprunte la deuxième voie, en participant humblement aux développements de quelques unes des étapes nécessaires à l'apparition de composants en diamant dans un futur qu'on espère pas trop éloigné.

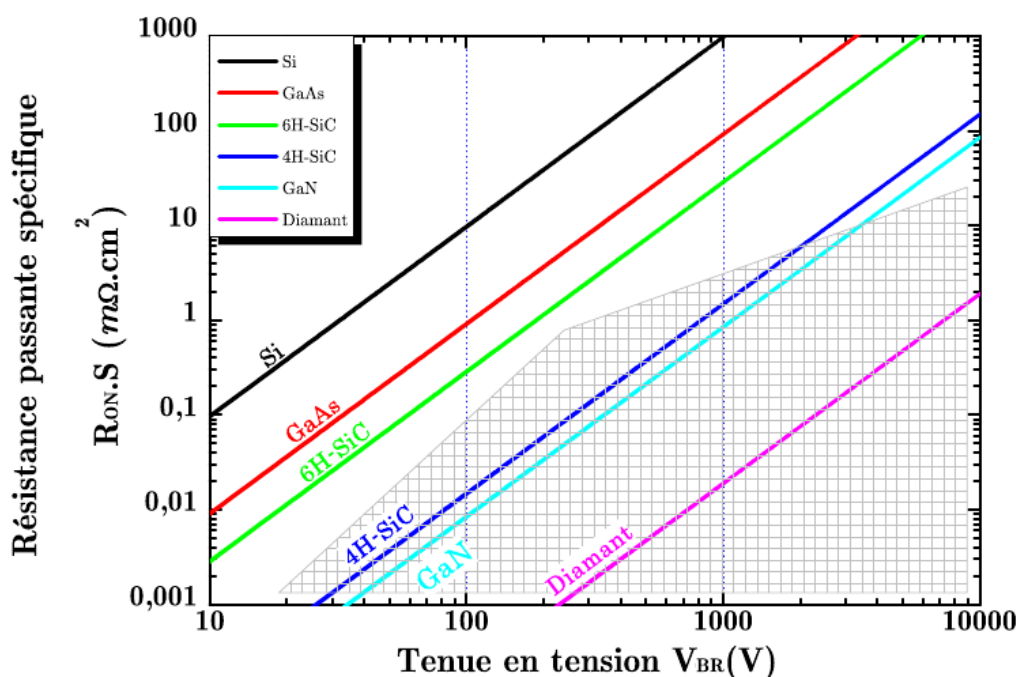


FIGURE 2 – Limites d'exploitation du silicium au travers de la représentation de la résistance à l'état passant en fonction de la tenue en tension. Dans la zone non-exploitable, on trouve les semi-conducteurs à large bande interdite. Tiré des travaux de Nagawa *et al.* [1]

Un schéma valant mieux qu'un long discours, la figure 2 résume la problématique principale de cette thèse. Comment s'affranchir des limitations et aller dans la zone non-exploitable par le silicium ?

La réponse vient des semi-conducteurs grands gaps, tels le diamant, au centre de cette étude. En effet, l'intérêt du diamant saute aux yeux lors de la lecture de ce graphique. Le compromis  $R_{on}/V_{BR}$  est excellent pour le diamant et permet d'aller encore plus loin dans la zone non exploitable par le silicium que ses deux principaux concurrents, le SiC et le GaN. Le compromis résistance  $R_{on}/V_{BR}$  représente la faculté d'un composant à tenir une tension en inverse tout en n'handicapant pas la conduction par une consommation d'énergie trop importante.

Enfin, l'environnement de fonctionnement du composant de puissance ne doit pas être négligé. En effet, un composant complet (*i.e.* monté dans son boîtier) est un "sandwich" de plusieurs matériaux empilés les uns sur les autres. Les considérations de résistance thermique font que les différentes brasures, interfaces et le type même des matériaux utilisés engendrent des pertes. L'évacuation de la chaleur se fait ainsi à travers les différentes couches jusqu'au radiateur, refroidi activement ou non, et parfois à l'aide de fluides comme l'eau. Ainsi, au cours du fonctionnement et des différents cyclages, le composant va changer de température plus ou moins rapidement et provoquer des déformations dues aux dilatations des couches qui le composent. On s'aperçoit clairement que si le composant est constitué de matériaux ayant des coefficients de dilatation sensiblement différents, appelés CTE pour Coefficient of Thermal Expansion, le fonctionnement va provoquer des déformations, des délaminations, voire une casse mécanique du composant. Ce phénomène prend bien entendu plus d'importance si la température de l'environnement de fonctionnement est élevée.

L'électronique de puissance basée sur silicium a aujourd'hui presque atteint ses limites. C'est ainsi que l'on voit émerger de nouvelles structures pour tenter de repousser ses limites, ou que de nouveaux matériaux semi-conducteurs apparaissent. Les plus connus et les plus avancés sont le nitrure de galium (pour les applications de faibles et moyennes puissances telles l'automobile) ou encore le carbure de silicium (pour les applications moyennes et fortes puissances). Ces semi-conducteurs sont mêmes déjà au stade industriel, les premières diodes Schottky et transistors JFET en SiC étant commercialisés par Infineon, Semisouth ou Cree par exemple.

Dans ce cadre et afin de pallier le retard pris par les industriels et laboratoires français lors des recherches sur le diamant, le projet Diamonix a vu le jour. Celui-ci a pour objectif de développer

des composants bipolaires simples afin de faire avancer l'électronique de puissance sur diamant et d'installer à terme une filière diamant sur le sol français. ALSTOM est intéressé par des composants en diamant afin de les utiliser sur les trains pour s'affranchir des packs d'IGBT en silicium. Cela permettrait de réduire la taille des boîtiers électroniques en jouant à la fois sur la quantité de composants nécessaires à la tension et à l'ampérage demandés, et sur le refroidissement adéquat. NEXTER, ex-GIAT Industries, est aussi intéressée par la réduction de taille des dispositifs et leur tolérance aux hautes températures et va ainsi pouvoir embarquer au plus près de ses dispositifs d'armement la partie d'électronique de puissance.

On peut légitimement se poser la question : quelles propriétés font du diamant un des meilleurs candidats pour l'électronique de puissance ? Au vu des performances théoriques de ce matériau, on s'attend à développer des composants particulièrement impressionnants et qui pourront fonctionner dans des conditions extrêmes. L'idée de Diamonix est donc de développer en parallèle toutes les étapes technologiques nécessaires à l'établissement d'une filière diamant française pour l'électronique de puissance. Se posent ainsi toutes les questions autour de l'élaboration du matériau, du développement des composants en salle blanche, de leur caractérisation, de leur packaging et enfin, en marge des considérations technologiques, la mise en place d'un simulateur capable de reproduire le comportement du diamant dans toutes les situations. Celui-ci va permettre d'élaborer des structures de plus en plus complexes et leur conception pour répondre à un besoin particulier.

Les objectifs de Diamonix, très ambitieux au vu des quelques résultats obtenus mondialement jusqu'à présent, donnent une ligne de conduite aux différents laboratoires afin d'élaborer des composants susceptibles d'être utilisés par les industriels. Ainsi, le cahier des charges de Diamonix précise que le composant final souhaité doit être une diode bipolaire capable de tenir 1200 V et de débiter 100 A/cm<sup>2</sup> à 250°C. Rapidement, les difficultés liées au dopage de type n ont conduit les participants du projet à se tourner vers un démonstrateur unipolaire de type diode Schottky de type p ayant les mêmes spécifications.

Parallèlement aux premiers travaux réalisés en salle blanche au LAAS autour de l'implantation ionique, des contacts ohmiques, des contacts Schottky et de la gravure, la mise au point du simulateur

de composants en diamant a été décidée. La suite logiciel utilisée est SENTAURUS TCAD, bien connu des industriels du semi-conducteur pour sa robustesse et sa modularité. En effet, les modèles décrivant le comportement des semi-conducteurs sont assez facilement accessibles et modifiables.

L'enjeu d'une simulation en éléments finis de composants semi-conducteurs est de pouvoir décrire précisément le comportement d'un composant soumis à différentes conditions (polarisation directe, inverse, type de contacts, température, commutation ...). Ces simulations seraient inutiles sans le retour sur expériences conduites sur des composants réels. Ceux-ci permettent en effet de calibrer le simulateur, de l'ajuster plus facilement afin que celui-ci s'approche le plus possible de la réalité.

De nos jours, les simulations réalisées sur des composants en silicium donnent des résultats très satisfaisants et décrivent avec précision le comportement des différents composants simulés. Les modèles sont en effet bien adaptés et les paramètres régissant les simulations connus depuis longtemps. Le défi des semi-conducteurs à grand gap, tels le SiC ou le diamant, vient de ces mêmes modèles, dont les paramètres doivent être adaptés au matériau dont on désire réaliser les simulations.

La première étape de la simulation réaliste de composants en diamant a donc été de mener une étude bibliographique conséquente afin de remplir les modèles comportementaux du diamant. Les paramètres importants à obtenir afin de dégrossir les modèles sont les mobilités, l'énergie d'activation des dopants, les coefficients d'ionisation, les densités effectives d'état. Avec ces quelques paramètres, au travers de simulations rapides, on peut ajuster les résultats de simulations avec les quelques mesures expérimentales.

Ainsi, il apparaît rapidement que les premières simulations réalisées se doivent d'être autour de structures simples, et dont les résultats de simulation pourront aisément être corrélés avec les dispositifs réalisés en salle blanche et leur caractérisation statique et dynamique. Cette étape est aussi nécessaire pour apprendre à maîtriser un logiciel aussi complexe que SENTAURUS. Des structures latérales simples ont ainsi été modélisées et les modèles modifiés en tenant compte des résultats expérimentaux. Après ces quelques simulations, l'objectif principal étant d'aider au "design" des structures nécessaires au respect des cahiers des charges, il a fallu orienter les simulations vers une

approche plus réaliste et respectueuse du matériau et des technologies à notre portée.

Le LSPM, au début du programme Diamonix, fournissait des couches de diamant développées sur substrat HPHT. Ces échantillons sont composés, après croissance d'une couche de  $p^+$ , dont le dopage approche les  $10^{20} \text{ cm}^{-3}$  et une couche  $p^-$  non-intentionnellement dopée, dont les mesures SIMS nous ont indiquées que la concentration de dopants était d'environ  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . Les simulations se sont donc naturellement orientées vers de telles structures afin dans un premier temps de dimensionner celles-ci pour répondre aux objectifs du cahier des charges, et dans un deuxième temps de les optimiser.

Les premières simulations autour de ces structures ont été faites afin de jauger les possibilités du diamant, notamment en termes de tenue en tension. Ainsi, des simulations 1D sur des structures unipolaires de type Schottky disposant d'une couche de  $p^-$  dopée très faiblement et peu épaisse ont montré que de grandes tensions de blocage étaient possibles à atteindre. Aidé par des simulations réalisées par Brezeanu *et al.* et Rashid *et al.* [2], [3], [4], [5], les premières structures strictement verticales ont été simulées et les premiers paramètres primordiaux saisis dans le simulateur afin de caler les résultats de simulation sur ceux obtenus dans des articles de bibliographie.

L'objectif de cette thèse est notamment d'élaborer et dimensionner une protection périphérique applicable au diamant afin de tenir 1200 V à 300°C. Après une étude bibliographique sur les protections périphériques les plus couramment utilisées dans les composants de puissance, il est ressorti que les protections les plus performantes sont les JTE ou les anneaux de garde. Ces deux types de protection sont basés sur des poches de dopage localisées. En faisant varier la largeur, la profondeur et/ou le nombre de poches ayant pour objectif d'étaler les équipotentielles et ainsi d'éviter les accroissements locaux du champ électrique, on obtient une meilleure tenue en tension et une protection extrêmement efficace.

Toutefois, le dopage de type n n'est à ce jour pas disponible dans le diamant, que ce soit de manière localisée (via l'implantation ionique ou la diffusion) ou in-situ, pour des raisons différentes mais inhérentes notamment aux problèmes d'activation des dopants. L'implantation ionique pose problème principalement lors du recuit d'activation qui a tendance à graphitiser le diamant. La

diffusion, quant à elle, est très délicate au vu de la structure même du diamant. Il a donc été décidé de se tourner vers des protections de type plaque de champ sur un diélectrique, ce qui est exploré plus particulièrement dans le chapitre deux, après un état de l'art des connaissances autour du diamant et bien entendu des dispositifs réalisés par les différentes équipes qui travaillent sur le diamant, ceci au chapitre premier. Ce deuxième chapitre évoque toutes les simulations réalisées lors de cette thèse, ainsi que l'étape de conception de la structure à réaliser. Par ailleurs, nous avons réalisé des simulations plus fines, tenant compte notamment de l'effet des charges dans l'oxyde.

Le chapitre trois présentera les nombreux essais et résultats technologiques obtenus en salle blanche autour de la mise au point d'un nouveau procédé de gravure basé sur l'utilisation d'une succession de gaz d'attaque. Seront aussi présentés les procédés visant à obtenir des capacité MIS, la théorie de la capacité MIS, leurs caractérisations et les difficultés d'analyse liées à ces mêmes mesures. Ce chapitre est à relier au précédent, en effet, il est nécessaire de valider une étape de gravure efficace et des dépôts de diélectrique de bonne qualité pour réaliser de bons composants.

Le quatrième chapitre résumera les caractérisations de diodes réalisées sur un échantillon pseudo-vertical et sur un échantillon vertical. On y trouvera les mesures  $I(V)$  de diodes protégées (et non-protégées pour comparaison), des mesures  $I(V)$  en température et quelques mesures  $C(V)$  pour tenter de remonter au dopage des couches sur lesquelles sont développées les diodes.

Enfin, la conclusion s'attardera sur les résultats importants et s'élargira à de nouvelles perspectives dans le domaine de l'électronique de puissance comme dans la caractérisation de ce fascinant matériau qu'est le diamant.



# Chapitre 1

## Etat de l'art

### Contenu

---

<b>1.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>15</b>
<b>1.2</b>	<b>Procédés technologiques</b>	<b>19</b>
1.2.1	Cristaux, épitaxie et dopage de type p durant la croissance	19
1.2.2	Dopage de type n	23
1.2.3	Implantation ionique	24
1.2.4	Gravure	26
1.2.5	Métallisation, contacts	28
<b>1.3</b>	<b>Dispositifs</b>	<b>32</b>
<b>1.4</b>	<b>Passivation - Terminaison</b>	<b>34</b>
1.4.1	Principales structures	34
1.4.2	Etat des lieux de la protection périphérique dans le diamant	36
<b>1.5</b>	<b>Analyse et conclusion</b>	<b>38</b>

---

## 1.1 Introduction

Le diamant, de par ses propriétés uniques, est un excellent candidat pour l'élaboration de composants de puissance. Matériau de tous les superlatifs, il possède des propriétés électriques et mécaniques incomparables. Il est aussi l'un des tous meilleurs conducteurs thermiques.

On présentera ainsi le diamant comme matériau pouvant fonctionner dans des environnements divers et variés, aussi bien en très forte tension qu'à forte température, ou encore dans des environnements pollués (radiations par ions lourds, etc). Dépassant en théorie d'autres candidats, tels le carbure de silicium (SiC), les dispositifs en diamant promettent de remplacer les composants de puissance en silicium (Si) omniprésent dans le milieu du semi-conducteur de puissance, si toutefois ils venaient à être élaborés en plus grande série.

En effet, un des plus gros défis à relever avant de pouvoir fabriquer des composants en diamant en quantité est de rendre le moyen d'élaboration des films en diamant plus fiable et plus stable. Tout ceci afin de pouvoir contrôler les nombreux défauts dans le cristal de diamant synthétique, qui rendent le comportement de composants élaborés sur un même substrat sensiblement différent : e.g. l'un des deux peut avoir une tenue en tension très faible car il est élaboré sur un défaut localisé du cristal. Il n'empêche que les nombreuses publications et réalisations de diverses équipes sont extrêmement encourageantes.

Les composants habituellement utilisés par le monde de la haute puissance sont principalement réalisés en silicium. Les limitations d'utilisation de ces composants viennent donc des limitations du silicium :

- une température d'utilisation maximale aux alentours de 150°C (lorsqu'il est soumis à de hautes tensions) ;
- une limitation à supporter de fortes tensions (à moins d'avoir recours à la mise en série de dispositifs qui sont gourmands en terme de place occupée) ;
- une sensibilité à l'environnement extérieur importante ;
- une limitation à la montée en fréquence.

Les composants en diamant ont donc un bel avenir devant eux, et profiteront certainement de l'ex-

périence acquise précédemment lors de la conception de composants de puissance avec des matériaux comme le SiC ou le GaN, notamment en terme de technologie de fabrication.

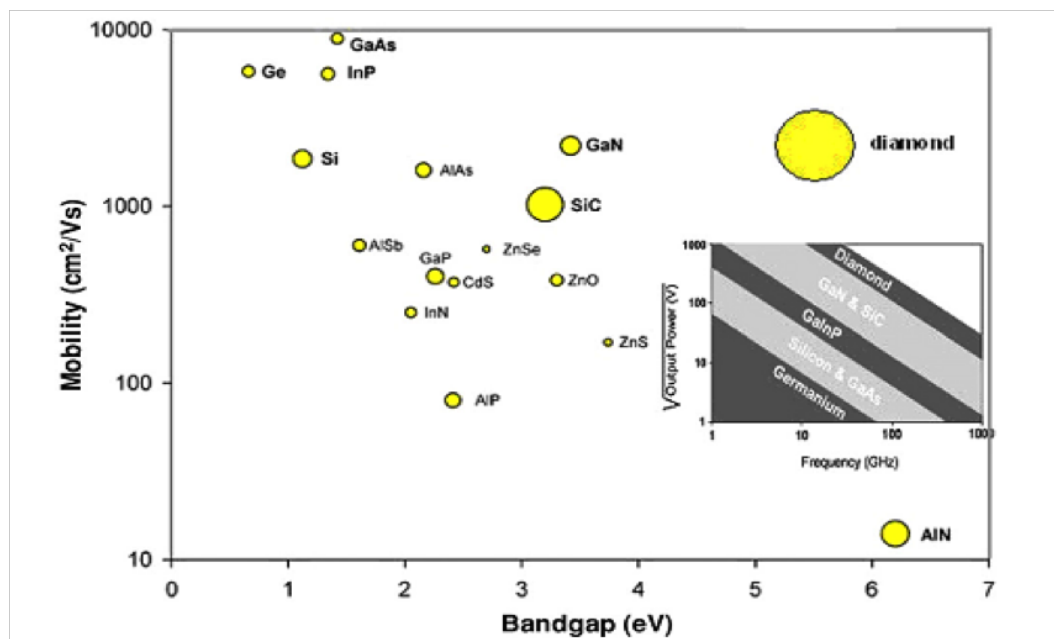


FIGURE 1.1 – Mobilité en fonction de la largeur de bande interdite pour différents matériaux semi-conducteurs. La surface des disques représente la conductivité thermique des différents matériaux.

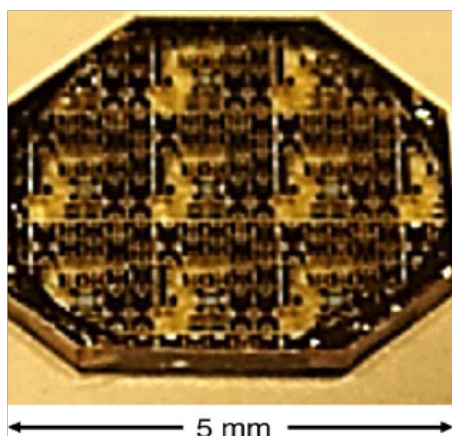


FIGURE 1.2 – Diodes réalisées sur un wafer en diamant de 5 mm de côté

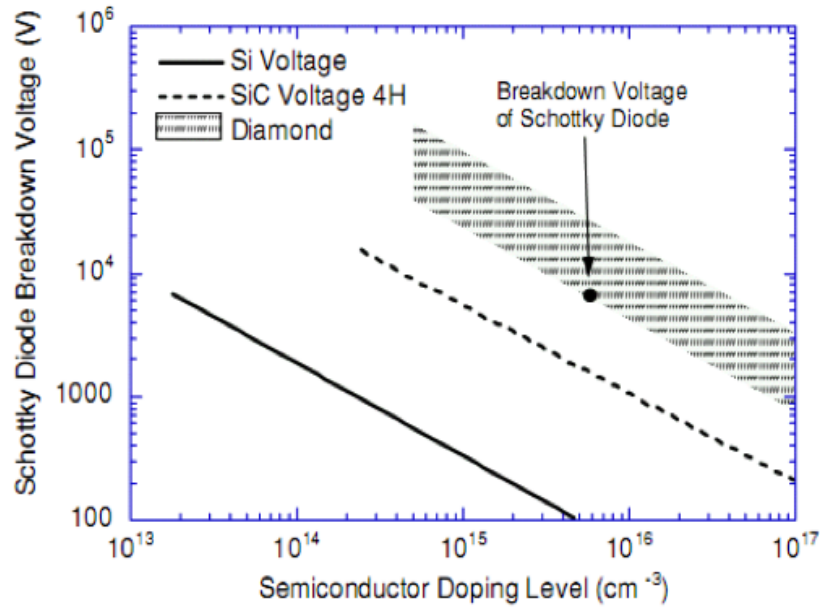


FIGURE 1.3 – Tenue en tension théorique en fonction du dopage de différents matériaux, d’après Butler *et al.* [6].

Matériau	Si	SiC-4H	GaN	diamant
Largeur de bande interdite (eV)	1,1	3,23	3,4	5,45
Mobilité des électrons (cm <sup>2</sup> /V.s)	1500	900	2000	2000 - 2200
Mobilité des trous (cm <sup>2</sup> /V.s)	480	120	200	2000
Densité intrinsèque de porteurs (cm <sup>-3</sup> )	1,5.10 <sup>10</sup>	10 <sup>-10</sup>	10 <sup>-8</sup>	10 <sup>-27</sup>
Conductivité thermique (W/K.cm)	1,31	4,5	1,5	20 - 24
Champ de claquage (V/cm)	3.10 <sup>5</sup>	2.10 <sup>6</sup>	4.10 <sup>6</sup>	5.10 <sup>6</sup> - 2.10 <sup>7</sup>
Température limite de fonctionnement à haute tension (°C)	125 - 150	500	650	800

TABLE 1.1 – Tableau comparatif des principaux semi-conducteurs à large bande interdite. Propriétés à température ambiante et pour des semi-conducteurs intrinsèques.

Ces quelques figures et tableau méritent plusieurs commentaires ou explications. La figure 1.1 revient particulièrement sur deux aspects bien connus du diamant, qui sont les hautes mobilités des porteurs de charge et la conductivité thermique du diamant. Bien que sensiblement différents, ces deux aspects conduisent les théoriciens du semi-conducteur à conclure que les composants en diamant pourront débiter de forts ampérages, tout en limitant leur auto-échauffement, la chaleur produite étant facilement évacuée du composant.

Le substrat présenté en figure 1.2 est en réalité, bien que ce soit difficilement concevable, sensiblement plus grand que ceux sur lesquels nous travaillons. En effet, les échantillons sur lesquels nous développons les différentes étapes technologiques et les composants définitifs sont de 3 mm x 3 mm.

La figure 1.3 illustre la capacité du diamant à tenir la tension en fonction de son dopage comparativement au silicium et au carbure de silicium. La valeur pratique du champ critique n'étant pas encore connue, la partie qui concerne le diamant est volontairement grisée en fonction des estimations basses et hautes de cette valeur (de 5-10 MV/cm à plus de 20 MV/cm).

Enfin, le tableau 1.1 présente et compare les différents matériaux semi-conducteurs. On y constate une supériorité du diamant dans tous les aspects intéressants pour l'électronicien de puissance, ce qui encourage les travaux sur le diamant d'autant plus.

## 1.2 Procédés technologiques

### 1.2.1 Cristaux, épitaxie et dopage de type p durant la croissance

La structure cristalline du diamant est bien connue, elle est la même que celle du silicium, c'est à dire cubique faces centrées. La majorité des efforts consacrés à la recherche sur la croissance et plus généralement l'épitaxie de films en diamant, dopés ou non in-situ, est orientée vers l'utilisation de films monocristallins ayant une orientation  $\{100\}$ . Il est toutefois bon de noter que l'utilisation de couches polycristallines (dans Alvarez *et al.* [7] et Achard *et al.* [8]) de plus ou moins grande pureté n'est pas écartée pour l'obtention de composants en diamant. Les films polycristallins sont plus faciles à obtenir, moins chers et peuvent être d'une taille sensiblement plus importante que ceux monocristallins. Kasu *et al.* [9] travaillent sur des couches monocristallines et sur une couche polycristalline de 4 pouces, Williams *et al.* [10] utilisent des films dits " noirs ", à l'élaboration sensiblement moins chère pour des résultats assez probants, notamment en termes de mobilités des porteurs. La taille de la majorité des films monocristallins rencontrés est de quelques  $\text{mm}^2$  jusque des plaquettes d'un centimètre de diamètre dans Brezeanu *et al.* [11], et est déterminée par le type de réacteur utilisé et la fréquence de génération du plasma (typiquement 2,45 GHz pour une taille maximum de 2 pouces). Les vitesses de croissance obtenues varient de quelques centaines de nanomètres par heure à quelques dizaines de microns par heure : voir les résultats de Tallaire *et al.* [12] et Teraji *et al.* [13].

La principale méthode utilisée pour faire croître du diamant synthétique est celle dite de CVD pour Chemical Vapor Deposition, soit en français : dépôt chimique en phase vapeur. En jouant sur les types et les concentrations des gaz précurseurs, les températures de dépôt, le traitement de surface ou encore le choix du germe on obtient un film de qualité désirée [14]. La plupart des couches épitaxiées se forment sur des germes HPHT (Haute Pression Haute Température) d'orientation cristalline connue disponible dans le commerce, et les conditions de croissance donnent un film ayant un bon état de surface par Okushi *et al.* [15]. Il est déterminé que l'orientation  $\{001\}$  donne des films homo-épitaxiés de très bonne qualité par Gildenblat *et al.* [16]. Certaines équipes, comme Hirmke *et al.* [17], utilisent la technique de croissance CVD par filament chaud. Nos composants sont développés sur des films ayant pour orientation cristalline  $\{100\}$ . Un tel choix est justifié par de nombreuses raisons. La croissance le long de la direction  $\{110\}$  est la plus rapide mais très instable et son état

de surface en fin d'épitanie est très problématique (travaux de Badzian *et al.* [18]). La croissance le long de l'orientation  $\{111\}$  est elle aussi délicate. En effet, de nombreux travaux ont montré qu'à cause de l'agencement de surface particulier des germes ayant l'orientation  $\{111\}$ , il y a apparition de défauts pendant la croissance, et les films qui croissent sur des substrats  $\{111\}$  sont souvent stressés mécaniquement ce qui peut provoquer des fissures [19, 20, 21, 22]. De plus, les films  $\{111\}$  ont de plus fortes probabilités de contenir des impuretés (travaux de Samlenski *et al.* [23, 24]). On utilise toutefois cette propriété lors de la croissance de films de type n dopé au phosphore, comme illustré par l'équipe de Koizumi *et al.* [25]. L'orientation  $\{100\}$  présente les meilleures propriétés électroniques [26, 27, 15] et un état de surface parfaitement adapté au développement de composants électroniques pourvu que les conditions de croissance soient les bonnes. Haubner *et al.* ([28]), quant à eux, étudient les effets de l'ajout de S, N, B, et P lors de la croissance du substrat : ils discutent de la qualité de l'état de surface et des vitesses de croissance en fonction des différents paramètres.

D'autres méthodes consistent à utiliser un matériau dont on connaît l'orientation précise pour faire croître le substrat de diamant désiré, comme le font Sawabe *et al.* [29], Kusakabe *et al.* [30] ou encore Schreck *et al.* [31]. La technique de dopage in-situ est utilisée principalement pour pallier le problème de diffusion, pratiquement impossible à réaliser aux températures courantes dans le matériau. Les dopants utilisés sont de toutes sortes, et conduisent à du diamant type p, avec principalement le bore comme dopant, ou type n avec du phosphore. Le bore a dans le diamant une énergie d'activation d'environ 0,37 eV (travaux de Lagrange *et al.* [32]) à 25°C, et est à ce jour le meilleur dopant de type p que l'on puisse trouver pour le diamant. On introduit donc les espèces chimiques dans le réacteur pour que les impuretés dopantes prennent place dans le cristal. Les précurseurs peuvent aussi bien être solides, dans Borst *et al.* [33], que liquides, dans Kociniewski *et al.* [34] pour le phosphore, ou gazeux toujours dans Lagrange *et al.* [32]. Du fait de la dangerosité de certains composants utilisés pour le dopage, les phases solides ou liquides sont parfois préférées à la phase gazeuse, notamment dans le cas du bore. La plupart des composants développés se base sur des couches dopées pendant la croissance du matériau, excepté lors de l'étude spécifique de l'implantation ionique. Pour quasiment chaque publication sur le diamant, de l'étude de la croissance du matériau à la réalisation de composants, sont détaillées plus ou moins précisément les conditions de croissance du film. Le tableau 1.2 regroupe divers résultats, et montre que les précurseurs de dopage sont variés, que les germes utilisés sont

nombreux, et que dans l'ensemble les conditions de croissance sont proches. Les gammes de dopage obtenues varient de quelques  $10^{15} \text{ cm}^{-3}$  à plus de  $3 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  qui est considérée comme la limite de la transition métallique du diamant.



Technique de croissance	Conditions de croissance	Type de dopage	Type de substrat de base	Référence
Micro Wave Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition	400 sccm de CH <sub>4</sub> 0,016 - 0,5 % dans H <sub>2</sub> 800°C 750 W 25 Torr	TMB (TriMethylBoron) dilué dans H <sub>2</sub> 50 - 1000 ppm	Synthétique Ib	[15]
MPCVD	2,45 GHz 1,2 kW 910°C 800 sccm 1% CH <sub>4</sub> dans H <sub>2</sub>	Poudre de bore	Naturel Ib poli (001)	[16]
HFCVD	>900°C 0,3% CH <sub>4</sub> dans H <sub>2</sub>	N/A	N/A	[17]
MPCVD	2,45 GHz 860 K 5,3 kPa 2% CH <sub>4</sub> dans H <sub>2</sub> (-120V) - (-170V)	TMB [B]/[C] 100 - 400 ppm	Hétéroépitaxie sur iridium (100)	[29, 35, 31, 30]
MPCVD	2,45 GHz 500 W 830 - 870°C 3 - 4% CH <sub>4</sub> dans H <sub>2</sub>	Fils de bore de 0,1 mm de diamètre	Synthétique Ib ou Iib (100)	[33]
MPCVD	1,5 kW 850°C 1% CH <sub>4</sub> dans H <sub>2</sub> 40 Torr Ajout d'O <sub>2</sub> 0 - 2,5 sccm	Wafers de bore	Wafer de silicium dopé p <sup>++</sup> (100)	[36]
MPCVD	820°C 30 Torr 4% CH <sub>4</sub> dans H <sub>2</sub>	Diborane [B]/[C] 5 - 4000 ppm	Ib Synthétique (100)	[32]
MPCVD	1073 K 1%CH <sub>4</sub> dans H <sub>2</sub> 5,3 - 15,9 kPa	TMB [B]/[C] 0 - 800 ppm	HPHT (100)	[37]
MPCVD	2,45 GHz 350 - 600 W 900 - 1100°C 0,4% CH <sub>3</sub> COCH <sub>3</sub> et CH <sub>3</sub> OH dans H <sub>2</sub>	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> dilué dans CH <sub>3</sub> COCH <sub>3</sub> et CH <sub>3</sub> OH	Hétéroépitaxie sur silicium de type n (100)	[38]

TABLE 1.2 – Comparaison des méthodes de croissance des échantillons.

On note une certaine similitude des méthodes de croissance. La méthode MPCVD est quasiment systématiquement choisie, les températures de croissance sont assez voisines. Toutefois, les méthodes de dopage sont nombreuses et les substrats utilisés pour la croissance sont variés (le tableau présente volontairement les principales différences rencontrées lors de l'étude bibliographique). Globalement, les films ont plutôt tendance à avoir l'orientation cristalline {100}, ce qui sera le cas pour nos échantillons.

## 1.2.2 Dopage de type n

Le dopage de type n est en soi un défi dans le diamant, car le dopant ajoutant une conduction de type n le plus performant à ce jour est le phosphore et son énergie d'activation très élevée d'environ 0,6 eV : travaux de Koizumi *et al.* [39] et de Kato *et al.* [40]. D'autres solutions ont été envisagées, par l'équipe française du GeMAC [41], tel l'azote, dont l'énergie d'activation dans le diamant est de 1,7 eV. Celui-ci est rapidement abandonné, à cause de ce même niveau d'énergie. Sont aussi envisagés le lithium, l'arsenic, l'antimoine, le sodium et enfin le soufre. Les quelques résultats concernant ces dopants ne sont pas concluants, ainsi les efforts se sont plutôt concentrés sur le phosphore.

Là aussi, le dopage in-situ est de rigueur pour obtenir le dopage souhaité. Les précurseurs utilisés sont pour la plupart gazeux à base de phosphine, très dangereuse, ou à base de précurseurs liquides, comme le TBP (TertiaryButylPhosphine) utilisé par l'équipe de Pinault *et al.* [41], qui ont de nombreux avantages tels une manipulation plus sûre, une toxicité moindre et un pouvoir de dilution plus grand, donc un contrôle plus facile de la quantité d'espèce dopante incorporée.

Les efforts des différentes équipes sont plutôt orientés vers le dopage sur des films orientés {111}, comme le montrent Koizumi *et al.* [39], car la quantité de phosphore incorporée est plus importante, et vers les substrats orientés {001}, qui sont plus faciles à produire et à polir : [40], [42], [43], [44].

Les meilleurs résultats pour la mobilité des électrons ont été obtenus par Katagiri *et al.* [45], avec une valeur de  $660 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  pour un dopage de  $7.10^{16} \text{ cm}^{-3}$  sur une orientation {111}. Ces travaux ont été notamment reproduits par une équipe française (Pinault *et al.* [41]) qui obtient les mêmes mobilités, ce qui montre que cette étape est correctement validée.

Depuis quelques années, on a découvert qu'en traitant avec un plasma de deutérium une couche de diamant dopée au bore à la température adéquate (typiquement  $550^\circ\text{C}$ ), des complexes B-H se forment et transforment la conductivité de type p en type n : travaux de Teukam *et al.* et de Saguy *et al.* [46], [47], [48]. Toutefois, la stabilité de tels complexes en température est discutable. Bien que l'énergie d'activation des complexes formés soit de 0,34 eV (dans Saguy *et al.* [48]), les composants ne peuvent fonctionner à haute température (plus de  $300^\circ\text{C}$ ) sans qu'il n'y ait retour à une conductivité

de type p. Ce phénomène rend cette solution peu intéressante pour la plage d'utilisation envisagée des futurs composants de puissance en diamant.

Pour conclure sur le dopage de type n, des efforts doivent être entrepris pour arriver à doper in-situ des films orientés  $\{100\}$  afin de pouvoir développer des composants bipolaires, ou des techniques de protection périphériques basées sur l'utilisation des deux types de dopage. Des essais sont en cours de réalisation pour le phosphore, qui n'a pas à ce jour encore livré l'essentiel de ses possibilités.

### 1.2.3 Implantation ionique

L'implantation ionique est un procédé technologique très intéressant pour obtenir des zones dopées très précisément, tant au niveau de la dose d'ions implantée que de la topologie des zones dopées. Cela permet entre autres de développer des protections périphériques ou des structures de composants particulières.

Le diamant étant un état métastable du carbone, l'implantation ionique dans le diamant a tendance, si la dose d'ions implantée et/ou la température de recuit sont trop importantes, à "graphitiser", i.e. se transformer en carbone-graphite comme rapporté par Prins *et al.* [49] et par Kalish *et al.* [50]. De nombreux travaux explorent les possibilités d'implantation, tels ceux de Praver *et al.* [51]. On peut ainsi voir des travaux sur les doses d'implantation, sur les températures d'implantation (Uzan-Saguy *et al.* [52]), sur les recuits post-implantation (travaux de Fontaine *et al.* [53]) et aussi sur les énergies d'implantation (par l'équipe de Vogel *et al.* [54]).

Diverses techniques sont testées, par Prins *et al.* notamment, telles les méthodes CIRA (Cold Implantation Rapid Annealing) [55] et LODDI (Low Damage Drive-In) [56], [57]. Job *et al.* essaient les méthodes d'implantation à chaud [58], Vogel *et al.* des recuits à haute température sous vide [54]. Enfin Ueda *et al.* expérimentent d'autres recuits à haute pression et haute température [59], afin de se placer dans l'état métastable du diamant (dans le diagramme de phase du carbone) lors du recuit.

D'autres équipes travaillent sur des post traitements avec divers plasmas pour supprimer les dégâts causés dans le cristal par l'implantation, comme Yagyu *et al.* [60], ou encore Won *et al.* [61],

car le carbone apporté par les espèces présentes dans le plasma reconstruit le cristal et ce sans recuit.

L'implantation ionique pose le problème du choix de l'élément à implanter. Le diamant étant un cristal très compact, il est difficile d'y implanter des éléments trop gros par rapport à la taille de la maille de cristal, tels le phosphore. Le lithium (dans Job *et al.* [58]) a été implanté avec succès dans le diamant, celui-ci exhibant une conductivité de type n pour une énergie d'activation d'environ 0,2 eV. Toutefois, ces dopants ne sont pas activés après le recuit et ne participent donc pas à la conductivité électrique. L'implantation à haute température supprime par contre l'apparition de l'effet de graphitisation de surface.

L'azote a aussi été implanté avec succès dans du diamant par Hasegawa *et al.* [62], l'expérience étant tentée car il existe un type de diamant naturel qui contient de l'azote et qui montre une conduction de type n.

L'implantation de soufre a été réalisée afin d'étudier la structure du diamant après cette implantation et les recuits qui s'en suivent, par Hasegawa *et al.* [63].

De plus, les intérêts de la graphitisation du diamant sont étudiés, notamment les propriétés de l'interface graphite-diamant, ou encore le mécanisme en lui-même, par l'équipe de Gippius *et al.* [64], [65].

Enfin, les résultats sont prometteurs pour l'implantation de bore et permettent de dégénérer le semi-conducteur jusqu'à atteindre la transition métallique (pour une concentration d'environ  $3.10^{20}\text{cm}^{-3}$ ), et ce sans avoir de soucis de graphitisation comme le décrivent Tsubouchi *et al.* [66].

La méthode qui apparaît comme la plus prometteuse est celle qui bénéficie d'un recuit haute pression haute température.

## 1.2.4 Gravure

Le diamant étant inerte dans la plupart des milieux, il est très difficile, voire impossible de le graver à l'aide de solutions acides, comme on le ferait lors de développement de composants en silicium, pour lesquels la technique de gravure humide est très bien maîtrisée. C'est pourquoi la plupart des efforts sont consacrés à l'étude de la gravure sèche, plus particulièrement vers les gravures RIE (Reactive Ion Etching). Les avantages de ce type de gravure sont de garantir l'anisotropie et ainsi de contrôler la verticalité des flancs.

La plupart des gravures RIE se font à l'aide de plasmas d'O<sub>2</sub> (Sirineni *et al.* [67] pour une vitesse comprise entre 5 et 100 nm/min), mais la vitesse de gravure dans ces conditions étant très lente, un plasma d'Ar/O<sub>2</sub> (pour une vitesse supérieure à 200 nm/min) est préféré par les équipes de Vescan *et al.* [68] et Enlund *et al.* [69].

D'autres équipes ont essayé, en utilisant un autre mécanisme de gravure, un plasma de Xe et un flux de NO<sub>2</sub> dirigé vers le substrat, qui l'adsorbe, les ions Xe<sup>+</sup> apportant l'énergie nécessaire à une réaction chimique entre le diamant et le NO<sub>2</sub> pour former du CO et/ou du CO<sub>2</sub> : citons par exemple les travaux de Geis *et al.* [70]. Les résultats sont intéressants par contre, la réaction ne peut s'effectuer dans de bonnes conditions que si la température du substrat est inférieure à 0°C.

Différents types de plasmas et leurs actions sur le cristal de diamant sont étudiés dans Bello *et al.* [71] : le plasma d'hydrogène attaque chimiquement le diamant, quand celui d'Ar attaque physiquement le cristal. Une variation de la vitesse d'attaque peut être obtenue en jouant sur la polarisation du substrat.

L'équipe d'Ando *et al.* [72] étudie l'ajout de CF<sub>4</sub> à O<sub>2</sub> pour obtenir un plasma qui, en fin de gravure, garantit un état de surface meilleur qu'une gravure effectuée uniquement avec O<sub>2</sub>. Toutefois, pour les mêmes puissances RF, la gravure est plus lente. C'est ainsi qu'en jouant sur la puissance RF, on peut obtenir une vitesse de gravure plus importante et plus proche de celle obtenue avec un plasma d'O<sub>2</sub>. Ici, la meilleure vitesse obtenue est de 9,5 μm/h pour une hauteur maximum des défauts de surface gravée de 0,4 nm.

Enlund *et al.* et Hwang *et al.* [69], [73] étudient respectivement les effets de la tension appliquée sur le substrat et les paramètres de pression des gaz et des puissances RF sur la vitesse d'attaque et l'état de surface des échantillons après gravure : ils obtiennent, pour l'équipe de Hwang *et al.* ([73]) une vitesse de gravure de  $40 \mu\text{m}/\text{h}$ .

La qualité du cristal sur lequel doit être effectuée la gravure est essentielle, en effet, dans Stoikou *et al.* [74], les échantillons ayant une orientation cristalline précise mais étant formés de grains posent quelques problèmes. Aux frontières entre ces mêmes grains, apparaissent des "colonnes", irrégularités dans le procédé de gravure, rendant l'état de surface des échantillons problématique.

Enfin, De Theije *et al.* ([75]), utilisent une méthode de gravure dite oxydante cherchant à montrer les dislocations dans le cristal de diamant de la meilleure manière possible : gravure sèche dans de l' $\text{O}_2$  en phase gazeuse, gravure toujours en phase gazeuse dans un mélange d'eau et d' $\text{O}_2$  et enfin une gravure humide dans du nitrate de potassium, connu pour son attaque oxydante du diamant. C'est la gravure humide qui se montre la plus efficace pour révéler les dislocations dans le diamant.

## 1.2.5 Métallisation, contacts

### Contact ohmique sur matériau de type p

L'étape de métallisation et plus généralement d'élaboration des contacts est une des étapes les plus importantes de la conception d'un dispositif électronique. Les travaux concernant les contacts sur le diamant sont principalement orientés vers l'élaboration de contacts ohmiques sur le diamant dopé p. Nettement plus rares sont les travaux concernant le diamant de type n. Des papiers plus anecdotiques donnent quelques exemples de métaux à utiliser pour obtenir des contacts Schottky ayant un comportement redresseur.

Brandes *et al.* ([76]) donnent 3 approches concrètes à l'élaboration du contact ohmique :

- les carbures à l'interface Métal/diamant donnent d'excellents contacts ohmiques ;
- le cristal de diamant endommagé (i.e. après une implantation ou après un dépôt de métal par pulvérisation) donne de meilleurs contacts qu'un cristal en bon état ;
- plus le dopage est élevé, plus faible sera la résistance du contact.

La principale méthode pour élaborer de bons contacts ohmiques sur du diamant de type p dopé au bore est de déposer sur le diamant un métal à même de former un carbure à l'interface entre le diamant et le métal. On dépose ainsi le métal en question, puis bien souvent un autre métal au-dessus de celui en contact avec le diamant afin d'éviter l'oxydation du premier. Un recuit permet ensuite l'apparition du composé carbure.

Ainsi, Tachibana *et al.* [77] utilisent du titane, qui forme un contact schottky avant le recuit. Après le recuit, on dégénère l'interface Ti/diamant et on provoque l'apparition de TiC. Le contact exhibe ainsi un caractère ohmique. L'auteur en conclut que la dégénérescence de l'interface permet l'établissement d'un meilleur contact ohmique.

Venkatesan *et al.*, Wang *et al.* et Zhen *et al.* ([78], [79], [80], [81]) développent des contacts Ti/Au avec recuits pour bénéficier de l'apparition de carbures à l'interface diamant/titane. La stabilité de ces contacts est étudiée et montre une caractéristique intéressante jusque 400°C. L'or est ajouté pour éviter la formation de TiO<sub>2</sub> lors de l'utilisation de ces composants dans l'air.

Das *et al.* ([82]) comparent les contacts Ti/Au (avec recuit) et TaSi<sub>2</sub>/Au et en déduisent que le Ti/Au est celui qui a la plus faible résistance de contact. De plus, il y a formation d'un eutectique lors de l'utilisation du TaSi<sub>2</sub>/Au, entraînant la disparition de l'or et privant ainsi le contact de cette protection.

Nakanishi *et al.* ([38]) comparent les contacts à base de molybdène et de titane et obtiennent une meilleure stabilité en température (environ 600°C) pour le contact en molybdène (après formation de carbures lors d'un recuit là aussi). Une étude de différents dopages les amène également à conclure que plus le dopage est élevé, meilleur est le contact ohmique.

Werner *et al.* [83], [84] étudient les contacts suivants : Al/Si, Ti/Au, TiWN/Au. Il en ressort que la plus faible résistance de contact est obtenue pour Ti/Au, au détriment de la stabilité en température. En effet, là où Ti/Au se dégrade aux alentours de 450°C (500°C pour Al/Si), TiWNi/Au tient au delà de 600°C.

Chen *et al.* [85] utilisent les propriétés du carbone-graphite, très bon conducteur, pour élaborer un contact ohmique. En effet, après avoir dopé à l'aide d'une implantation de soufre ou in-situ de bore, ils implantent moins profondément avec de l'argon en vue de détruire le cristal de diamant pour former du graphite lors du recuit. Ainsi le contact effectué est de la forme : graphite/Ti/Pt/Au. Le comportement de ce contact est très satisfaisant.

Zhen *et al.* [86], [87] se penchent sur un contact Ta/Au en ayant au préalable réalisé une implantation ionique de bore pour améliorer leur contact ohmique et un rinçage dans de l'eau régale (mélange d'acide chlorydrique et nitrique) pour supprimer tout oxyde à l'interface Métal/diamant. Ils en déduisent que ce contact est satisfaisant et que les défauts dans le cristal favorisent un meilleur contact.

Chen *et al.* [88], [89] s'intéressent à un contact Ti/Pt/Au, le platine évitant la diffusion de l'or dans le titane et étudient leur stabilité thermique (jusque 600°C).



## Contact ohmique sur matériau de type n

Peu d'équipes s'intéressent au développement de contacts ohmiques sur des substrats de type n, principalement parce que la réalisation d'un tel matériau est toujours très complexe. Toutefois, Teraji *et al.* [90], [91] travaillent à l'élaboration de contacts ohmiques sur un matériau de type n dopé au phosphore. Pour des contacts en or et en cuivre, lorsque le dopage est de  $5.10^{17}\text{cm}^{-3}$ , les contacts sont de type Schottky, et pour un dopage de  $1.10^{19}\text{cm}^{-3}$ , ceux-ci sont ohmiques.

Il apparaît toutefois que pour un contact Ti/Au, la formation de carbure lors du recuit à  $600^\circ\text{C}$  ne favorise pas l'apparition d'un contact ohmique. En implantant du gallium dans le cristal de diamant, on obtient un très bon contact ohmique stable jusque  $600^\circ\text{C}$ , ce qui laisse à penser que la formation de défauts actifs électriquement améliore les contacts dans le diamant de type n.

Type de contact sur diamant de type p	Résistance du contact après recuit ( $\Omega.\text{cm}^2$ )	Equipe
Ti/Au	Environ $10^{-5}$	[78],[79]
Ti/Au	$10^{-3}$	[80]
Ti/Au	$1,2.10^{-6}$	[81]
Ti/Au et $\text{TaSi}_2/\text{Au}$	$3,2.10^{-5}$ et $9,2.10^{-5}$	[82]
Mo et Ti	$1.10^{-6}$	[38]
Al/Si, Ti/Au et TiWN/Au	$1.10^{-7}$ , $1,4.10^{-5}$ et $6,5.10^{-5}$	[84],[83]
Ti/Pt/Au/graphite	1,18	[85]
Au et Ta/Au	$5,44.10^{-4}$ et $7,19.10^{-5}$	[86, 87]
Ti/Pt/Au	$2,632.10^{-4}$ et $1,3.10^{-5}$	[88],[89]
Al, Ni et Ti sur diamant de type n	$4,2.10^3$ , $8,5.10^3$ et $3,8.10^4$	[90]
Ga implanté dans du diamant de type n	$4,8.10^6$	[91]

TABLE 1.3 – Résistances de contact obtenues par différentes équipes.

Le tableau 1.3 fait état de quelques résultats glanés dans l'étude bibliographique concernant les valeurs obtenues par différentes équipes sur les contacts qu'elles ont réalisés. On constate que les valeurs obtenues pour les contacts ohmiques sur diamant de type p sont parfaitement adaptées à leur utilisation pour le développement de composants de puissance. Toutefois, les valeurs obtenues concernant le diamant de type n sont problématiques et nécessitent des études plus poussées, notamment concernant l'ajout de dopant de type n en plus grande quantité ou trouver un dopant plus performant.

## Contact Schottky

Takeuchi *et al.* [92] déposent Al, Zn, Cr, Ni, Au ou Pt sur du diamant de type p et en déduisent que n'importe lequel de ces matériaux suffit à avoir un contact Schottky, tant que le diamant n'est pas dopé au-dessus de  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . De même, Yamanaka *et al.* [93] déposent Al, Cr, Ni, Au ou Pt et parviennent à la même conclusion.

Les résultats de caractérisation obtenus lors de la thèse présenté par S. Koné en 2011 [94] sont particulièrement intéressants concernant les métallisations nécessaires à l'établissement d'un bon contact Schottky. Sont ainsi déposés Ni, W, Al et Cr sur un échantillon pseudo-vertical de diamant. Des caractérisations en direct, en inverse, en température et d'adhérence sont ensuite présentées. Il en ressort que le nickel est une métallisation de choix pour l'élaboration de contacts Schottky ayant un excellent comportement en direct, en inverse, en température et en termes d'adhérence mécanique.

## Dislocations et densités

Beaucoup d'articles s'attardent sur la qualité des films déposés et notamment leur densité de défauts tueurs, appelés dislocations. La majorité de ces dislocations sont provoquées par la croissance et se propagent dans le sens de la croissance des films. Elles apparaissent là où le substrat est endommagé, comme le montrent Gaukroger *et al.* [95].

Les travaux de l'équipe de Fujita *et al.* [96] s'orientent vers le dénombrement de ces dislocations. Plusieurs exemples sont donnés. Un diamant polycristallin contient jusque  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$  dislocations, quand un diamant naturel de bonne qualité en contient  $10^9 \text{ cm}^{-2}$ . Pour les diamants monocristallins dont la croissance a été effectuée par MPCVD, les meilleures densités de dislocations sont comprises entre  $10^4$  et  $10^6 \text{ cm}^{-2}$ .

## 1.3 Dispositifs

Ce paragraphe se penche sur quelques unes des réalisations de dispositifs rencontrés lors de l'étude bibliographique. Ces dispositifs sont principalement des diodes, le rapprochement avec le sujet de thèse étant volontaire. D'autres dispositifs tels des transistors latéraux ou des transistors haute fréquence ont aussi été rencontrés lors de la bibliographie. Les résultats de tenue en tension les plus impressionnants sont pour l'instant systématiquement obtenus lors de l'utilisation de composants latéraux.

Nom du dispositif	Information de croissance	Tenue en tension (V)	Performances en direct	Autres	Equipe
M-i-P <sup>+</sup>	Structure verticale 1,1 $\mu\text{m}$ dopé à $10^{15}\text{cm}^{-3}$	38	Pas d'information	Bon comportement jusque 300°C Diamant polycristallin	[97]
Diode Schottky	Structure latérale dopée entre $10^{16}$ et $10^{20}\text{cm}^{-3}$	50	Densité : $10 \rightarrow 1000\text{ A/cm}^2$ avec augmentation de la température	Comportement de diode jusque 1000°C	[98]
Schottky	Latérale dopée $< 10^{16}\text{cm}^{-3}$	6000	Entre $10^{-4}$ et $10^{-3}\text{ A.cm}^{-2}$	$10^{-11}\text{ A @ }1100\text{ V}$	[6]
M-i-P <sup>+</sup>	Verticale 18 $\mu\text{m}$ d'intrinsèque	$> 2500\text{ V}$	Pas d'information	/	[99]
M-i-P	Verticale 0,5 $\mu\text{m}$ d'intrinsèque	40	@ 3 V et 298 K : $310\text{ A/cm}^2$ A 873 K : $637\text{ A/cm}^2$	Contacts de 0,2 mm de diamètre	[100]
M-P-P <sup>++</sup>	Verticale	20	1 mA @ 10V en direct	diamant polycristallin	[36]
M-i-P-P <sup>++</sup>	Verticale 0,2 $\mu\text{m}$ d'intrinsèque	500	$100\text{ A/cm}^2 @ 15\text{ V}$	diamant polycristallin	[36]
Schottky	Latérale sur barreau dopé (1,4 - 2,8). $10^{16}\text{cm}^{-3}$	9800	Environ $10^{-4}\text{ A.cm}^{-2}$	/	[101]

M-i-P <sup>+</sup>	Verticale 18 $\mu m$ d'intrinsèque	Entre 950 et 1700	@ 5 V 4 A/cm <sup>2</sup>	/	[102]
Schottky	Composant en surface par plasma d'H <sub>2</sub>	> 9 V	@ 9 V 1 mA	Naturel et polycristallin	[103]
PN	Verticale MESA	> 30 V	@ 10 V 1 mA	Polycristallin dopage type n avec azote fonctionne jusque 900°C	[104]
M-i-P <sup>+</sup>	Verticale 18 $\mu m$ dopée < 10 <sup>13</sup> cm <sup>-3</sup>	1550 V	1000 A/cm <sup>2</sup> @ 5 V	Monocristallin Rampe d'oxyde	[11]
M-i-P <sup>+</sup>	Verticale 13 $\mu m$ d'intrinsèque	1100	@ 1,2 V @ 313 K : 5 mA/cm <sup>2</sup> et @ 1 V @ 573 K : 30 mA/cm <sup>2</sup>	Protection par rampe d'oxyde	[105]
Schottky	Latérale	4 V	Pas d'information	Champ max obtenu 1,8 MV/cm	[106]
M-P <sup>-</sup> -P <sup>+</sup>	Verticale 0,5 $\mu m$ de P <sup>-</sup>	Pas d'information	@ 3 V 10,56 A/cm <sup>2</sup>	Rectification de 10 <sup>12</sup> à +/- 3 V	[107]
Schottky	Latérale dopée p à 10 <sup>15</sup> cm <sup>-3</sup>	> 500 V	/	Mesures dans un liquide	[108]
Schottky	Verticale dopée 10 <sup>14</sup> -10 <sup>15</sup> cm <sup>-3</sup>	600 V	@ 7 V @ 250°C 18 A/cm <sup>2</sup>	Protégée par JTE et mesures dans l'huile	[109]
Schottky	Latérale dopée 10 <sup>15</sup> cm <sup>-3</sup>	8000 pour 100 $\mu m$ entre les électrodes et 12400 pour 300 $\mu m$	Pas d'information	2 contacts Schottky	[109]

TABLE 1.4 – Principaux exemples de réalisations de diodes

D'autres réalisations autour des diodes sur du diamant ont été menées à bien. Thaiyotin *et al.* et Polyakov *et al.* ([110], [111]) s'intéressent au développement de photodiodes très performantes pour la détection des UVs.

Enfin, Kubovic *et al.* ([112]) travaillent sur une structure de diode particulière, combinant une structure PN et une structure Schottky. Voir la figure 1.4 pour cette structure.

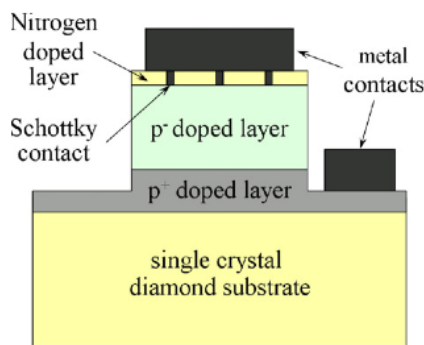


FIGURE 1.4 – Structure de diode Schottky/PN

Cette diode fournit en direct 0,5 A @ 7 V, a une tenue en tension d'environ 25 V (pour 100 nm de diamant p<sup>-</sup>). Elle a aussi un bon rapport de redressement de 10<sup>9</sup> pour une tension de +/- 8 V. Le redressement est obtenue jusque 1000°C.

## 1.4 Passivation - Terminaison

### 1.4.1 Principales structures

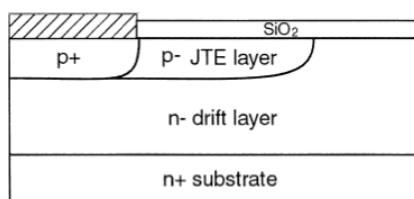


FIGURE 1.5 – Junction Termination Extension d'après Sheridan *et al.* [113]

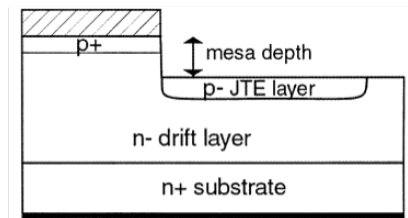


FIGURE 1.6 – Combinaison d’une gravure Mesa et d’une JTE d’après Sheridan *et al.* [113]

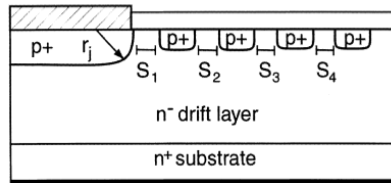


FIGURE 1.7 – Anneaux de garde d’après Sheridan *et al.* [114]

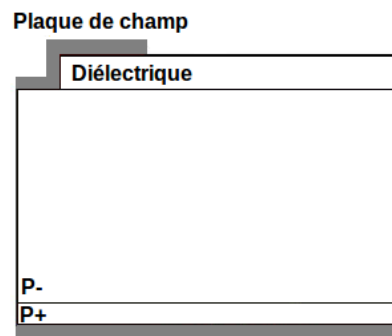


FIGURE 1.8 – Plaque de champ d’après Brezeanu *et al.* [115]

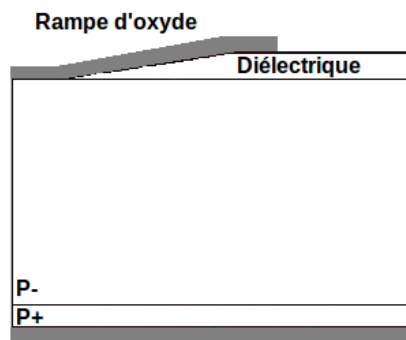


FIGURE 1.9 – Rampe d’oxyde d’après Brezeanu *et al.* [115]

L’étape de passivation permet au composant de fonctionner sans être trop perturbé par l’environnement qui l’entoure et de mieux tenir la tension à ses bornes. En effet, par l’ajout d’une couche passivante, on neutralise les états de charge en surface en satisfaisant les liaisons pendantes qu’il peut y avoir en surface d’un composant. On évite ainsi l’effet de contournement de surface. Quant à l’étape

de terminaison ou encore de protection périphérique, celle-ci assure au composant une meilleure tenue en tension et est primordiale dans le cas de réalisation de composants haute tension. En effet, c'est grâce à un étalement optimal des équipotentielles que l'on empêche les accroissements locaux du champ électrique qui conduisent au claquage prématuré des composants.

Les publications concernant ces étapes ne sont pas nombreuses, prouvant par là que le diamant en tant que substrat pour composants électroniques n'est pas encore assez mature pour que les efforts de la communauté scientifique s'accroissent dans cette direction.

Les principales structures de terminaison sont les anneaux de garde, les JTE (Junction Termination Extension, figure 1.5), les MESA (fig. 1.6), les anneaux de garde (fig. 1.7), les plaques de champ (fig. 1.8) et les rampes d'oxyde (fig. 1.9). Les efforts de simulation et de fabrication s'orientent principalement vers les structures de plaques de champ et/ou de rampe d'oxyde, principalement à cause des difficultés liées au dopage de type n dans le diamant et aux effets destructifs de l'implantation ionique sur le cristal de diamant.

### 1.4.2 Etat des lieux de la protection périphérique dans le diamant

En tenant compte des limitations dues au matériau, Brezeanu *et al.* ([2]) simulent et fabriquent 3 types de structure utilisant  $\text{SiO}_2$  comme oxyde : une rampe d'oxyde, une plaque de champ et une plaque de champ avec 3 marches. La structure la plus efficace est celle de la rampe d'oxyde. Toutefois, il est difficile de contrôler précisément l'angle de la rampe à cause du procédé mis en place pour la fabriquer. Ils étudient particulièrement ([11]) la structure de rampe d'oxyde (en  $\text{SiO}_2$ ) et proposent une méthode pour élaborer les composants en utilisant 5 gravures RIE de suite pour fabriquer la rampe d'oxyde.

Ikeda *et al.* ([116],[117]) utilisent une rampe d'oxyde mais privilégient l'étude de différents oxydes. Ainsi, sont comparés  $\text{SiO}_2$  et  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Il ressort de cette étude que  $\text{Al}_2\text{O}_3$  est plus performant et permet une meilleure tenue en tension pour les mêmes paramètres de la rampe d'oxyde. Ils vont jusqu'à réaliser leur structure.

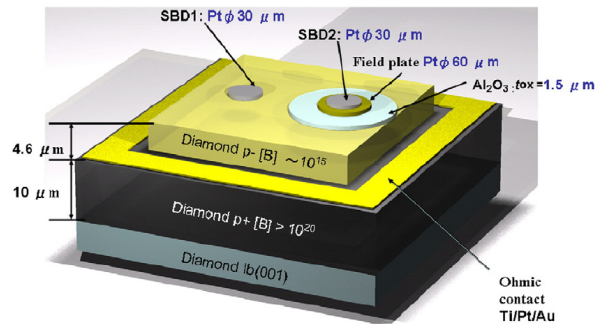


FIGURE 1.10 – Plaqué de champ sur  $\text{Al}_2\text{O}_3$  dans Ikeda *et al.* [117]

Teraji *et al.* ([108]) effectuent leurs mesures avec un substrat recouvert de liquide isolant et obtiennent de très bons résultats lors des mesures en inverse, bien meilleurs que ceux effectués dans le vide. Cette méthode n'est pas une méthode de protection, elle prouve toutefois que la majorité des claquages obtenus sont prématurés et obtenus dans l'air.

Huang *et al.* ([109]) ajoutent une JTE à leur structure de Schottky verticale en implantant  $\text{H}^+$  dans les régions désirées pour augmenter la résistance localement. Ils ne testent par contre pas l'efficacité de cette protection.

Liu *et al.* et Wade *et al.* ([118],[119]) se penchent sur les traitements de surface des substrats de diamant avec des plasmas d'oxygène ou d'hydrogène. Ces deux équipes s'accordent à dire que le traitement au plasma d'oxygène rend la surface du diamant isolant, en donnant un exemple : lorsqu'on dépose un métal formant des carbures sur un diamant traité par un tel plasma, il n'y a pas de formation de carbure lors du recuit. Quant au plasma d'hydrogène, il tend à diminuer la hauteur de barrière des substrats de type p. De la même manière, l'équipe de Volpe *et al.* [101] développe une technique de protection basée sur l'oxygénation de surface des échantillons. Les contacts Schottky sont ainsi déposés sur une surface oxygénée et les contacts ohmiques sur une surface hydrogénée. La tenue en tension obtenue est assez exceptionnelle, toutefois, le comportement en direct fait état d'une densité de courant et d'un facteur de redressement assez faible.



## 1.5 Analyse et conclusion

De la partie de l'étude bibliographique réalisée sur la croissance, on retiendra principalement que le dopage in-situ à l'aide de bore est très bien maîtrisé. Toutefois, les dopages faibles sont encore difficile à atteindre, là où les dopages forts ne posent plus de problèmes. Le dopage de type n est à ce jour un point bloquant pour le développement de composants bipolaires. Les densités de défauts et leurs causes sont bien identifiées et les résultats obtenus sont encourageants, il faut cependant concentrer les efforts sur une amélioration continue de la qualité, car la taille des composants réalisés sur diamant est pour l'instant toujours limitée par la densité de défauts tueurs dans les couches. Il reste bien entendu à faire un gros travail sur la taille des substrats, autre point bloquant pour le développement de composants en diamant.

Les contacts ohmiques sur diamant de type p sont bien maîtrisés, et les valeurs obtenues (tableau 1.3) sont parfaitement en adéquation avec les besoins nécessaires. Les contacts Schottky toujours sur le même type de diamant à l'aide de nickel (travaux de S.Koné [94]) sont adaptés aux applications hautes températures. Néanmoins, il reste des problèmes concernant le développement de contacts ohmiques sur le diamant de type n, ces problèmes étant liés au dopage.

L'implantation ionique n'a pas encore livré toutes ses possibilités mais reste elle aussi un point bloquant dans le développement de la technologie diamant. Le principal problème vient de la graphitisation du diamant, et de nombreuses études sont toujours en cours pour essayer de pallier les problèmes de recuit notamment.

L'étape de gravure utilisant des gaz variés est toujours en cours d'étude. Les résultats trouvés lors de l'étude bibliographique font état de vitesses de gravure impressionnantes. On constate cependant énormément de disparités entre ces mêmes vitesses en fonction des bâtis de gravure utilisés. Un point bloquant de la gravure reste l'état de surface des échantillons après gravure.

Les structures de diodes rencontrées sont quasi-systématiquement des diodes Schottky, élaborées sur des diamants dont les dopages varient beaucoup. Les performances les plus impressionnantes de tenue en tension sont obtenues sur des échantillons latéraux, qui généralement ne sont pas bons

conducteurs en direct. Les quelques résultats de tenues en tension obtenues sur couches verticales sont décevants comparés aux résultats attendus en théorie, prouvant que la qualité du matériau est un facteur prédominant lors du claquage.

Enfin, les principales techniques de protection périphérique ne sont pas adaptées au diamant (JTE et anneaux de garde), faute de dopage de type n. On constate alors que les techniques utilisées pour le diamant reposent essentiellement sur les plaques de champ ou rampes d'oxyde. Les efforts sont concentrés vers l'optimisation des performances de ces plaques de champ et de nombreuses publications font état de l'utilisation de diélectriques novateurs. C'est autour de ce travail que sont axées les simulations réalisées dans le chapitre suivant, avec plusieurs particularités, notamment l'établissement d'une protection périphérique basée sur l'utilisation combinée d'un diélectrique avec un matériau semi-résistif.

# Chapitre 2

## Conception et simulations de structures de protection périphérique applicables au diamant

### Contenu

---

<b>2.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>42</b>
<b>2.2</b>	<b>Particularités de la simulation de composants en diamant</b>	<b>43</b>
<b>2.3</b>	<b>Conception de la structure</b>	<b>46</b>
<b>2.4</b>	<b>Optimisation de la protection par plaque de champ sur un diélectrique</b>	<b>47</b>
2.4.1	Plaque de champ sur $\text{SiO}_2$	49
2.4.2	Plaque de champ sur $\text{Si}_3\text{N}_4$	51
2.4.3	Analyse des résultats	52
<b>2.5</b>	<b>Optimisation de la protection par plaque de champ sur un matériau semi-résistif</b>	<b>57</b>
2.5.1	Matériau semi-résistif : définition et quelques exemples d'utilisation	58
2.5.2	Mise en place	58
2.5.3	Optimisation de la protection	59
2.5.4	Influence de la résistivité du matériau semi-résistif	64
<b>2.6</b>	<b>Simulations complémentaires</b>	<b>66</b>
2.6.1	Cadre des simulations	66
2.6.2	Charges à l'interface	66

2.6.3 Structures différentes . . . . . 71

**2.7 Conclusion . . . . . 74**

---

## 2.1 Introduction

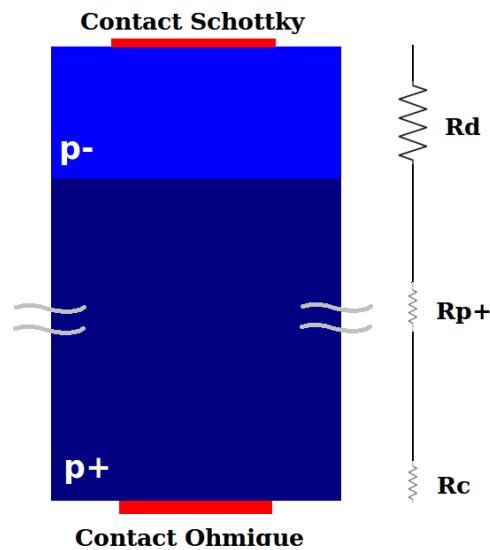


FIGURE 2.1 – Diode Schottky et représentation des différentes résistances équivalentes lors de son fonctionnement en direct.

La figure 2.1 représente une diode Schottky verticale standard ainsi les résistances équivalentes lors de son fonctionnement en direct. On y distingue  $R_d$ , la résistance de la zone p-, ou encore zone de "drift",  $R_{p+}$ , la résistance de la couche p+ et  $R_c$ , la résistance du contact ohmique. La résistance la plus importante  $R_d$  vient de la zone la moins dopée. Elle est en valeur absolue, largement supérieure aux autres résistances. Ainsi, c'est la zone de "drift" qui gouverne le comportement de la diode, et plus particulièrement son dopage et son épaisseur. Il convient donc, lors de la conception d'une diode Schottky, d'obtenir le bon dopage qui permettra la tenue en tension adéquate tout en limitant les pertes en conduction. Les pertes en commutation sont très peu importantes, le temps de recouvrement est négligeable car il n'y a qu'un seul type de porteurs (les majoritaires) qui intervient.

Comme on l'a vu précédemment, la conception et les diverses simulations de structures en diamant doivent tenir compte des limitations du matériau. Il en va de même pour la définition de la protection périphérique. En effet, le dopage de type n n'est pas disponible, que ce soit de manière localisée (via l'implantation ionique ou la diffusion), ou in-situ, pour des raisons différentes mais inhérentes notamment aux problèmes d'activation des dopants. L'implantation ionique pose problème notamment lors des recuits d'activation qui ont tendance à graphitiser le diamant. En effet, l'implantation casse les liaisons  $sp^3$  du diamant et lors du recuit des liaisons  $sp^2$  caractéristiques du carbone-graphite,

état stable du carbone, se forment. La diffusion est elle très délicate au vu de la structure même du diamant. Il apparaît donc clairement que les JTE et autres anneaux de garde ne peuvent pas être appliqués au diamant. Il a donc été décidé de se tourner vers des protections de type plaque de champ sur un matériau diélectrique.

Ces simulations ont été effectuées parallèlement aux divers travaux sur les étapes technologiques. Elles sont destinées à ajuster le simulateur au diamant afin de pouvoir dimensionner les structures nécessaires pour répondre au cahier des charges donné par Diamonix. Ce chapitre présente donc les étapes de conception et d'optimisation de la structure de protection périphérique adaptée à la diode Schottky en diamant.

## 2.2 Particularités de la simulation de composants en diamant

SENTAURUS TCAD est un logiciel de simulation très hiérarchisé et qui nécessite pour le bon déroulement d'une simulation trois types de fichiers. Tout d'abord, un fichier décrivant la structure de manière topographique, qui contient aussi les informations de maillage, de dopage et des différents matériaux utilisés. Les simulations 2D sont systématiquement réalisées dans un milieu ambiant, ici volontairement l'air. Ce fichier est plus ou moins complexe en fonction de la structure, du type de simulation (2D ou 3D) et du dopage qui peut être constant dans certaines parties du composant, comme dépendant d'un fichier externe (*i.e.* profil de dopage tiré d'une mesure SIMS).

Le deuxième type de fichier nécessaire est celui qui décrit les matériaux utilisés et les différents modèles comportementaux de ces matériaux sous diverses contraintes (température, champ électrique, ...). Le fichier qui décrit le diamant n'est pas présent par défaut dans SENTAURUS TCAD. Il faut donc le créer de toutes pièces en parcourant les différentes publications disponibles. A l'aide de ces publications, on remplit par exemple le modèle de mobilité (modèle de l'université de Bologne), l'affinité électronique du diamant, le gap et son comportement avec la température et le niveau de dopage, les coefficients d'ionisation ou encore les masses effectives des porteurs. La plupart des simulations réalisées dans cette thèse concernent la tenue en tension. Les paramètres principaux qui

régissent la tenue en tension sont les coefficients d'ionisation. On dispose pour ce faire de deux jeux de paramètres différents, l'un issu d'une publication qui extrait les coefficients d'ionisation sur du diamant naturel [120], et dont lors du claquage, le champ maximum supporté par l'échantillon est de 1,5 MV/cm, très loin des 10 MV/cm attendus en théorie. L'autre jeu de coefficients est extrait des travaux conduits par Rashid *et al.* [3] et est une extrapolation de ceux du SiC. Ils n'ont jamais été mesurés mais correspondent aux valeurs attendues en théorie pour le diamant et sont ceux utilisés dans ces simulations.

Le troisième type de fichier est celui qui décrit la simulation. Il contient par exemple la température de la simulation, les différents modèles mathématiques à utiliser, les équations à résoudre, les grandeurs physiques à tracer... De ce fichier dépend la convergence des simulations, la particularité du diamant résidant dans le fait notamment que les dopants sont peu activés à température ambiante, ou encore que la densité intrinsèque de porteurs est très faible. Les difficultés rencontrées lors de la simulation de composants en diamant peuvent être contournées de manière un peu artificielle. Les problèmes de convergence sont souvent résolus en augmentant la température de simulation ou la précision du calcul en lui-même qui est paramétrable et souvent adaptée aux travaux sur silicium. Une autre solution, qui a été validée, est d'ajouter artificiellement des paires d'électrons-trous via un faisceau optique dans tout le semi-conducteur. Cette solution n'impacte pas les tenues en tension, seulement la valeur du courant de fuite.

Le maillage utilisé pour les simulations doit être adapté à la structure simulée et anticiper les régions où les phénomènes qui nous intéressent risquent d'arriver (*e.g.* au bord de la plaque de champ du contact Schottky dans notre cas fig. 2.2). Un maillage non adapté peut retourner des résultats aberrants. Les simulations portent sur le critère de tenue en tension. Les simulations sont arrêtées lorsque le courant traversant le composant dépasse un certain seuil, ici de  $10^{-4}$  A fixé par l'utilisateur, voir fig. 2.3.

Le claquage est simulé à l'aide des coefficients d'ionisation et de la modélisation de l'ionisation des porteurs par impacts. Le simulateur réalise le calcul de l'équation de Poisson et de la continuité des états électriques. Dès que localement dans le cristal, le champ électrique appliqué est suffisamment

élevé, l'ionisation par impact se déclenche et le phénomène d'avalanche suit.

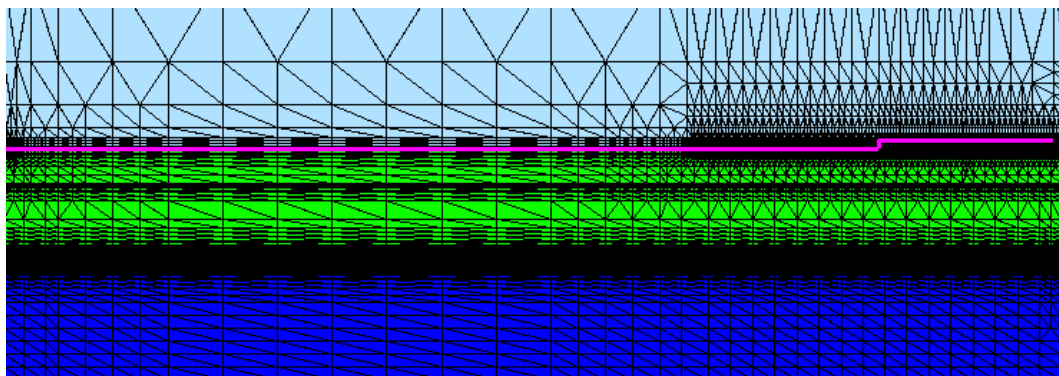


FIGURE 2.2 – Exemple de maillage proche du contact Schottky du composant.

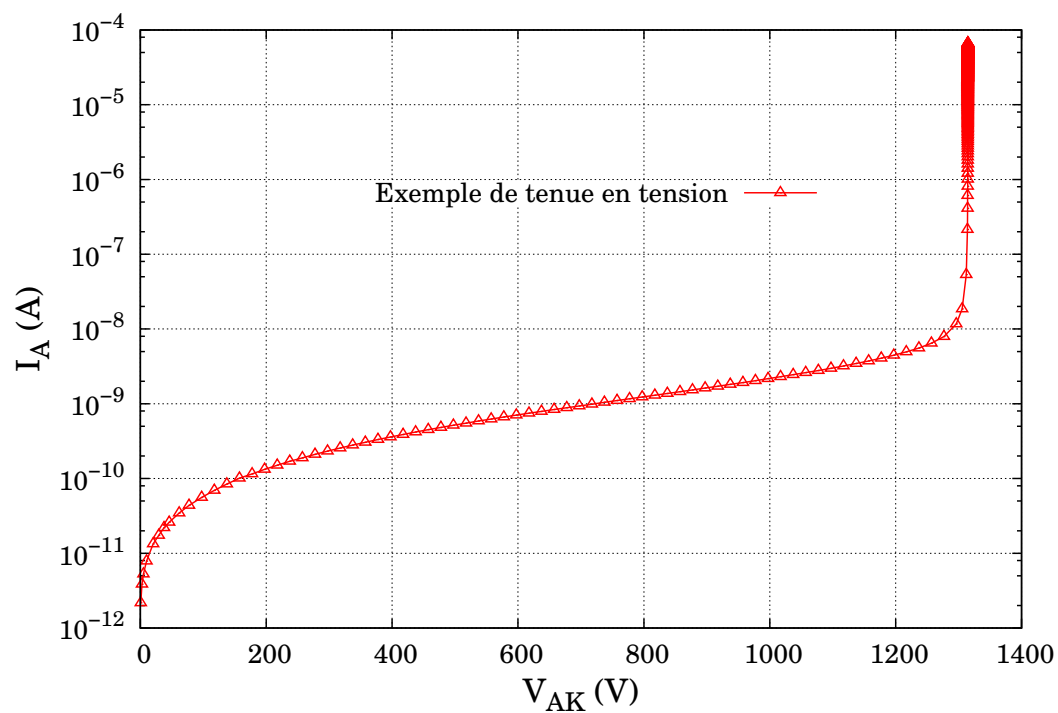


FIGURE 2.3 – Tenue en tension typique dont le critère d'arrêt est la valeur en courant.



## 2.3 Conception de la structure

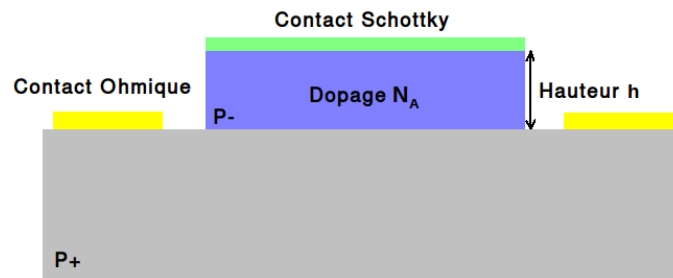


FIGURE 2.4 – Structure simulée d'une diode pseudo-verticale. Les paramètres permettant d'ajuster la tenue en tension sont  $h$  et  $N_A$ .

La structure du dispositif visant à tenir la tension est présentée en fig. 2.4. Celle-ci est une structure pseudo-verticale, *i.e.* elle nécessite de graver la couche p<sup>-</sup> pour atteindre la couche p<sup>+</sup>, la face arrière du composant n'étant pas exploitable. Les paramètres fixant sa tenue en tension sont la hauteur  $h$  et le dopage de la couche p<sup>-</sup>  $N_A$ . Cette simulation, tout comme celles réalisées ci-après, est réalisée à 600 K. La simulation 1D est en outre réalisée sans environnement autour de la structure, afin que les conditions aux limites ne soient pas perturbées par un autre élément (*i.e.* simulation normale dans l'air, dans le vide...). Les résultats de cette simulation sont équivalents à ceux d'une jonction plane parallèle infinie. Les paramètres de simulation n'ont toutefois pas été choisis au hasard.

En effet, on a pris en compte les limitations des échantillons fournis par le LSPM, notamment le dopage p<sup>-</sup> minimum qui est à ce jour aux alentours de  $1.10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . Les principales modifications ont porté sur le compromis épaisseur/dopage de la couche p<sup>-</sup> afin de tenir 1200 V à 600 K. A cela, on applique une efficacité minimum de la protection périphérique de 80% pour obtenir une tenue en tension de 1500 V pour notre structure idéale. L'optimisation de la structure de protection périphérique est ainsi primordiale pour respecter le cahier des charges. La structure 1D qui répond au critère de tenue en tension désiré dispose d'une épaisseur de p<sup>-</sup> de  $8 \mu\text{m}$  pour un dopage de  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$ , comme montré sur la figure 2.5.

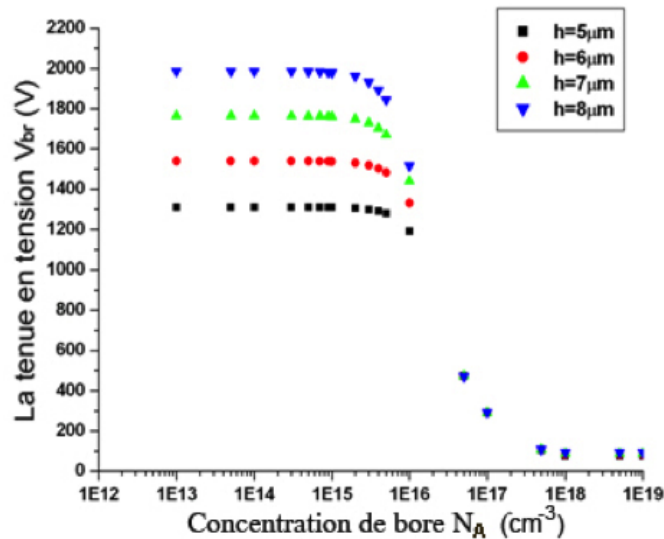


FIGURE 2.5 – Tenue en tension 1D en fonction de l'épaisseur et du dopage du diamant à 600 K. Courbes obtenues lors de précédents travaux réalisés au LAAS.

## 2.4 Optimisation de la protection par plaque de champ sur un diélectrique

Une plaque de champ peut être élaborée soit sur différents types de diélectrique (oxydes, nitrures, ...) soit sur un même type de diélectrique mais en faisant varier sa forme (une marche, plusieurs marches, une rampe, voir les travaux de Brezeanu *et al.* dans [115]). La démarche en simulation doit être de comparer les différents effets de plusieurs diélectriques directement sur la tenue en tension, de regarder l'influence des différents structures de plaques de champ et enfin d'optimiser la plaque de champ pour le composant choisi. Il est toutefois rapidement apparu que des limitations technologiques pouvaient contraindre la conception de la plaque de champ. Ainsi, l'étude a été limitée à celle d'une plaque de champ à une marche, offrant un bon compromis efficacité/complexité. L'étude bibliographique et les résultats de diverses équipes ([2], [4], [116], [105], [11], [117]) ainsi que des simulations personnelles ont montré que les matériaux "High K" (à haute permittivité diélectrique par rapport à celle du diamant qui est de 5,7) présentent un meilleure tenue en tension après optimisation. Des simulations sur des structures simples montrent elles-aussi cette tendance. Ont ainsi été essayé en simulation  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et  $\text{HfO}_2$  qui ont des permittivités respectives de 3,9, 7,5, 9 et 24 et des champs critiques respectifs de 10, 5-7, 8 et 6-9 MV/cm. La tendance affichée est celle d'une meilleure tenue en tension avec l'accroissement de la permittivité, notamment grâce à la continuité de la

composante tangentielle du champ électrique à l'interface diamant/diélectrique. Plus la permittivité du matériau diélectrique est grande, moins le champ dans le diélectrique sera élevé, imposant ainsi au diamant un comportement plus proche de celui attendu en théorie et un claquage dans le volume du semi-conducteur et non pas dans le diélectrique, comme expliqué ci-après lors de l'analyse des résultats obtenus lors de l'utilisation du  $\text{Si}_3\text{N}_4$  comme diélectrique.

La bibliographie réalisée sur les plaques de champ nous indique qu'il faut s'attendre à une épaisseur optimale du diélectrique et à une saturation de l'efficacité avec la longueur de la plaque de champ, comme l'ont montré Coti et al. [121] sur une diode en silicium et plus récemment Brezaenu et al. ([115]) sur une diode Schottky en diamant. L'objectif reste donc une efficacité de 80% de cette protection.

Les deux diélectriques disponibles au LAAS sont  $\text{SiO}_2$  et  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Les simulations et différentes optimisations se sont donc naturellement portées sur ces deux matériaux, notamment leur qualité électrique et leur comportement lors du dépôt sur diamant (charges, pièges, ...) Sont ainsi présentés tout d'abord les résultats d'optimisation de structure protégée par une plaque de champ sur  $\text{SiO}_2$ , puis sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

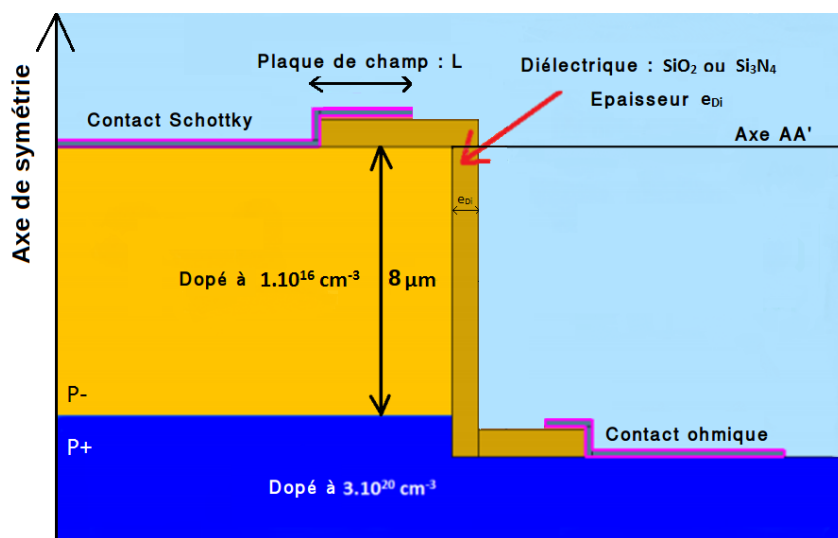


FIGURE 2.6 – Structure type de simulation

La structure présentée et simulée est celle de la figure 2.6. Elle est insérée dans Sentaurus TCAD sous forme de code propriétaire qui permet de fixer certains paramètres (tels les épaisseurs des epitaxies, le type de matériau utilisé,...) ainsi que les variables qui nous intéressent. Un axe de

symétrie vertical placé aux coordonnées (0,0) impose une simulation d'un composant réaliste, dont le contact Schottky fait  $50 \mu m$  de rayon. Ce contact est tel que son travail de sortie est celui déterminé expérimentalement au laboratoire [94]. Les deux variables d'optimisation sont  $e_{Di}$  et  $L$  respectivement épaisseurs du diélectrique choisi et la longueur de la plaque de champ. On notera que toutes les simulations suivantes prennent en compte le milieu ambiant, c'est à dire l'air.

### 2.4.1 Plaque de champ sur $SiO_2$

La structure étudiée est présentée en figure 2.6. Les paramètres d'optimisation de la plaque de champ sont l'épaisseur de  $SiO_2$   $e_{Di}$  et la longueur de métal qui monte sur  $SiO_2$   $L$ . L'objectif étant d'étaler les equipotentiels afin d'éviter les accroissements locaux du champ électrique qui conduisent au claquage prématuré du composant. Le principal critère d'optimisation s'observe au claquage de la structure. En comparant les valeurs du champ électrique à l'interface diamant/ $SiO_2$  (selon l'axe AA'), lorsque les deux pics de champ attendus au bord du contact Schottky et au niveau du bord de la plaque de champ ont la même valeur, on en déduit que la protection est optimale (voir l'analyse des résultats ci-après).

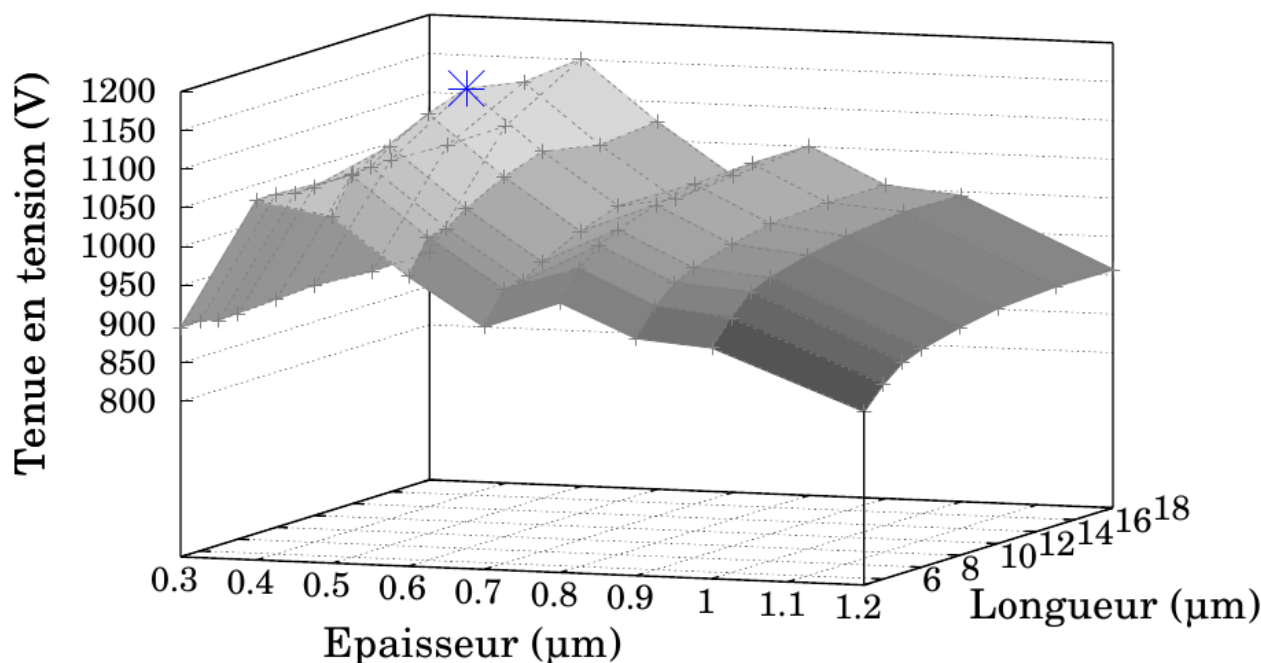


FIGURE 2.7 – Représentation 3D de la tenue en tension en fonction de l'épaisseur de  $SiO_2$  et de la longueur de plaque de champ. La croix bleue représente le maximum obtenu.

On constate sur cette figure les deux effets attendus :

- épaisseur de SiO<sub>2</sub> optimale 600 nm ;
- saturation de la tenue en tension à partir d'une longueur de plaque de champ donnée (10  $\mu m$ ).

L'efficacité maximale obtenue est de 76%, inférieure aux 80% désirés dans le cahier des charges. Il convient ainsi de s'orienter vers un autre matériau diélectrique, plus à même de dépasser les 80% d'efficacité.

## 2.4.2 Plaque de champ sur $\text{Si}_3\text{N}_4$

La problématique étant ici la même, les simulations sont relancées avec cette fois-ci avec  $\text{Si}_3\text{N}_4$  comme diélectrique en lieu et place de  $\text{SiO}_2$ .

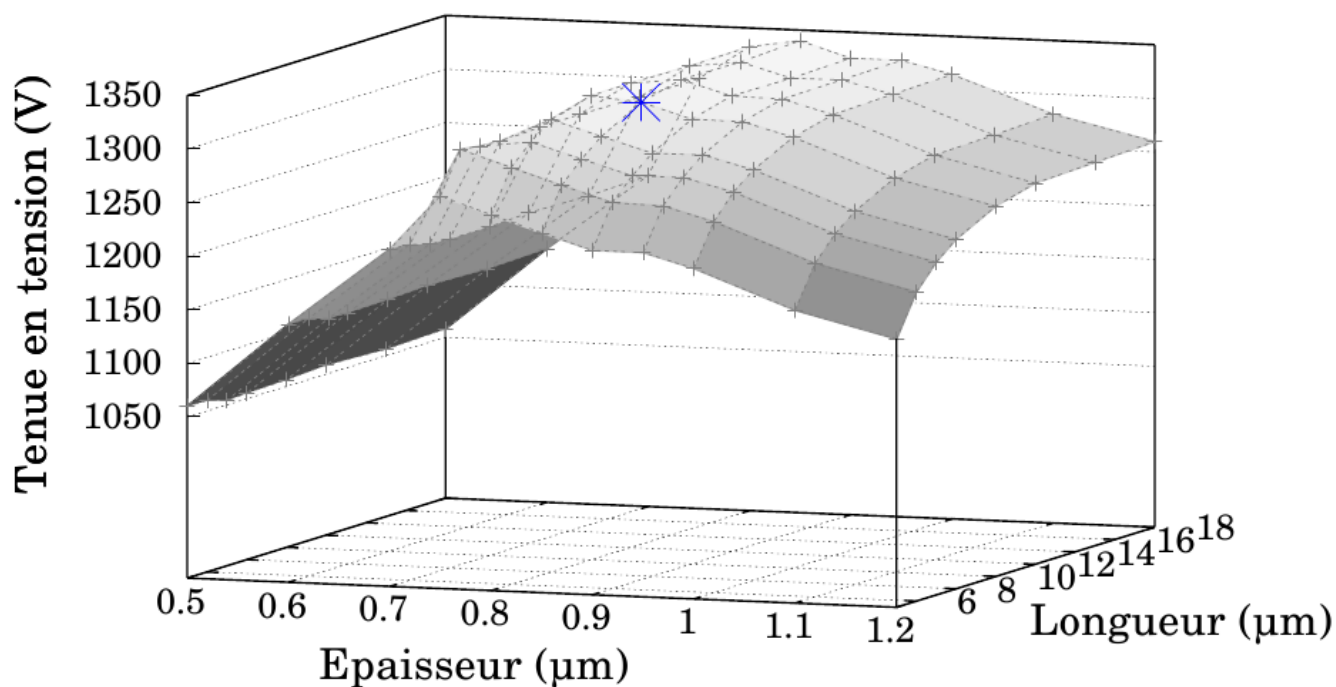


FIGURE 2.8 – Représentation 3D de la tenue en tension en fonction de l'épaisseur du  $\text{Si}_3\text{N}_4$  et de la longueur de plaque de champ. La croix bleue représente le maximum obtenu.

On constate là aussi les deux même effets, avec toutefois une différence notable en terme de tenue en tension maximale et donc d'efficacité de protection qui atteint 88%. Ainsi, cette méthode de protection remplit les conditions du cahier des charges.

### 2.4.3 Analyse des résultats

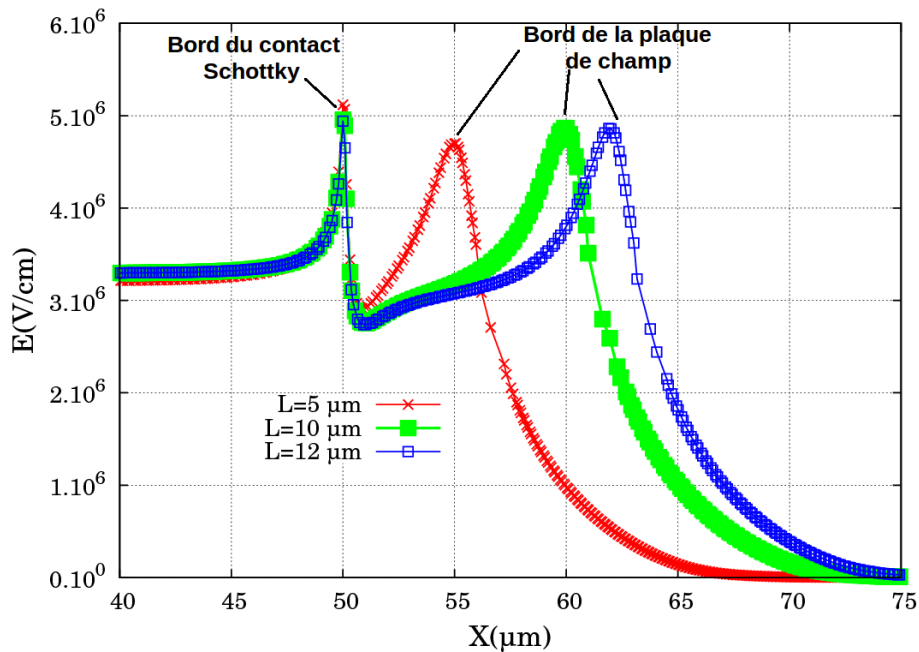


FIGURE 2.9 – Représentation de la valeur du champ électrique à l'interface diamant/ $\text{Si}_3\text{N}_4$  selon l'axe AA'. La longueur L de la plaque de champ varie.

Cette représentation de la valeur du champ électrique à l'interface diamant/ $\text{Si}_3\text{N}_4$  selon l'axe AA' sert de principal critère d'optimisation de la protection par plaque de champ. Ici, la valeur de l'épaisseur de nitrure est fixée et seule la longueur de plaque de champ varie. Quand la longueur L est trop petite, le pic au bord du contact Schottky est plus important que celui au bord de la plaque de champ. Cette figure montre que pour une valeur de  $10 \mu\text{m}$ , les pics ont une valeur égale, ce qui indique que la protection est optimale pour cette longueur.

Il apparaît donc clairement que le contrat est rempli pour une protection périphérique basée sur une plaque de champ de  $10 \mu\text{m}$  sur  $850 \text{ nm}$  de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Des résultats de simulation préliminaires montrent eux aussi que lors de l'utilisation de matériaux à permittivité diélectrique supérieure à celle du diamant *i.e.* 5,7, cette tendance est là aussi observée. Les résultats de Ikeda et al. ([116]), portant sur des travaux de plaque de champ sur  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , vont aussi dans ce sens. En effet, lors de l'utilisation de diamant, dont le champ critique est très supérieur à celui du silicium (10 contre 0,3 MV/cm), le risque de rupture prématurée dans l'oxyde est nettement plus élevé car celui-ci est contraint de manière sensiblement plus importante.

Il convient aussi de s'intéresser aux différences notables de tenue en tension obtenues lors de l'utilisation de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  et  $\text{SiO}_2$ . La répartition des équipotentielles est différente, pour une tension donnée, lors de l'utilisation de  $\text{SiO}_2$  et de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . La seule différence notable au niveau du simulateur entre ces deux diélectriques est leur permittivité diélectrique. Celle-ci impose un étalement différent des équipotentielles lors de la mise sous tension, comme illustré figure 2.10.

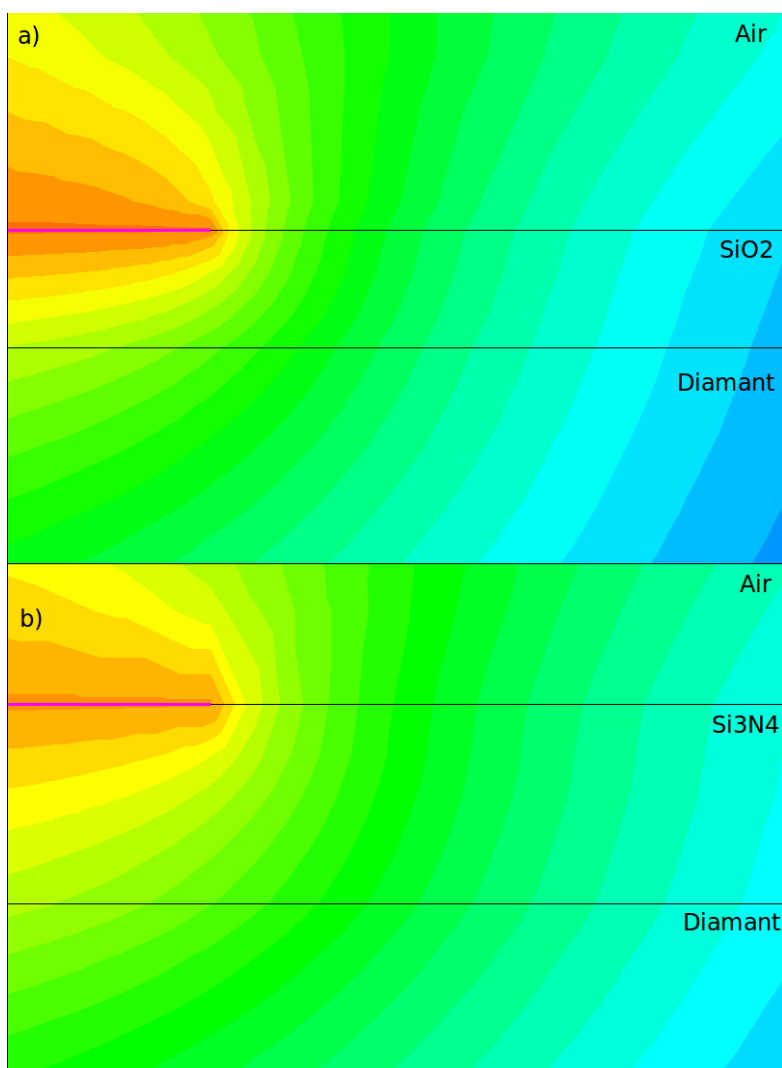


FIGURE 2.10 – Représentation de l'étalement des équipotentielles par paliers de 50 V. En orange, la valeur maximum (1200 V) jusqu'au bleu (0 V). a) Avec  $\text{SiO}_2$  lors du claquage du composant. b) Avec  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , à la même tension, le claquage n'étant toutefois pas atteint.

Cet étalement est tel que pour la protection basée sur  $\text{SiO}_2$ , le champ critique du diamant est dépassé pour une tension de 1158 V au bord du contact Schottky, et ne l'est pas lors de l'utilisation de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Ceci est illustré sur la figure 2.11. On observe aussi pour cette figure la répartition du champ lors du claquage de la structure protégée par  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , obtenu pour une tension de 1335 V.



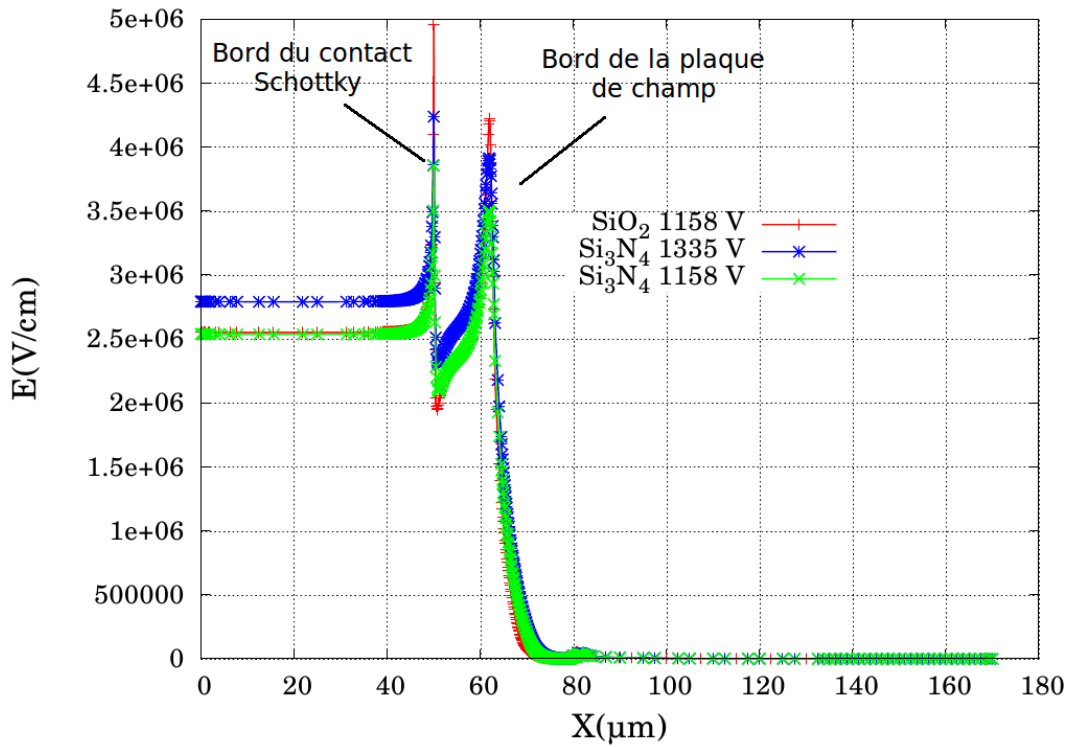


FIGURE 2.11 – Représentation de la valeur du champ électrique à l’interface diamant/diélectrique selon l’axe AA’ pour différents diélectriques.

La continuité de la composante tangentielle du champ électrique à l’interface diamant/diélectrique nous donne :

$$E_{//\text{diamant}} = E_{//\text{diélectrique}}$$

Tandis que la continuité du produit  $\epsilon$  par composante normale du champ électrique nous donne :

$$\epsilon_{\text{diamant}} \cdot E_{\perp\text{diamant}} = \epsilon_{\text{diélectrique}} \cdot E_{\perp\text{diélectrique}}$$

Dans le cas de  $\text{SiO}_2$ , on obtient :

$$E_{\perp\text{SiO}_2} = \frac{5,7}{3,9} \cdot E_{\perp\text{diamant}} \quad (2.1)$$

ou

$$E_{\perp\text{SiO}_2} = 1,4 \cdot E_{\perp\text{diamant}} \quad (2.2)$$

Ceci rajoute bien une contrainte supplémentaire sur le diélectrique étant donné que leur champ critique est proche. Ainsi, en utilisant du  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , matériau à permittivité plus grande que celle du diamant, on obtient :

$$E_{\perp\text{Si}_3\text{N}_4} = \frac{5,7}{7,5} \cdot E_{\perp\text{diamant}} \quad (2.3)$$

ou encore

$$E_{\perp\text{Si}_3\text{N}_4} = 0,76 \cdot E_{\perp\text{diamant}} \quad (2.4)$$

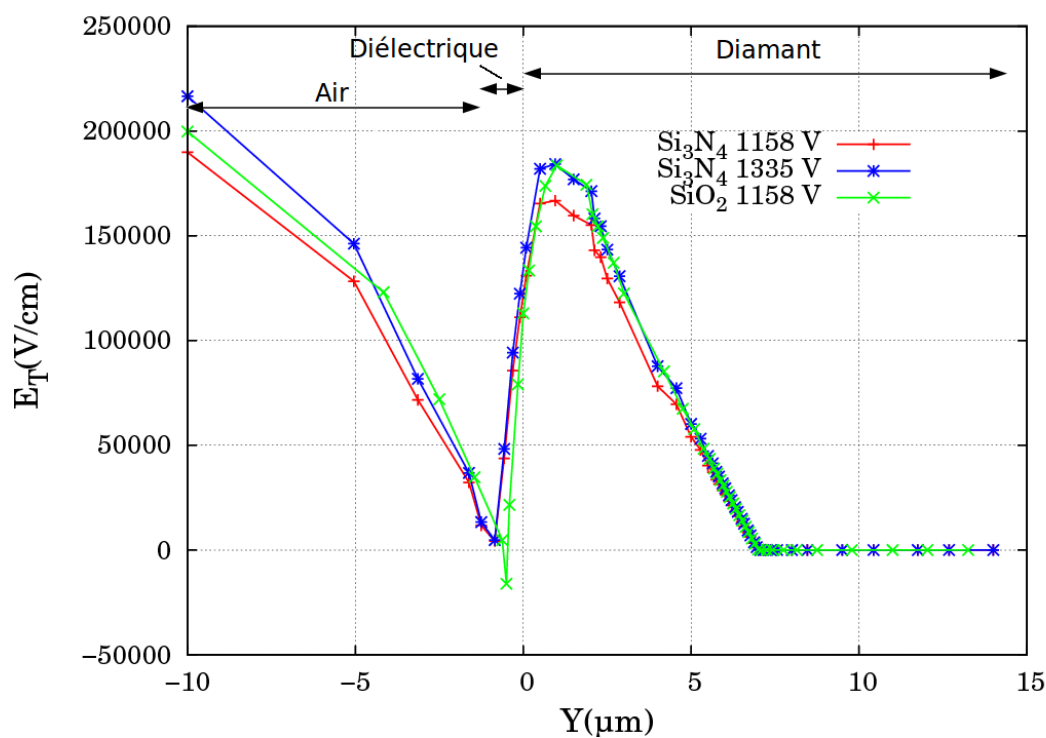


FIGURE 2.12 – Composante tangentielle du champ électrique selon une coupe faite à la verticale au milieu de la plaque de champ.

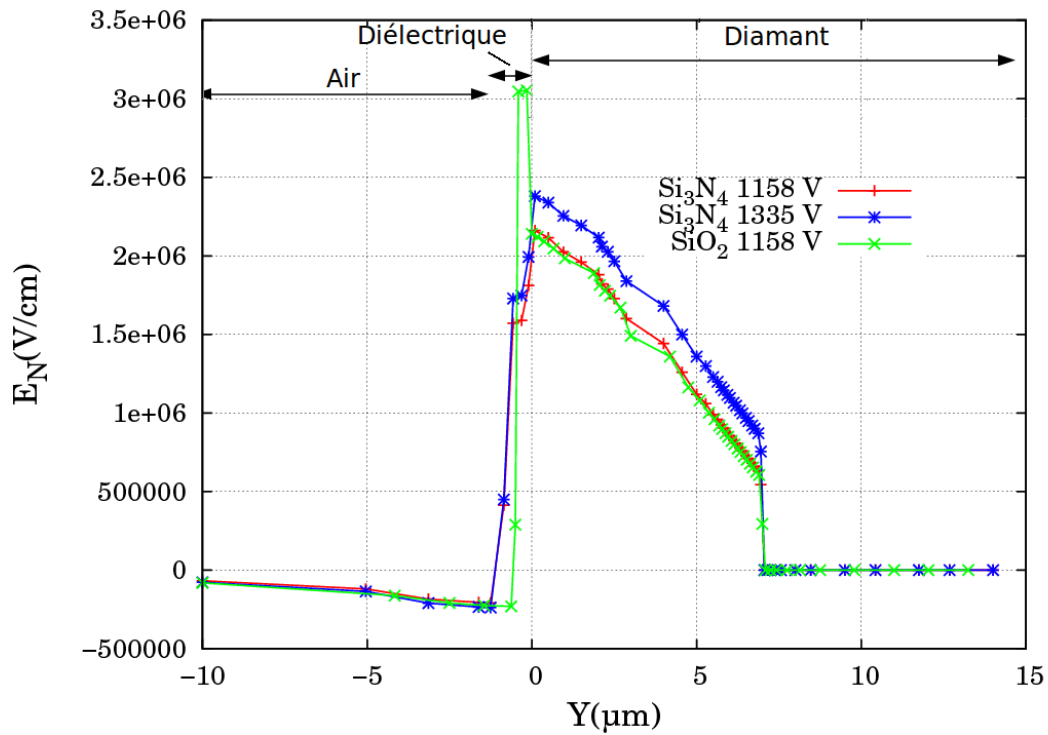


FIGURE 2.13 – Composante normale du champ électrique selon une coupe faite à la verticale au milieu de la plaque de champ.

Les figures 2.12 et 2.13 permettent d’illustrer les équations précédentes. On distingue une continuité à l’interface pour la composante tangentielle du champ électrique. De la même manière, on observe que la composante normale du champ électrique est plus élevée dans  $\text{SiO}_2$  que dans le diamant selon l’équation 2.2, alors qu’elle est moins élevée lors de l’utilisation de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (equation 2.4). On évite par conséquent de trop contraindre le nitrure.

## 2.5 Optimisation de la protection par plaque de champ sur un matériau semi-résistif

Il est rapidement apparu qu'un matériau semi-résistif utilisé en complément d'un diélectrique pourrait jouer le rôle d'une protection telle une JTE, *id est* celui de répartir le potentiel en surface du dispositif afin d'éviter ses accroissements locaux. Une rapide étude bibliographique sur ces matériaux semi-résistifs (tels le SiPOS pour silicium Polycristallin dopé oxygène, ou les carbone amorphes hydrogénés pour ne citer qu'eux) a permis de déterminer comment les utiliser de manière optimale et surtout leur comportement électrique. Les articles sur ces mêmes matériaux, montrent qu'il est nécessaire de l'utiliser de manière combinée avec une plaque de champ sur un diélectrique, et leur relative efficacité en complément d'une plaque de champ régulière : [122], [123], [124], [125].

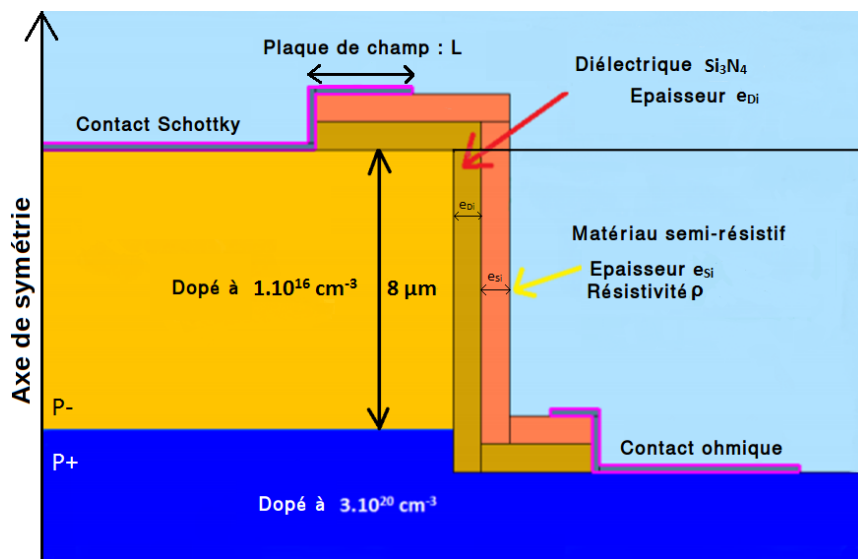


FIGURE 2.14 – Structure type de simulation à l'aide de matériau semi-résistif sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Les quatre variables d'optimisation sont  $e_{Di}$ ,  $e_{Si}$ ,  $L$  et  $\rho$  respectivement épaisseurs du diélectrique choisi et du matériau semi-résistif, la longueur de la plaque de champ et la résistivité du matériau semi-résistif.

## 2.5.1 Matériau semi-résistif : définition et quelques exemples d'utilisation

Un matériau semi-résistif (ou semi-isolant selon le point de vue) est un matériau dont la résistivité est typiquement comprise entre  $10^6$  et  $10^{12} \Omega.cm^{-2}$ . Cette valeur est à comparer aux  $10^{16} - 10^{18} \Omega.cm^{-2}$  des matériaux isolants tel  $SiO_2$ . Cette variation est souvent linéaire avec la température et on modélise généralement la dégradation de sa résistivité en fonction de la température selon une loi simple :  $\rho(T) = \rho(300K) * (1 + \alpha * T)$ . Deux exemples de matériaux qui tombent dans cette catégorie sont le SiPOS et le carbone amorphe hydrogéné. Le SiPOS est composé de silicium polycristallin dopé à l'oxygène, et est élaboré par LPCVD lors de la décomposition de  $SiH_4$  et de  $N_2O$ . Sa résistivité varie en fonction de la quantité d'oxygène incorporée dans celui-ci. Une valeur typique est de  $10^9 \Omega.cm^{-2}$  pour une quantité d'oxygène de 25% dans le silicium et à 300K (voir les travaux de Dragomirescu *et al.* dans [126]).

## 2.5.2 Mise en place

La première étape consiste systématiquement à vérifier dans le manuel de SENTAURUS si on n'y trouve pas une partie de la réponse à notre interrogation autour du comportement théorique de notre matériau semi-résistif. Il existe dans la documentation une option appelée "Conductive Insulators", littéralement isolant conducteur, qui via une série d'options à rajouter dans les fichiers de paramètres (résistivité, comportement en température, ...) modifie le comportement du matériau lors de la simulation. La principale contrainte de cette option est qu'elle ne s'applique qu'aux matériaux de la catégorie "Insulators" de SENTAURUS.

Malheureusement, il s'avère après plusieurs essais que la seule chose que fait le logiciel est d'utiliser la loi d'Ohm dans notre barreau de matériau semi-résistif et en déduit son comportement en  $I(V)$ . La visualisation des grandeurs externes présente pour un matériau isolant doté des options "Conductive Insulator", un comportement identique à celui d'un isolant normal, et aucun bénéfice en termes de tenue en tension ou de modification du champ électrique n'apparaît.

La deuxième étape a consisté à envisager de modifier un matériau semi-conducteur disponible dans SENTAURUS afin que celui ait le comportement désiré notamment en termes de résistivité. Les

premiers essais n'ont pas du tout été concluants, le simulateur refusant de démarrer, principalement à cause du contact Schottky réalisé à ce moment sur deux matériaux semi-conducteurs différents. Il est en plus difficile de contrôler le comportement de ce matériau dont la résistivité dépend ainsi d'un dopage qu'on lui applique et de mobilités modifiées via son fichier de paramètres.

La troisième étape a été celle d'utiliser un métal, dont le comportement en termes de modélisation des grandeurs externes correspondait parfaitement à celui attendu pour un matériau semi-résistif. Ainsi en modifiant la permittivité diélectrique et la résistivité de ce métal, le comportement attendu était celui désiré.

La dernière étape comprenait la mise en place de ce matériau. Nous sommes rapidement arrivés à la conclusion suivante : celui-ci doit d'abord reposer sur une couche d'un matériau diélectrique afin d'en tirer tout le bénéfice (voir [125, 122, 124]). Effectivement, après des simulations réalisées en utilisant diverses configurations, on observe que si le matériau semi-résistif est posé directement sur la surface du diamant, des fuites au travers de ce matériau directement dans le semi-conducteur apparaissent, ce qui nuit au bon fonctionnement du composant.

### 2.5.3 Optimisation de la protection

La structure simulée est celle de la figure 2.6 en prenant en compte toutes les grandeurs à faire varier. Il est toutefois apparu rapidement que la valeur de la résistivité ainsi que l'épaisseur du matériau semi-résistif n'avaient aucune influence (voir les résultats présentés après). L'optimisation ainsi réalisée repose sur l'épaisseur du diélectrique (ici volontairement  $\text{Si}_3\text{N}_4$  présentant les meilleurs résultats de l'optimisation précédente) et la longueur de la plaque de champ. Toutefois, les simulations ne convergeant qu'à partir de 800 K, afin de ne pas perdre le lecteur, la figure 2.15 représente l'efficacité de la protection en fonction de l'épaisseur de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  et de la longueur de la plaque de champ.

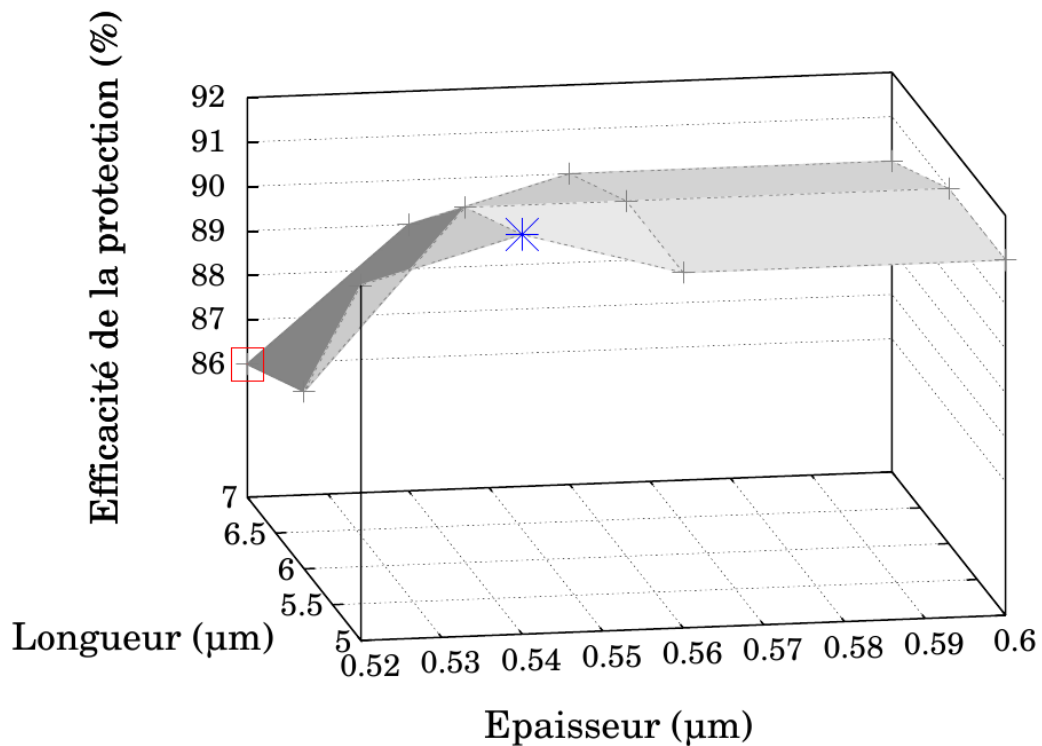


FIGURE 2.15 – Représentation 3D de la tenue en tension en fonction de l'épaisseur du  $\text{Si}_3\text{N}_4$  et de la longueur de plaque de champ. La croix bleue représente le maximum obtenu, et le carré rouge le minimum.

L'efficacité maximale (de 93%) est obtenue pour une épaisseur supérieure à 540 nm et une plaque de champ de longueur supérieure à 5 μm. Pour bien comprendre les effets bénéfiques de l'ajout de cette couche de matériau semi-résistif, il faut comparer les deux graphes fig. 2.16 et 2.17.

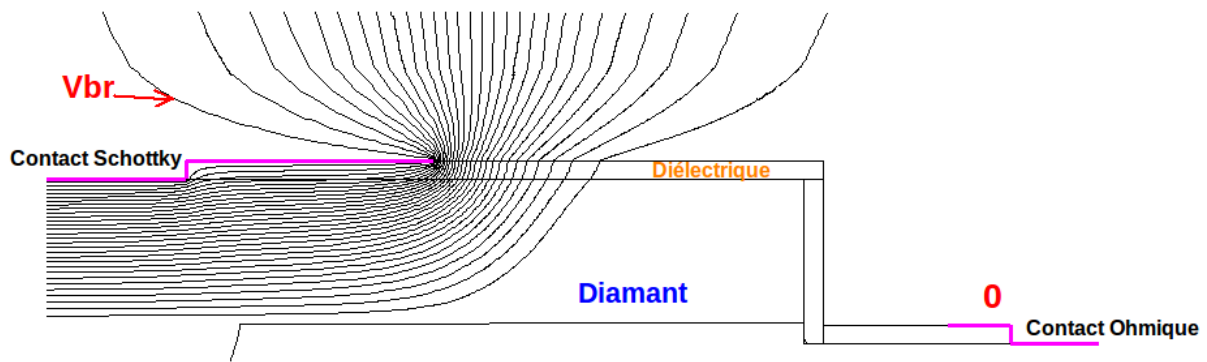


FIGURE 2.16 – Représentation des équipotentiels dans la structure protégée uniquement par du  $\text{Si}_3\text{N}_4$

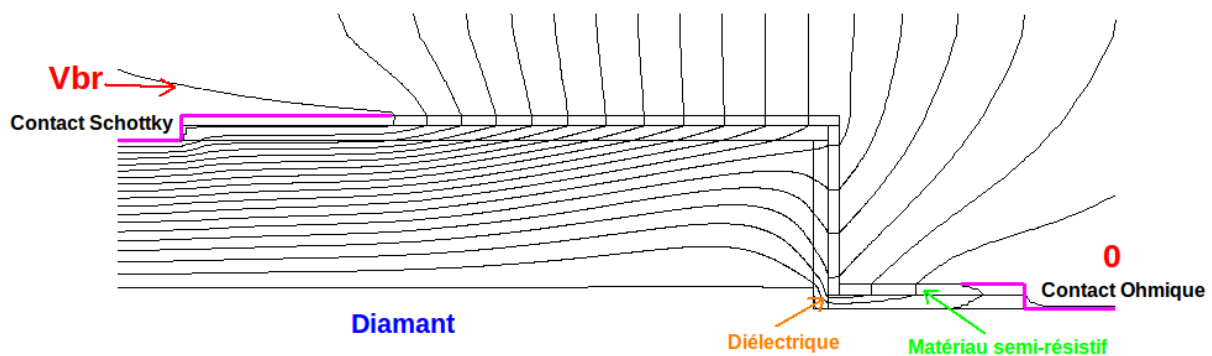


FIGURE 2.17 – Représentation des équipotentiels dans la structure protégée par une couche de matériau semi-résistif sur du  $\text{Si}_3\text{N}_4$

Ces deux figures montrent de manière criante que pour le cas du  $\text{Si}_3\text{N}_4$  seul (fig. 2.16), la répartition des équipotentiels est loin d'être idéale et que celles-ci se concentrent en bord de plaque de champ. C'est donc ici qu'apparaît le champ électrique le plus fort dans la structure. Le claquage de la diode est constaté au bord du contact Schottky. La figure 2.17 montre que les équipotentiels se répartissent en surface tout le long du matériau semi-résistif. Cet étalement empêche tout accroissement localisé du champ électrique en bord du contact Schottky et évite ainsi le claquage prématuré.



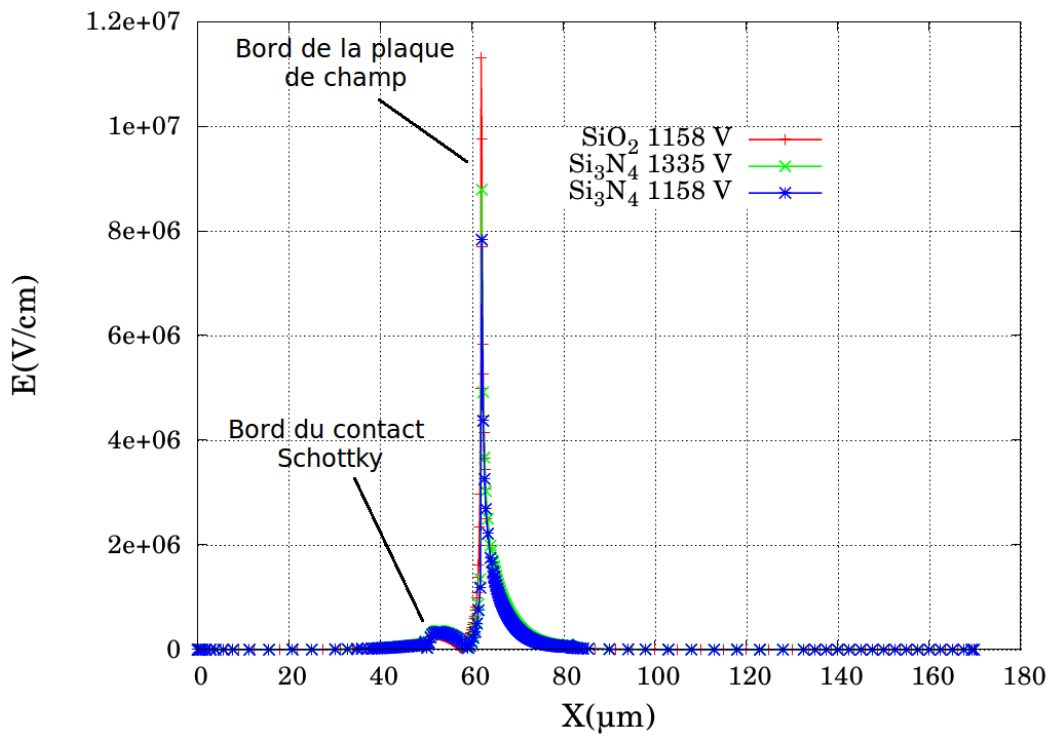


FIGURE 2.18 – Valeur du champ électrique à l’interface diélectrique/contact Schottky dans la structure protégée par  $\text{SiO}_2$  ou  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

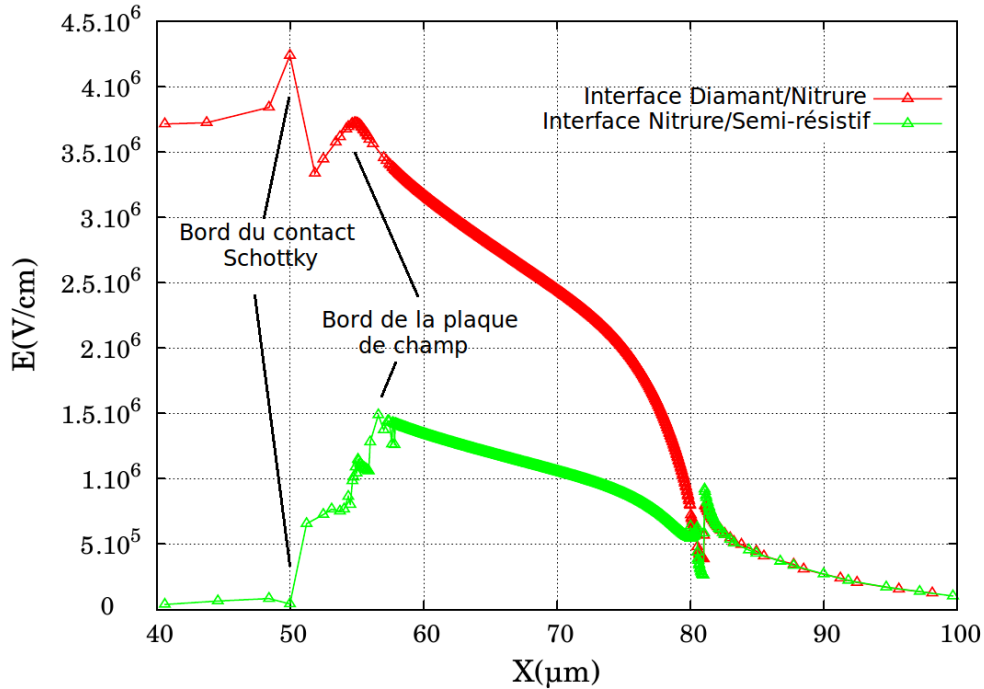


FIGURE 2.19 – Valeur du champ électrique aux interfaces diamant/ $\text{Si}_3\text{N}_4$  selon l’axe AA’ et  $\text{Si}_3\text{N}_4$ /Matériau semi-résistif pour des longueurs de plaque de champ différentes.

En comparant les figures 2.18 et 2.19, représentant la répartition du champ électrique aux différentes interfaces, on s'aperçoit de plusieurs choses. Quelle que soit la longueur de la plaque de champ, le maximum du champ électrique est obtenu au bord de la plaque de champ lors d'une protection à l'aide d'un diélectrique uniquement. Dans le cas de  $\text{SiO}_2$  ou  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , les valeurs obtenues sont telles que le claquage risque de provoquer des dégâts dans le diélectrique. Lors de l'utilisation d'un matériau semi-résistif en complément d'un diélectrique, la valeur maximum du champ électrique est contenue dans le diamant, ce qui permet de l'exploiter au plus proche de ses capacités théoriques. On constate aussi que le stress imposé sur le diélectrique est nettement moins important que dans le cas sans matériau semi-résistif. On évite ainsi d'endommager prématurément le diélectrique et de provoquer des défaillances lors de l'utilisation répétée du composant. En extrapolant, c'est  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ou encore  $\text{HfO}_2$  qui sont des candidats potentiels encore plus prometteurs.

## 2.5.4 Influence de la résistivité du matériau semi-résistif

Afin de vérifier l'influence de la résistivité du matériau semi-résistif, différents essais ont été réalisés et les résultats de simulation suivant apparaissent :

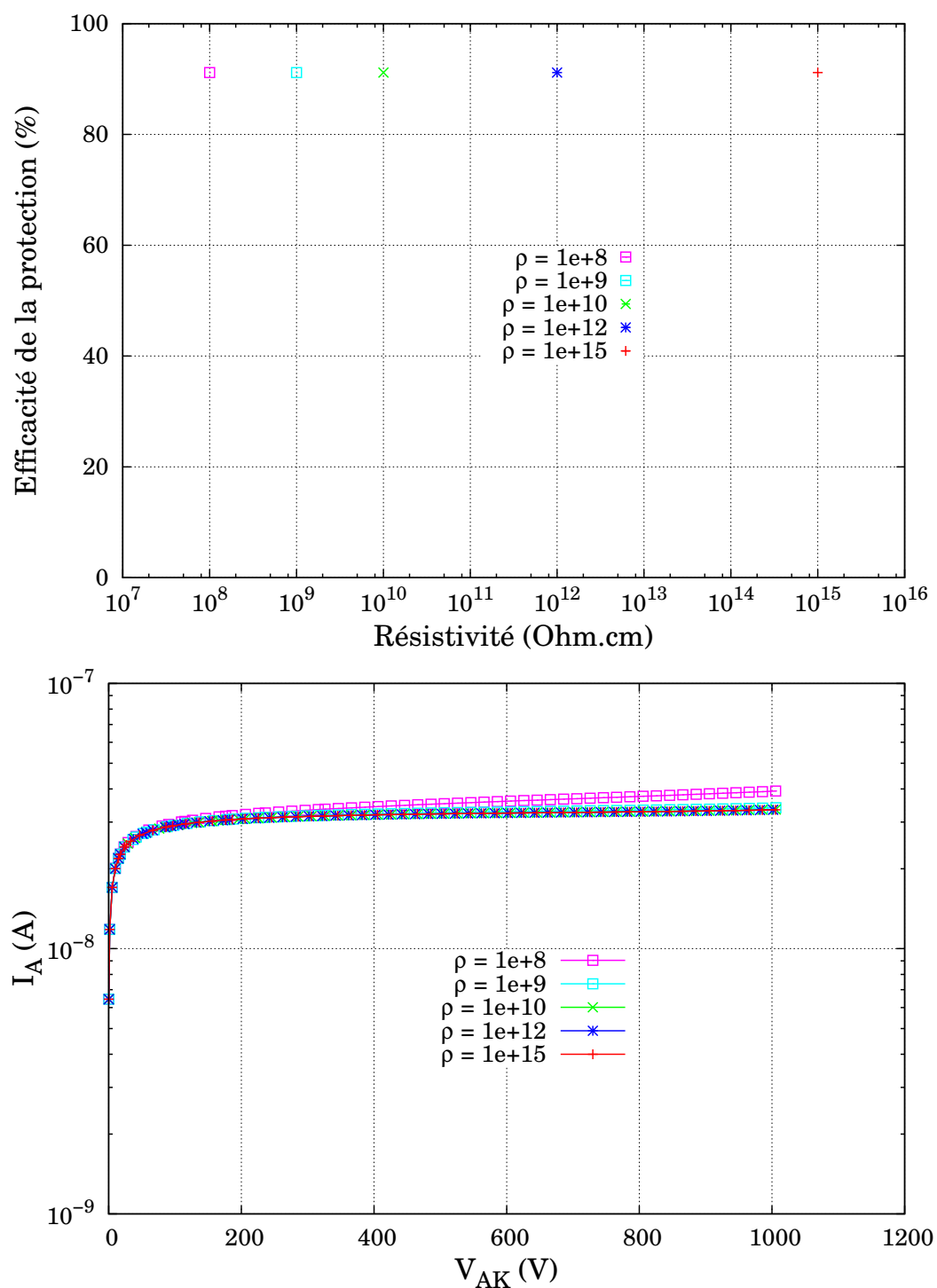


FIGURE 2.20 – Influence de la résistivité du matériau semi-résistif sur l'efficacité de la protection périphérique (en haut) et sur les courants de fuite (en bas).

Cette figure 2.20 illustre bien la non-influence de la résistivité du matériau semi-résistif sur la tenue en tension de la diode protégée. Elle est toutefois à relativiser pour plusieurs raisons, notamment au niveau de la valeur du courant de fuite. Du fait de la conception même de la structure et de la façon dont fonctionne SENTAURUS, le matériau semi-résistif repose sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , considéré comme un isolant parfait. Ainsi, on ne peut pas constater d'influence directe sur le comportement du semi-conducteur en dessous. On constate que la résistivité du matériau semi-résistif n'influence pas le courant de fuite et ce pour les valeurs de résistivité typiques des matériaux semi-résistifs. Il existe toutefois une valeur "seuil" de résistivité du matériau semi-résistif qui influence le courant de fuite. Pour cette valeur, la composante du courant de fuite qui circule dans le matériau semi-résistif devient non négligeable devant la composante du courant qui circule dans le diamant. C'est notamment pour évaluer les performances d'un composant protégé par un diélectrique non-parfait (*i.e* comportant des charges à l'interface, en volume, ou des pièges, voir 2.21) que les simulations suivantes ont été réalisées.

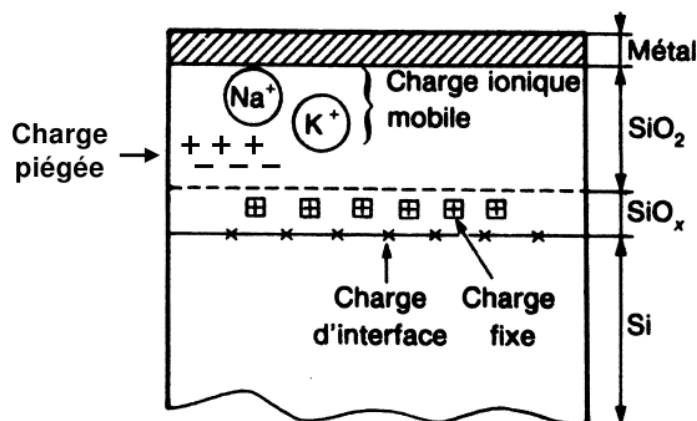


FIGURE 2.21 – Charges dans un composant Métal-Isolant-semi-conducteur.

## 2.6 Simulations complémentaires

### 2.6.1 Cadre des simulations

Les simulations diffèrent de la conception dans le sens qu'elles vont plus loin dans la description des conséquences sur les critères de choix d'une structure de différentes influences et/ou paramètres telle la qualité de l'interface diélectrique/diamant sur la tenue en tension du composant réalisé. Ainsi, on va pouvoir constater l'effet de charges dans le diélectrique sur la tenue en tension de la diode Schottky protégée.

### 2.6.2 Charges à l'interface

Les résultats regroupés dans ce tableau illustrent la qualité des différents dépôts de diélectriques. La densité de charges surfaciques couplées aux valeurs de tensions de bande plate indiquent que ces charges surfaciques sont positives. Toutefois, dans ce paragraphe, les simulations vont évaluer l'influence de charges positives comme négatives sur le critère de tenue en tension.

Type de dépôt	SiO <sub>2</sub> PECVD BF	SiO <sub>2</sub> PECVD HF	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> PECVD BF	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> LPCVD
Permittivité diélectrique $\epsilon$	4,1	4,15	6,35	7,25
Capacité de bandes plates (F)	$1,1 \cdot 10^{-10}$	$1,16 \cdot 10^{-10}$	$1,29 \cdot 10^{-10}$	$1,58 \cdot 10^{-10}$
Tension de bandes plates (V)	-6,88	-2,61	-6,37	-5,07
Densité surfacique de charges $N_{eff}$ (cm <sup>-2</sup> )	$1,375 \cdot 10^{12}$	$4,375 \cdot 10^{12}$	$1,625 \cdot 10^{12}$	$1,875 \cdot 10^{12}$

TABLE 2.1 – Caractéristiques des diélectriques disponibles en salle blanche au LAAS. D'après les travaux d'Hélène Bordeneuve.

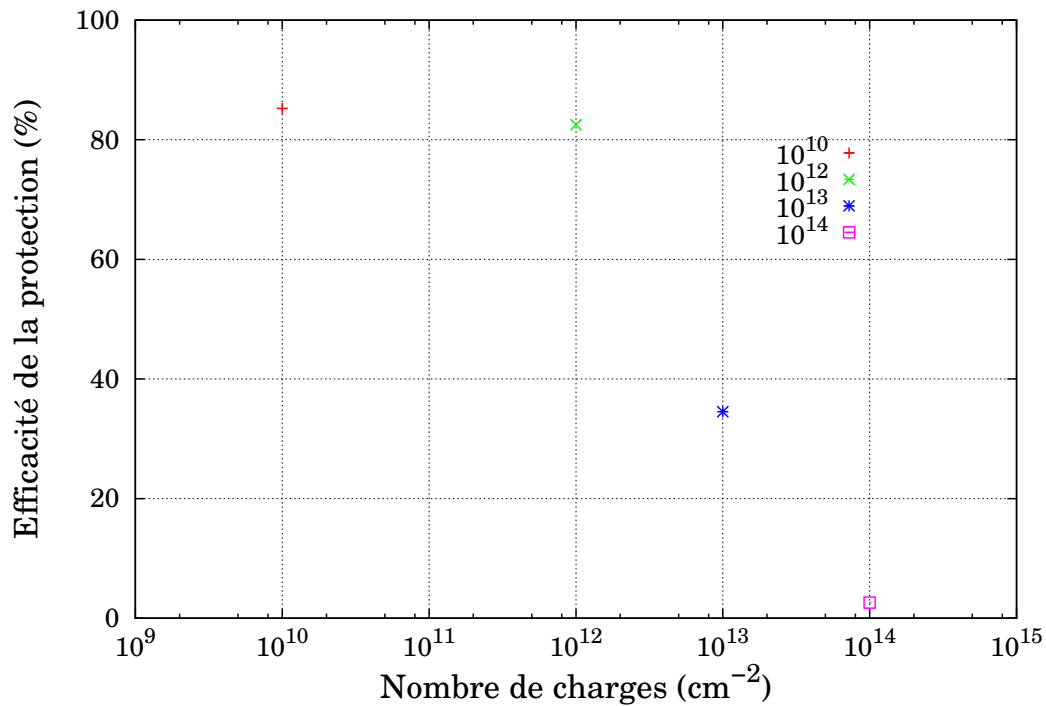


FIGURE 2.22 – Influence des charges négatives à l’interface  $\text{Si}_3\text{N}_4$ /diamant sur l’efficacité de la protection.

Cette courbe indique que pour des valeurs standards de quantité de charges négatives à l’interface (jusque  $10^{12}$  charges.cm<sup>-2</sup>) la tenue en tension ne souffre pas trop de cet apport de charges négatives à l’interface. Au delà, les dégradations sont conséquentes. L’explication de ce phénomène est assez simple : localement (sous  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), les porteurs majoritaires qui sont les trous apportés par le bore, sont attirés vers l’interface diamant/ $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Ainsi, sous le nitrure, le diamant est localement sensiblement plus dopé qu’il ne l’est réellement et la conduction y est favorisée.

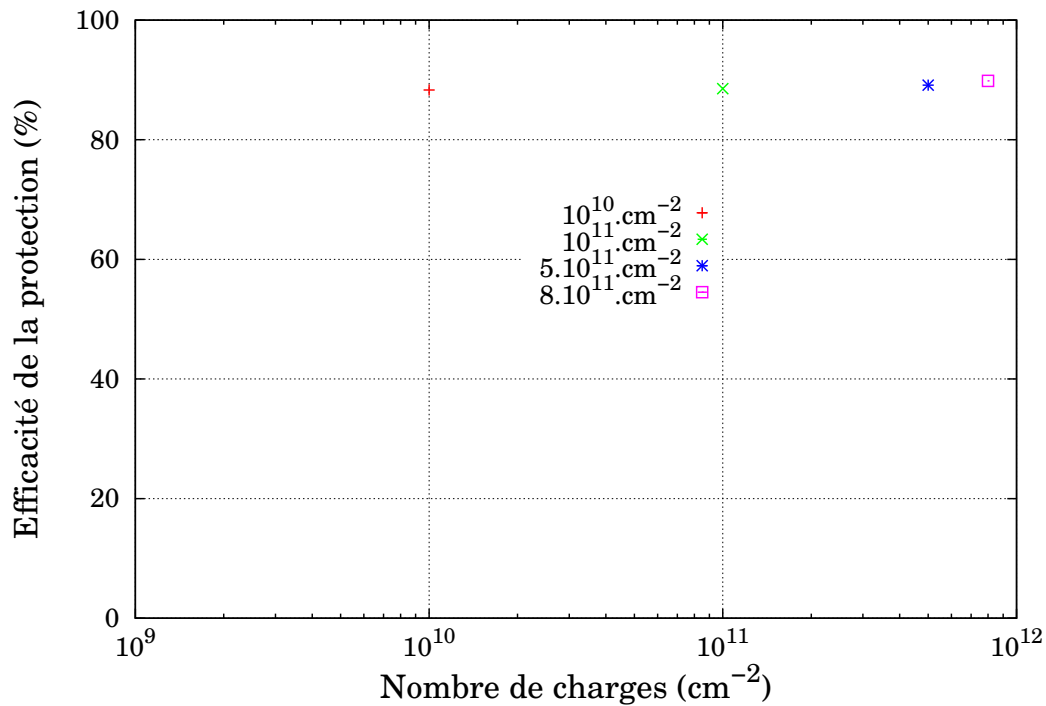


FIGURE 2.23 – Influence des charges positives à l’interface Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/diamant sur l’efficacité de la protection.

Cette simulation est la plus réaliste technologiquement parlant. En effet, les résultats de qualification des diélectriques en salle blanche vont systématiquement dans ce sens. Des charges positives sont constatées aux interfaces diélectrique/diamant et ce, quel que soit le diélectrique et sa méthode de dépôt. Ont ainsi été testés :

- SiO<sub>2</sub> PECVD BF (pour Plasma Enhanced CVD à Basse Fréquence)
- SiO<sub>2</sub> PECVD HF (idem mais à Haute Fréquence)
- Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> PECVD BF
- Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> LPCVD (Low Pressure CVD)

Lorsque l’on observe l’extension de la zone de charge d’espace dans le diamant sous le diélectrique contenant des charges, on constate une extension de la zone de charge d’espace sous le diélectrique. En effet, ces charges dépeuplent le diamant sous l’interface, de plus en plus importante avec l’augmentation de leur nombre. La convergence de ses simulations est plus difficile du fait que le diamant est localement moins dopé. Ce phénomène explique aussi la légère augmentation de la tenue en tension du composant. Concernant le courant de fuite, celui-ci est de deux ordres de magnitude plus important. La seule chose ayant changé entre ces simulations et celles réalisées précédemment concerne

l'ajout de ces charges. On peut légitimement en déduire que ce courant de fuite est provoqué par les charges à l'interface diamant/diélectrique.

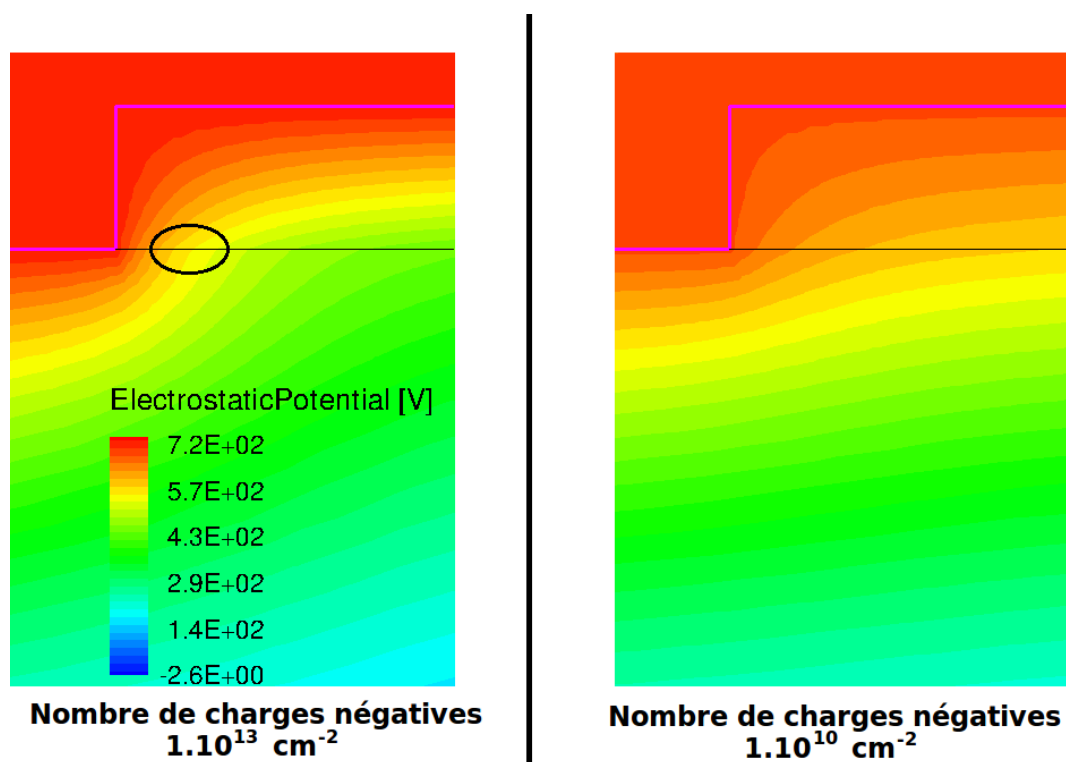


FIGURE 2.24 – Influence des charges négatives selon l'axe AA' sur l'étalement des équipotentielles.

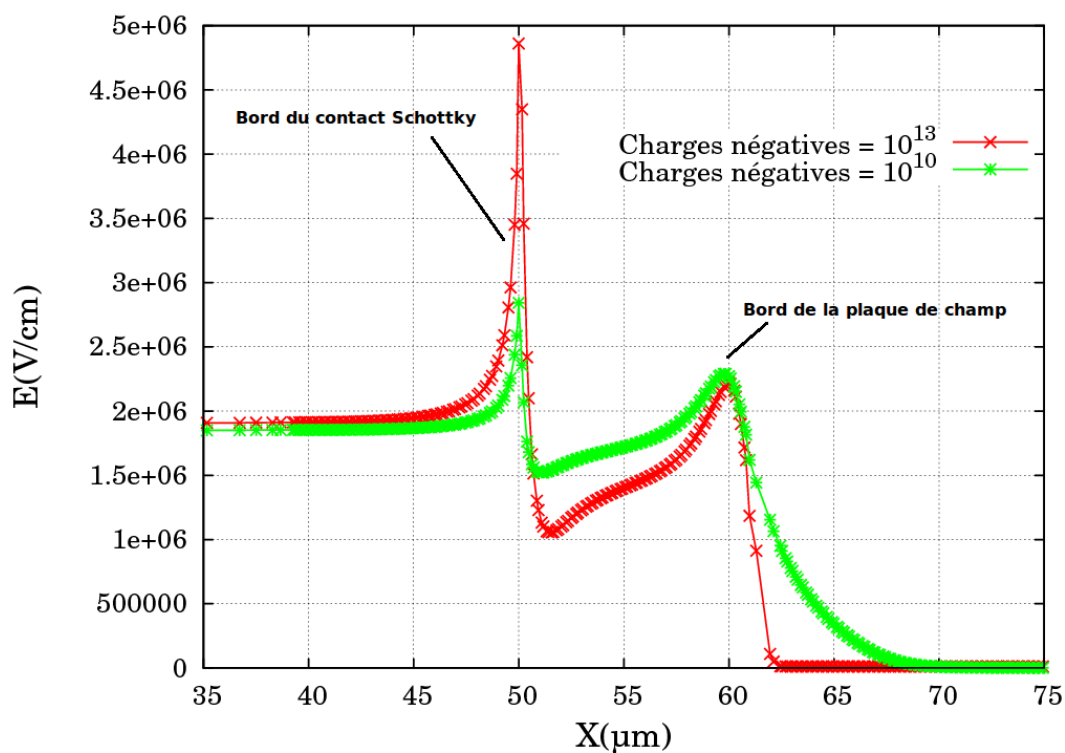


FIGURE 2.25 – Répartition du champ électrique selon l'axe AA'.



Les figures 2.24 et 2.25 représentent l'étalement des équipotentiels lors de l'ajout de charges négatives à l'interface  $\text{Si}_3\text{N}_4$ /diamant et l'étalement du champ électrique selon l'axe AA'. L'apport de charges négatives à l'interface provoque une accumulation de porteurs (les trous) en surface du diamant qui viennent localement changer la résistivité du diamant. L'étalement des équipotentiels est alors significativement changé lors de l'apport d'une quantité de charges négatives conséquentes. Cet étalement est tel qu'il provoque l'ionisation par impact là où le champ est maximum (sous l'ellipse noire sur la figure 2.24). On constate en effet que le champ électrique est nettement plus important lorsque le nombre de charges négatives est de  $10^{13}$  et est suffisant pour déclencher le claquage.

### 2.6.3 Structures différentes

#### Structure verticale

L'objectif principal du projet Diamonix est de développer des diodes bipolaires verticales. Il est donc logique de valider le comportement de ces structures en simulation. Celles-ci se sont toutefois limitées encore une fois aux diodes Schottky sur diamant de type p. Ces simulations ont de plus été menées en prévision de l'arrivée au laboratoire de couches épaisses fortement dopées. Des essais de composants verticaux ont montré que pour l'instant les quelques échantillons disponibles n'étaient pas de qualité susceptible de développer des composants répondant au cahier des charges de Diamonix. Au-delà du fait que ces composants offrent l'avantage technologique de s'affranchir de l'étape de gravure, le contact ohmique étant réalisé en face arrière par dépôt de Ti/Pt/Au et recuit, les structures verticales vont permettre d'augmenter la taille des dispositifs sans augmenter la résistance à l'état passant et donc sans augmenter les pertes à l'état passant.

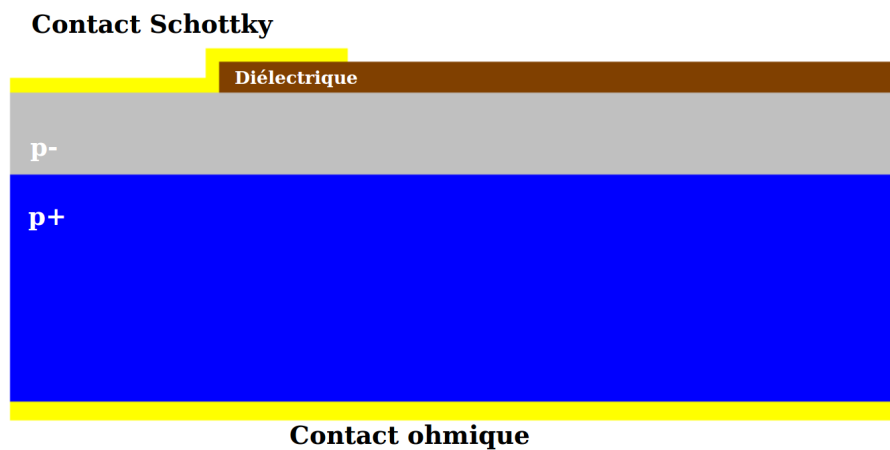


FIGURE 2.26 – Structure verticale simulée, protégée par une plaque de champ sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Cette structure est constituée d'une couche de p<sup>-</sup> dopée à  $10^{16}$  cm<sup>-3</sup> de 7  $\mu\text{m}$  reposant sur une couche épaisse dopée à  $3.10^{20}$  cm<sup>-3</sup>. L'optimisation se fait sur la longueur de la plaque de champ et l'épaisseur du diélectrique, là aussi  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

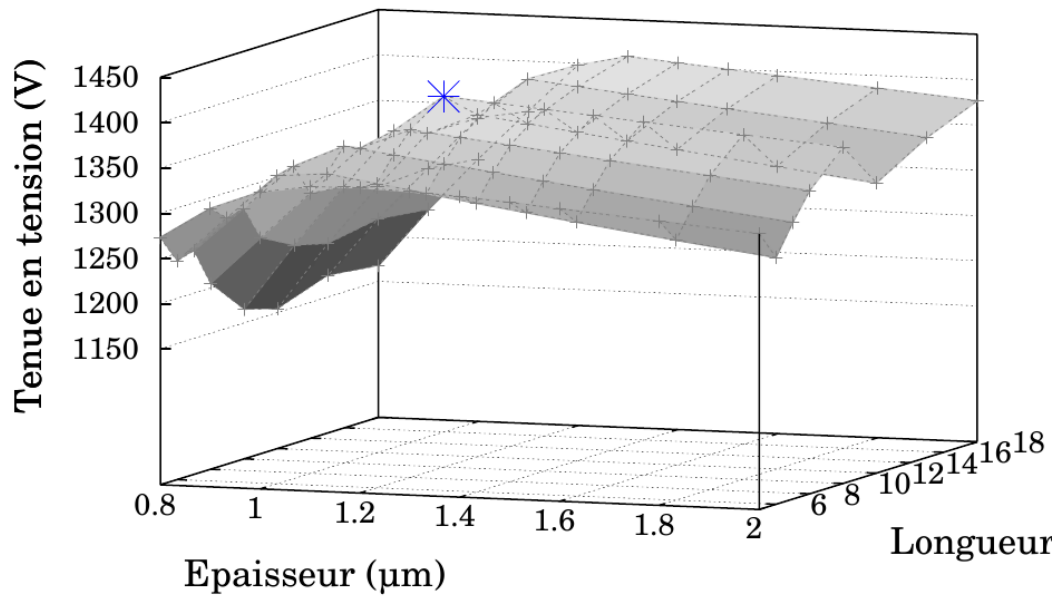


FIGURE 2.27 – Représentation 3D de la tenue en tension de la structure verticale en fonction de l'épaisseur de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  et de la longueur de la plaque de champ. En bleu, le maximum obtenu.

On constate que cette protection est extrêmement efficace : on approche des 94% pour une épaisseur de  $1,3 \mu\text{m}$  et une plaque de champ de  $10 \mu\text{m}$ . Ainsi, cette structure nous libère de la gravure et est particulièrement bien protégée par une simple plaque de champ.

## Structure “hybride”

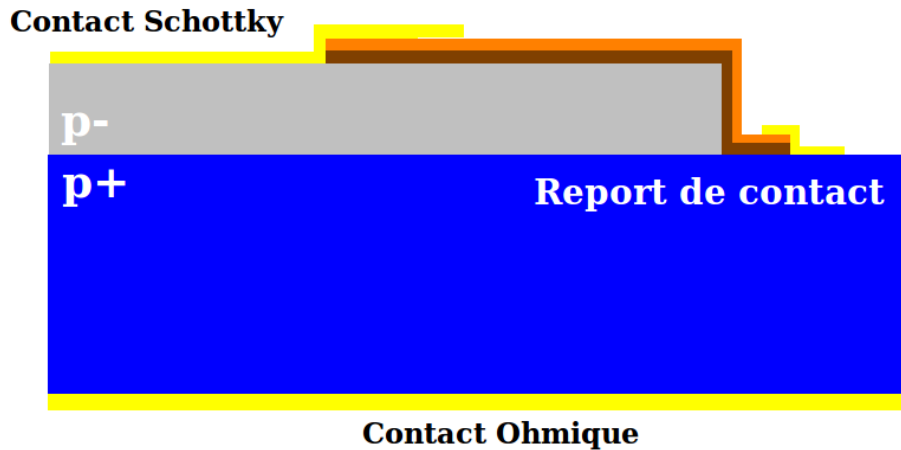


FIGURE 2.28 – Structure “hybride” simulée, protégée par une plaque de champ sur un matériau semi-résistif reposant sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Cette structure, volontairement appelée hybride en raison de l'utilisation d'un substrat épais combiné à une gravure, essaie de mettre à profit la protection par plaque de champ sur un matériau semi-résistif. Le report du contact sur le matériau semi-résistif est nécessaire, comme on peut le voir sur la figure suivante. Le report du potentiel du contact ohmique sur la couche semi-résistive permet de donner tout son sens à cette protection. Ainsi, on obtient une efficacité de 91% avec le report du contact métallique et environ 17% sans. Le report de contact est obligatoire car le matériau semi-résistif se comporte comme une résistance et doit ainsi être polarisé pour fonctionner correctement.

## 2.7 Conclusion

Ce chapitre de simulation ne saurait se terminer sans une réflexion sur les résultats obtenus. Ceux-ci sont très encourageants et démontrent qu'une protection périphérique basée sur une plaque de champ présente des résultats tout à fait acceptables. La tendance retenue est que le diélectrique de protection doit de préférence avoir un champ critique élevé et une permittivité diélectrique strictement supérieure à celle du diamant. On retiendra qu'une efficacité de 88% a été obtenue pour une plaque de champ sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . L'impact des charges semble important dans le cas de charges négatives, il convient donc de faire extrêmement attention lors de l'élaboration des plaques de champ.

L'utilisation d'un matériau semi-résistif, du moins en théorie, semble être extrêmement bénéfique lors de la construction de la protection périphérique. En effet, celui-ci joue à la fois le rôle de complément (pour une efficacité qui atteint les 93%) de protection et va vraisemblablement favoriser la fiabilité du composant. Toutefois, il reste à évaluer quel matériau va jouer ce rôle, et surtout, quelle est son influence sur les courants de fuite et son comportement en température.

Un petit bémol toutefois. Celui-ci concerne les diélectriques disponibles en salle blanche :  $\text{Si}_3\text{N}_4$  étant connu pour être un matériau extrêmement difficile à élaborer avec une qualité susceptible d'être utilisée à des fins de protection à lui seul. Il est toutefois utilisé en complément avec  $\text{SiO}_2$  de manière régulière dans l'industrie du semi-conducteur. Il aurait pour cela fallu évaluer en complément d'autres matériaux, tels  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ou  $\text{HfO}_2$ , hélas indisponibles au laboratoire.

Le chapitre suivant se penche sur l'élaboration des étapes technologiques nécessaires à la réalisation de ces protections périphériques, telle par exemple une étape de gravure à la fois rapide et ne dégradant pas la surface. Il revient aussi sur les capacités MOS réalisées sur les deux diélectriques utilisés comme matériaux de protections périphériques. Celles-ci sont caractérisées de manière extensives et nécessitent au préalable quelques paragraphes de présentation de la technique de mesure et du comportement attendu du diamant durant ces mesures.

# Chapitre 3

## Réalisations de briques technologiques et de composants

### Contenu

---

<b>3.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>77</b>
<b>3.2</b>	<b>Gravure RIE ICP</b>	<b>77</b>
3.2.1	Présentation de la technique	77
3.2.2	Préparation des échantillons et techniques de caractérisation	78
3.2.3	Gravure Ar/O <sub>2</sub>	79
3.2.4	Gravure CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub>	84
3.2.5	Gravure par paliers successifs Ar/O <sub>2</sub> et CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub>	89
3.2.6	Conclusion	91
<b>3.3</b>	<b>Capacités réalisées sur diamant</b>	<b>93</b>
3.3.1	Introduction	93
3.3.2	Réalisation technologique des capacités	95
3.3.3	Comportement du semi-conducteur lors de la mesure C(V)	96
3.3.4	Semi-conducteur grand gap et C(V)	98
3.3.5	Présentation des différents défauts et influence sur la courbe C(V)	99
3.3.6	Charges dans l'oxyde	100
3.3.7	Pièges à l'interface	103
3.3.8	Injection de charges	105

3.3.9	Méthodes d'extraction des charges couramment utilisées pour le silicium . .	105
3.3.10	Erreurs dans l'extraction des paramètres . . . . .	109
<b>3.4</b>	<b>Comportement et valeur des capacités . . . . .</b>	<b>109</b>
3.4.1	C(V) dans le diamant : quelques résultats . . . . .	109
3.4.2	Echantillon B73 . . . . .	111
3.4.3	Echantillon B74 . . . . .	115
3.4.4	C(V) en température . . . . .	119
3.4.5	C(V) mesurée en appliquant un délai aux mesures . . . . .	120
3.4.6	Extraction des quantités de charges à l'aide de MATLAB . . . . .	121
3.4.7	I(V) . . . . .	125
3.4.8	Conclusion . . . . .	127
<b>3.5</b>	<b>Conclusion générale . . . . .</b>	<b>128</b>

---

## 3.1 Introduction

Ce chapitre traite des différentes réalisations technologiques effectuées dans la salle blanche du LAAS, en parallèle des travaux réalisés en simulation. On y abordera la réalisation des gravures par procédé RIE-ICP au travers de la mise en place d'une procédure de gravure visant un meilleur état de surface et une vitesse suffisante pour graver les échantillons du LSPM en un temps raisonnable. Sont aussi abordées la réalisation et la caractérisation des capacités sur diamant. Ce chapitre vient en toute logique compléter les simulations par protection par plaque de champ.

En effet, dans notre cas, on dispose de structures pseudo-verticales ou verticales que l'on va protéger par plaque de champ; les enjeux sont donc doubles pour la gravure : avoir la meilleure anisotropie possible tout en améliorant l'état de surface. De la même manière, il est extrêmement important d'évaluer la qualité du diélectrique déposé afin de protéger le composant. Lors du dépôt du diélectrique, que ce soit par PECVD ou LPCVD, il y a création de pièges, de charges fixes et/ou de charges mobiles entre le diamant et le diélectrique. L'une des méthodes de caractérisation de la qualité des diélectriques et de l'interface diélectrique/diamant est la réalisation de capacités MOS et leur mesure  $C(V)$ . Ces mesures sont aussi présentées dans ce chapitre, ainsi que la théorie de la capacité MOS.

## 3.2 Gravure RIE ICP

### 3.2.1 Présentation de la technique

La gravure RIE-ICP découle principalement de l'utilisation de la technique RIE pour Reactive Ion Etching. L'enjeu est de mêler les deux types de gravure, chimique et physique afin d'obtenir le procédé RIE-ICP (Inductive Coupled Plasma) dont l'évaluation repose sur les critères suivants :

- une bonne vitesse de gravure ;
- l'anisotropie du procédé (ou encore une direction préférentielle de la gravure) ;
- une bonne sélectivité (taux de gravure du masque par rapport à celui du matériau à graver) ;
- un bon état de surface (*i.e.* une rugosité la plus faible possible).

La technique de R.I.E. ICP combine ainsi une gravure chimique d'ue aux ions en présence dans le plasma à une gravure physique. La gravure physique se fait par accélération des ions chimiquement



non réactifs par la tension de polarisation  $V_{Bias}$  appliquée au substrat, ou encore exprimée en puissance  $P_{Bias}$ . Ces ions viennent choquer le matériau et cassent le cristal. Cette tension est négative car les ions en présence dans le plasma sont positifs. La partie gravure chimique s'obtient en choisissant les espèces chimiques à incorporer dans le plasma *i.e.* les espèces qui réagiront chimiquement avec le matériau à graver selon le mécanisme suivant :

- Création des ions réactifs dans le plasma ;
- Adsorption des ions à la surface du matériau ;
- Réaction chimique et formation des produits volatils ;
- Pompage et évacuation des produits de la réaction ;

La machine disponible en salle blanche au LAAS est une Aviza Technology Omega201 décrite en annexe. Elle est capable de fournir un maximum de 600 W de puissance RF (la puissance de création plasma) et 100 W de polarisation  $P_{Bias}$  du porte substrat.

### 3.2.2 Préparation des échantillons et techniques de caractérisation

Les 11 échantillons ayant servi à qualifier la gravure viennent d'ELEMENT 6, sont de qualité mécanique et font 3 mm par 3 mm. Leur rugosité est donnée inférieure à 30 nm. Ils subissent dès leur arrivée un nettoyage très poussé et néanmoins considéré comme standard et adopté systématiquement pour tout nouvel échantillon et ce quelle que soit leur provenance. Ils subissent ainsi la succession d'étapes suivantes (chacune faisant 2 minutes) :

- Trichloroéthylène, acétone et eau désionisé (E.D.I.)
- $H_2SO_4 + H_2O_2$
- HF
- HF +  $HNO_3$
- $HNO_3 + HCl$
- HCl dilué dans 5 volumes d'eau
- E.D.I.
- Plasma  $O_2$  400 W pendant 3 minutes

Après ce nettoyage, une étape de photolithographie permet de faire des motifs de formes différentes (carrés, couronne, croix, peigne de gravure) sur l'échantillon. On dépose ensuite de l'aluminium : métal retenu comme masque à l'aide de travaux réalisés précédemment au LAAS [94]. Enfin, un lift-off

nous permet d'obtenir le masquage souhaité. Ensuite, afin de déterminer la hauteur de métal déposé, un passage dans le profilomètre nous donnera ce renseignement. L'échantillon est ensuite inséré dans l'AFM (Atomic Force Microscope) afin de déterminer sa rugosité avant gravure. Ensuite, l'échantillon est gravé dans les conditions voulues. Après gravure, le profilomètre aide à mesurer la hauteur gravée avec le masque toujours en place. On réalise ensuite une mesure AFM afin de vérifier la rugosité après gravure. Une attaque de l'aluminium restant puis une mesure au profilomètre nous renseignent sur la hauteur de diamant gravée. Enfin, l'échantillon est observé dans le MEB (Microscope Electronique à Balayage) afin de caractériser entre autres les flancs de gravure ou encore l'état global du fond de gravure.

### 3.2.3 Gravure Ar/O<sub>2</sub>

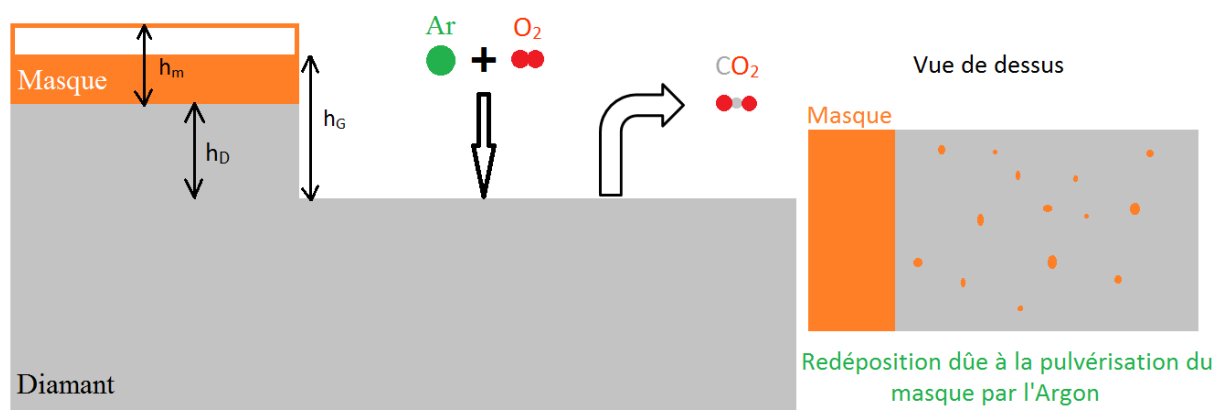


FIGURE 3.1 – Mécanisme de gravure Ar/O<sub>2</sub> (à gauche). Phénomène de micro-masquage (à droite).

Le mécanisme de gravure par gaz Ar/O<sub>2</sub> bénéficie des deux effets physiques et chimiques dû aux espèces en présence lors de la gravure (fig 3.1). En effet, le bombardement des ions Ar casse le diamant et le dioxygène attaque chimiquement le carbone pour former CO<sub>2</sub>, un composé volatil, évacué par le circuit de pompage. Hélas, le bombardement provoque aussi des dégâts sur le masque qui est pulvérisé sur la surface du diamant à graver et provoque l'apparition de micro-colonnes (fig. 3.1). On évalue la vitesse de gravure en  $\mu\text{m}/\text{h}$  simplement en évaluant la hauteur de diamant gravée en un temps donné. La sélectivité  $S$ , qui représente la résistance du masque au procédé de gravure par rapport à celui du matériau gravé est évaluée de cette manière :

$$S = \frac{h_D}{h_m - (h_G - h_D)}$$

Avec  $h_D$  la hauteur de diamant gravée,  $h_m$  la hauteur du masque disposé et  $h_G$  la hauteur totale après gravure.

Des travaux sur cette gravure ont déjà été réalisés précédemment au laboratoire [94]. Nos travaux ont ainsi porté sur l'optimisation du procédé de gravure Ar/O<sub>2</sub> afin d'obtenir le meilleur compromis vitesse de gravure/sélectivité/état de surface. Ces gravures ont été réalisées à l'aide de masques différents, de puissance différentes et en ajoutant un troisième gaz au plasma.

Les travaux réalisés sur la gravure Ar/O<sub>2</sub> ont pour objectif d'améliorer l'état de surface après gravure, pour les raisons présentées dans l'introduction de ce chapitre. En effet, les précédentes gravures réalisées au laboratoire ont permis d'optimiser la vitesse de gravure en vue de réduire les temps de gravure pour des marches de minimum 10  $\mu m$ . La recette obtenue est la suivante (d'après les travaux de thèse de Sodjan Koné [94]) :

- Puissance RF : 600 W ;
- Puissance bias : 100 W ;
- Pression : 5 mTorr ;
- Température : 18°C ;
- Gaz : Ar/O<sub>2</sub> respectivement 8/40 sccm ;
- Masque : aluminium.

La vitesse obtenue est de 8  $\mu m/h$  et la sélectivité de 28, des résultats tout à fait positifs et répondant au cahier des charges. Hélas, l'état de surface est dégradé par le processus et on constate à la fois l'apparition de micro-colonnes dues à la pulvérisation du masque sur la surface du diamant et de trous, dûs à la qualité des échantillons gravés. On révèle ainsi les défauts cristallins du diamant (*c.f.* thèse Sodjan Koné [94]).

Afin de vérifier l'impact de la puissance de polarisation du substrat ( $P_{Bias}$ ) sur la qualité de l'état de surface, nous avons effectué quelques essais, qui nous ont permis de vérifier l'impact de cette polarisation sur la vitesse de gravure et l'état de surface (tableau 3.1).

Nom de l'échantillon	Ar/O <sub>2</sub> 100	Ar/O <sub>2</sub> 50	Ar/O <sub>2</sub> 25
Gaz utilisés (sccm)	Ar/O <sub>2</sub> 8/40	Ar/O <sub>2</sub> 8/40	Ar/O <sub>2</sub> 8/40
Puissance du bias (W)	100	50	25
Vitesse (μm/h)	7,92	6,48	4,48
Sélectivité	6	9	53
Rugosité avant gravure (nm)	0,65	1,4	0,733
Rugosité après gravure (nm)	2,48	2,49	1,38

TABLE 3.1 – Variation de  $P_{Bias}$  et son influence sur les résultats de gravure

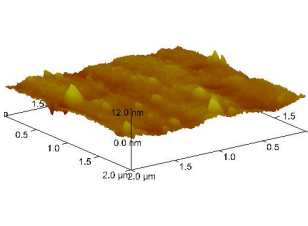
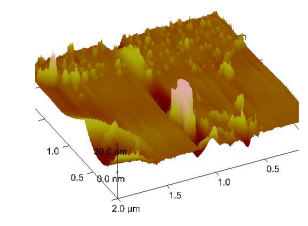
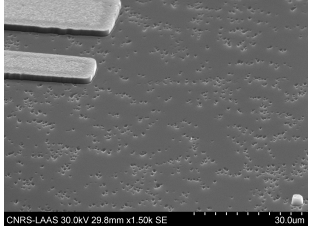
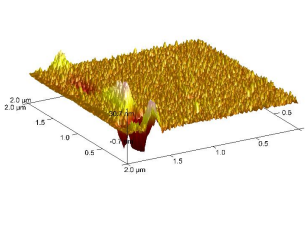
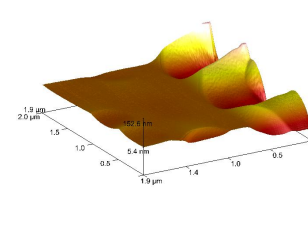
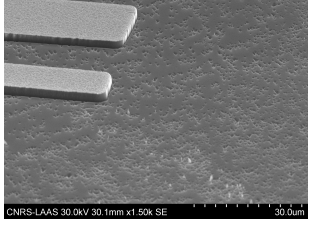
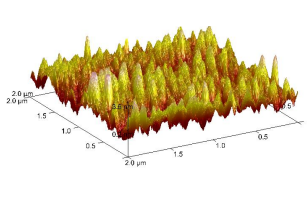
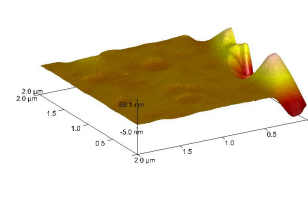
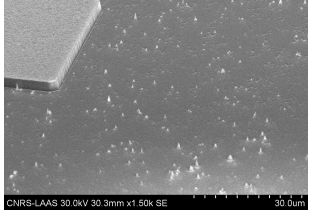
Nom de l'échantillon	Image AFM avant gravure	Image AFM après gravure	Image MEB après gravure
ArO <sub>2</sub> 100			
ArO <sub>2</sub> 50			
ArO <sub>2</sub> 25			

TABLE 3.2 – Variation de  $P_{Bias}$  et son influence sur les résultats de gravure. Images AFM et MEB.

On constate que la gravure Ar/O<sub>2</sub>, physico-chimique, endommage la surface du diamant et dégrade la surface du diamant. Les images MEB présentées dans le tableau 3.2, montrent la différence entre le diamant gravé et le diamant protégé. Les valeurs de sélectivité obtenues sont en accord avec la littérature pour un masque en or et augmentent pour atteindre 53, ce qui signifie que la composante physique de la gravure est de moins en moins importante, le masque n'étant pas dégradé. Le fait que la réduction de la puissance de polarisation du substrat  $P_{Bias}$  implique une diminution de manière très importante de la vitesse de gravure est là aussi un indice que la gravure physique joue un rôle prépondérant dans ce mécanisme de gravure.

On observe toutefois l'apparition de trous (*c.f.* thèse Sodjan Koné [94]) certainement dûs aux défauts dans le cristal de diamant et gravés préférentiellement par le procédé. Ce phénomène n'est pas nouveau et est constaté dans de nombreuses publications [72, 74]. Des essais ont été réalisés en gravure pleine plaque avec Ar/O<sub>2</sub> et O<sub>2</sub> seul. On constate l'apparition des trous dans chaque cas, ce qui prouve que la composante physique de la gravure n'est pas à l'origine de l'apparition de ces trous, la gravure utilisant O<sub>2</sub> seul étant purement chimique. Il est aussi observé lors de la gravure de GaN, ces trous étant identifiés comme étant une révélation des dislocations dans le matériau (travaux de Zhang et al. par exemple dans [127]).

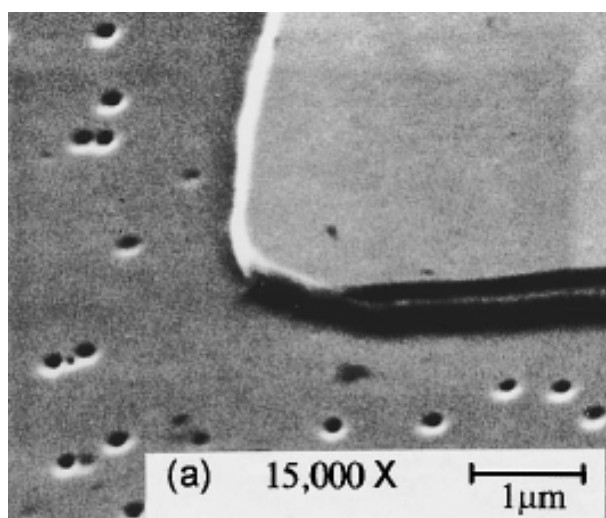


FIGURE 3.2 – Gravure ECR de GaN par l'équipe de Zhang et al. [127]. On y voit les trous qui sont la révélation des défauts intrinsèques du GaN.

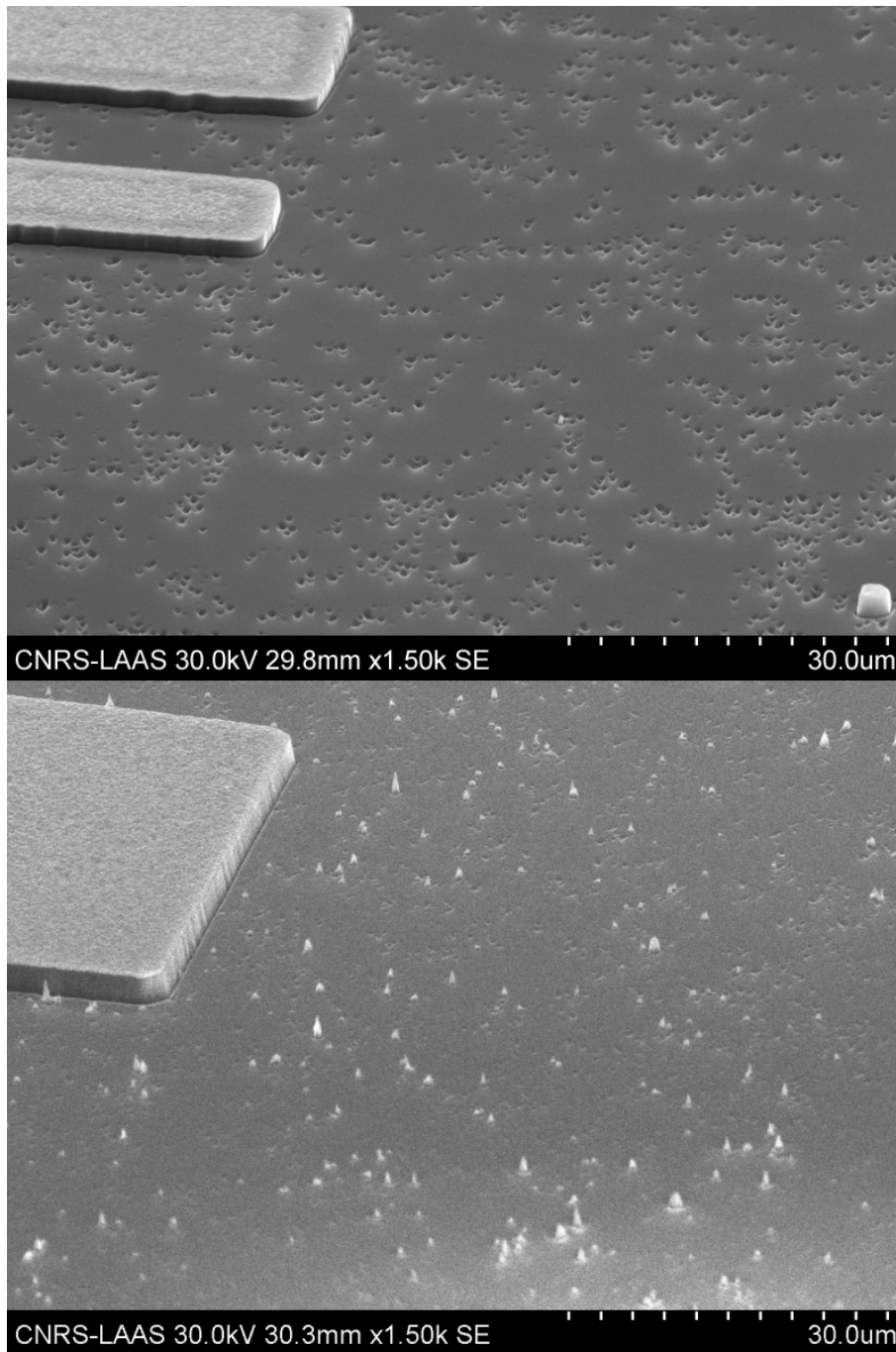


FIGURE 3.3 – Images MEB des gravures Ar/O<sub>2</sub> 100 W (en haut) et 25 W (en bas).

On constate l'apparition de colonnes dues à la pulvérisation du masque et à son dépôt sur la surface du diamant pour une puissance  $P_{Bias}$  de 25 W. La composante physique étant moins importante lors de l'utilisation d'un  $P_{Bias}$  moins important, les redépositions ne sont pas attaquées aussi vite que pour  $P_{Bias}$  de 100 W. Les flancs de gravure sont abrupts quelle que soit la valeur de  $P_{Bias}$ . Toutefois, on dégrade encore sensiblement l'état de surface du diamant après gravure. Les trous sont présents dans les deux cas de figure, certes moins prononcés dans le cas du  $P_{Bias}$  de 25 W. Afin d'essayer d'améliorer l'état de surface, des essais de gravure utilisant les gaz CF<sub>4</sub> et O<sub>2</sub> ont été menés.

### 3.2.4 Gravure $\text{CF}_4/\text{O}_2$

L'ajout de gaz fluorés pendant la gravure RIE n'est pas nouvelle en soi. L'ajout de  $\text{SF}_6$  a été utilisé dans de précédents travaux (*c.f.* thèse Sodjan Koné [94]). Dans de nombreux articles, tel celui d'Ando et al [72], on ajoute du  $\text{CF}_4$  à l'oxygène afin de profiter de l'effet des gaz fluorés. On attend notamment une passivation des flancs et du fond de gravure, une sélectivité moindre mais une meilleure qualité de la surface après gravure.

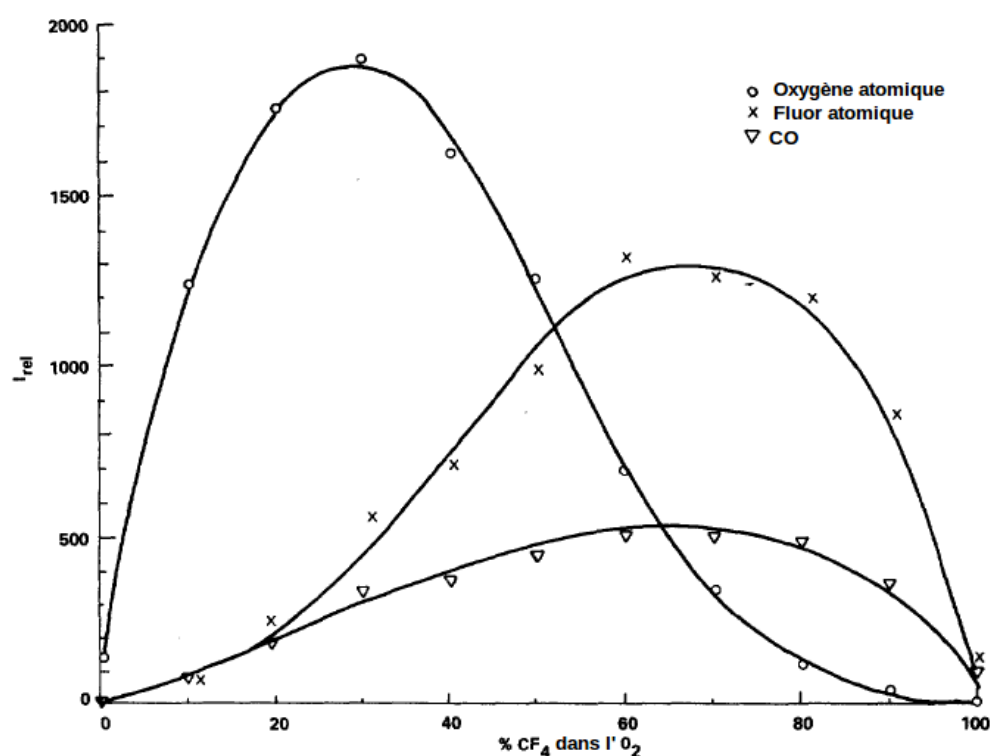


FIGURE 3.4 – Composition du plasma de gravure en fonction des gaz en présence :  $\text{O}_2$  et  $\text{CF}_4$ , D'après [128].

La figure 3.4, extraite des travaux d'Egitto et al. [128], montre que l'ajout de  $\text{CF}_4$  à  $\text{O}_2$  génère plus d'ions oxygène dans le plasma et va favoriser ainsi le procédé de gravure chimique. La concentration de  $\text{CF}_4$  à ajouter est toutefois à surveiller car une valeur comprise entre 10 et 20% de  $\text{CF}_4$  dans  $\text{O}_2$  est optimale pour ce procédé. Le schéma fig. 3.5 présente le mécanisme de gravure. On constate un effet supplémentaire à celui décrit précédemment. Les flancs et fond de gravure sont protégés par un dépôt d'espèce fluoro-carbonée (voir schéma fig. 3.5), comme lors de l'utilisation de  $\text{C}_4\text{F}_8$  dans un procédé de deep-RIE de type Bosch (succession d'étapes de gravure  $\text{SF}_6 - \text{C}_4\text{F}_8$ ).

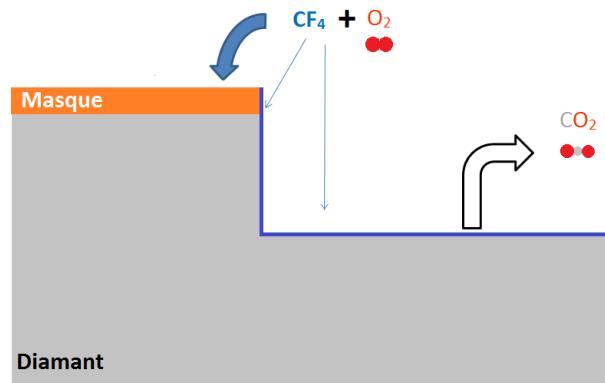


FIGURE 3.5 – Mécanisme de gravure  $\text{CF}_4/\text{O}_2$

Nom de l'échantillon	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 1	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 2	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 3	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 4	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 5
Gaz utilisés (sccm)	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 2/40	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 4/40	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 8/40	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 4/40	$\text{CF}_4/\text{O}_2$ 4/40
Puissance de polarisation (W)	25	25	25	50	100
Vitesse ( $\mu\text{m}/\text{h}$ )	3,97	3,71	3,2	5,31	7,17
Sélectivité	6	6,5	6,3	6,9	5
Rugosité avant gravure (nm)	0,69	0,686	0,511	1,79	0,806
Rugosité après gravure (nm)	0,302	0,213	0,237	0,169	0,118

TABLE 3.3 – Variation de la quantité de  $\text{CF}_4$  dans  $\text{O}_2$ , du  $P_{Bias}$  et leurs influences sur les résultats de gravure.

Ces 5 échantillons présentent des résultats très intéressants (voir tableau 3.3). On constate que le simple ajout de 5% de  $\text{CF}_4$  dans  $\text{O}_2$  multiplie par 3 la vitesse de gravure obtenue en utilisant  $\text{O}_2$  seul (résultats obtenus au laboratoire : vitesse de gravure d'environ  $1,2 \mu\text{m}/\text{h}$ , dans [129]). La sélectivité n'est hélas pas très bonne dans tous les cas et se dégrade encore plus avec l'augmentation du  $P_{Bias}$ . Toutefois, dans chaque cas, nous constatons une amélioration sensible de l'état de surface, la rugosité étant au minimum deux fois moins importante après qu'avant gravure.



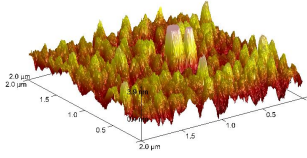
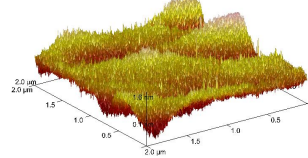
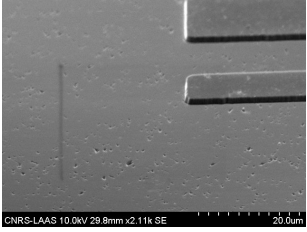
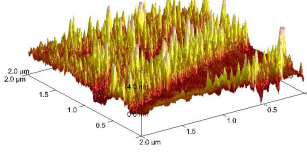
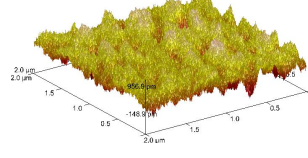
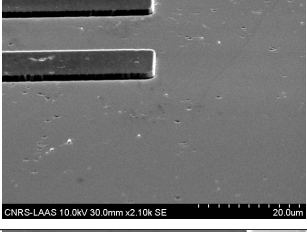
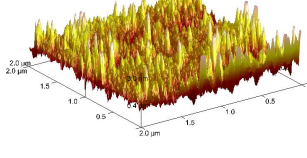
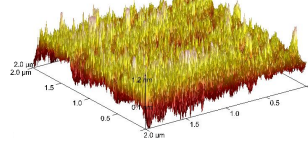
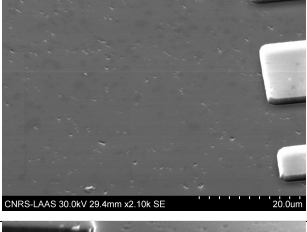
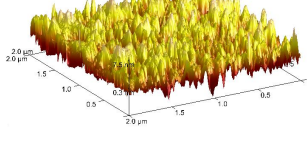
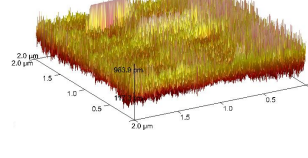
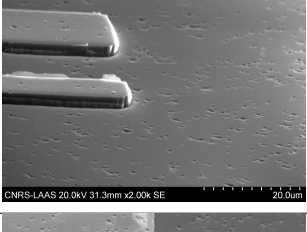
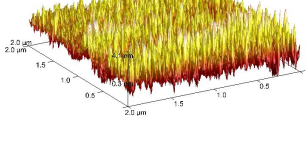
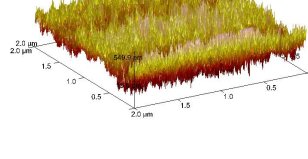
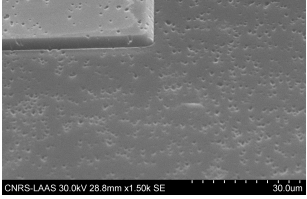
Nom de l'échantillon	Image AFM avant gravure	Image AFM après gravure	Image MEB après gravure
CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub> 1			
CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub> 2			
CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub> 3			
CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub> 4			
CF <sub>4</sub> /O <sub>2</sub> 5			

TABLE 3.4 – Variation de la quantité de CF<sub>4</sub> dans O<sub>2</sub>, du  $P_{Bias}$  et leurs influences sur les résultats de gravure. Images AFM et MEB.

Le tableau 3.4 regroupe les effets de ce procédé de gravure sur le diamant. Il donne une idée précise de l'état de surface et de l'efficacité globale de ce procédé de gravure. Des images MEB plus grandes sont présentées ci-après, ainsi qu'une conclusion sur l'efficacité de ce procédé de gravure.

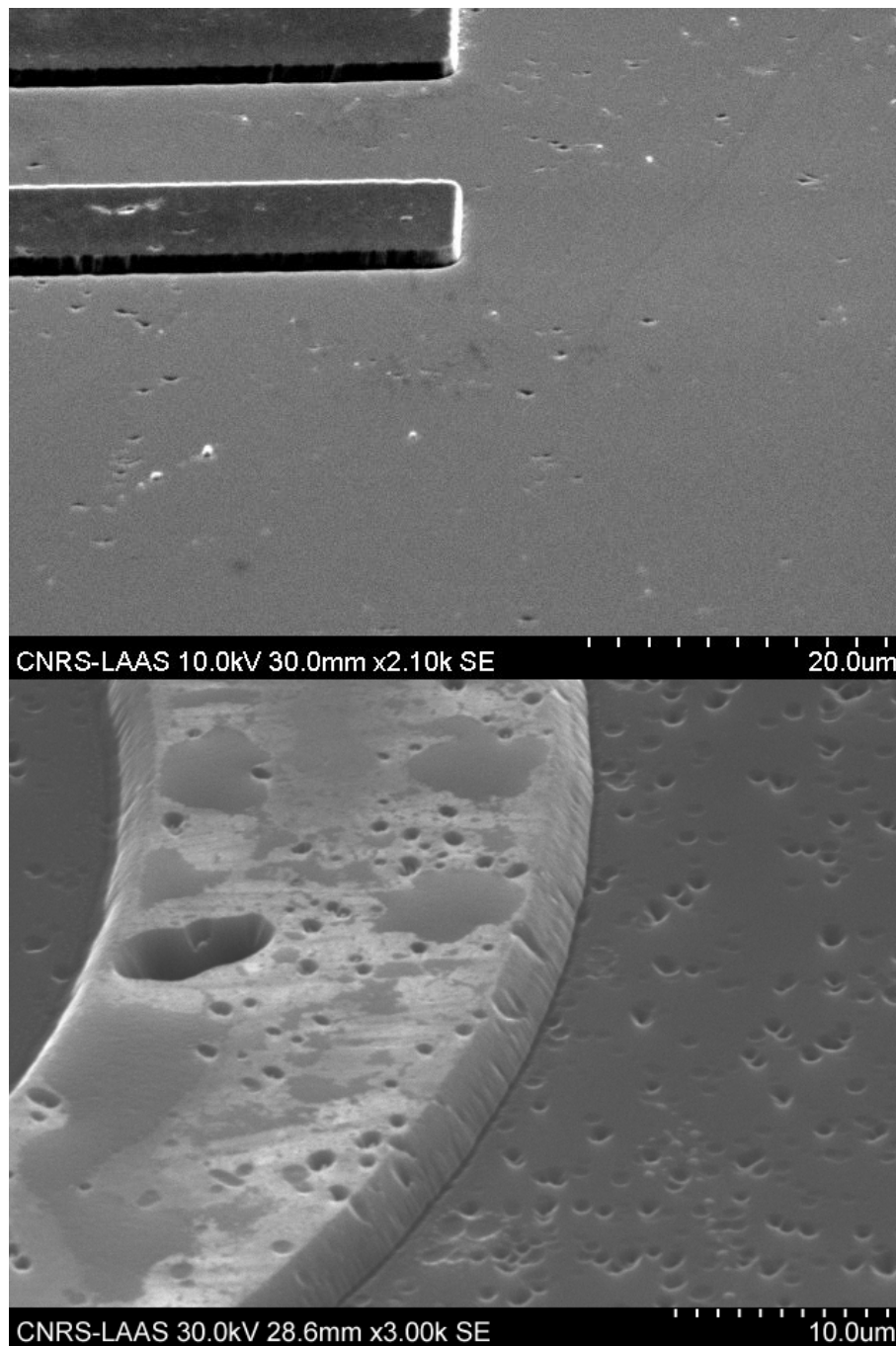


FIGURE 3.6 – Images MEB des gravures  $\text{CF}_4/\text{O}_2$  2 (en haut) et 5 (en bas).

Cette méthode de gravure montre tout son intérêt si l'objectif est uniquement d'améliorer l'état de surface. La comparaison simple de ces résultats avec les résultats précédents de gravure  $\text{Ar}/\text{O}_2$  saute aux yeux : l'état de surface est amélioré sensiblement au prix d'une dégradation importante de la sélectivité du procédé, accompagnée d'une réduction de la vitesse de gravure (au moins pour 4 des essais sur 5) par rapport au procédé précédent. Ces deux images fig 3.6 nous montrent que le procédé retenu ( $\text{CF}_4/\text{O}_2$  2) est moins violent pour le diamant et le masque en aluminium que  $\text{CF}_4/\text{O}_2$  5. En effet, dans le cas de 5, les flancs de gravure ne sont plus droits et la sélectivité est si faible que la

partie sensée être protégée par le masque ne l'est pas. De plus, l'anisotropie est clairement impactée, au vu du profil de gravure de l'échantillon.

Cette étude nous a permis de déterminer que la gravure utilisant  $\text{CF}_4/\text{O}_2$  doit utiliser la recette de l'échantillon 4, *i.e.* les gaz  $\text{CF}_4$  et  $\text{O}_2$  dans les proportions 4/40 sccm pour une puissance  $P_{Bias}$  de 50 W. Elle nous a aussi aiguillé sur l'utilisation combinée du procédé  $\text{Ar}/\text{O}_2$  avec celui-ci, afin de tirer bénéfice de l'anisotropie, de la vitesse et de la sélectivité du procédé  $\text{Ar}/\text{O}_2$  et de l'amélioration de l'état de surface du procédé  $\text{CF}_4/\text{O}_2$ .

### 3.2.5 Gravure par paliers successifs Ar/O<sub>2</sub> et CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub>

L'idée de ce principe de gravure est de tirer partie des deux recettes précédentes. On souhaite bénéficier de la bonne vitesse de gravure, de la bonne sélectivité et de l'anisotropie utilisant le mélange Ar/O<sub>2</sub> et de l'excellent état de surface obtenu en utilisant le mélange CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub>. On connaît déjà, à l'aide des expériences précédentes, quelles sont les recette optimales pour les deux types de gravure. On choisit donc de faire une étape de gravure Ar/O<sub>2</sub> (étape 1) en utilisant :

- $P_{RF} = 600$  W
- $P_{Bias} = 100$  W
- Ar/O<sub>2</sub> : 8/40 sccm

Puis une étape CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub>, qu'on nommera étape 2 :

- $P_{RF} = 600$  W
- $P_{Bias} = 50$  W
- CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub> : 4/40 sccm

L'objectif est de déterminer les temps de cycle les plus efficaces afin de conserver une bonne vitesse de gravure et une sélectivité importante tout en améliorant l'état de surface du matériau. Hélas, les limitations du réacteur de gravure ne nous permettent pas de descendre en dessous d'une minute par étape. A partir de ces limitations, il est évident que la durée de l'étape 2 ne peut pas trop durer, sans quoi le profil de gravure risque d'être déformé. En effet, l'étape 2 est nettement plus isotrope que l'étape 1. Un processus de gravure construit sur la succession étape 1 - étape 2 contenant une étape 2 trop longue entrainerait des flancs de gravure représentés sur la figure 3.7.

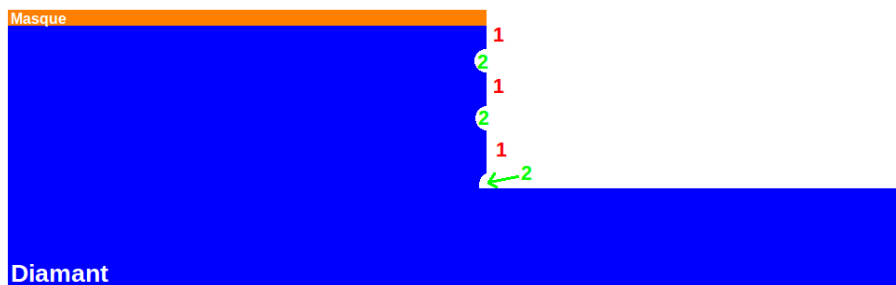


FIGURE 3.7 – Allure du flanc de gravure après une succession d'étape 1, anisotrope et 2, isotrope, si l'étape 2 est trop longue.

Conditions de gravure	Etape 1/Etape 2 2min/1min	Etape 1/Etape 2 5min/1min	Etape 1 / Etape 2 10min/1min
Vitesse ( $\mu\text{m}/\text{h}$ )	7	7,2	7,3
Sélectivité	17	21,6	27
Rugosité avant gravure (nm)	1,56	0,727	0,941
Rugosité après gravure (nm)	0,36	0,103	0,408

TABLE 3.5 – Influence des temps de cycle sur les résultats de gravure.

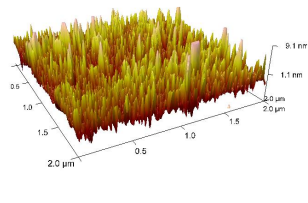
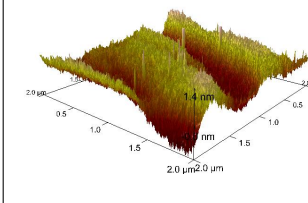
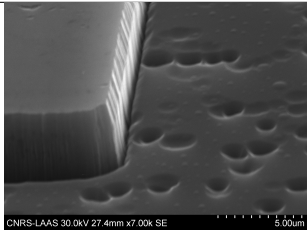
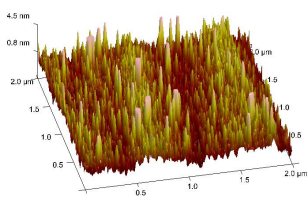
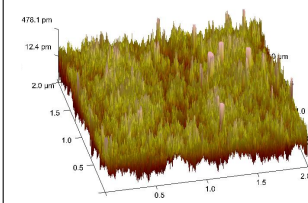
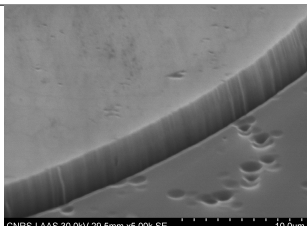
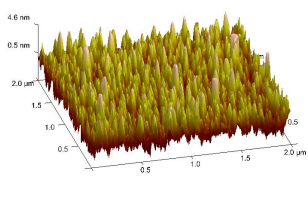
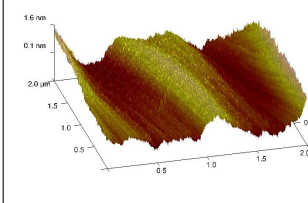
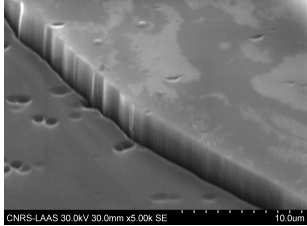
Conditions de gravure	Image AFM avant gravure	Image AFM après gravure	Image MEB après gravure
Etape 1/Etape 2 2min/1min			
Etape 1 / Etape 2 5min/1min			
Etape 1 / Etape 2 10min/1min			

TABLE 3.6 – Influence du temps de cycle et son influence sur les résultats de gravure. Images AFM et MEB.

Les résultats résumés dans le tableau 3.5 sont particulièrement encourageants. En effet, à l'aide d'une courte étape de gravure utilisant  $\text{CF}_4/\text{O}_2$  entre les étapes d' $\text{Ar}/\text{O}_2$ , on améliore sensiblement l'état de surface des échantillons. La vitesse de gravure obtenue ainsi que la sélectivité sont légèrement (et logiquement) impactées par cette étape, mais les différences obtenues sont parfaitement tolérables au vu des effets bénéfiques de ce simple ajout.

### 3.2.6 Conclusion

Partant du constat que la méthode de gravure précédemment développée au LAAS à base des gaz Ar/O<sub>2</sub> provoque l'apparition de micro-masquage et surtout dégrade l'état de surface des échantillons, nous avons décidé d'étudier l'ajout de gaz fluoré à O<sub>2</sub>. Cette idée s'inspire de ce qui est fait dans l'industrie du semi-conducteur lors de l'étape de gravure.

Après une étude de l'influence de la tension de polarisation du substrat sur la gravure Ar/O<sub>2</sub>, nous nous sommes penchés sur l'étude de la gravure CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub> en qualifiant la meilleure recette possible. On constate que le micro-masquage disparaît, que la vitesse de gravure n'est pas dégradée de manière drastique, mais que la sélectivité s'écroule, en raison de l'attaque du masque en aluminium par les gaz fluorés. En outre, l'état de surface est particulièrement amélioré après la gravure.

Nous avons ensuite décidé d'étudier une méthode de gravure basée sur une succession d'étapes Ar/O<sub>2</sub> - CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub>. Nous concluons sur son efficacité au vu des résultats obtenus. Est ainsi adoptée la recette suivante :

Une étape Ar/O<sub>2</sub>

- $P_{RF} = 600$  W
- $P_{Bias} = 100$  W
- Ar/O<sub>2</sub> : 8/40 sccm
- durée 10 min

Puis une étape CF<sub>4</sub>/ceO<sub>2</sub> :

- $P_{RF} = 600$  W
- $P_{Bias} = 50$  W
- CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub> : 4/40 sccm
- durée 1 min

Une vitesse de 7,3  $\mu\text{m}/\text{h}$ , une sélectivité de 27 et un état de surface de meilleure qualité ont été constatés. Cette méthode va être adoptée en lieu et place de celle basée sur Ar/O<sub>2</sub> utilisée

systématiquement lors de la gravure du diamant.

## 3.3 Capacités réalisées sur diamant

### 3.3.1 Introduction

La création de capacités sur diamant fait suite aux résultats obtenus par des travaux précédents sur des capacités sur silicium. Le but des différents essais réalisés sur silicium est de qualifier la qualité des différents dépôts disponibles dans la salle blanche du LAAS. L'effet d'un diélectrique de mauvaise qualité peut influencer directement le comportement des futurs composants comme vu au chapitre précédent. Il est bon de rappeler que l'étude du comportement de capacités MIS sur diamant est rare dans la bibliographie.

On applique les dépôts sélectionnés au diamant, dans un premier temps sur les deux échantillons bénéficiant de  $1\ \mu\text{m}$  de  $p^-$  puis dans un deuxième temps, un échantillon de  $7\ \mu\text{m}$  de  $p^-$  a reçu un dépôt de  $\text{SiO}_2$  PECVD HF. Le détail des étapes technologiques nécessaires à l'établissement de ces capacités est présenté après. Après avoir réalisé ces trois échantillons de la manière la plus similaire possible, les caractérisations ont aussi été conduites à l'aide d'un impédancemètre et en faisant des  $I(V)$  sur les mêmes capacités. Les structures étant réalisées sur du diamant de type p, les figures attendues en  $C(V)$  vont d'une zone dite d'accumulation vers une zone d'inversion (balayage des tensions négatives vers positives entre l'électrode et le diamant), en passant par une zone de désertion. Les premières mesures du module et de la phase en fonction de la fréquence des dispositifs montrent que ceux-ci n'ont un comportement capacitif que pour des fréquences supérieures à 30 kHz.

On distingue en plus différents types de défauts dans l'oxyde ou à l'interface Oxyde/Semi-conducteur de celui-ci ayant une influence directe sur le comportement  $C(V)$  des capacités :

- les contaminations, généralement dûes à des problèmes d'élaboration des composants durant le procédé ;
- les charges fixes dans l'oxyde, qui sont des centres chargés localement et ne peuvent pas changer d'état en échangeant des porteurs mobiles ;
- les pièges à l'interface, qui eux peuvent changer d'état en échangeant des porteurs avec le semi-conducteur ;
- les charges mobiles dans l'oxyde qui peuvent transiter de l'interface avec le semi-conducteur



vers le contact métallique et inversement (généralement des ions alcalins  $\text{Na}^+$  ou  $\text{K}^+$ ).

Il est bon de noter qu'il est difficile d'évaluer expérimentalement les charges dans l'oxyde via une mesure isolée. Il faut la déduire de mesures faites pour caractériser les autres types de charges. Les pièges à l'interface et les charges mobiles sont quand à eux possible à extraire seuls d'une mesure expérimentale.

### 3.3.2 Réalisation technologique des capacités

Les capacités développées sur les échantillons B73 et B74 ont suivi le même process, la seule différence étant l'utilisation de  $\text{SiO}_2$  pour B74 et de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  pour B73. Le process est celui-ci :

- Dépôt pleine plaque de  $\text{SiO}_2$  PECVD HF (à  $300^\circ\text{C}$ ) pour B74 et de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  LPCVD (à  $700^\circ\text{C}$ ) pour B73 de 100 nm
- Dépôt pleine plaque d'aluminium
- Photolithographie en résine négative pour protéger le carré central de 2 mm x 2 mm
- Attaque de l'aluminium, seul est protégé le carré central
- Gravure RIE-ICP procédé Ar/ $\text{O}_2$  (*c.f.* paragraphe 3.2.3.)
- Photolithographie en résine négative en vue de faire un lift-off autour du carré central
- Dépôt contact ohmique Ti/Pt/Au
- Lift-off, le contact Ti/Pt/Au est ainsi formé autour du carré central
- Recuit 30 minutes à  $450^\circ\text{C}$  sous atmosphère  $\text{N}_2/\text{H}_2$
- Photolithographie en résine négative pour créer les futures capacités
- Attaque de l'aluminium pour former les capacités.

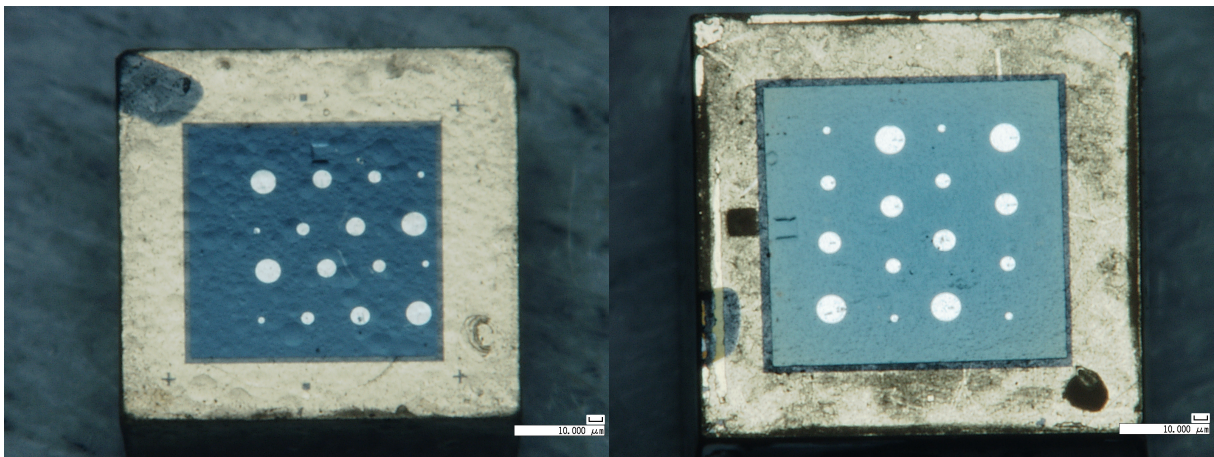


FIGURE 3.8 – Images des capacités réalisées sur les échantillons B73 (à gauche) et B74 (à droite) en fin de process.

### 3.3.3 Comportement du semi-conducteur lors de la mesure C(V)

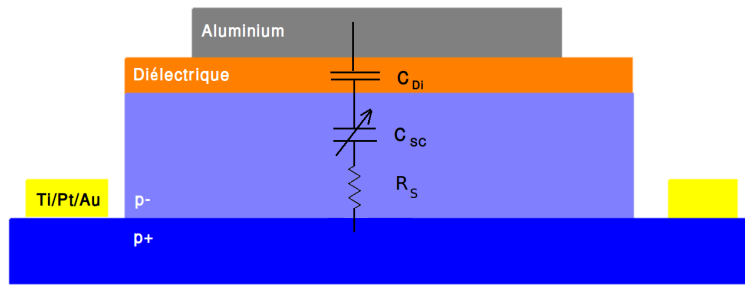


FIGURE 3.9 – Structure type de capacité sur un échantillon en diamant.

La figure 3.9 est un exemple type de la structure de capacité Métal/diélectrique/diamant. La modélisation idéale simple pour une mesure C(V) est celle de deux capacités qu'on appelle  $C_{Di}$  pour capacité du diélectrique,  $C_{SC}$  pour capacité du semi-conducteur et  $R_S$  la résistance série du dispositif.

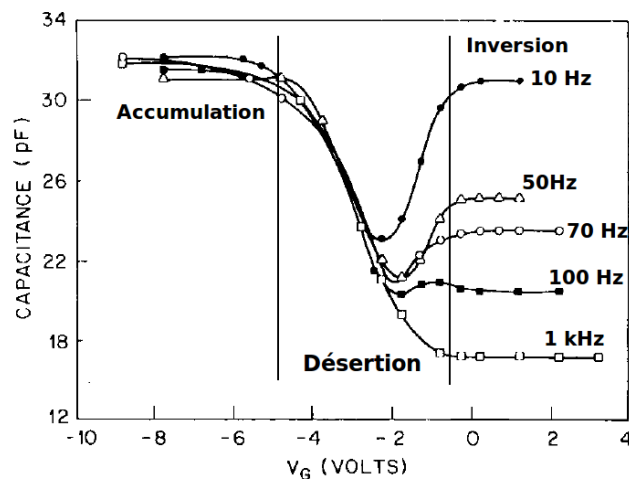


FIGURE 3.10 – Comportement type d'un matériau semi-conducteur de type p lors d'une mesure C(V). Variations de la fréquence du signal appliqué. Extrait de [130].

On distingue les 3 zones importantes (de gauche à droite car le semi-conducteur est de type p) : accumulation, désertion, et inversion.

Lorsque le semi-conducteur est en accumulation, la valeur de capacité mesurée est celle de l'oxyde seul :

$$C_{Ox} = \frac{\epsilon_{Ox} * \epsilon_0 * S}{e}$$

Avec  $\epsilon_{Ox}$  la permittivité diélectrique relative de l'oxyde,  $\epsilon_0$  la permittivité diélectrique du vide et  $e$  l'épaisseur de l'oxyde.

Lors de la mise en accumulation, en fonction de la polarisation et du dopage du semi-conducteur, la ZCE s'étend entre 10 et 100  $nm$  dans le semi-conducteur. Les porteurs majoritaires sont responsables de cette valeur de capacité ainsi que du comportement lors de la phase de désertion. Lorsque la tension de grille  $V_G$  est égale à  $V_{FB}$ , le semi-conducteur est à l'état neutre. La désertion étend cette zone de charge d'espace de 0.1  $\mu m$  jusque 10  $\mu m$  (dépendant de la tension et du dopage). Lorsque  $V_G$  continue d'augmenter, la densité d'électrons elle aussi ne cesse d'augmenter, ce qui est une conséquence de l'équilibre thermique du semi-conducteur. Il se forme ainsi une couche fine (entre 3 et 30  $nm$  d'épaisseur qui dépend du dopage) d'électrons à l'interface semi-conducteur-oxyde, appelée couche d'inversion, elle est responsable de l'équilibre des charges apportées par la mise sous tension et fait que la zone de désertion n'augmente plus.

On constate une différence de comportement en fonction de la fréquence du signal appliqué lors de la mesure. En effet, lors de l'inversion, les porteurs minoritaires gouvernent la caractéristique  $C(V)$ , qui dépend de la fréquence du signal appliqué et de la vitesse de balayage du signal appliqué. Toutefois, d'après Nicollian et Brews [130], la densité de porteurs minoritaires dépend exponentiellement de la tension appliquée et ceux-ci ne sont pas influencés par la composante alternative du signal. Ainsi, lors du déplacement vers l'inversion à basse fréquence, la neutralité de la charge est entièrement satisfaite par cet apport de charges minoritaires. Ainsi, on retrouve rapidement la valeur de capacité de l'oxyde lorsque la zone d'inversion apparaît.

Lors d'une mesure  $C(V)$  à haute fréquence, la génération de porteurs minoritaires est trop lente et ne suit donc pas la composante alternative du signal appliqué. Ainsi, seuls les majoritaires, qui répondent eux en fréquence sans soucis dans la gamme de fréquence concernée, sont responsables de la neutralité de la charge. Par conséquent, la valeur de capacité devient la plus petite des deux capacités en série  $C_{SC}$ . Le fait de se déplacer vers la forte inversion n'augmente pas la taille de la zone de charge d'espace sous l'oxyde, grâce à la couche d'inversion évoquée plus haut.

Pour les dopages grands (*a priori* notre cas ici), l'inversion est très délicate à obtenir car la désertion est plus difficile. On constate l'apparition d'un potentiel lié au fort dopage qui augmente l'épaisseur effective de l'oxyde par cette épaisseur.

### 3.3.4 Semi-conducteur grand gap et $C(V)$

Le comportement des semi-conducteurs grands gaps lors d'une mesure  $C(V)$  est équivalent, du moins pour l'identification de certaines particularités sur l'allure de la courbe, au comportement du silicium à très basse température. En plus, comme on pourra le voir dans une prochaine partie, l'influence des différents défauts dépend de la largeur de bande interdite du semi-conducteur sur lequel on fait les mesures. Toutefois, intéressons-nous d'abord au phénomène de désertion profonde.

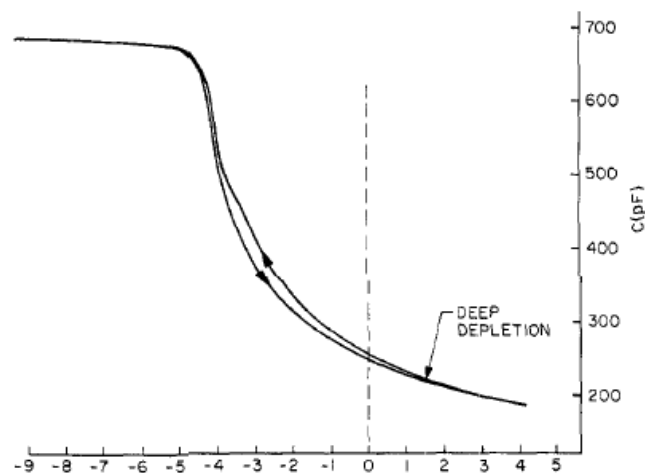


FIGURE 3.11 – Mesure  $C(V)$  haute fréquence réalisée à 79K sur une capacité en silicium. On y observe le phénomène de désertion profonde. Courbe tirée de [131].

Le phénomène de désertion profonde se constate lorsqu'il n'y a pas de saturation vers une valeur minimale de la capacité lors de l'inversion. En effet, dans le cas du silicium à basse température, la génération de porteurs minoritaires devient trop lente et est incapable de suivre la variation de tension continue appliquée, les majoritaires continuant seuls d'être concernés par la variation de tension. D'où cette allure de courbe qui ne sature pas. Ainsi, la largeur de la zone de charge d'espace peut s'étendre jusqu'à ce qu'un processus de génération de porteurs non-thermique, telle l'avalanche, un effet tunnel, ou une génération optique apporte des minoritaires. Et comme le comportement d'un semi-conducteur grand gap est similaire à celui du silicium à basse température, on constate cet effet dans les mesures réalisées sur nos capacités MOS en diamant.

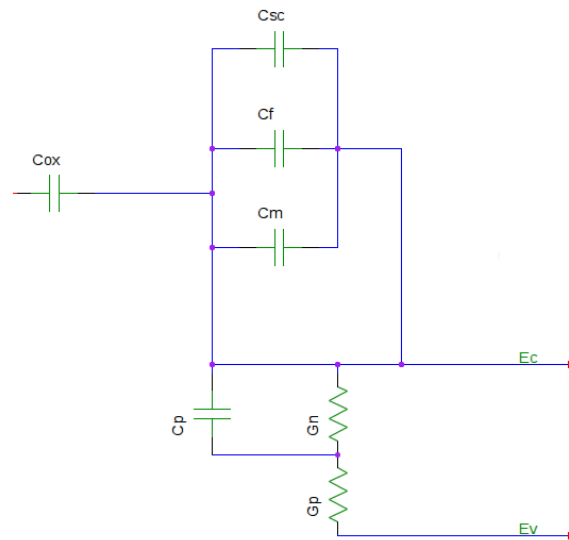


FIGURE 3.12 – Modèle équivalent complet d’une structure MOS avec tous les types de défauts. Un seul niveau d’énergie de piège à l’interface est considéré pour simplifier.

### 3.3.5 Présentation des différents défauts et influence sur la courbe $C(V)$

La figure 3.12 représente le circuit équivalent d’une capacité MOS en tenant compte des différents défauts que l’on peut rencontrer. Toutefois, afin de simplifier la représentation, un seul niveau d’énergie de piège à l’interface est considéré, alors que ceux-ci sont normalement répartis dans la bande interdite. On y voit :

- $C_{ox}$ , la capacité de l’oxyde ;
- $C_{sc}$ , la capacité du semi-conducteur ;
- $C_m$ , la capacité liée aux charges mobiles ;
- $C_f$ , la capacité liée aux fixes dans l’oxyde ;
- $C_p$ ,  $G_n$  et  $G_p$  respectivement la capacité et les admittances fournies par le piège en fonction de sa position dans la bande interdite.

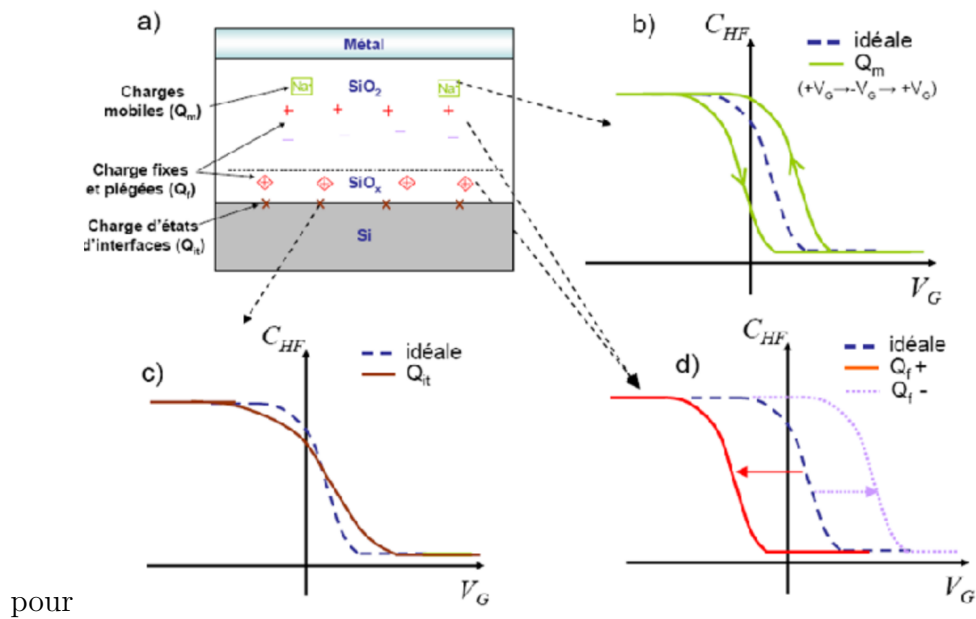


FIGURE 3.13 – Représentation des influences des différents types de charges

Cette figure (3.13) résume l'effet des différents défauts sur le tracé  $C(V)$  d'un semi-conducteur de type p. Les charges fixes traduisent la courbe  $C(V)$  selon l'axe des tensions en fonction de leurs nombres et de leurs signes. Les charges mobiles provoquent un hystérésis qui provoque lui aussi des translations de la courbe  $C(V)$  en fonction du sens du balayage des tensions. Enfin, les pièges à l'interface étalent la courbe le long de l'axe des tensions comme expliqué au paragraphe qui décrit leur effet.

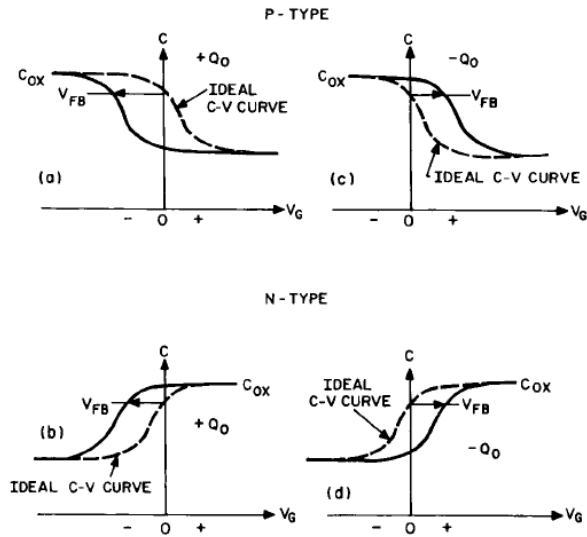
### 3.3.6 Charges dans l'oxyde

On distingue trois types de charge dans l'oxyde :

- les charges fixes  $Q_F$  ;
- les charges piégées dans l'oxyde  $Q_{Ox}$  ;
- les charges mobiles  $Q_M$ .

#### Charges fixes $Q_F$

C'est la densité de charges restantes quand la charge due aux pièges est passivée. On trouve ces charges près de l'interface semi-conducteur/diélectrique. Elle est représentable électriquement par une couche de charges à l'interface semi-conducteur/diélectrique. Ces centres chargés sont majoritairement positifs et n'échangent pas de charges avec le semi-conducteur.



High frequency capacitance as a function of gate bias showing the effect of oxide charge. The C-V curves marked "ideal" have no oxide charge. (a) Positive oxide charge, p-type; (b) positive oxide charge, n-type; (c) negative oxide charge, p-type; (d) negative oxide charge, n-type.

FIGURE 3.14 – Effet des charges fixes dans l'oxyde d'après Nicollian et Brews [130].

Cette figure (3.14) ne représente que l'effet des charges fixes dans l'oxyde et leur influence sur la courbe  $C(V)$ . Le décalage est dû au bilan des charges : la densité de charges fixes effective est composée de la véritable quantité de charges  $Q_F$ , qui ne varie ni avec la tension, ni avec la température, et des charges piégées à l'interface  $Q_{Pièges}$ . Une bonne estimation est que les pièges à l'interface (voir plus bas) ayant leurs niveaux d'énergie dans la partie haute du gap sont considérés comme des donneurs potentiels (donc positifs quand ils sont vides), quand ceux dans la partie basse sont considérés comme accepteurs (donc négatifs quand ils sont pleins). Considérons un semi-conducteur de type p ayant des charges fixes positives dans l'oxyde qui le recouvre. Son niveau de fermi est situé proche de la bande de valence lorsqu'on approche de la tension de bandes plates et la plupart des pièges à l'interface sont vides. Ainsi le bilan des charges a une nette tendance à être positif, ce qui implique le décalage vers les tensions négatives lors de l'accumulation. La chose se complique quand on considère un semi-conducteur de type n. En effet, le même bilan des charges donnerait une valeur proche de la neutralité, l'influence des pièges pleins dans un semi-conducteur de type n à la tension de bandes plates étant de signe inverse à celle dans un semi-conducteur de type p. Ainsi, on y verrait une influence moindre de ce type de charges quand la réalité est toute autre.



## Charges piégées dans l'oxyde $Q_{Ox}$

On les trouve soit à l'interface Métal - Oxyde, soit Semi-conducteur - Oxyde, exception faite si il y a eu implantation au cours du procédé. Ces charges sont responsables de l'injection d'électrons ou de trous et ont été créées par un plasma ou par fort champ électrique, photoémission, radiation,... Elles sont donc formées par des impuretés, des liaisons cassées et se trouvent ainsi n'importe où dans l'oxyde. Pour simplifier la démonstration, on considèrera que ces charges ont la même influence sur la courbe  $C(V)$  que les charges fixes. Ainsi, à partir de ce moment, la densité de charge fixe  $Q_{F'}$  devient  $Q_F = Q_{F'} + Q_{Ox}$

## Charges mobiles

La plupart du temps, les métaux alcalins très contaminants (sodium, potassium,...) en sont responsables. On les trouve aux différentes interfaces et elles se déplacent en fonction du champ électrique qui les parcourt.

### 3.3.7 Pièges à l'interface

Les pièges à l'interface ont des niveaux d'énergie distribués dans le gap. Leur densité varie en fonction de leur énergie. On distingue deux types de pièges :

- les pièges accepteurs chargés négativement quand ils sont pleins et sinon neutres ;
- les pièges donneurs chargés positivement quand ils sont vides et sinon neutres.

Leur influence est à différencier de celle des charges fixes, qui décalent la courbe en fonction de leur signe, alors que les pièges déforment ou “étaient” la courbe.

Considérons une capacité sans pièges : le bilan des charges donne :  $\delta Q_{Bias} + \delta Q_{SC} = 0$ . Ce même bilan réalisé avec des charges donne :  $\delta Q_{Bias} + \delta Q_{SC} + \delta Q_{Pièges} = 0$ . Cette égalité implique que pour passer de l'accumulation à l'inversion, il y a plus d'effort à fournir lors de la présence de pièges. Comme la charge du contact est liée à la tension appliquée :  $dQ_{Contact} = C \cdot dV_{Contact}$ , une plus grande variation de tension est nécessaire ce qui implique l'étalement de la courbe le long de l'axe des tensions.

Le cas des semi-conducteurs à grand gap et notamment celui du diamant est particulier. En effet, les pièges à l'interface sont normalement distribués aléatoirement dans le gap et leur réponse lors de la mesure  $C(V)$  peut être très longue. Un résultat comparable est illustré par Cooper, dans [132], pour des composants en SiC. En effet, le temps de réponse des pièges à l'interface varie exponentiellement avec leur énergie dans le gap selon l'équation et pour un semi-conducteur de type p :

$$\tau_p(E) = \frac{1}{\sigma_p v_T N_V} \exp\left(\frac{E - E_V}{kT}\right) \quad (3.1)$$

Avec  $\sigma_p$ , la section efficace de capture des trous,  $v_T$  la vitesse de saturation des électrons,  $N_V$  la densité effective d'état dans la bande de valence,  $k$  la constante de Boltzmann,  $T$  la température absolue, et  $(E - E_V)$  l'énergie du piège relativement à la bande de valence. Cette équation est représentée fig 3.15.

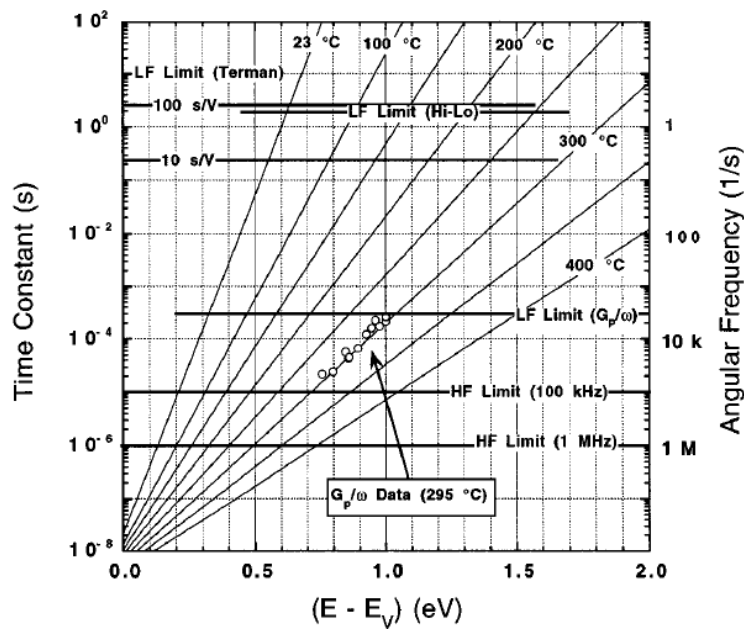


FIGURE 3.15 – Constante de temps d’émission des trous depuis un piège jusqu’à la bande d’énergie des majoritaires dans SiC de type p. Variation avec la température. Les lignes horizontales représentent la fréquence et les limites d’efficacité des techniques de caractérisation. Tiré des travaux de Cooper [132].

Ce temps de réponse des pièges à l’interface provoque un effet sur la courbe  $C(V)$  qu’on n’aperçoit que sur les  $C(V)$  des matériaux à grand gap ou sur le silicium à très basse température (voir l’article de Goetzberger cité précédemment). Un effet de ces pièges est notamment un hystérésis très prononcé comme sur la figure 3.16.

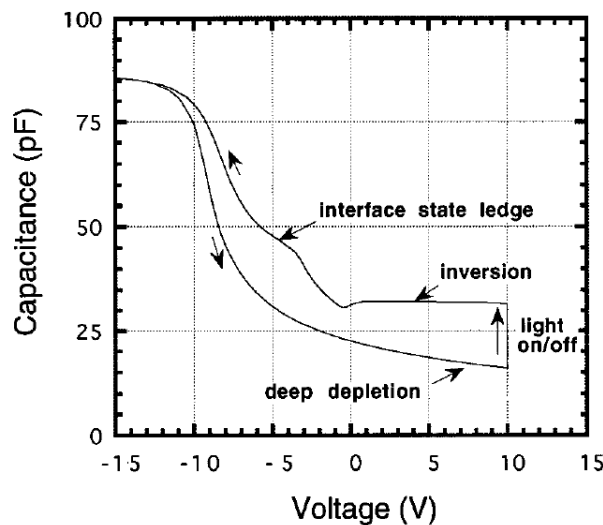


FIGURE 3.16 – Hystérésis provoqué par les pièges à l’interface sur un  $C(V)$  réalisé sur SiC. On y constate l’effet de la désertion profonde. Tiré des travaux de Cooper [132].

La figure 3.16 illustre une mesure  $c(V)$  complète sur une capacité Métal/SiO<sub>2</sub>/SiC. On y constate le phénomène de désertion profonde caractéristique d'une mesure effectuée sur un semi-conducteur à grand gap à température ambiante. On constate un étalement de la courbe le long de l'axe des tensions, provoqué par la présence de pièges à l'interface eux aussi responsable du palier (ledge en anglais) lors du balayage des tensions positives vers négatives. L'hystérésis est ici provoqué par l'injection de charges dans le diélectrique. Enfin, l'inversion est obtenue en soumettant l'échantillon à un éclairage UV qui va générer des porteurs minoritaires.

### 3.3.8 Injection de charges

Lors d'une mesure  $C(V)$ , s'il y a présence d'hystérésis, on peut déterminer quel effet gouverne cet hystérésis. En fonction du sens de l'hystérésis, *i.e.* du décalage de la courbe selon la polarisation, on peut déterminer si celui-ci est provoqué par les charges mobiles ou par l'injection de porteurs depuis le substrat ou depuis le contact métallique. Si l'hystérésis est provoqué par des charges mobiles ou par l'injection de trous depuis le contact métallique, la courbe tracée depuis les polarisations positives vers négatives sera décalée vers les tensions négatives. Au contraire, si le balayage des tensions positives vers négatives provoque une translation de la courbe vers les tensions positives, il s'agit alors d'injection d'électrons depuis le substrat dans le diélectrique.

### 3.3.9 Méthodes d'extraction des charges couramment utilisées pour le silicium

#### Méthode basse fréquence

A basse fréquence (typiquement aux alentours du Hertz), les pièges réagissent instantanément. On a ainsi, de manière simplifiée :

$$\frac{1}{C_{BF}} = \frac{1}{C_{Ox}} + \frac{1}{C_{SC} + C_{Pièges}} \quad (3.2)$$

Ou encore :

$$C_{Pièges} = \left[ \frac{1}{C_{BF}} - \frac{1}{C_{Ox}} \right]^{-1} - C_{SC} \quad (3.3)$$

Cette méthode nécessite ainsi de faire du calcul et d'avoir accès aux courbes en basse fréquence, ce qui est particulièrement problématique dans notre cas.

## Méthode combinée Basse Fréquence - Haute Fréquence

On compare, lorsque l'on a pu obtenir deux courbes  $C(V)$  basse (aux alentours du Hertz) et haute fréquence (typiquement supérieur à 1 Mhz) les deux courbes obtenues et par le calcul on en extrait la capacité des pièges. A haute fréquence, on a :

$$C_{SC} = \left[ \frac{1}{C_{HF}} - \frac{1}{C_{Ox}} \right]^{-1} \quad (3.4)$$

Ainsi, en remplaçant dans la formule obtenue plus haut, on obtient :

$$C_{Pièges} = \left[ \frac{1}{C_{BF}} - \frac{1}{C_{Ox}} \right]^{-1} - \left[ \frac{1}{C_{HF}} - \frac{1}{C_{Ox}} \right]^{-1} \quad (3.5)$$

## Méthode de Terman

Cette méthode consiste à comparer les courbes théoriques et celles obtenues en caractérisation. Elle se fait à haute fréquence et nécessite d'avoir en mesure une courbe  $C(V)$  complète, et des informations suffisantes sur le semi-conducteur, son dopage, l'épaisseur et le type de diélectrique.

## Méthode de la conductance

Cette méthode (Nicollian et Brews [130] chapitre 5) nécessite de faire des mesures de l'admittance en fonction de la tension et de la fréquence. Elle est la plus sensible et permet d'évaluer une densité de pièges en dessous de  $10^9 \text{ cm}^{-2} \text{ eV}^{-1}$ . Elle est aussi la plus complète car elle donne aussi la section de capture des porteurs majoritaires à l'interface et la déviation standard du potentiel de surface, qui est lié à la rugosité de surface.

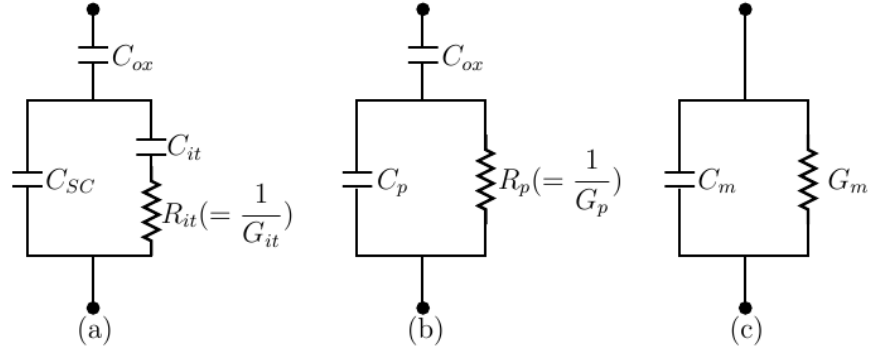


FIGURE 3.17 – Circuit équivalent lors de la mesure de la conductance pour une résistance série négligeable : en (a), le circuit complet en (b) une première simplification, en (c) les résultats de mesure obtenus. Tiré de [133]

La figure 3.17 illustre de façon simplifiée le circuit électrique équivalent lors de la mesure de la conductance.  $C_{it} = qD_{it}$  et  $R_{it}$  sont respectivement la capacité due à la densité de pièges à l'interface et la résistance fournies par les pièges à l'interface. En remplaçant le circuit (a) par (b) dans la figure 3.17, et en identifiant, on obtient :

$$C_p = C_{sc} + \frac{C_{it}}{1 + (\omega\tau_{it})^2} \quad (3.6)$$

$$\frac{G_p}{\omega} = \frac{q\omega\tau_{it}D_{it}}{1 + (\omega\tau_{it})^2} \quad (3.7)$$

où  $\omega$  est la pulsation et  $\tau_{it} = R_{it}C_{it}$ .

Le circuit (c) est celui de la mesure, *i.e.* un circuit composé en parallèle d'une capacitance  $C_m$  et d'une conductance  $G_m$ . Par identification des différents paramètres, on obtient :

$$\frac{G_p}{\omega} = \frac{\omega G_m C_{ox}^2}{G_m^2 + \omega^2 (C_{ox} - C_m)^2} \quad (3.8)$$

L'équation 3.8 montre que cette méthode ne nécessite pas la connaissance de  $C_{sc}$ . On mesure la conductance en fonction de la tension de grille pour plusieurs valeurs de fréquences. Suit le tracé de la courbe  $\frac{G_p}{\omega}(\omega)$ . Cette fonction atteint un maximum pour les différents  $\omega \approx \frac{2}{\tau_{it}}$  et la densité d'états est donnée par :

$$D_{it} \approx \frac{2.5}{q} \left( \frac{G_p}{\omega} \right)_{maximum} \quad (3.9)$$

### 3.3.10 Erreurs dans l'extraction des paramètres

Il convient d'être extrêmement soigneux lors des mesures car certains comportements relevés en mesure peuvent cacher d'autres influences que celles des charges décrites ci-dessus. Les non-uniformités du dopage (que l'on sait présentes dans le diamant) font que lors de la mesure  $C(V)$ , la zone de charge d'espace sous le contact s'étend différemment selon le dopage qu'elle rencontre. Plus le semi-conducteur est dopé, plus il y a de chances de tomber sur des zones dont les dopages sont différents dans la ZCE. Si l'épaisseur de la zone non uniformément dopée est plus grande que la taille maximum de la ZCE, cette influence néfaste se retrouve sur toute la gamme du balayage en tension. On peut aussi identifier des erreurs dues aux non uniformités latérales dans les pièges à l'interface (au vu des états de surface des échantillons, on peut supposer qu'il y en a).

## 3.4 Comportement et valeur des capacités

### 3.4.1 $C(V)$ dans le diamant : quelques résultats

Les articles traitant de capacités réalisées sur diamant sont très rares et les quelques résultats sont peu probants. Inushima et al., dans [134], réalisent des capacités de  $500 \mu m$  de diamètre sur  $180 \text{ nm}$  de  $\text{SiO}_2$  sur des échantillons dont le dopage varie.



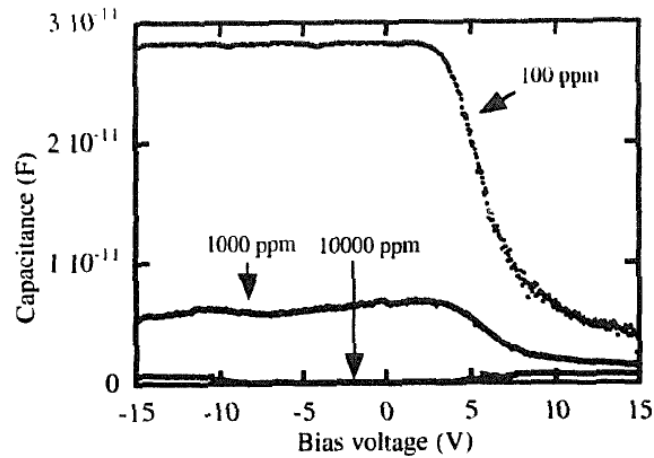


FIGURE 3.18 –  $C(V)$  hautes fréquences tirées de Inushima et al ([134])

On y constate le phénomène de désertion profonde. Le balayage de l'inversion vers l'accumulation n'est toutefois pas représenté. Il n'est question nulle part de qualité de l'interface ou d'une quelconque influence des charges dans cet article.

De la même manière, dans l'article de Geis et al. ([70]), l'équipe réalise des capacités de  $100 \mu m^2$ ,  $100 \times 150 \mu m$  et  $360 \mu m^2$  sur  $SiO_2$  sur du diamant naturel.

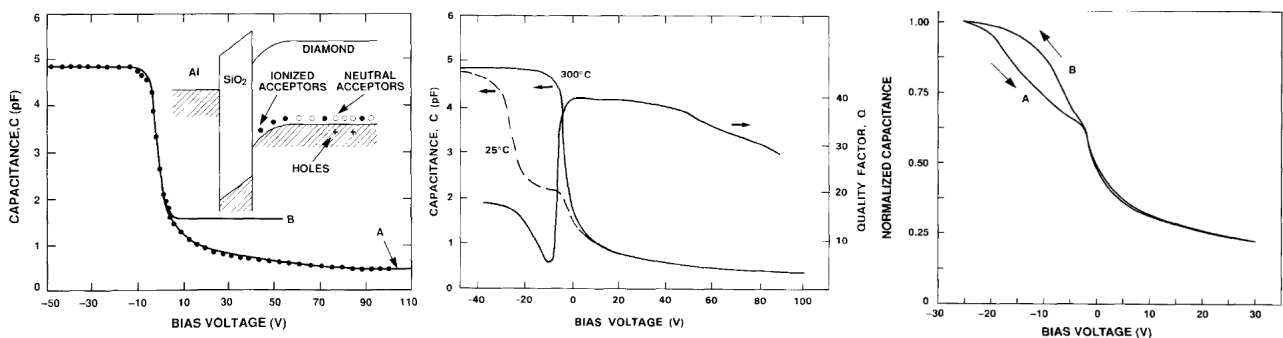


FIGURE 3.19 – A gauche,  $C(V)$  haute fréquence. Au milieu, évolution du  $C(V)$  avec la température. A droite,  $C(V)$  complet à  $400^\circ C$ . Figures tirées des travaux de Geis et al. ([135]).

Considérons la figure 3.19. La figure de gauche nous renseigne sur le comportement en désertion avec l'apparition du phénomène de désertion profonde. Celle du milieu nous prouve la présence de pièges à l'interface, en effet, leur temps de réponse diminue avec la température (eq 3.1). La figure de droite, qui est un balayage complet accumulation-inversion-accumulation à  $400^\circ C$  nous renseigne aussi sur les pièges à l'interface, ce type d'hystérésis étant causé par ces mêmes pièges. Il est bon de noter que les valeurs non-normalisées de capacité vont de 4,8 pF en accumulation à 0,5 pF en bord d'inversion, ce qui reste des valeurs très faibles et ne facilitent pas la mesure.

### 3.4.2 Echantillon B73

Cet échantillon est fourni par le LSPM. Il a subi le nettoyage “standard” très poussé. Ensuite, nous avons suivi le procédé suivant. Le dépôt de diélectrique est dans ce cas 100nm de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  LPCVD (valeur toutefois non mesurée).



FIGURE 3.20 – Photographie au microscope optique de la surface de l'échantillon B73 tel qu'on l'a reçu, qui fait 3 mm de côté.

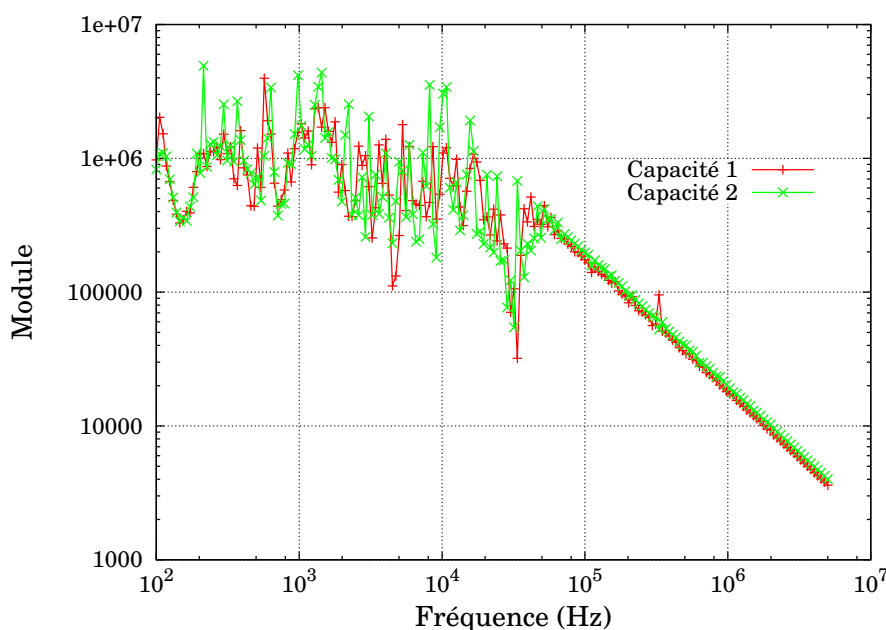


FIGURE 3.21 – Balayage en fréquence du comportement du module de l'impédance de deux structures de  $150 \mu\text{m}$  de diamètre.

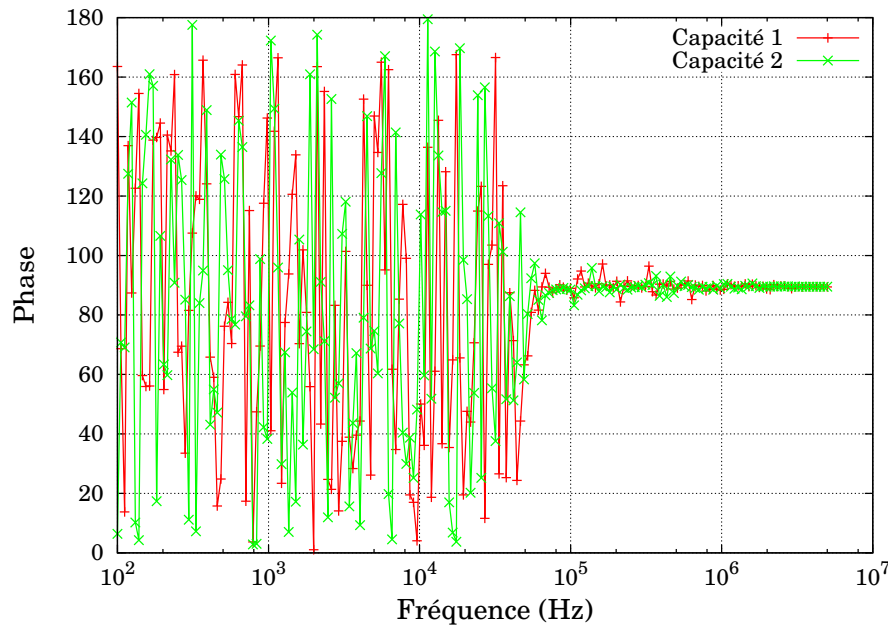


FIGURE 3.22 – Balayage en fréquence du comportement de la phase de l’impédance de deux structures de  $150 \mu m$  de diamètre.

On remarque à l’aide des figures 3.21 et 3.22 que le comportement capacitif attendu n’est obtenu que pour des fréquences supérieures à 30 kHz, ce qui oriente nos mesures qui seront ainsi faites à des fréquences comprises entre 100 kHz et 1 MHz.

La valeur théorique de capacité en accumulation est donnée par  $C_{O_x} = \frac{\epsilon_{O_x} * \epsilon_0 * S}{e}$ .

Ceci donne comme valeur respectivement  $C_{O_x} = 12,4 pF$  et  $C_{O_x} = 5,5 pF$  pour une électrode de  $150 \mu m$  et  $100 \mu m$ .

Les valeurs mesurées à l’impédancemètre en utilisant comme modèle de mesures une capacité et une résistance en parallèle donnent respectivement :  $C_{O_x} = 10,5 pF$  pour un diamètre de  $150 \mu m$  et  $4,6 pF$  pour un diamètre de  $100 \mu m$ . La disparité des valeurs peut s’expliquer par plusieurs choses :

- les mesures sont faites à haute fréquence ;
- la correction de la résistance série n’est pas faite, faute de pouvoir extraire deux courbes à des fréquences sensiblement différentes ;
- l’épaisseur de  $Si_3N_4$  n’est pas issue d’une mesure, faute de pouvoir en faire sur diamant, l’ellipsométrie ne fonctionnant pas ;
- la surface des diodes n’a pas été mesurée.

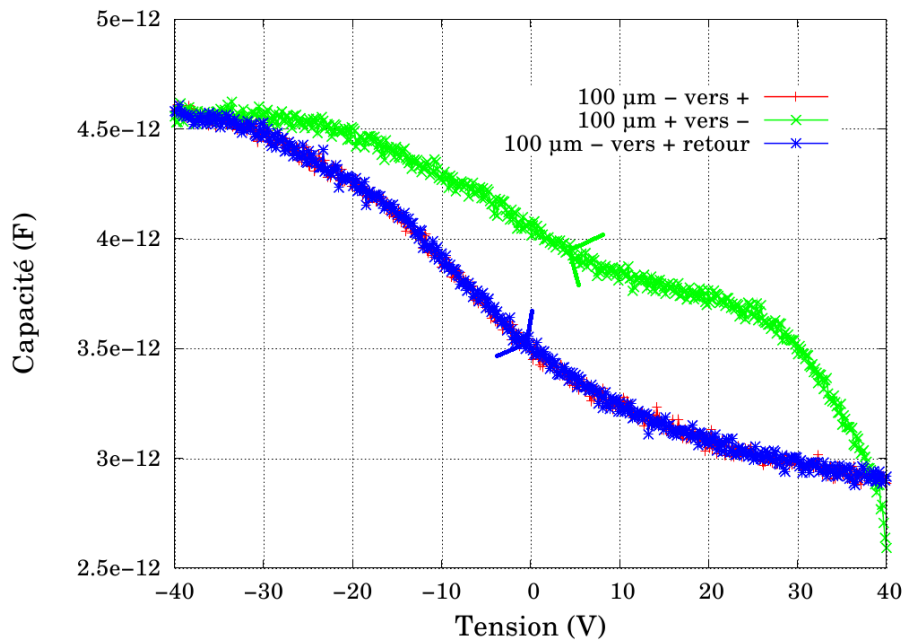


FIGURE 3.23 –  $C(V)$  des tensions négatives vers positives et positives vers négatives sur une capacité de  $100 \mu m$ . La mesure est réalisée à température ambiante et à la fréquence de 1 MHz.

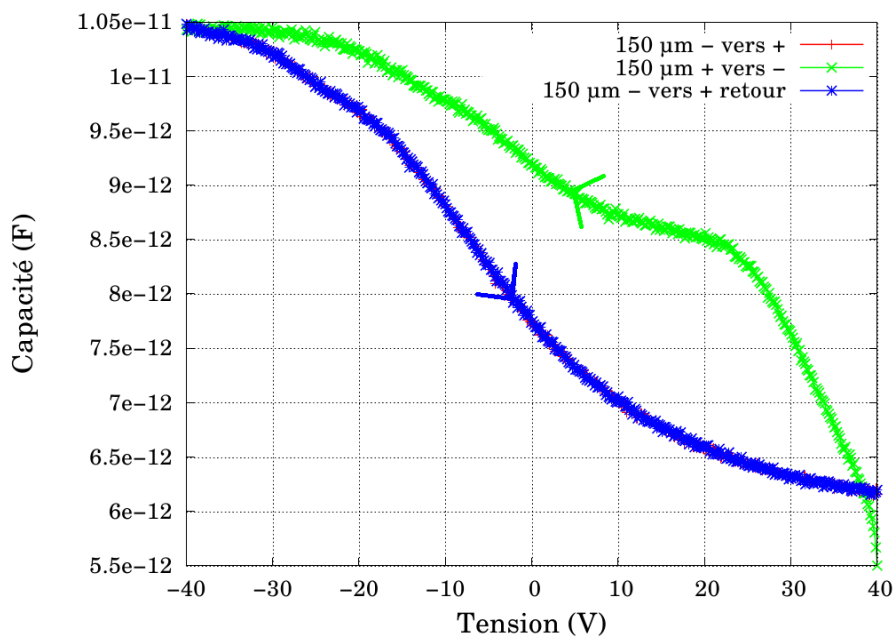


FIGURE 3.24 –  $C(V)$  des tensions négatives vers positives et positives vers négatives sur une capacité de  $150 \mu m$ . La mesure est réalisée à température ambiante et à la fréquence de 1 MHz.

On constate plusieurs choses :

- malgré le balayage sur une gamme de tension importante, la courbe n'apparaît pas entièrement ceci étant principalement dû au fait qu'on n'arrive pas à désertier entièrement le semi-conducteur, que la densité de pièges à l'interface est très élevée et que l'on ne forme pas de couche d'inversion ;
- l'hystérésis très présente mais dont la forme est particulière, preuve de l'injection d'électrons depuis le diamant dans le diélectrique ;
- les charges fixes dans l'oxyde, dont on ne voit pas l'influence sur ces courbes (leur densité peut être estimée en comparant le décalage de tension avec la courbe théorique) sont présentes en quantité équivalentes à celles obtenues dans le silicium, et sont de signe positif, par rapport à la courbe Qui va de l'accumulation vers l'inversion.

Il est extrêmement délicat de se prononcer sur la quantité de pièges à l'interface. On sait toutefois qu'il en existe en grand nombre, à cause de l'étalement le long de l'axe des tensions et des paliers constatés lors du balayages des tensions positives vers négatives. Il apparaît clairement qu'il est nécessaire d'obtenir une courbe entière pour quantifier de manière précise ces pièges.

### 3.4.3 Echantillon B74

Il s'agit du deuxième échantillon fourni par le LSPM. Les quelques photos réalisées au microscope optique ainsi que les caractérisations AFM et MEB nous donnent aussi une rugosité et un état de surface plutôt médiocre. Cet échantillon a été réalisé dans les mêmes conditions que le précédent avec toutefois un dépôt de 104 nm de SiO<sub>2</sub> mesuré sur une plaquette en silicium témoin qui est passée en même temps que l'échantillon lors du dépôt de l'oxyde.



FIGURE 3.25 – Photographie au microscope optique de la surface de l'échantillon B74 tel que nous l'avons reçu, qui fait 3 mm de côté.

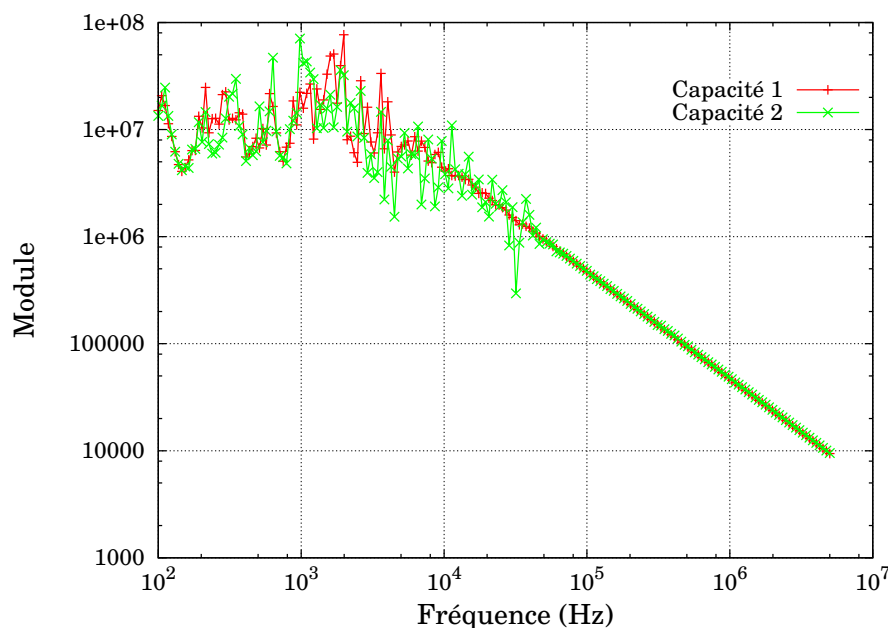


FIGURE 3.26 – Balayage en fréquence du comportement du module de l'impédance de deux structures de 150  $\mu m$  de diamètre.

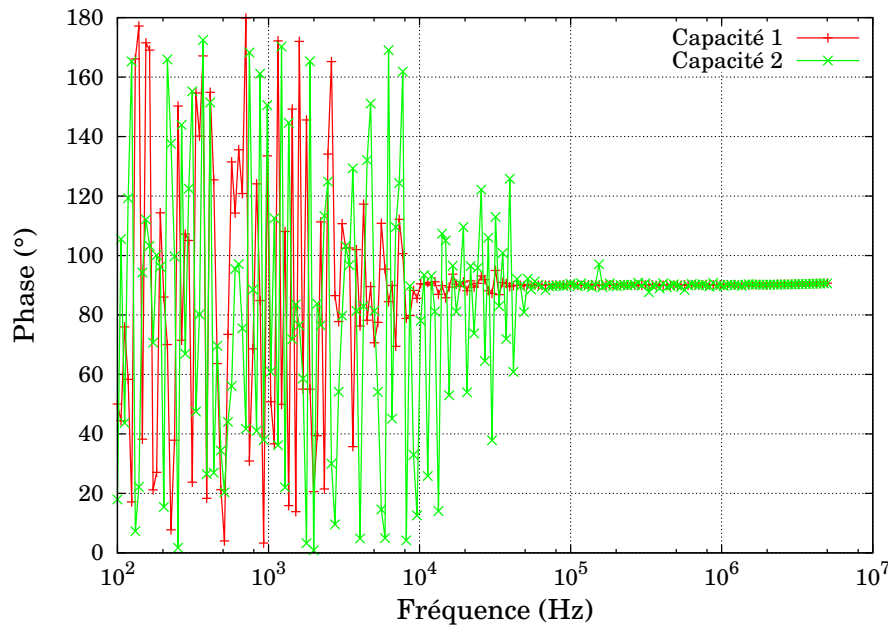


FIGURE 3.27 – Balayage en fréquence du comportement de la phase de l'impédance de deux structures de  $150 \mu m$  de diamètre.

La tendance est sensiblement la même que pour l'échantillon précédent au vu des figures 3.26 et 3.27. Les mesures révèlent que le comportement capacitif n'est obtenu que pour des fréquences supérieures à 30 kHz.

La valeur théorique de capacité en accumulation est donnée par  $C_{Ox} = \frac{\epsilon_{Ox} * \epsilon_0 * S}{e}$ .

Ceci donne comme valeur respectivement  $C_{Ox} = 5,9pF$  et  $C_{Ox} = 2,6pF$  pour une diode de  $150 \mu m$  et  $100 \mu m$ .

Les valeurs mesurées à l'impédancemètre en utilisant comme modèle de mesures une capacité et une résistance en parallèle retournent respectivement :  $C_{Ox} = 3,6pF$  pour un diamètre de  $150 \mu m$  et  $1,6pF$  pour un diamètre de  $100 \mu m$ . La validité de cette mesure est sujette à caution. En effet, lors des mesures I(V) (voir le paragraphe en question) on s'aperçoit que  $SiO_2$  fuit de manière importante, influençant certainement de manière négative les résultats de mesure C(V).

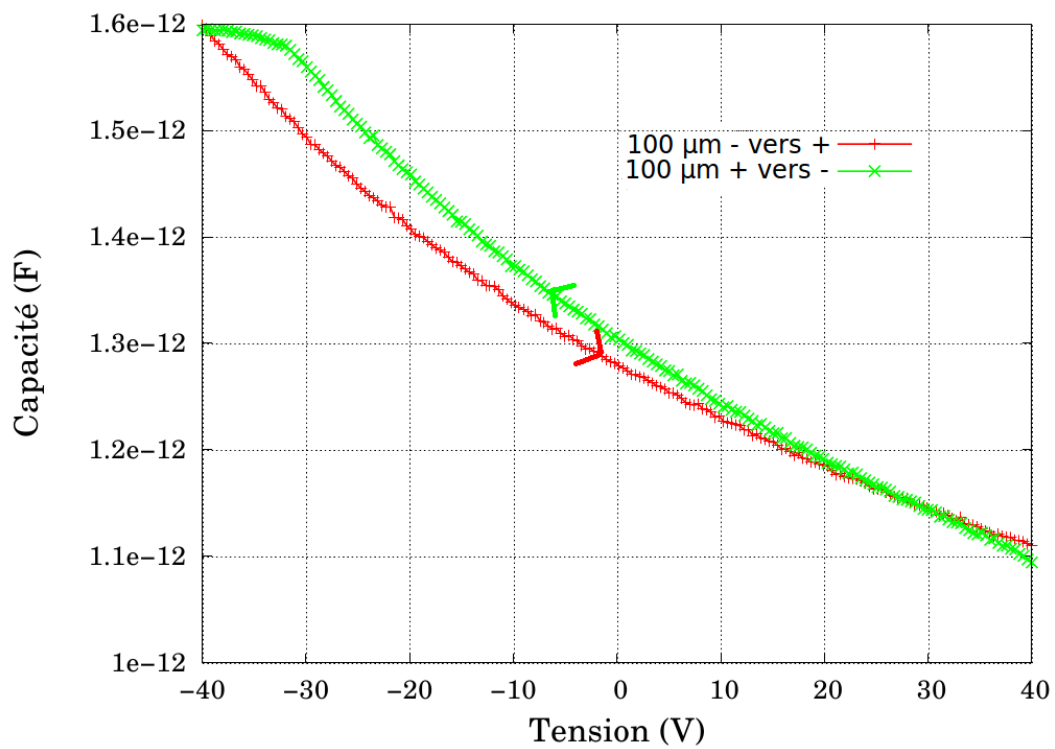


FIGURE 3.28 –  $C(V)$  des tensions négatives vers positives et positives vers négatives sur une capacité de  $100 \mu m$ . La mesure est réalisée à température ambiante et à la fréquence de 1 MHz.



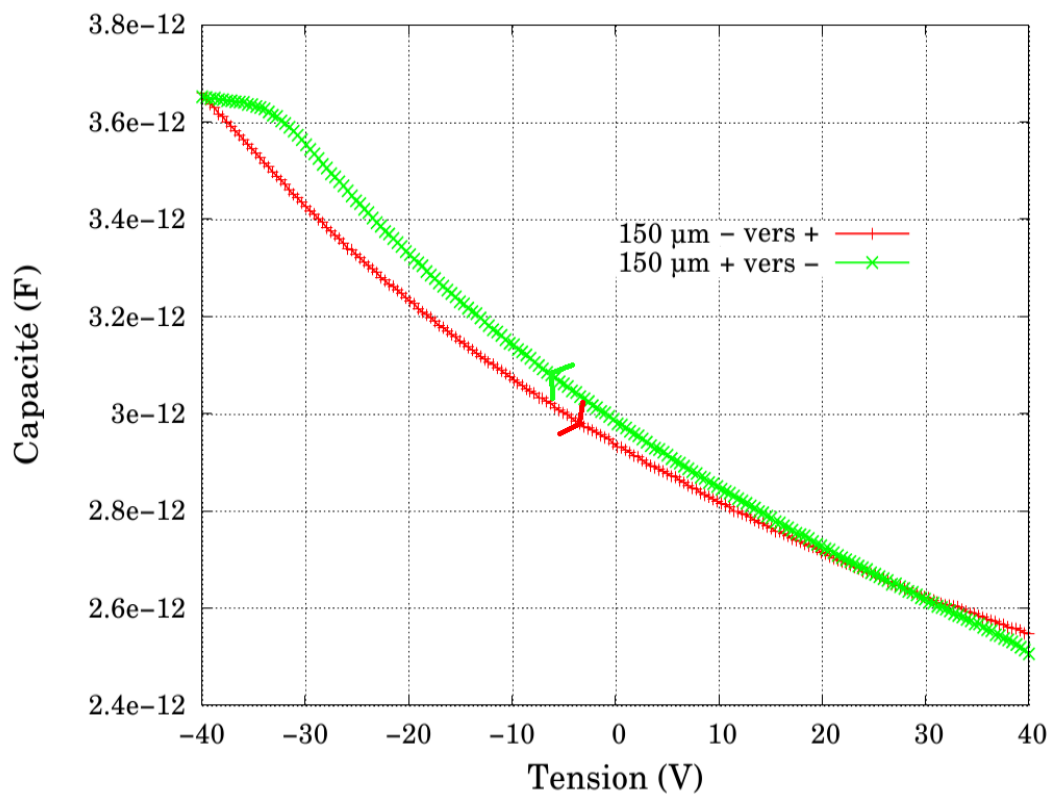


FIGURE 3.29 –  $C(V)$  des tensions négatives vers positives et positives vers négatives sur une capacité de  $150 \mu m$ . La mesure est réalisée à température ambiante et à la fréquence de 1 MHz.

Ces mesures révèlent une nouvelle fois que l'on a pas une courbe entière standard. Il est délicat de considérer que l'accumulation apparaît lors du balayage des tensions positives vers négatives. Il s'agit probablement d'un effet de charges pour l'instant non-identifiées. L'hystérésis apparaît moins présente avec l'utilisation de  $\text{SiO}_2$ , ce résultat étant cohérent avec ceux obtenus sur silicium.

### 3.4.4 C(V) en température

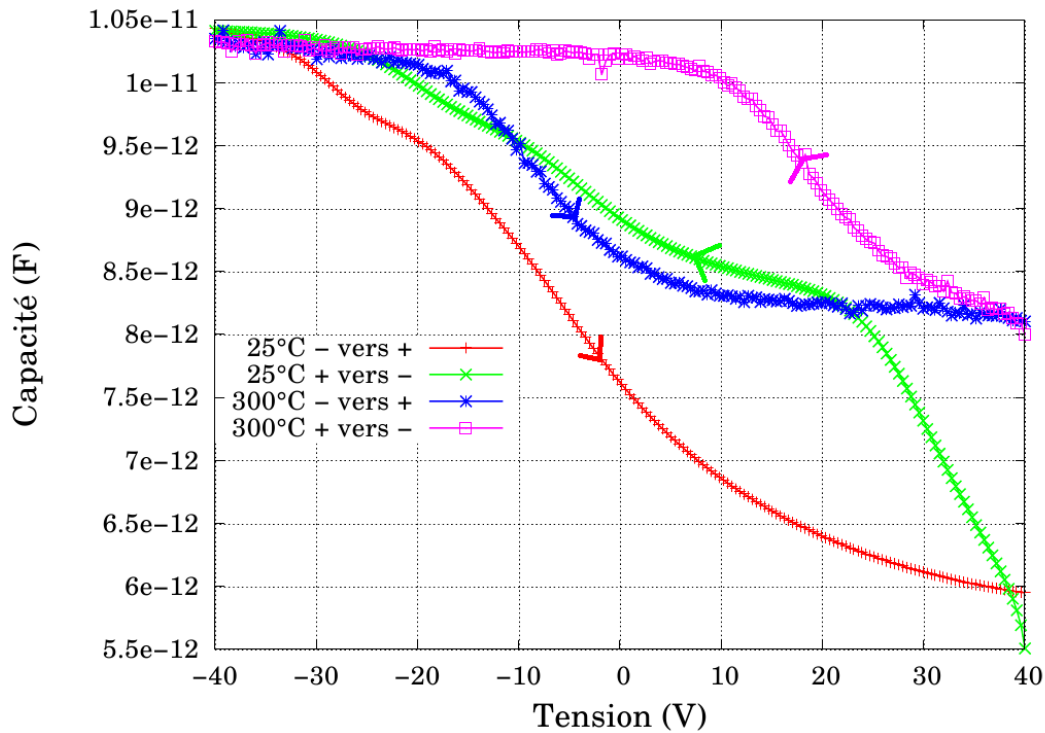


FIGURE 3.30 – Variation en température des mesures C(V) sur une capacité de 150  $\mu\text{m}$  de l'échantillon B73.

Les caractérisations en température nous donnent plusieurs renseignements. Tout d'abord, on constate encore le phénomène de désertion profonde. Ensuite, la valeur de capacité retournée en inversion est moins importante, ce qui correspond à l'activation des dopants dans la couche p<sup>-</sup> et une extension de zone de charge d'espace moins large. Enfin, la désertion nous donne une information sur les états d'interface. Ceux-ci mettent moins de temps à répondre au signal et la courbe est nettement moins décalée vers les tensions négatives. Cela prouve que la quantité de charges fixes positives à l'interface (qui décale la courbe vers les tensions négatives et qui n'est pas influencée par la température) est nettement surévaluée à température ambiante et que les pièges à l'interface faussent l'extraction. A 300°C, l'hystérésis est encore liée aux états d'interface et à l'injection de porteurs depuis le daimant dans Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Cependant, il semble que la déformation est la même dans les deux sens (on constate une simple translation lors des balayages accumulation vers inversion et inversion vers accumulation). Le  $\Delta V_{FB}$  peut ainsi donner une estimation de  $D_{it}$  à 300°C, une partie plus importante de ceux-ci semblant être capables de suivre le balayage en tension.

### 3.4.5 C(V) mesurée en appliquant un délai aux mesures

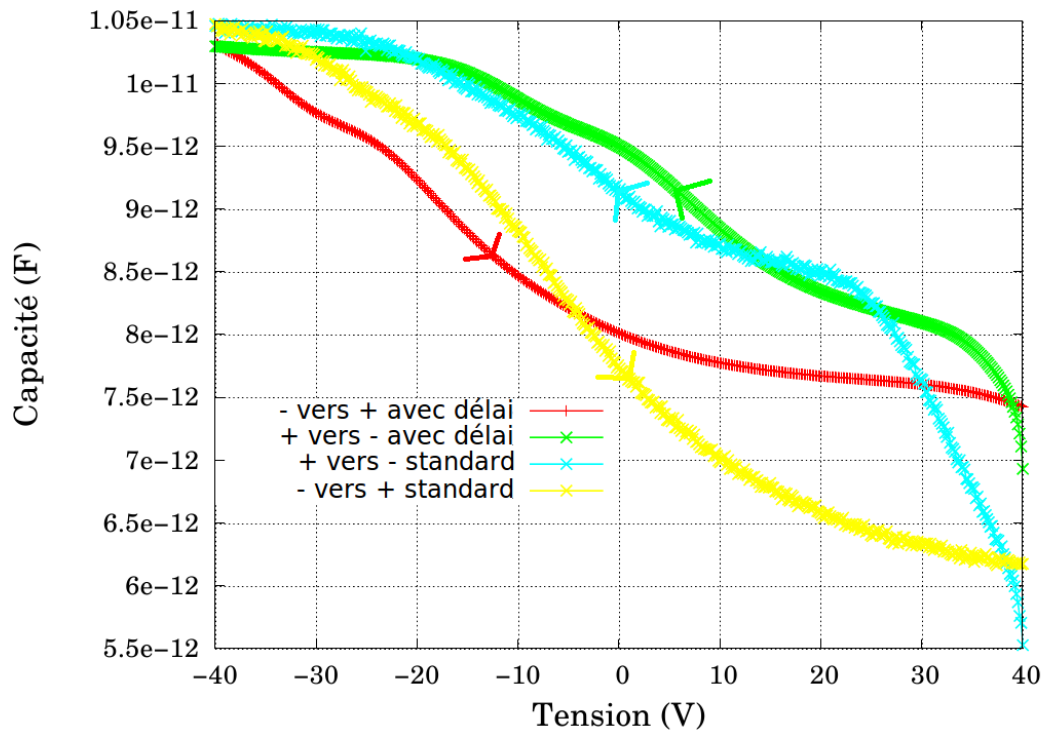


FIGURE 3.31 – Comparaison des mesures  $C(V)$  effectuées avec un délai sur la mesure et sans ce même délai sur une capacité de  $150 \mu m$  de l'échantillon B73.

Cette mesure est effectuée dans des conditions particulières. Pour chaque tension appliquée, l'appareil fixe le potentiel pendant 4 secondes avant de faire la mesure. On constate une réponse différente des états d'interface lorsqu'on est proche de l'accumulation. En inversion, les porteurs minoritaires ont un peu plus de temps pour jouer leur rôle, ainsi la capacité relevé est plus importante. Toutefois, les états d'interface impactent encore de manière très importante, au vu de l'hystérésis et de la forme particulière de la courbe lors du balayage des tensions positives vers négatives.

### 3.4.6 Extraction des quantités de charges à l'aide de MATLAB

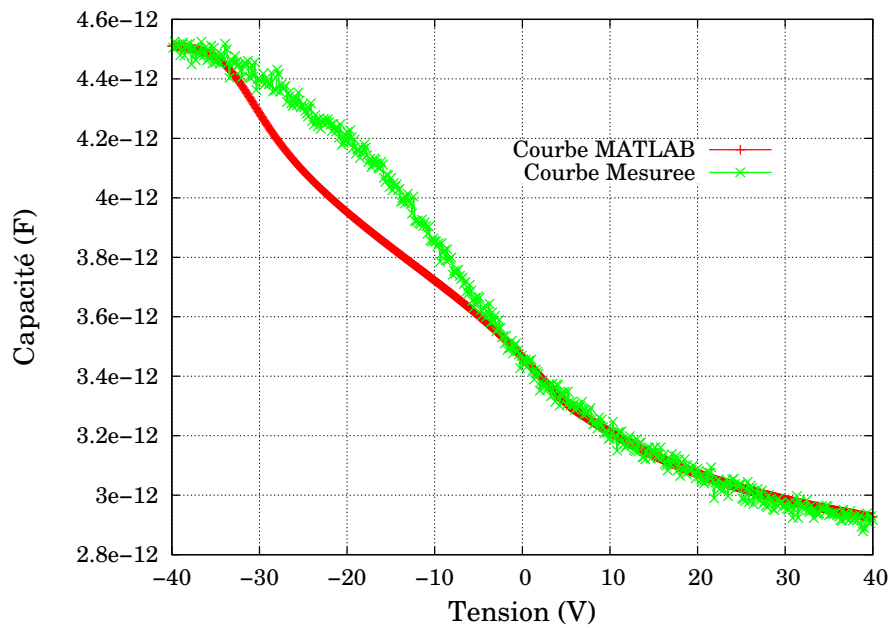


FIGURE 3.32 – Superposition de la courbe mesurée sur une capacité de  $100 \mu\text{m}$  de diamètre sur l'échantillon B73 et de la courbe calculée par MATLAB. La mesure est celle effectuée à 1 MHz et à température ambiante.

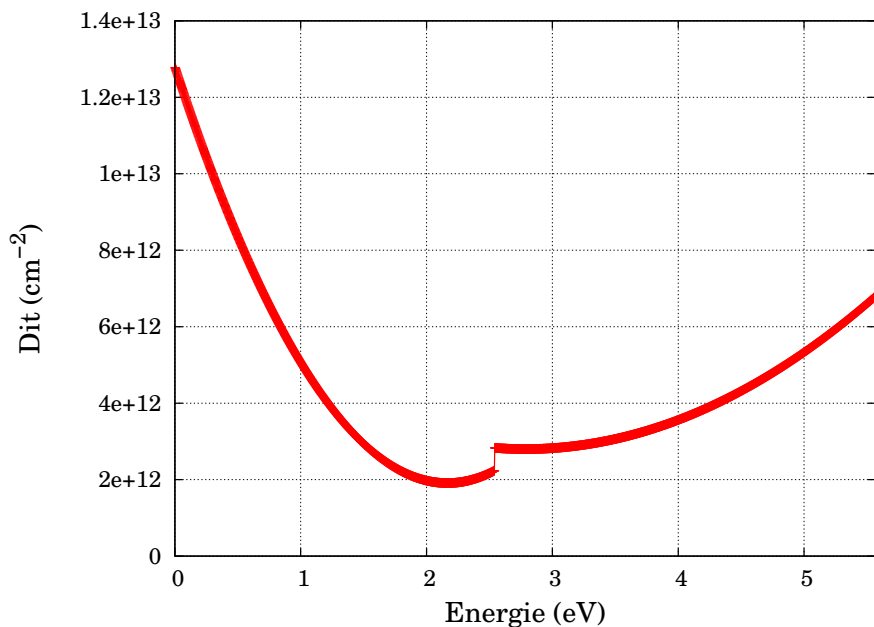


FIGURE 3.33 – Distribution des états d'interface dans le gap incorporée dans le programme MATLAB.

Un programme MATLAB spécifique développé par C. Raynaud permet de superposer la courbe théorique calculée par MATLAB et celle mesurée, comme en fig. 3.32. Ce programme tient compte des charges fixes dans l'oxyde ainsi que de la densité des pièges à l'interface. Celle-ci peut être soit constante, soit répondant à une distribution dans la bande interdite que l'on peut programmer. On se positionne dans le deuxième cas, la fonction qui distribue les pièges à l'interface étant paramétrée de manière à ce qu'elle soit celle présentée en fig. 3.33. Celle-ci a été adoptée de manière empirique en fonction des premiers résultats de superposition qui n'utilisaient qu'une densité de pièges à l'interface constante dans la bande interdite. L'erreur maximum entre les deux courbes est d'environ 6%. La distribution de la densité de pièges à l'interface dans le gap n'a pas été choisie au hasard. Il ne fait état d'aucune mesure de cette distribution dans le diamant dans la bibliographie. Toutefois, des mesures ont été réalisées dans SiC et font état, à l'aide de la méthode de la conductance d'une distribution selon la figure 3.34.

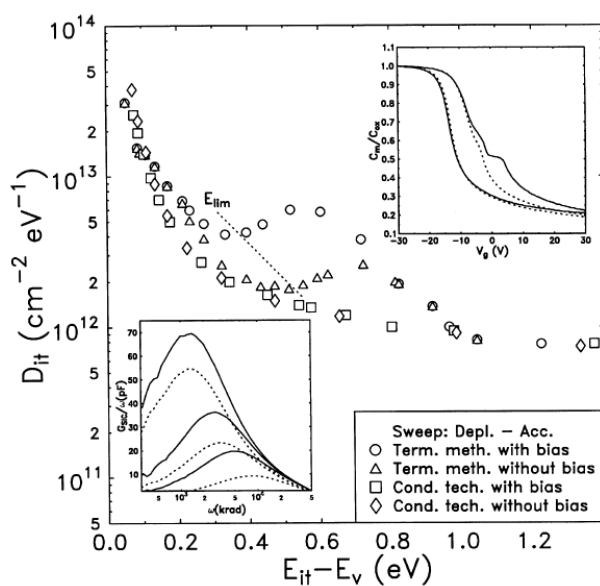


FIGURE 3.34 – Distribution des états d'interface dans le gap de SiC selon les travaux de Berberich et al. [136].

L'extraction des paramètres donne :

- un dopage de  $1,5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  ;
- une épaisseur de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  de 107 nm ;
- une constante diélectrique du  $\text{Si}_3\text{N}_4$  de 6,9 fixée par l'utilisateur mais correspondant aux résultats trouvés sur silicium ;
- une densité de charges fixes négatives de  $2 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  ;
- une densité de pièges à l'interface comprise entre  $2 \cdot 10^{12}$  et  $1,2 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ .

La comparaison avec d'autres semi-conducteurs, notamment le silicium, le nitrure de galium et le carbure de silicium indique, que la densité de charges fixes correspond à celles obtenues dans le cas d'une mauvaise capacité Métal/ $\text{SiO}_2$ /silicium. Par contre, la densité d'états d'interface est particulièrement importante. Elle correspond toutefois aux valeurs trouvées dans le cas d'une mauvaise interface SiC/diélectrique, ou GaN/Diélectrique (entre  $2,6 \cdot 10^{12}$  et  $6,2 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  dans les travaux d'E. Al Alam [133]). Les meilleurs résultats concernant l'interface SiC/diélectrique situent la densité d'états d'interface aux alentours de  $2 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ , comme dans les travaux de Cooper et al. [132]. On est cependant très loin de la qualité de l'interface Si/ $\text{SiO}_2$ , dont la densité de charges fixes et de pièges à l'interface sont fréquemment inférieures à  $10^9 \text{ cm}^{-2}$ . Les pièges à l'interface sont provoqués, dans le cas de capacités SiC/ $\text{SiO}_2$ , par un mauvais état de surface et des atomes de carbone résiduels à l'interface SiC/ $\text{SiO}_2$ . L'état de surface de l'échantillon B73 est représenté en figure 3.35. On constate que celui-ci, même après nettoyage, est toujours problématique. Si on considère que les problèmes de carbone résiduels rencontrés à l'interface SiC/ $\text{SiO}_2$  sont aussi à l'origine de cette densité de pièges, il est normal que la densité de pièges extraite à l'aide de MATLAB soit aussi élevée.



FIGURE 3.35 – Image MEB de la surface de l'échantillon B73 après nettoyage.

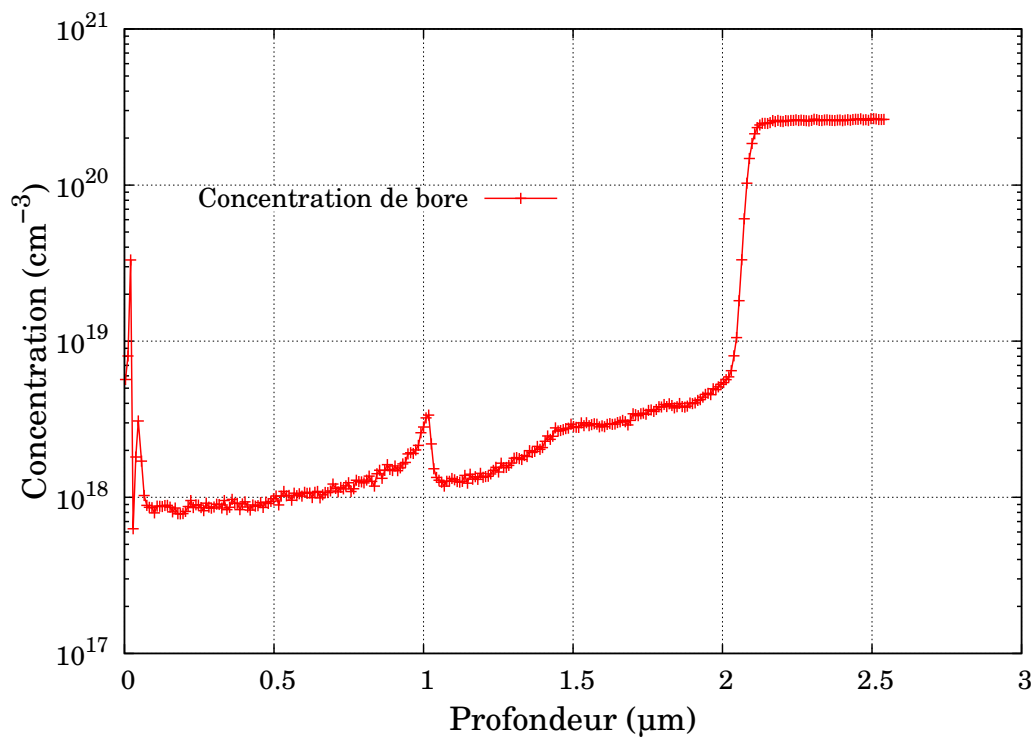


FIGURE 3.36 – Mesure SIMS du profil de bore dans l'échantillon B73.

Une mesure SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry) réalisée sur cet échantillon a donné le résultat visible figure 3.36. On constate que la valeur du dopage extraite à l'aide de MATLAB, de  $1,5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ , est en parfait accord avec le résultat de la mesure SIMS. Ceci explique entre autres pourquoi on a de grandes difficultés à désertier le diamant.

### 3.4.7 I(V)

Des mesures I(V) ont été réalisées sur les échantillons afin de valider la tenue en tension des deux diélectriques. Les mesures sont présentées ci-après. Ces mesures sont réalisées sur la station sous pointe à température ambiante et pour chaque valeur de tension relevée, la machine est programmée pour que la valeur de l'intensité soit relevée après un temps de stabilisation d'au moins 10 s, afin de mesurer uniquement le courant de fuite et pas le courant de déplacement.

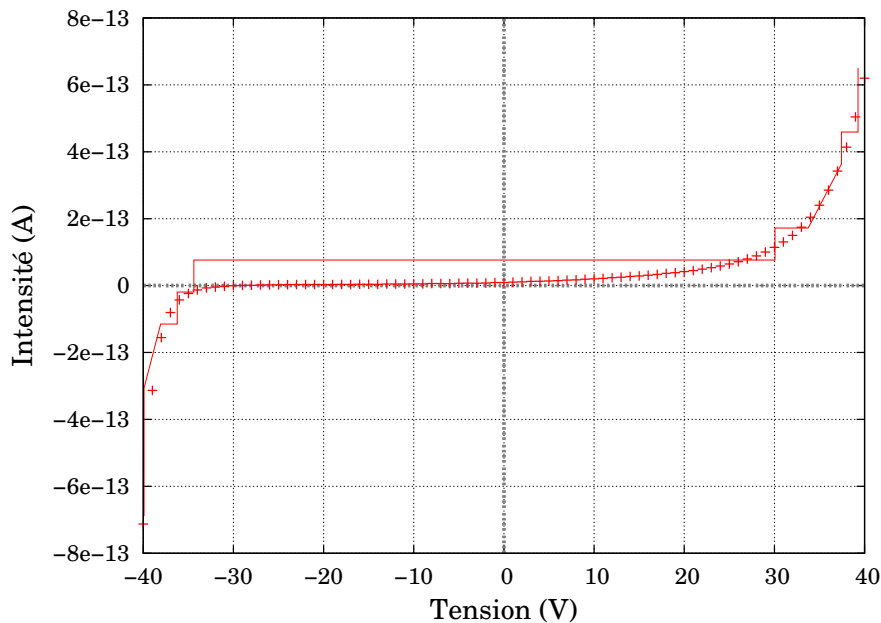


FIGURE 3.37 – I(V) sur l'échantillon B73 (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)

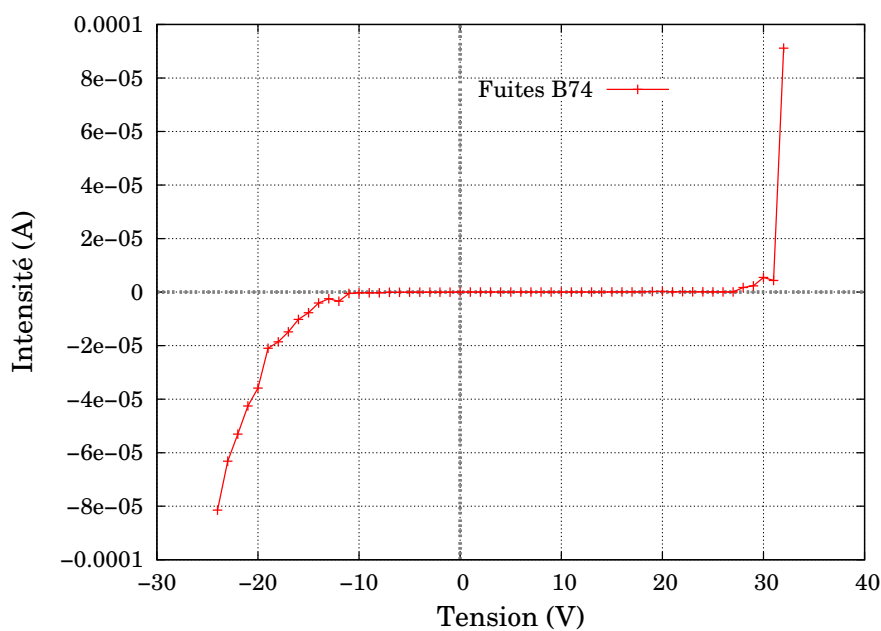


FIGURE 3.38 – I(V) sur l'échantillon B74 (SiO<sub>2</sub>)



La rupture diélectrique ou encore claquage électrique apparaît lorsque le matériau est soumis à un fort champ électrique pendant un temps donné. Plus le diélectrique est rempli de défauts, plus celui-ci risque un claquage électrique. Le mécanisme de défaillance des diélectriques repose sur une génération de défauts qui finissent par former des chemins de conduction préférentielle dans le diélectrique. Ces défauts peuvent être des porteurs injectés ou la rupture des liaisons dans le diélectrique. Le comportement des diélectriques passe par plusieurs étapes lorsqu'on les soumet à un stress en tension. On dégrade dans un premier temps les courants de fuite, ceux-ci augmentent légèrement avec le temps. Puis, lors d'une mise sous tension trop importante, on constate une montée brutale du courant, qui est le claquage proprement dit. Le champ de claquage mesuré est ainsi de 3,5 MV/cm pour  $\text{Si}_3\text{N}_4$  et de 2,5 MV/cm pour  $\text{SiO}_2$ . La valeur retournée pour  $\text{Si}_3\text{N}_4$  est cohérente pour ce type de dépôt, en étant située toutefois dans les valeurs basses attendues d'après des travaux précédents réalisés au LAAS. Quant à celle retournée pour le  $\text{SiO}_2$ , elle est problématique et indicatrice soit d'un dépôt de mauvaise qualité, soit de la présence de charges qui vont induire d'autres phénomènes de conduction dans le diélectrique. Il faut en plus relativiser ces valeurs. Elles sont dans les deux cas légèrement surévaluées et d'autant plus dans le cas de  $\text{SiO}_2$ , car à 40V, il n'y a pas d'inversion (voir fig. 3.28 ou 3.29). Ainsi, il faut ajouter à l'épaisseur d'oxyde l'extension de la ZCE pour avoir la véritable valeur du champ appliqué.

La tenue en tension du  $\text{Si}_3\text{N}_4$  est manifestement meilleure que celle du  $\text{SiO}_2$ . De même, on note qu'en termes de valeur de courant de fuite,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  est bien meilleur. De plus, les valeurs mesurées pour l'échantillon B74 sont problématiques. En effet, lors de la mesure  $C(V)$  le balayage en tension se fait de -40 à +40 V. Il apparaît que pour des tensions trop négatives, on approche de la rupture du diélectrique. Or, une mesure  $C(V)$  nécessite que les courants de fuite soient faibles, sans quoi celle-ci est erronée.

### 3.4.8 Conclusion

Il apparaît clairement que sans avoir une courbe entière (accumulation et inversion), l'extraction des différents paramètres est délicate. Le principal problème vient du dopage de la couche p-, trop dopée pour pouvoir la désertifier correctement. Les solutions adaptées à l'obtention des  $C(V)$  complets passent par un éclairage UV des composants lors de la mesure, indisponible ici et n'offrant de toute façon pas de garantie quant à l'obtention de résultats. Il convient donc de réessayer ces caractérisations sur d'autres échantillons ayant des couches p- moins dopées et dont on soit sûr du dopage. Dans les rares publications sur les  $C(V)$  dans le diamant, les échantillons ne sont dopés qu'à un maximum  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$ , la désertion profonde étant obtenue pour des tensions inférieures à 20 V.

Toutefois, les  $C(V)$  réalisés sur de tels échantillons ne feraient que montrer les problèmes inhérents à la qualité cristalline des échantillons disponibles, tout en apportant de précieux renseignements sur le comportement des couches de diélectriques déposées sur diamant. Ces informations peuvent ensuite être introduites dans le simulateur afin de tenir compte de l'influence des différents types de charge sur le comportement des composants simulés, notamment leur tenue en tension.

Les résultats obtenus, bien que correspondant aux pires cas, ne sont pas catastrophiques. Ils sont similaires au comportement constaté lors des premières capacités réalisées sur carbure de silicium. Cependant, l'interface SiC/SiO<sub>2</sub> a de fortes chances d'être de meilleure qualité que n'importe quelle interface entre un diélectrique et le diamant, SiO<sub>2</sub> étant l'oxyde natif du SiC. C'est ainsi de la même manière pour le silicium et SiO<sub>2</sub>, la qualité de l'interface en fait toujours un matériau de choix. Pour toutes ces raisons, notre choix s'arrête sur le Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

Il convient toutefois, lors de la réalisation de futurs dispositifs, de se pencher sur des diélectriques différents. En effet, comme on l'a vu, l'interface diamant/SiO<sub>2</sub> ou diamant/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> est en soi problématique. Les essais réalisés sur SiC montrent que les problèmes viennent des atomes de carbone résiduels à l'interface. Il faut ainsi mener des essais sur des diélectriques tels Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ou HfO<sub>2</sub> pour ne citer qu'eux. Pourquoi ne pas aussi essayer avec des polymères.

## 3.5 Conclusion générale

Ce chapitre a présenté les différentes réalisations technologiques élaborées au cours de la thèse, en vue de pouvoir *in fine* appliquer les protections périphériques simulées au chapitre 2. Est ainsi développé un nouveau procédé de gravure basé sur l'utilisation d'une succession d'étapes utilisant Ar/O<sub>2</sub> et CF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub>, qui possède une bonne vitesse de gravure, une bonne anisotropie, et qui améliore l'état de surface des échantillons.

Le développement de capacités MOS sur le diamant fait montre de problèmes à la fois inhérents aux grands gaps et pour certains particuliers au diamant. Les résultats de caractérisation montrent que toutefois les valeurs des différents charges mesurées ne sont pas catastrophiques. Celles-ci risquent toutefois d'influencer de manière négative les comportements de diodes réalisées à l'aide d'une protection par plaque de champ sur les diélectriques testées, comme on a pu le voir au chapitre 2.

Ainsi, le chapitre suivant, traitant de la caractérisation de diodes protégées par plaque de champ, tente de corréliser les résultats obtenus lors de mesures I(V) et C(V) sur des diodes Schottky à ceux obtenus dans ce chapitre.

# Chapitre 4

## Diodes Schottky protégées par un diélectrique

### Contenu

---

<b>4.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>130</b>
<b>4.2</b>	<b>Mise en place de la protection périphérique sur échantillon pseudo-vertical</b>	<b>131</b>
4.2.1	Mesures I(V) en direct à température ambiante	133
4.2.2	Mesures I(V) en inverse à température ambiante	134
4.2.3	Tenues en tension à température ambiante	135
4.2.4	Mesures C(V) à température ambiante	136
4.2.5	Analyse des résultats	137
4.2.6	Conclusion	140
<b>4.3</b>	<b>Mise en place de la protection périphérique sur échantillon vertical</b>	<b>141</b>
4.3.1	Mesures I(V) en direct et en inverse	143
4.3.2	Mesures I(V) en direct et en température	144
4.3.3	Mesures I(V) en inverse et en température	145
4.3.4	Tenues en tension	146
4.3.5	Mesures C(V)	147
4.3.6	Analyse des résultats	148
4.3.7	Conclusion	152

---

## 4.1 Introduction

Ce chapitre espère répondre directement au cahier des charges fixés par le projet Diamonix. Il faut en effet réaliser certains démonstrateurs et valider leur comportement électrique à température ambiante et à température élevée. Sont ainsi réalisées des diodes sur un échantillon pseudo-vertical et d'autres sur un composant vertical. Précisons qu'il s'agit du deuxième échantillon vertical disponible au LAAS sur lequel nous avons réalisé des diodes. Comparer les résultats obtenus au cours de ces travaux avec ceux précédemment réalisés est donc naturel.

Il convient de préciser que les mesures  $I(V)$  ont été faites à l'aide de deux bancs de mesure sous pointe. Le premier est le banc de mesure moyenne puissance disponible au LAAS, composé d'un banc de test sous pointes Karl Suss P200 et d'une SMU Agilent 4142B, capable de fonctionner jusque 1000 V. La deuxième station, dite "station bas niveau" est composée d'un banc de test sous pointe de type Cascade et d'une SMU Keithley 4200. Les mesures  $C(V)$  sont réalisées de la même manière que précédemment.

Ces deux bancs de mesure sont capables de monter en température jusque 300°C. Toutefois, la station Cascade étant blindée, les test réalisés en température sont systématiquement faits dans cette station de mesure. De plus, seul le banc moyenne puissance peut dépasser les 200V, c'est donc ce banc de mesure qui est utilisé pour réaliser les claquages. Au cours de ce chapitre sont ainsi présentés les résultats de caractérisation obtenus sur les différents échantillons, et ensuite seulement une analyse approfondie des résultats obtenus est conduite.

## 4.2 Mise en place de la protection périphérique sur échantillon pseudo-vertical

Pour la mise en place de la protection par plaque de champ on dispose d'une couche de  $7\mu m$  de  $p^-$  sur du  $p^+$ . Hélas, comme on peut le constater sur la figure 4.1, l'état de surface de l'échantillon respectivement  $R_{ij}$ 161 n'est pas très encourageant pour le développement de nos composants. Toutefois, il a été décidé de l'utiliser le premier pour confectionner des capacités, des diodes Schottky protégées et non-protégées à l'aide de  $SiO_2$ .

Le procédé est décrit ci-après et a nécessité un nouveau jeu de masques (fig 4.2) :

- Dépôt pleine plaque de  $SiO_2$  PECVD HF (à  $300^\circ C$ ) mesuré à  $540\text{ nm}$  ;
- Dépôt pleine plaque d'aluminium de  $1\ \mu m$  ;
- Photolithographie en résine négative pour protéger le carré central de  $2\text{ mm} \times 2\text{ mm}$  (étape 1 sur le masque en figure 4.2) ;
- Attaque chimique de l'aluminium, le carré central est protégé ;
- Gravure RIE-ICP du  $SiO_2$  puis du diamant afin d'atteindre la couche  $p^+$  ;
- Photolithographie pour protéger le carré central (étape 2 sur le masque) ;
- Dépôt Ti/Pt/Au  $50/50/500\text{ nm}$  ;
- Lift-off, le Ti/Pt/Au restant est situé autour du carré central ;
- Recuit 30 minutes à  $450^\circ C$  ;
- Photolithographie en résine négative pour préparer les capacités (étape 3 sur le masque) ;
- Attaque aluminium pour faire les capacités et libérer l'espace nécessaire aux diodes ;
- Photolithographie en résine négative pour l'ouverture des contacts (étape 4 sur le masque) ;
- Gravure RIE-ICP du  $SiO_2$  pour atteindre le  $p^-$  ;
- Photolithographie en résine négative pour préparer les diodes (étape 5 sur le masque) ;
- Dépôt Ni/Au  $50/450\text{ nm}$  pour le contact Schottky ;
- Lift-off pour former les diodes aux endroits non protégés.



FIGURE 4.1 – Image grossie 5 fois des états de la surface des échantillons  $R_{ij}$ 161. L'échantillon fait 3 mm de côté.

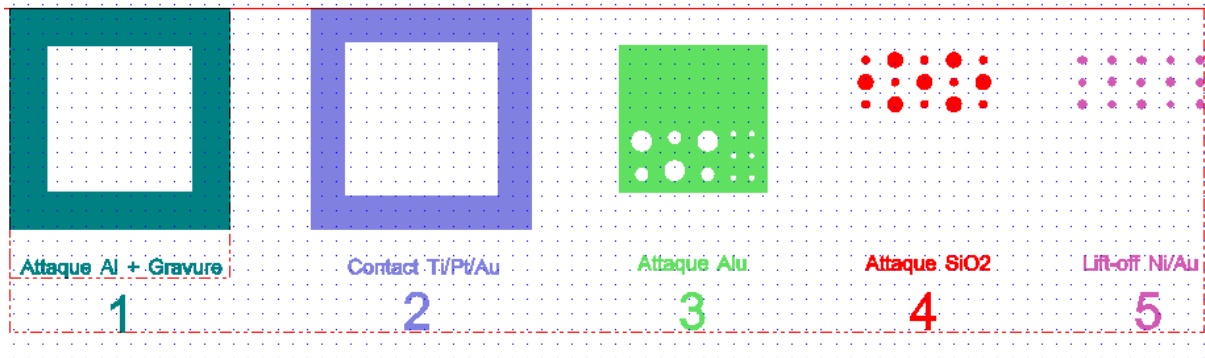


FIGURE 4.2 – Jeu de masque pour le développement de capacités et de diodes sur le même échantillon.

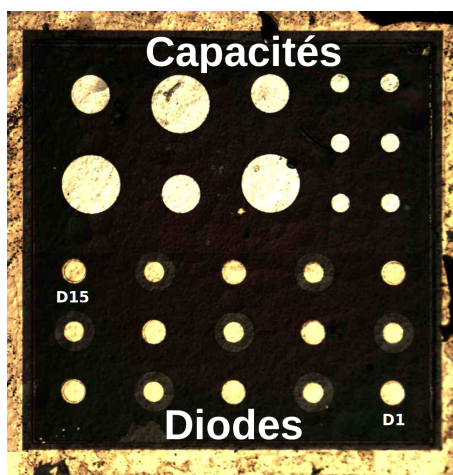


FIGURE 4.3 – Echantillon  $R_{ij}$ 161 en fin de process. Image grossie 5 fois. On y voit des capacités de différentes tailles en (haut), des diodes non-protégées et protégées par plaque de champ (en bas), depuis la diode 1 jusque la diode 15.

### 4.2.1 Mesures I(V) en direct à température ambiante

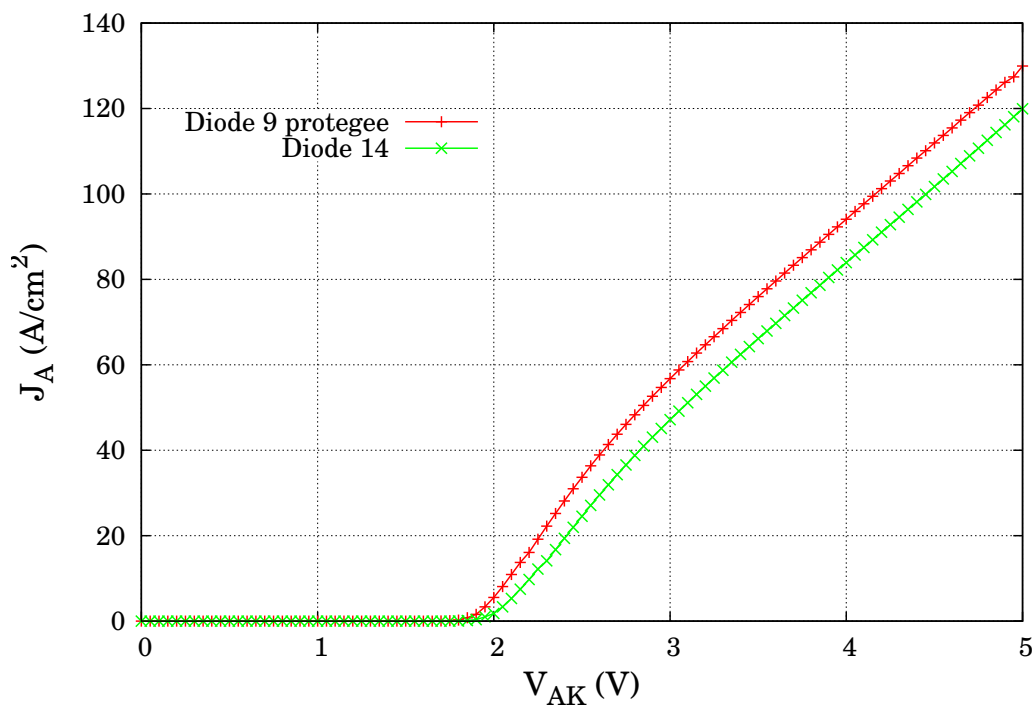


FIGURE 4.4 – Comportement en direct de la meilleure diode respectivement protégée et non-protégée de l'échantillon  $R_{ij}161$ .

On constate dans le cas de ces deux diodes (la meilleure des diodes protégées et la meilleure des diodes sans protection), une densité de courant maximum à 5 V et à 300 K de 130 A/cm<sup>2</sup>. La tension de seuil se situe aux alentours de 1,8 V. La double pente est due à un problème d'interface et disparaît lors des mises sous tension successives.



## 4.2.2 Mesures I(V) en inverse à température ambiante

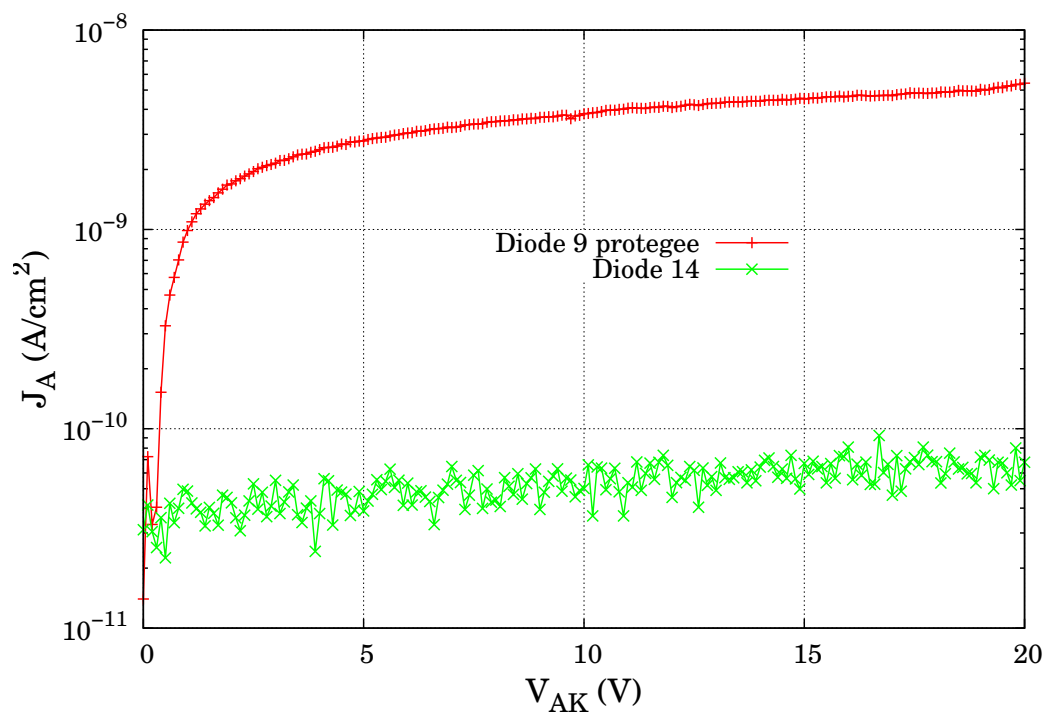


FIGURE 4.5 – Comportement en inverse de la meilleure diode respectivement protégée et non-protégée de l'échantillon  $R_{ij}161$ .

On constate que les meilleures diodes non-protégées fuient moins que les meilleures des diodes protégées.

### 4.2.3 Tenues en tension à température ambiante

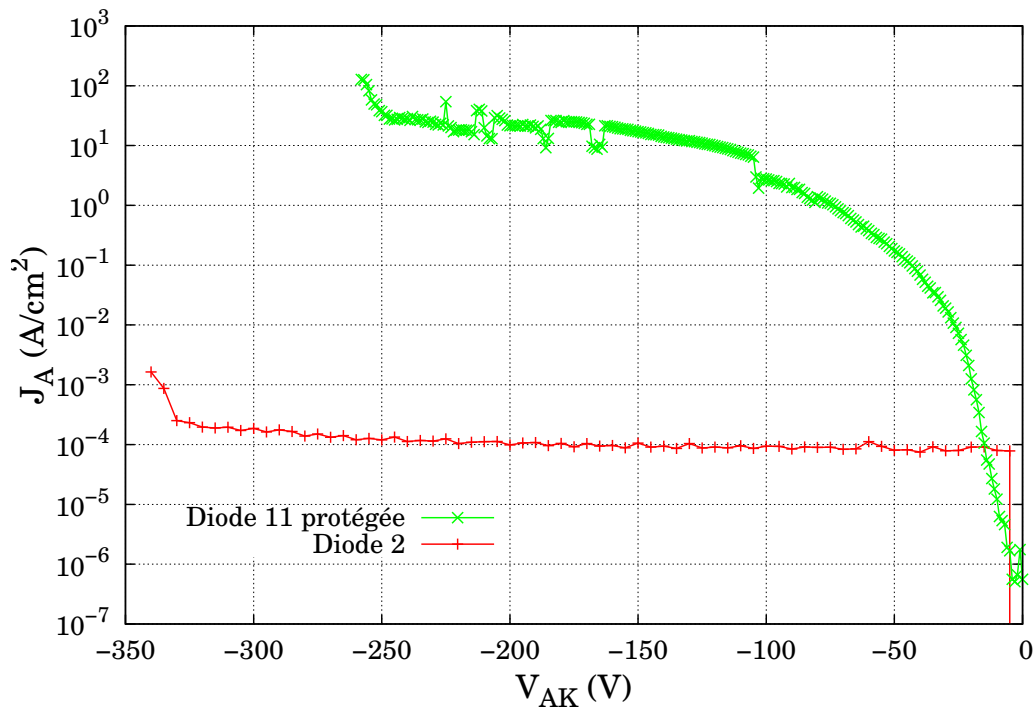


FIGURE 4.6 – Tenues en tension de la meilleure diode respectivement protégée et non-protégée de l'échantillon  $R_{ij}161$ .

La meilleure tenue en tension est obtenue pour une diode non protégée. Celle-ci est de 327 V dans le fluorinert. De manière identique, la meilleure tenue en tension est hélas constatée pour une diode protégée qui fuit beaucoup. Cette valeur est de de 257 V.

#### 4.2.4 Mesures $C(V)$ à température ambiante

Les mesures  $C(V)$  sont difficilement exploitables dans le diamant (*c.f.* [94]). Elles permettent toutefois de donner une idée de l'état d'interface des diodes réalisées et du dopage des couches sur lesquelles sont réalisées les diodes. La figure 4.15 illustre le comportement du semi-conducteur lors de la mesure. Celui-ci correspond au comportement attendu pour des diodes de type P. Les valeurs de capacités relevées le sont pour des valeurs en fréquence élevées (mesures à 10 MHz) et sont faibles, ce qui est dû à la taille des diodes (100  $\mu m$  de diamètre).

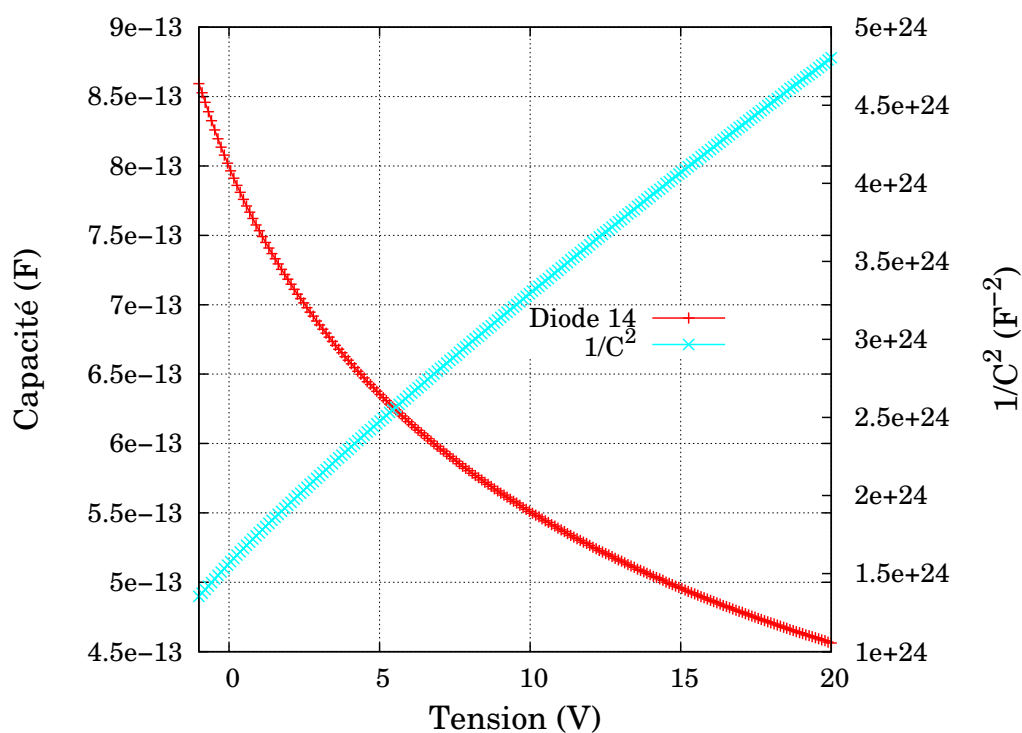


FIGURE 4.7 – Mesure  $C(V)$  réalisée sur la diode 14. Courbe  $\frac{1}{C^2}$ .

## 4.2.5 Analyse des résultats

Les mesures  $I(V)$  permettent d'extraire  $n$  et  $\phi_e$ , en utilisant les équations suivantes :

$$I = I_S * \exp\left(\frac{V}{n * U_T}\right) \quad (4.1)$$

$$I_S = A^* * T^2 * S * \exp\left(\frac{\phi_e}{U_T}\right) \quad (4.2)$$

$I_S$  est le courant de saturation de la diode,  $n$  le coefficient d'idéalité,  $U_T$  la tension thermodynamique (égale à  $\frac{kT}{q}$  soit 26mV à 300K),  $A^*$ , la constante de Richardson,  $S$  la section du composant et  $\phi_e$  la hauteur de barrière. En prenant le logarithme népérien de 4.1 et de 4.2, on obtient :

$$\ln(I) = \ln(I_S) + \frac{V}{nU_T} \quad (4.3)$$

$$\ln(I_S) = \ln(A^*) + 2\ln(T) + \ln(S) + \frac{\phi_e}{U_T} \quad (4.4)$$

On s'aperçoit qu'en utilisant le tracé logarithmique d'une diode en direct, en extrayant le coefficient directeur et l'ordonnée à l'origine de la partie linéaire, il est aisé de remonter au coefficient d'idéalité  $n$  et à la hauteur de barrière  $\phi_e$ .

Des mesures  $C(V)$ , on obtient aussi, à l'aide de l'expression bien connue de la capacité suivante :

$$C = \frac{\epsilon_{SC} S}{W} = S * \left[ \frac{q\epsilon_0\epsilon_r(N_A^* - N_D^*)}{2} \right]^{-\frac{1}{2}} * (V_{bi} + V)^{-\frac{1}{2}} \quad (4.5)$$

Avec  $S$  la surface du contact,  $V_{bi}$  la tension de diffusion,  $V$  la tension de polarisation et  $N_A^* - N_D^*$  le dopage effectif du semi-conducteur (*i.e.* tenant compte des compensations).

On obtient aisément :

$$\frac{1}{C^2} = \frac{2}{q\epsilon_0\epsilon_r S^2 (N_A^* - N_D^*)} V + \frac{2}{q\epsilon_0\epsilon_r S^2 (N_A^* - N_D^*)} V_{bi} \quad (4.6)$$

Par conséquent,  $\frac{1}{C^2} = f(V)$  est une droite de coefficient directeur tel qu'il permet l'extraction de  $N_A - N_D$  et d'ordonnée à l'origine telle qu'elle permet d'obtenir la tension de diffusion  $V_{bi}$ . Il est ainsi facile de remonter à la hauteur de barrière  $\phi_B$  en utilisant l'équation suivante :

$$q\phi_B = qV_{bi} + kT \ln\left(\frac{N_V}{N_A^* - N_D^*}\right) \quad (4.7)$$

Les mesures réalisées en direct sont en bon accord avec les mesures précédentes réalisées par S.Koné [94]. Les intensités débitées sont tout à fait convenables (supérieures à 120 A/cm<sup>2</sup>) et répondent déjà au cahier des charges et ce sans avoir besoin de monter en température. La tension de seuil mesurée est de 1,8 V. Les valeurs extraites de  $n$  et de  $\phi_e$  sont respectivement de 1,71 et de 1,62 eV (pour une valeur théorique attendue de 1,55 eV). Le  $n$  nous indique une interface de mauvaise qualité (présence de charges, de pièges, ...) sans être toutefois dramatique. Le  $\phi_e$  correspond aux valeurs précédemment trouvées au laboratoire [94], proche de 1,7 eV et n'est pas très éloigné de la théorie.

Les courants de fuite sont préoccupants lors de la protection par SiO<sub>2</sub>. En effet, ceux-ci sont bien plus importants. Ces résultats sont à rapprocher des mesures I(V) et C(V) réalisées sur les capacités dans le chapitre précédent, où l'on constatait une plus forte densité de fuite pour les capacités réalisées sur le même matériau, et une quantité de charges telle qu'elle peut modifier le comportement des diodes. Toutefois, les facteurs de redressement sont de 2.10<sup>12</sup> pour la meilleure diode non protégée et de 6.10<sup>10</sup> pour la meilleure diode protégée, deux très bons résultats.

De la même manière, et en fonction de la qualité du diélectrique qui influence directement la tenue en tension, il semblerait que la protection (qui en soi n'est pas la plus efficace, voir chapitre 2 sur la protection par plaque de champ sur SiO<sub>2</sub>) influence la tenue en tension de manière négative. Non content de provoquer des fuites, l'ajout de SiO<sub>2</sub> a dégradé les tenues en tension. Les caractérisations C(V) réalisées au chapitre précédent nous indiquent qu'il y a présence de charges dans et à l'interface SiO<sub>2</sub>/diamant. comme montré au chapitre 2, ces charges ont une influence négative si elles ont le mauvais signe. Elles sont de plus en partie responsables de l'augmentation du courant de fuite que

l'on constate sur les diodes protégées.

Les mesures  $C(V)$  réalisées sur 6 diodes réparties sur l'intégralité de l'échantillon (D3 / D6 / D8 / D10 / D11 / D14) nous donnent des dopages de :

- D3  $4,18 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$
- D6  $2,36 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$
- D8  $2,18 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$
- D10  $2,46 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$
- D11  $3,94 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$
- D14  $2,48 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$

Ces mesures peuvent aussi expliquer la disparité des tenues en tension obtenues. Une mesure SIMS a toutefois été réalisée au milieu de l'échantillon afin de vérifier le profil de dopage du bore. On constate sur la figure 4.8 que les valeurs relevées à l'aide des mesures  $C(V)$  sont en bon accord avec celles données par la mesure SIMS. De plus, la couche  $p^+$  est dopée à  $3 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ .

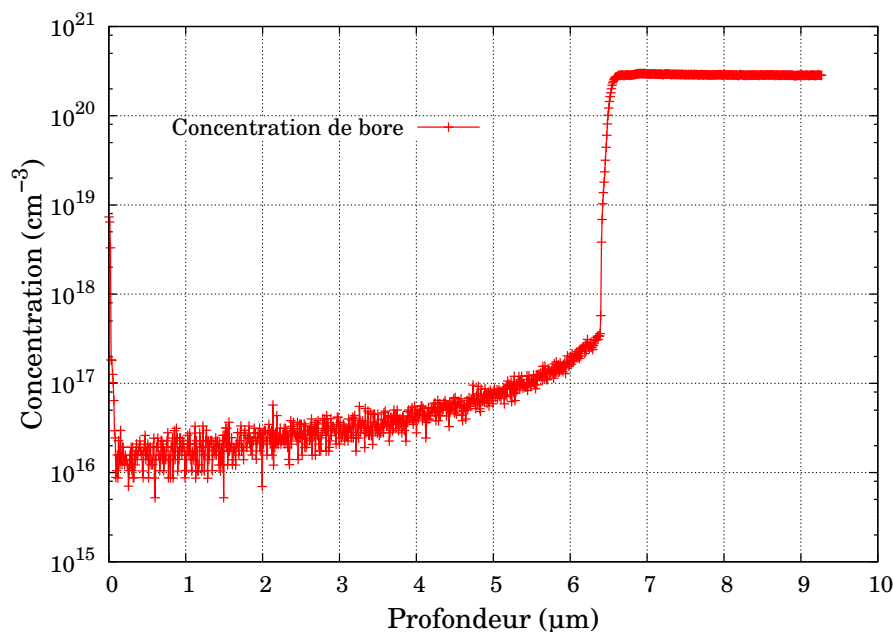


FIGURE 4.8 – Mesure SIMS sur l'échantillon  $R_{ij161}$  afin de valider le profil de dopage au bore.

La mesure SIMS retourne une valeur du dopage au bore moyenne de  $4 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . Pour un tel dopage et une épaisseur de 6,5  $\mu\text{m}$ , les simulations 1D nous donnent (voir chapitre 2) une tenue en tension d'environ 600 V à 300 K, ce qui, au vu de nos résultats, est assez cohérent.

## 4.2.6 Conclusion

L'échantillon  $R_{ij161}$  et ses  $6,5 \mu m$  de  $p^-$  offrent une tenue en tension non protégée respectable, compte tenu des résultats précédents de 750 V obtenus par S.Koné [94] sur un échantillon ayant  $13 \mu m$  de  $p^-$  pour un dopage de  $10^{15} \text{ cm}^{-3}$  et à ceux obtenus par l'équipe de Kumaresan *et al.* [137] (1600 V pour une épaisseur de  $14 \mu m$  dopée à  $10^{14} \text{ cm}^{-3}$ ). Les résultats de simulation 1D, quant à eux, nous indiquent qu'il faut attendre une tenue en tension de 600 V lorsque l'on se place dans nos conditions, l'efficacité calculée valant ainsi 41%. Les intensités débitées en direct répondent au cahier des charges sans avoir testé leur comportement en température. Toutefois, l'implémentation de la protection par plaque de champ sur  $\text{SiO}_2$  est décevante. Les simulations nous indiquaient des efficacités peu probantes, et il semble que ce soit ici le cas. En outre, la mauvaise qualité du  $\text{SiO}_2$  utilisé influence directement les courants de fuite de nos composants. Les mesures  $C(V)$  réalisées sur des capacités Métal/ $\text{SiO}_2$ /diamant nous indiquent clairement que la quantité de charges apportées par le dépôt de  $\text{SiO}_2$  vont modifier le comportement des diodes réalisées avec une protection par plaque de champ, ce que l'on constate dans notre cas.

## 4.3 Mise en place de la protection périphérique sur échantillon vertical

Cet échantillon est le deuxième de type vertical dont nous disposons au laboratoire. Il contient une couche de  $p^+$  de  $255 \mu m$  et une couche de  $6 \mu m$  de  $p^-$  pour un dopage au début de l'étude inconnu. Les différents dopages seront évalués par mesures  $C(V)$  et par SIMS. 40 diodes Schottky protégées par plaque de champ sur  $Si_3N_4$  ont été réalisées en suivant le process suivant :

- Dépôt pleine plaque de  $Si_3N_4$  PECVD BF (à  $300^\circ C$ ) (850 nm)
- Dépôt pleine plaque de Ti/Pt/Au 50/50/500 nm en face arrière
- Recuit  $450^\circ C$  pendant 30 min
- Photolithographie en résine négative pour l'ouverture des contacts
- Gravure RIE-ICP du  $Si_3N_4$  à l'aide d'un plasma Ar/ $O_2$
- Photolithographie pour délimiter les diodes
- Dépôt Ni/Al 50/450 nm pour réaliser les contacts Schottky
- Lift-off pour libérer les diodes

La figure 4.9 représente l'état de l'échantillon au travers de deux photos en fin de procédé. On y voit les 40 diodes et leur distribution spatiale est présentée en figure 4.10. Après réalisation, ces diodes ont été testées en  $I(V)$  en températures (direct et inverse), en  $C(V)$  et leur tenue en tension a aussi été évaluée. Les différents résultats obtenus sont commentés brièvement et leur analyse est détaillée après dans un paragraphe à part entière.



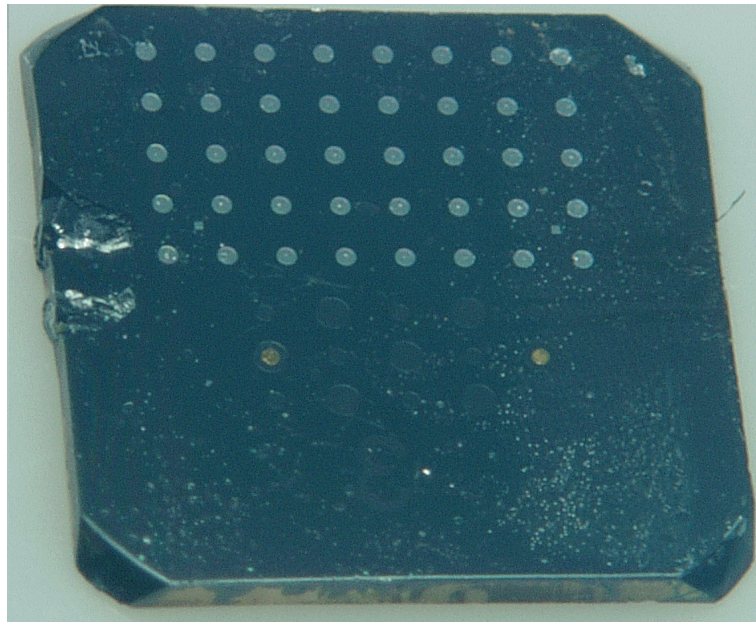


FIGURE 4.9 – Echantillon  $R_{ij}159$  en fin de process.

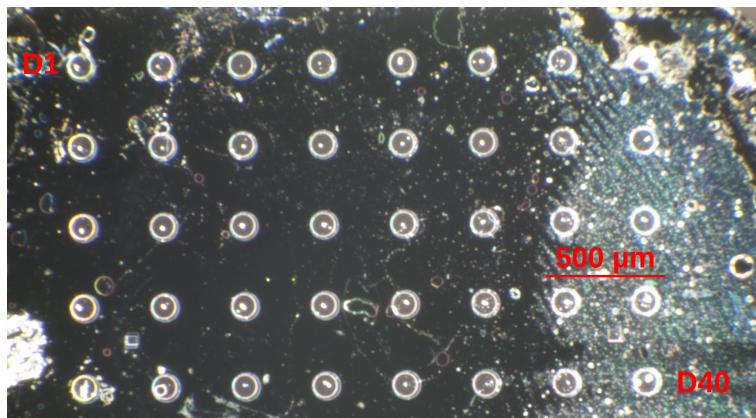


FIGURE 4.10 – Cartographie des diodes réalisées sur  $R_{ij}159$ .

### 4.3.1 Mesures I(V) en direct et en inverse

Des caractérisations I(V) en direct et en inverse à température ambiante ont été menées sur toute les diodes. Sont présentés en figure 4.11 Les résultats typiques obtenus lors de la mesure, pour une diode considérée normale et une diode mauvaise. L'analyse globale des résultats vient après, dans le paragraphe prévu à cet effet.

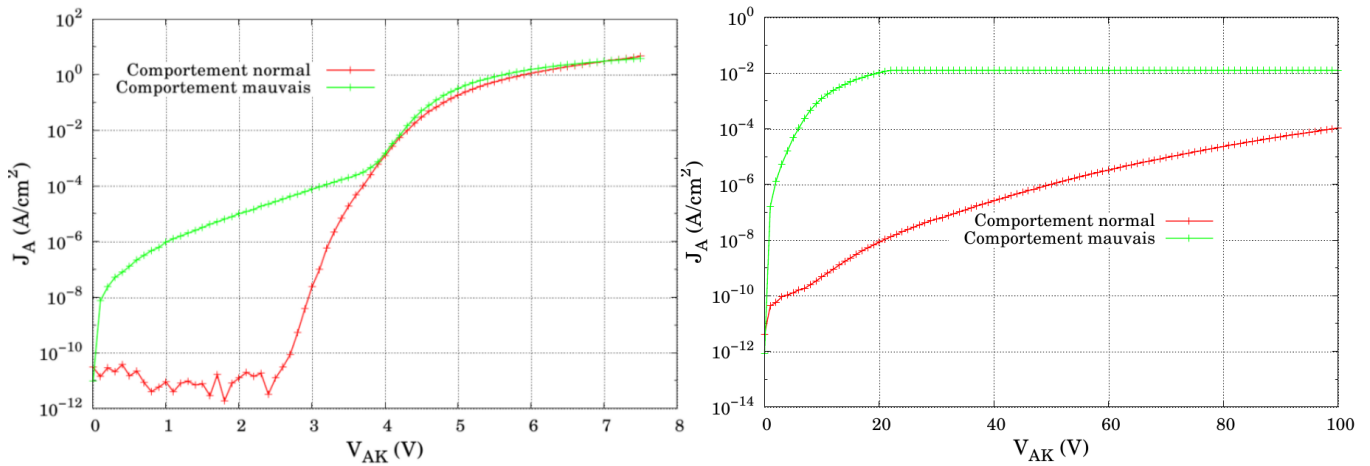


FIGURE 4.11 – Comportement typique de deux diodes en direct (à gauche) et en inverse (à droite).

Sur les 40 diodes mesurées, on constate deux types de comportement : le comportement standard attendu d'une diode Schottky (en rouge sur la figure 4.11) et le comportement typique d'une diode réalisée sur un défaut (voir image réalisée au microscope optique présentée lors de l'analyse des résultats).

### 4.3.2 Mesures I(V) en direct et en température

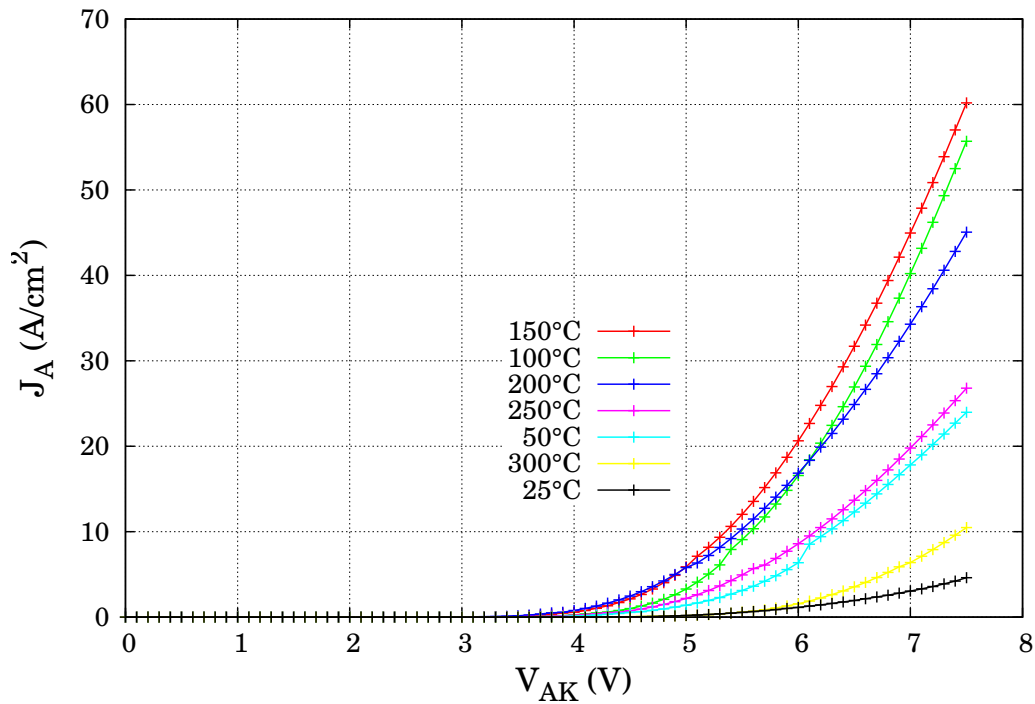


FIGURE 4.12 – Evolution de la densité de courant en direct et en température sur la meilleure des diodes réalisées.

Ces mesures ont été réalisées sur le composant présentant les meilleures caractéristiques à 300 K. On constate qu'à température ambiante, la densité de courant atteinte n'est que de 6 A/cm<sup>2</sup>. Celle-ci évolue jusque que 62 A/cm<sup>2</sup> à 150°C pour ensuite diminuer jusque 25 A/cm<sup>2</sup> à 250°C, puis 10 A/cm<sup>2</sup> à 300°C.

### 4.3.3 Mesures I(V) en inverse et en température

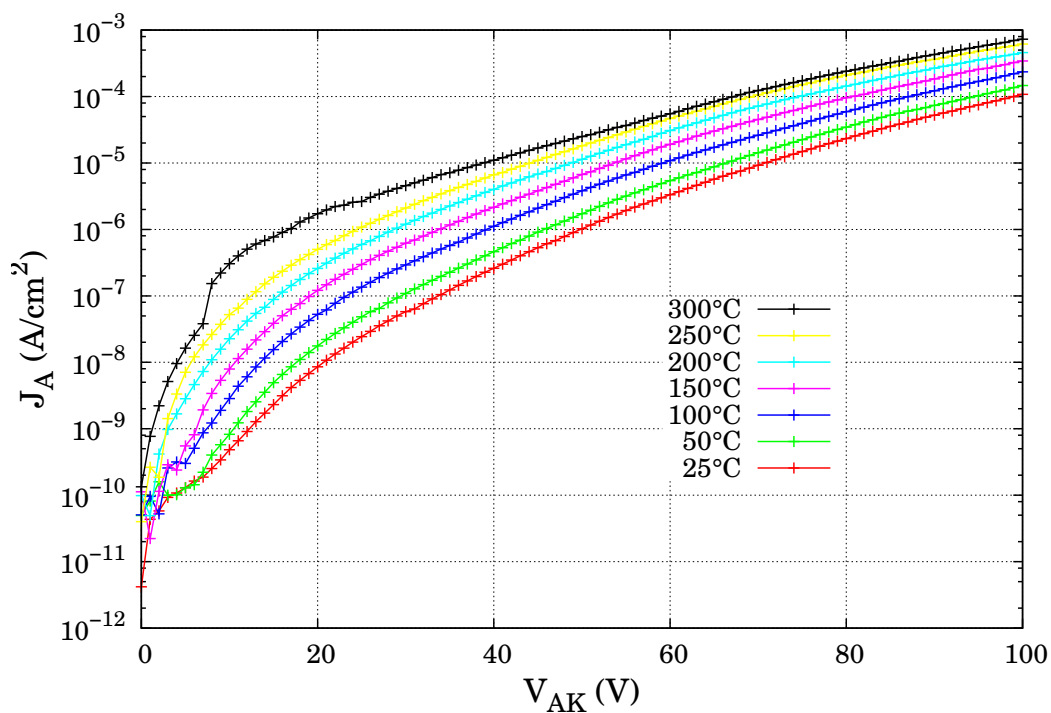


FIGURE 4.13 – Evolution de la densité de courant en inverse et en température sur la meilleure des diodes réalisées.

On s'attarde sur la même diode mais cette fois sur son comportement en inverse et en température. L'augmentation de la température se traduit par une augmentation de la densité de courant ne dépassant pas la décade à 100 V.

### 4.3.4 Tenues en tension

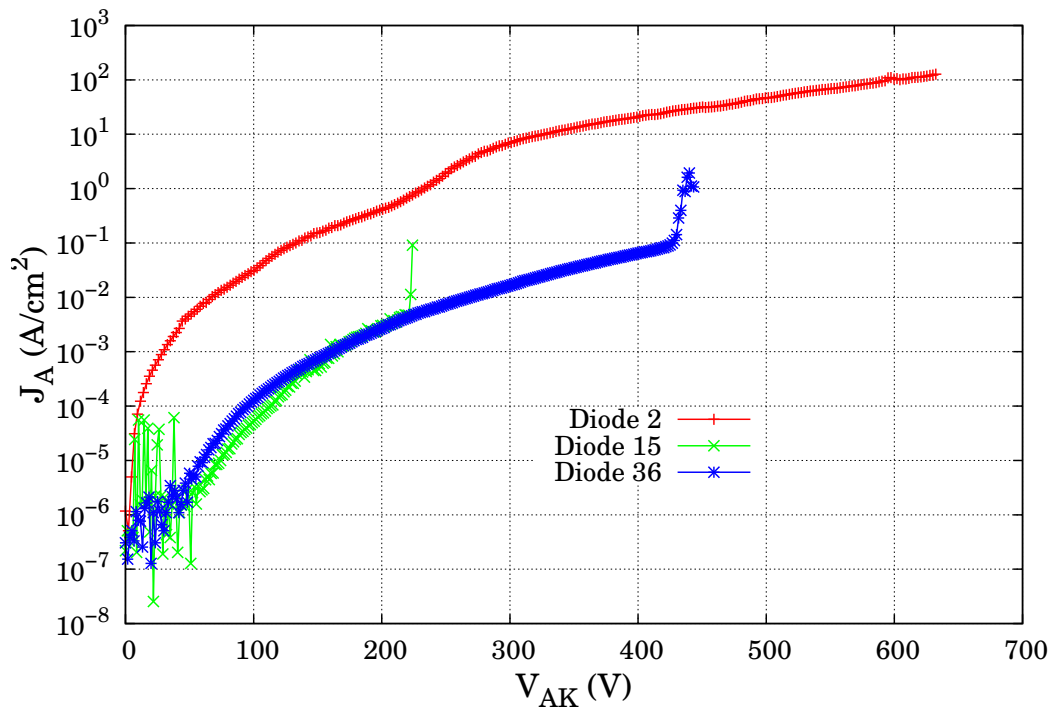


FIGURE 4.14 – Comportement principaux des diodes jusqu'au claquage.

Cette figure illustre les trois types de comportement relevés lors des mesures de tenue en tension. Celles-ci ont été faites dans le Fluorinert à 300 K. On remarque, pour les plus mauvaises, une tenue en tension d'environ 220 V. Le comportement de la majorité des diodes conduit à un claquage aux alentours de 450 V. Enfin, certaines, qui fuient notablement plus que les autres diodes (et ce jusqu'à atteindre le niveau maximum d'intensité débitée) ne claquent pas et atteignent, comme dans la fig. 4.14, une tension de plus de 630 V.

### 4.3.5 Mesures C(V)

Les mesures  $C(V)$  sont effectuées sur les diodes afin de pouvoir extraire le dopage de la couche sur laquelle elles reposent. Cette mesure est juste donnée à titre indicatif. Toutefois, on ne constate qu'une désertion. La courbe  $\frac{1}{C^2}$  est celle qui permet d'extraire des valeurs de dopage.

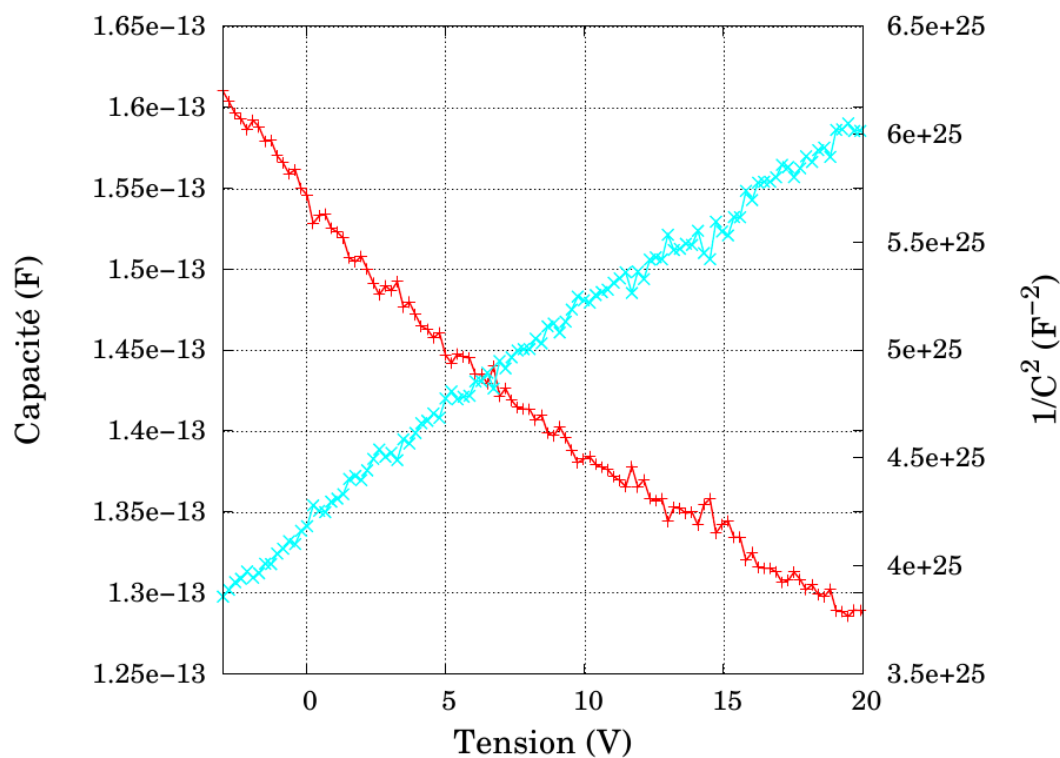


FIGURE 4.15 – Mesure  $C(V)$  réalisée sur une diode et droite  $\frac{1}{C^2}$  extraite de cette même mesure.

### 4.3.6 Analyse des résultats

Des mesures  $I(V)$  en direct, on retient principalement deux types de comportement. A l'aide des équations 4.1 et 4.2, on extrait des valeurs de  $n$  autour de 2,4 pour les meilleures diodes, ainsi qu'un  $\phi_e$  de 2,3 eV (pour 1,55 eV attendus en théorie). Ces valeurs, très importantes, indiquent qu'il y a présence de défauts à l'interface même pour les meilleures diodes. Ces défauts sont dûs à l'état de surface de l'échantillon et aux charges à l'interface métal/diamant. Ce résultat est étayé par des valeurs de  $n$  qui passent d'une valeur supérieure à 2, *i.e.* valeur déjà limite, jusque 19 voire deviennent incalculables dans certains cas.

La valeur élevée de la tension de seuil (plus de 2,5V) peut être imputable à plusieurs phénomènes. Le premier est la qualité de l'interface. Si l'étape de gravure n'a pas été suffisante, les diodes ont été réalisées sur une couche très faible de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , qui influence nécessairement le comportement des diodes. Hypothèse qu'on peut éliminer au vu des mesures réalisées en  $C(V)$ , qui donnent des valeurs de capacité très faibles. Si l'étape de gravure a été trop importante, le diamant a été attaqué par le procédé de gravure et le dépôt de nickel s'est ainsi fait sur une surface dégradée. On peut aussi supposer que l'échantillon est très résistif, ainsi, la résistance d'accès à la diode est très importante et la tension que voit la diode Schottky est ainsi moindre que celle appliquée; d'où la nécessité d'augmenter de manière plus sensible la tension avant de constater l'effet redresseur de la diode.

Les mesures  $I(V)$  en inverse renseignent sur la capacité des diodes à ne pas fuir lorsqu'elles servent à bloquer le courant. Le facteur de redressement des meilleures diodes (à + ou - 7,5V) est de  $10^{10}$ , valeur tout à fait adaptée aux diodes de puissance à réaliser. Toutefois, certaines diodes fuient de manière importantes et ont en commun d'être réalisées sur une partie du matériau epitaxié particulièrement de mauvaise qualité, voir 4.16.

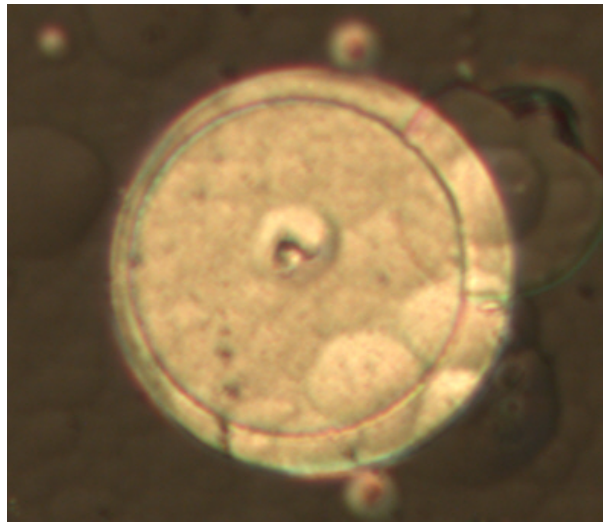


FIGURE 4.16 – Image microscope en grossissement 10X d’une diode qui fuit. On y constate des problèmes d’épitaxie sous-jacents.

Les essais réalisés en température servent eux à caractériser le comportement des composants lorsqu’ils seront soumis aux températures qui sont prévues pour leur utilisation. Les valeurs de densité de courant sont multipliées par 10 lors de la montée en température. Ce phénomène est aisément expliqué par l’activation des dopants dans le diamant jusque 150°C. Ensuite, la baisse de la mobilité des trous, très sensible elle aussi à la température vient impacter directement la mesure de manière négative et provoque une diminution drastique de la densité de courant débitée. Au vu des résultats sur cet échantillon, la température optimale d’utilisation se situe aux alentours de 150°C. Les courants de fuite n’augmentent pas de manière extravagante et les valeurs obtenues sont parfaitement raisonnables, le décalage étant au maximum d’une décade entre 25°C et 300°C.

La mesure C(V) sur les diodes diamant est sujette à caution (voir la thèse de Sodjan Koné [94]). En effet, les résultats obtenus lors de la caractérisation précédente de diodes semble retourner une valeur de dopage correcte, mais une valeur de hauteur de barrière fantaisiste, en ayant recours à un euphémisme bienvenu. Toutefois, les valeurs indiquées par les mesures sont celles-ci (voir cartographie des diodes figure 4.9 et l’équation 4.6) :

- Diode 2 : dopage de  $5.10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .
- Diode 16 : dopage de  $5.10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .
- Diode 20 : dopage de  $5,7.10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .
- Diode 34 : dopage de  $5,7.10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .



– Diode 39 : dopage de  $5,6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .

Ainsi, bien qu'étant déterminés de manière approximative, il apparaît que les échantillons sont plus dopés vers le centre, et moins dopé sur les bords. Si ces valeurs de dopage sont confirmées, celles-ci sont parfaitement adaptées au développement de composants de puissance en diamant.

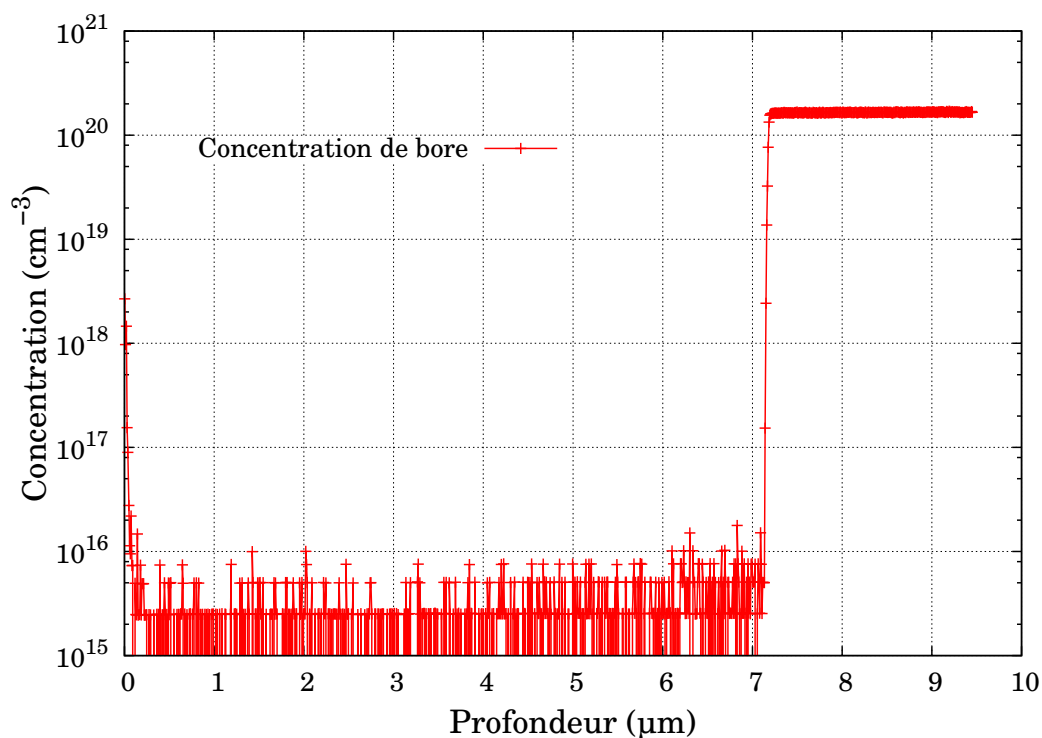


FIGURE 4.17 – Mesure SIMS du profil de dopage au bore sur l'échantillon  $R_{ij159}$ .

La figure 4.17 ne permet hélas pas d'extraire une valeur précise de la quantité de bore dans le diamant mais donne deux informations intéressantes sur la quantité de bore incorporée dans le diamant. Tout d'abord, on approche de la limite de détection de ce dernier (aux alentours de  $5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ), ce qui tend à confirmer les valeurs extraites par C(V). La deuxième information concerne le dopage des  $255 \mu\text{m}$  de  $p^+$ . Celui-ci est de  $1,6 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ . L'hypothèse qui stipule que la résistivité de la couche  $p^+$  est responsable d'une chute de tension aux bornes de la diode est hélas réfutée par le calcul simple suivant. A l'aide d'abaques, nous avons accès à la conductivité du diamant à 300 K pour le dopage constaté en mesures SIMS (fig. 4.17) de la couche  $p^+$ . En utilisant le fait que :

$$R_{p^+} = \frac{\rho_{p^+} \cdot l}{S} \quad (4.8)$$

Avec  $\rho_{p^+} = 1,3 \Omega.cm$ , la résistivité de la couche  $p^+$ ,  $l$ , la longueur de la couche et  $S$ , sa section. On obtient  $R_{p^+} = 0,12 \Omega$ , valeur insuffisante pour expliquer cette chute de tension aux bornes de la diode. On en déduit alors que les problèmes relevés sont bien provoqués par des charges à l'interface.

En considérant les claquages les plus fréquents, obtenus autour de 450 V, les tenues en tension ne sont pas très bonnes, pour l'épaisseur de 6  $\mu m$  de l'échantillon et son dopage. En effet, pour une telle épaisseur et un tel dopage, les simulations 1D nous donnent une tenue en tension maximum de 900 V à 300 K. En appliquant l'efficacité attendue, on obtient une tenue en tension qui devrait se situer aux alentours de 800 V. Notre protection est ainsi efficace à 50%. Toutefois, la valeur obtenue de plus de 630 V sur une diode qui fuit particulièrement semble indiquer qu'il y a eu formation de charges dans l'oxyde et que celles-ci influencent le comportement en inverse des diodes. Le dépôt de  $Si_3N_4$  ne semblant pas conforme sur la totalité de l'échantillon, on peut aussi expliquer cette disparité de tenues en tension par une épaisseur de nitrure optimale pour certaines diodes là où d'autres ont une plaque de champ fabriquée sur une épaisseur de nitrure non optimale. Nous avons constaté cette disparité d'épaisseur en observant un changement très prononcé de la couleur du nitrure en fonction de la position sur l'échantillon. Ceci est indicateur d'une épaisseur non conforme sur tout l'échantillon. Malheureusement, nous ne disposons pas de technique de caractérisation susceptible de nous donner une information précise sur l'épaisseur du dépôt. Or, comme vu dans le chapitre 2, cette épaisseur est le critère principal d'efficacité de la protection par plaque de champ.

### 4.3.7 Conclusion

Difficile de conclure positivement sur le comportement de ces diodes. D'un côté, les mesures réalisées en direct et en température sont décevantes, de l'autre celles réalisées en inverse sont encourageantes. Les tenues en tension, certes moindres que celles obtenues précédemment sur des échantillons pseudo-verticaux, sont loin d'être mauvaises, et à rapporter aux résultats cités précédemment [94, 137] où la tenue en tension de 750 V était obtenue pour une épaisseur d'épitaxie de 13  $\mu\text{m}$ , là ou, pour rappel, notre échantillon ne dispose que de 6  $\mu\text{m}$  de  $\text{p}^-$ .

Toutefois, le parallèle doit être fait avec les résultats obtenus précédemment au laboratoire sur un échantillon vertical. Un exemple de ceux-ci est présenté en figure 4.18. Le facteur de redressement est au mieux de  $10^4$ , les courants de fuite sont très élevés et la tenue en tension était proche de 10 V dans les deux cas.

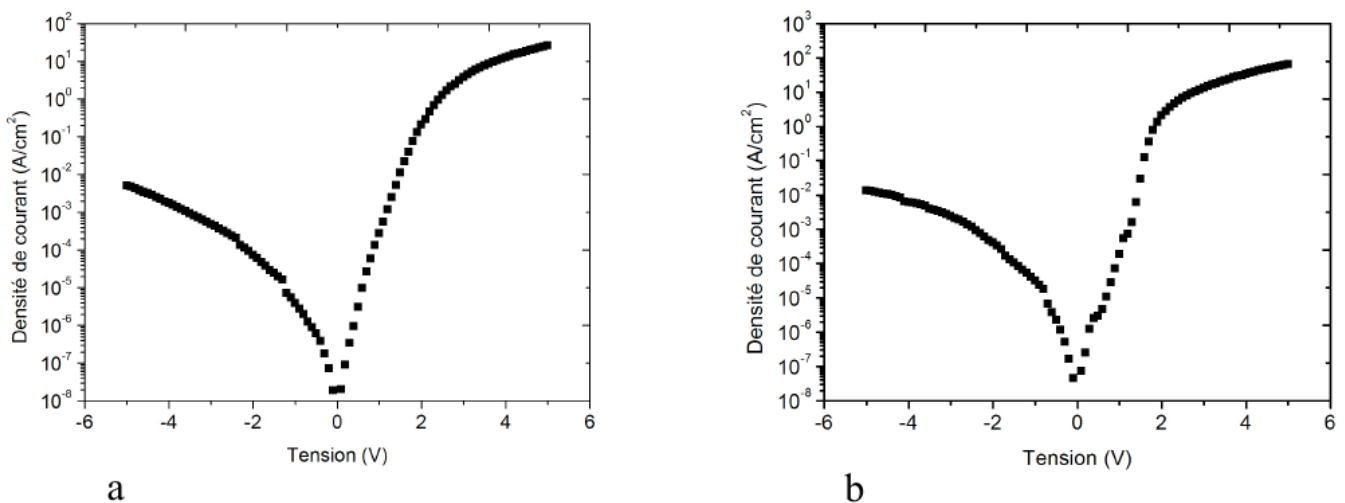


FIGURE 4.18 – Caractéristique  $I(V)$  d'une diode Schottky verticale Ni/diamant à température ambiante (a) B90, zone  $\text{p}^+$  dopée à  $3.10^{19} \text{ cm}^{-3}$  et (b) B92, zone  $\text{p}^+$  dopée à  $3.10^{20} \text{ cm}^{-3}$  tiré de [94].

Il y a donc eu d'indéniables progrès sur le matériau vertical entre nos dispositifs et ceux précédemment réalisés, ce qui est très encourageant pour les futurs composants. Il reste toutefois à stabiliser l'interface et à travailler sur le dopage de la couche  $\text{p}^+$  afin d'augmenter les courants débités en direct.

La protection périphérique n'a dans notre cas pas livré l'essentiel de ces possibilités. En effet, les nombreuses charges contenues dans l'oxyde et les pièges à l'interface ont clairement un impact

négatif sur la tenue en tension de nos dispositifs. Il semble toutefois que les résultats obtenus avec une plaque de champ sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$  soient de meilleure qualité que ceux obtenus sur  $\text{SiO}_2$ .

# Perspectives et conclusions

L'objectif de cette thèse était de poursuivre les travaux menés au LAAS, tout en développant en parallèle un type de protection périphérique applicable au diamant et ce, dans le cadre du projet Diamonix. Cette thèse s'inscrit donc dans la continuité de l'exploitation des propriétés du diamant pour l'électronique de puissance et la mise en place d'une filière diamant française. Elle vise à développer, en utilisant la simulation comme base, une technique de protection périphérique adaptée au diamant.

Comme on a pu le voir, les propriétés du diamant en font un candidat idéal pour les électroniciens de puissance. Toutefois, de nombreux points bloquants sont toujours d'actualité sur le diamant. Citons le dopage de type n, la qualité globale du matériau, les dopages faibles de type p ou encore la taille des substrats. D'autres difficultés sont rencontrées lors de la réalisation des composants. Leur petite taille empêche le bon déroulement de certaines étapes. Il faut aussi noter que les méthodes de caractérisation ne sont pas forcément adaptées au diamant. Un exemple rapide est la caractérisation des claquages. Elle se fait dans notre cas à température ambiante et dans le fluorinert. On ne peut ainsi pas augmenter la température. Il conviendrait de faire des essais dans le vide pour pouvoir monter en température.

Après s'être étendu sur les limitations des composants de puissance en silicium et la méthode pour dépasser ces limites en utilisant les semi-conducteurs grands gaps, un état de l'art du diamant a été dressé dans le chapitre 1. On constate au cours de ce chapitre que les principales réalisations tournent autour de diodes Schottky sur diamant de type p avec des métallisations différentes. Toutefois, rares sont les publications sur la mise en oeuvre d'une protection périphérique adaptée au diamant.

Ensuite, le chapitre deux se tourne vers la conception d'une structure de diode Schottky répondant au cahier des charges de Diamonix. Une des étapes est l'établissement d'une protection périphérique applicable aux composants unipolaires en diamant. Une plaque de champ sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$  remplit ce rôle de manière tout à fait convenable en atteignant une efficacité de 88%. Est aussi suggérée l'utilisation d'un matériau semi-résistif, dont l'ajout en tant que couche sur le diélectrique apporterait un bénéfice considérable, à la fois en termes d'efficacité et de fiabilité. On constate en effet une efficacité de 93% lors de l'utilisation de ce matériau, ainsi qu'une contrainte moins grande en termes de champ électrique sur le diélectrique utilisé pour la protection. Quelques simulations électriques tenant compte des charges dans les diélectriques sont ensuite montrées, et notamment l'influence néfaste de certains types de charges sur la tenue en tension. Enfin, sont présentés les résultats de l'application d'une protection par plaque de champ sur un composant vertical.

Le chapitre 3 revient sur les principales étapes technologiques nécessaires à l'établissement de la protection par plaque de champ sur un échantillon pseudo-vertical. Ce chapitre fait suite espère répondre à la problématique posée au chapitre quant à la mise en oeuvre d'une protection par plaque de champ sur diamant pseudo-vertical. En effet, les particularités de cette structure imposent de développer une technique de gravure à la fois rapide, anisotrope et qui améliore si possible l'état de surface. Il faut aussi que le dépôt de diélectrique soit de bonne qualité pour ne pas influencer la tenue en tension du composant. Ce chapitre s'attarde donc sur le développement d'une étape de gravure adaptée à nos besoins (vitesse, sélectivité et état de surface). Ainsi, nous avons obtenu une nouvelle méthode de gravure basée sur l'utilisation d'une succession d'étapes :

$\text{Ar}/\text{O}_2$

–  $P_{RF} = 600 \text{ W}$

–  $P_{Bias} = 100 \text{ W}$

–  $\text{Ar}/\text{O}_2 : 8/40 \text{ sccm}$

– durée 10 min

Puis une étape  $\text{CF}_4/\text{O}_2$  :

- $P_{RF} = 600 \text{ W}$
- $P_{Bias} = 50 \text{ W}$
- $\text{CF}_4/\text{O}_2$  : 4/40 sccm
- durée 1 min

Ensuite, au travers de la réalisation de capacités Aluminium/Diélectrique/Diamant et leur caractérisation, nous avons voulu qualifier la qualité des dépôts de diélectriques sur diamant. Les résultats obtenus sont les premiers à faire état de quantification des différentes charges et leurs effets rencontrés dans le diamant. On peut citer par exemple une densité de pièges à l'interface comprise entre  $2.10^{12}$  et  $2.10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , valeurs comparables à celles trouvées dans des capacités Métal/ $\text{SiO}_2$ / $\text{SiC}$ . L'objectif défini par ce chapitre est partiellement rempli, la partie concernant la gravure étant tout à fait satisfaisante, quand la partie sur les capacités s'est montrée plus décevante en termes de qualité des interfaces attendues.

Enfin, le chapitre 4 concerne le développement de diodes Schottky protégées par plaque de champ. Ont ainsi été réalisées des diodes sur un échantillon pseudo-vertical et d'autres sur un échantillon vertical. Des caractérisations  $I(V)$  en direct, en inverse, en température et en tenue en tension ont été conduites. La protection par plaque de champ sur  $\text{Si}_3\text{N}_4$  semble plus efficace que celle réalisée sur  $\text{SiO}_2$ , et ce conformément aux simulations. Toutefois, et dans les deux cas, les comportements relevés, notamment lors des mesures de claquage, semblent être corrélés avec les mesures réalisées au chapitre 3 : l'impact des charges a un effet nettement négatif sur ces mêmes claquages. Il en résulte que les efficacités de protection sont pour les meilleures diodes proches de 50%, là où les simulations nous aiguillent vers une efficacité plus proche de 90%.

Les perspectives de travail sont nombreuses. Il faut tout d'abord réaliser des caractéristiques  $C(V)$  complémentaires sur des échantillons moins dopés et ayant si possible un meilleur état de surface. Des mesures utilisant la méthode de la conductance devraient aussi être tentées, afin d'essayer de qualifier précisément la distribution de la densité de pièges dans le gap du diamant. Il convient aussi de refaire des diodes protégées et non protégées à l'aide de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Ces mesures faites, il faudra aussi

qualifier des dépôts de diélectriques qui n'ont pas pu être tentés dans la thèse faute de temps et d'équipement. Ainsi, des tentatives de diodes Schottky et de capacités MOS doivent être faites sur  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{HfO}_2$  ou un polymère et notamment valider la quantité de pièges à cette l'interface, qui ne fait pas intervenir le silicium. Des essais de caractérisation en température doivent aussi être menés sur de nouvelles diodes, mesures nécessitant un équipement hélas indisponible au LAAS. Nous avons ainsi pu constater que bon nombre de méthodes de caractérisation autant physico-chimiques qu'électriques sont inapplicables au diamant. Il est donc important de travailler sur cet aspect afin de développer de nouvelles techniques ou d'améliorer celles existantes.

Plus globalement, il faut travailler sur l'amélioration de la qualité et des dopages faibles du matériau. L'amélioration de la qualité est nécessaire pour pouvoir développer des composants d'une taille plus importante. Il faut aussi bien entendu trouver un moyen d'agrandir les substrats, seul moyen de rendre une technologie diamant viable. Le fait d'avoir un dopage de type n efficace augmenterait aussi énormément le champ des possibilités en matière de composants et de type de protection périphérique.

L'exploration de structures telles les Schottky-PN est prometteuse, et d'une manière générale il faut essayer d'exploiter d'autres propriétés du diamant pour essayer d'en tirer le maximum. Une étude est menée au laboratoire concernant l'utilisation de l'effet d'avalanche des impuretés profondes dans le diamant, peut être est-ce un moyen exploitable pour la réalisation de composants en diamant.

Toujours est il que le diamant n'a pas livré le maximum de ses capacités. Les travaux de recherche autour du matériau doivent s'intensifier si la course au développement d'une filière diamant française ne veut pas être perdue. Les enjeux énergétiques et financiers sont énormes et les quelques années à venir détermineront si l'électronique de puissance sur grands gaps et plus particulièrement le diamant a sa place parmi les autres techniques déjà implémentées.



# Annexes

## Principaux modèles utilisés

### Modèle de mobilité

$$\mu_L(T) = \mu_{\max} \left( \frac{T}{300} \right)^{-\gamma + c \left( \frac{T}{300} \right)}$$

$$\mu_{\text{dop}}(T) = \mu_0(T) + \frac{\mu_L(T) - \mu_0(T)}{1 + \left( \frac{N_{D,0}}{C_{r1}(T)} \right)^\alpha + \left( \frac{N_{A,0}}{C_{r2}(T)} \right)^\beta}$$

$$\mu_0(T) = \frac{\mu_{0d} N_{D,0} + \mu_{0a} N_{A,0}}{N_{\text{tot}}}$$

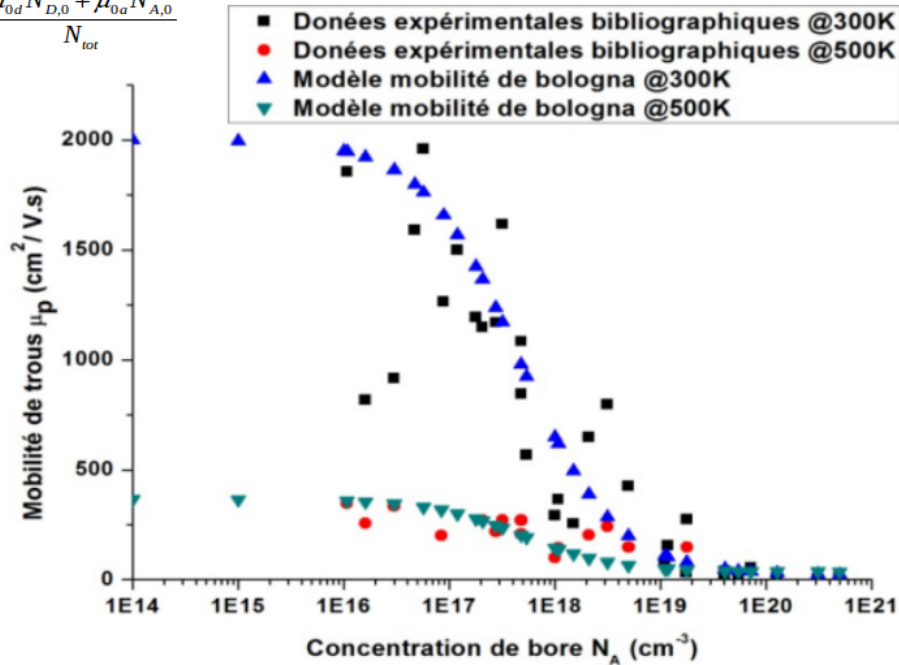


FIGURE 4.19 – Modèle de mobilité utilisé par SENTAURUS.

## Coefficients d'ionisation

$$G^{\pm} = \alpha_n n v_n + \alpha_p p v_p$$

$$\alpha(E_{\text{scat}}) = \gamma a \exp\left(-\frac{\gamma b}{E_{\text{scat}}}\right)$$

$$\gamma = \frac{\tanh\left(\frac{\hbar\omega_{\text{op}}}{2kT_0}\right)}{\tanh\left(\frac{\hbar\omega_{\text{op}}}{2kT}\right)}$$

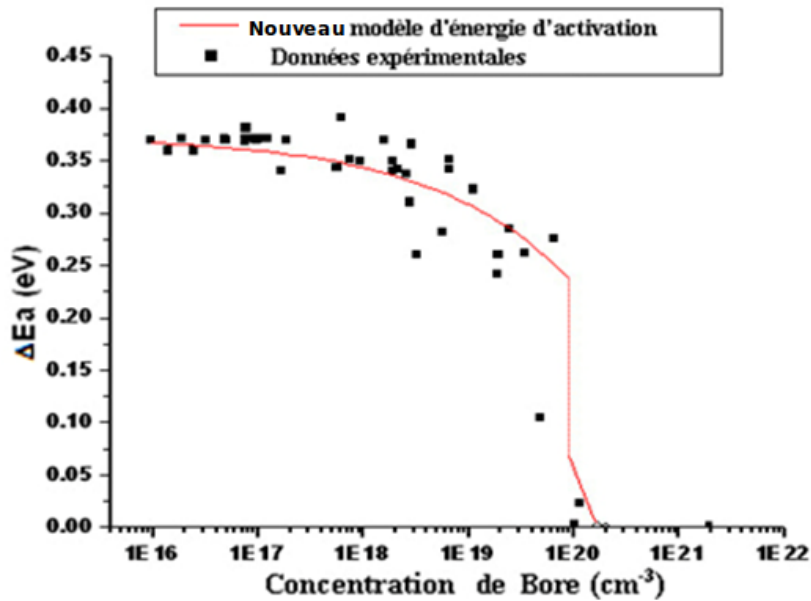
<u>Symbole</u>	<u>a</u>	<u>b</u>	<u><math>\hbar\omega_{\text{op}}</math></u>
<u>Valeur</u>	<u><math>1,935 \cdot 10^8</math></u>	<u><math>7,749 \cdot 10^6</math></u>	<u>0,063</u>
<u>Unité</u>	<u>[1/cm]</u>	<u>[V/cm]</u>	<u>[eV]</u>

FIGURE 4.20 – Coefficients d'ionisation utilisés par SENTAURUS.

## Modèle d'énergie d'activation des porteurs

$$N_A^- = \frac{N_A}{1 + g_A \exp \left[ \frac{\Delta E_A - kT \ln \left( \frac{N_V}{N_A^-} \right)}{kT} \right]}$$

$$\Delta E_A = E_A - E_V = E_{A0} - \alpha_A \cdot (N_D + N_A)^{\frac{1}{3}}$$



Na < 1e20 cm<sup>-3</sup>

$E_{A0}$	0,3737	eV
$\alpha_A$	$3,02 \cdot 10^{-8}$	eV.cm
$g_A$	4	1

$E_{A0}$	0,368	eV
$\alpha_A$	$6,77 \cdot 10^{-8}$	eV.cm
$g_A$	4	1

FIGURE 4.21 – Modèle du comportement de l'énergie d'activation des porteurs utilisés par SENTAURUS.

## Modèle de génération-recombinaison

$$R_{net}^{SRH} = \frac{np - n_{i,eff}^2}{\tau_p(n + n_1) + \tau_n(p + p_1)}$$

$$n_1 = n_{i,eff} \exp\left(\frac{E_{trap}}{kT}\right)$$

$$\tau_p = \tau_n = 3,25 \cdot 10^{-8} \text{ s à } 300 \text{ K}$$

$$p_1 = n_{i,eff} \exp\left(\frac{-E_{trap}}{kT}\right)$$

$$\tau_{dop}(N_{A,0} + N_{D,0}) = \tau_{min} + \frac{\tau_{max} - \tau_{min}}{1 + \left(\frac{N_{A,0} + N_{D,0}}{N_{ref}}\right)^\gamma}$$

$$\tau(T) = \tau \times \left(\frac{T}{300}\right)^{T_\alpha}$$

$$\tau(T) = \tau \times \exp\left(T_{coeff} \times \left(\frac{T}{300} - 1\right)\right)$$

Symbole	$\tau_{min}$	$\tau_{min}$	$N^{ref}$	$\gamma$	$T_\alpha$	$T_{coeff}$	$E_{trap}$
Valeur	0	$3,25 \cdot 10^{-8}$	$1 \cdot 10^{25}$	1	-1,5	2,55	0
Unité	[s]	[s]	C	[1]	[1]	[1]	[eV]

FIGURE 4.22 – Modèle de génération-recombinaison utilisé par SENTAURUS.

# Bibliographie

- [1] A. Nakagawa, Y. Kawaguchi, and K. Nakamura, "Silicon limit electrical characteristics of power devices and ics," in *Proceedings of the 2007 International Workshop on the Physics of Semiconductor Devices; ISPSD'08*, [2008].
- [2] M. Brezeanu, S. Rashid, J. E. Butler, N. Rupesinghe, F. Udrea, A. Garraway, L. Coulbeck, P. Taylor, G. A. J. Amaratunga, D. Twitchen, A. Tajani, and M. Dixon, "Highly efficient edge terminations for diamond schottky diodes," *IEEE*, pp. 319–322, [2005].
- [3] S. Rashid, A. Tajani, D. Twitchen, L. Coulbeck, F. Udrea, T. Butler, N. Rupesinghe, M. Brezeanu, J. Isberg, A. Garraway, M. Dixon, R. S. Balmer, D. Chamund, P. Taylor, and G. A. J. Amaratunga, "Numerical parameterization of chemical-vapor-deposited (cvd) single-crystal diamond for device simulation and analysis," *IEEE Transactions on Electronic Devices*, vol. 55, pp. 2744–2756, [2008].
- [4] M. Brezeanu, S. J. Rashid, G. A. J. Amaratunga, N. Rupesinghe, J. E. Butler, F. Udrea, and M. Brezeanu, "On-state behavior of diamond m-i-p structures," *IEEE Electron device letters*, pp. 311–314, [2006].
- [5] S. J. Rashid, L. Coulbeck, A. Tajani, M. Brezeanu, A. Garraway, T. Butler, N. Rupesinghe, D. J. Twitchen, G. A. J. Amaratunga, F. Udrea, P. Taylor, M. Dixon, and J. Isberg, "Numerical and experimental analysis of single crystal diamond schottky barrier diodes," *Proceedings of the 17th International symposium on power semiconductor devices & IC's*, [2005].
- [6] J. E. Butler, M. W. Geis, K. E. Krohn, J. Lawless, S. Deneault, T. M. Lyszczarz, D. Flechtner, and R. Wright, "Exceptionally high voltage schottky diamond diodes and low boron doping," *Semiconductor Science and Technology*, vol. 18, pp. 67–71, [2003].
- [7] J. Alvarez, J. P. Kleider, P. Bergonzo, D. Tromson, E. Snidero, and C. Mer, "Study of deep defects in polycrystalline cvd diamond from thermally stimulated current and below-gap pho-

- to current experiments,” *Diamond and Related Materials*, vol. 12, no. 3-7, pp. 546–549, [2003].
- [8] J. Achard, F. Silva, H. Schneider, R. S. Sussmann, A. Tallaire, A. Gicquel, and M. C. Castex, “The use of cvd diamond for high-power switching using electron beam excitation,” *Diamond and Related Materials*, vol. 13, no. 4-8, pp. 876–880, [2004].
- [9] M. Kasu, K. Ueda, Y. Yamauchi, A. Tallaire, and T. Makimoto, “Diamond-based rf power transistors : Fundamentals and applications,” *Diamond and Related Materials*, vol. 16, pp. 1010–1015, [2007].
- [10] O. Williams, R. B. Jackman, C. E. Nebel, and J. Foord, “High carrier mobilities in black diamond,” *Semiconductor Science and Technology*, vol. 18, pp. 77–80, [2003].
- [11] G. Brezeanu, M. Avram, M. Brezeanu, C. Boianceanu, F. Udrea, and G. A. J. Amaratunga, “Fabrication of diamond based schottky barrier diodes with oxide ramp termination,” in *Semiconductor Conference, 2007. CAS 2007. International*, vol. 2, pp. 411–414, [2007].
- [12] A. Tallaire, J. Achard, F. Silva, R. Sussmann, and A. Gicquel, “Homoepitaxial deposition of high-quality thick diamond films : effect of growth parameters,” *Diamond and Related Materials*, [2005].
- [13] T. Teraji, H. Wada, M. Yamamoto, K. Arima, and T. Ito, “Highly efficient doping of boron into high-quality homoepitaxial diamond films,” *Diamond and Related Materials*, vol. 15, pp. 602–606, [2006].
- [14] J. Achard, F. Silva, A. Tallaire, X. Bonnin, G. Lombardi, K. Hassouni, and A. Gicquel, “High quality mpacvd diamond single crystal growth : high microwave power density regime,” *Journal of Physics D : Applied Physics*, vol. 40, pp. 6175–6188, 2007.
- [15] H. Okushi, “High quality homoepitaxial cvd diamond for electronic devices,” *Diamond and Related Materials*, vol. 10, pp. 281–288, [2001].
- [16] G. S. Goldenblat, S. A. Grot, C. W. Hatfield, and A. R. Badzian, “High-temperature thin-film diamond field-effect transistor fabricated using a selective growth method,” *IEEE Electron device letters*, [1991].
- [17] J. Hirmke, S. Schwarz, C. Rottmair, S. Rosiwal, and R. Singer, “Diamond single crystal growth in hot filament cvd,” *Diamond and Related Materials*, vol. 15, pp. 536–541, [2006].
- [18] A. Badzian and T. Badzian, “Diamond homoepitaxy by cvd,” *Diamond and Related Materials*, vol. 2, p. 147, 1993.

- [19] A. Badzian and R. DeVries, "Crystallization of diamond from the gas phase ; part 1," *Material Research Bulletin*, vol. 23, p. 385, 1988.
- [20] J. Angus, M. Sunkara, S. Sahaida, and J. Glass, "Twinning and faceting in early stages of diamond growth by chemical vapor deposition," *Journal of Material Research*, vol. 7, p. 3001, 1992.
- [21] I. Sakaguchi, M. Nishitano-Gamo, K. Loh, H. Haneda, and T. Ando, "Hydrogen incorporation control in high quality homoepitaxial diamond (111) growth," *Diamond and Related Materials*, vol. 8, p. 1291, 1999.
- [22] A. Tajani, M. Mermoux, B. Marcus, E. Bustarret, E. Gheeraert, and S. Koizumi, "Strains and cracks in undoped and phosphorus-doped 111 homoepitaxial diamond films," *Physica Status Solidi (a)*, vol. 199, pp. 87–91, 2003.
- [23] R. Samlenski, J. Schmalzlin, R. Brenn, C. Wild, W. Muller-Sebert, and K. P., "Characterization of homoepitaxial diamond films by nuclear methods," *Diamond and Related Materials*, vol. 4, p. 503, 1995.
- [24] R. Samlenski, C. Haug, R. Brenn, C. Wild, R. Locher, and P. Koidl, "Characterisation and lattice location of nitrogen and boron in homoepitaxial cvd diamond," *Diamond and Related Materials*, vol. 5, p. 947, 1996.
- [25] S. Koizumi, M. Kamo, Y. Sato, H. Ozaki, and T. Inuzuka, "Growth and characterization of phosphorous doped 111 homoepitaxial diamond thin films," *Applied Physics Letters*, vol. 71, pp. 1065–1067, [1997].
- [26] H. Kiyota, E. Matsushima, K. Sato, H. Okushi, T. Ando, J. Tanaka, M. Kamo, and Y. Sato, "Electrical properties of b-doped homoepitaxial diamond (001) film," *Diamond and Related Materials*, vol. 6, pp. 1753–1758, [1997].
- [27] J. Isberg, J. Hammersberg, E. Johansson, T. Wikstrom, D. J. Twitchen, A. J. Whitehead, S. E. Coe, and G. A. Scarsbrook, "High carrier mobility in single-crystal plasma-deposited diamond," *Science*, vol. 297, pp. 1670–1672, [2002].
- [28] R. Haubner, "Comparison of sulfur, boron, nitrogen and phosphorous additions during low pressure diamond deposition," *Diamond and Related Materials*, vol. 14, pp. 355–363, [2005].
- [29] A. Sawabe, H. Fukuda, T. Suzuki, Y. Ikuhara, and T. Suzuki, "Interface between cvd diamond and iridium films," *Surface Science Letters*, vol. 467, pp. 845–849, 2000.

- [30] K. Kusakabe, A. Sobana, K. I. Sotowa, T. Imato, and T. Tsubota, "Electrical properties of boron-doped diamond films synthesized by mpcvd on an iridium substrate," *Diamond and Related Materials*, vol. 12, pp. 1396–1401, [2003].
- [31] M. Schreck, T. Bauer, F. Hormann, and B. Stritzker, "Domain formation in diamond nucleation on iridium," *Diamond and Related Materials*, vol. 12, pp. 262–267, 2003.
- [32] J. P. Lagrange, A. Deneuve, and E. Gheeraert, "Activation energy in low compensated homoepitaxial boron-doped diamond films," *Diamond and Related Materials*, vol. 7, no. 9, pp. 1390–1393, [1998].
- [33] T. H. Borst and O. Weis, "Boron-doped homoepitaxial diamond layers : fabrication, characterization, and electronic applications," *Physica Status Solidi a-Applications and Materials Science*, vol. 154, no. 1, pp. 423–444, [1995].
- [34] T. Kociniowski, M. A. Pinault, J. Barjon, F. Jomard, J. Chevallier, and C. Saguy, "Mocvd doping technology for phosphorus incorporation in diamond : Influence of the growth temperature on the electrical properties," *Diamond and Related Materials*, vol. 16, pp. 815–818, [2007].
- [35] F. Hormann, M. Schreck, and S. B., "First stages of diamond nucleation on iridium buffer layers," *Diamond and Related Materials*, vol. 10, pp. 1617–1621, 2001.
- [36] Y. Gurbuz, W. P. Kang, J. L. Davidson, J. Kerns, D. V., and Q. Zhou, "Pecvd diamond-based high performance power diodes," *IEEE Transactions on power electronics*, vol. 20, pp. 1–10, [2005].
- [37] S. Morooka, T. Fukui, K. Semoto, T. Tsubota, T. Saito, K. Kusakabe, H. Maeda, Y. Hayashi, and T. Asano, "Electrical properties of homoepitaxial boron-doped diamond thin films grown by chemical vapor deposition using trimethylboron as dopant.," *Diamond and Related Materials*, vol. 8, pp. 42–47, [1999].
- [38] J. Nakanishi, A. Otsuki, T. Oku, O. Ishiwata, and M. Murakami, "Formation of ohmic contacts to p-type diamond using carbide forming metals," *Journal of Applied Physics*, vol. 76, no. 4, pp. 2293–2298, [1994].
- [39] S. Koizumi, M. Kamo, Y. Sato, S. Mita, A. Sawabe, A. Reznik, C. Uzan-Saguy, and R. Kalish, "Growth and characterization of phosphorus doped n-type diamond thin films," *Diamond and Related Materials*, vol. 7, no. 2-5, pp. 540–544, [1998].



- [40] H. Kato, S. Yamasaki, and H. Okushi, “Carrier compensation in (001) n-type diamond by phosphorus doping,” *Diamond and Related Materials*, vol. 16, no. 4-7, pp. 796–799, |2007|.
- [41] M. A. Pinault, J. Barjon, T. Kociniewski, F. Jomard, and J. Chevallier, “N-type doping of diamond : Present status and pending questions,” *Physica Status Solidi (b)*, |2007|.
- [42] H. Kato, S. Yamasaki, and H. Okushi, “n-type conductivity of phosphorus-doped homoepitaxial single crystal diamond on (001) substrate,” *Diamond and Related Materials*, vol. 14, no. 11-12, pp. 2007–2010, |2005|.
- [43] H. Kato, S. Yamasaki, and H. Okushi, “n-type doping of (001)-oriented single-crystalline diamond by phosphorus,” *Applied Physics Letters*, vol. 86, no. 22, pp. 222111–3, |2005|.
- [44] H. Kato, T. Makino, S. Yamasaki, and H. Okushi, “N-type diamond growth by phosphorus doping on (001)-oriented surface,” *Journal of Physics D-Applied Physics*, vol. 40, pp. 6189–6200, |2007|.
- [45] M. Katagiri, J. Isoya, S. Koizumi, and H. Kanda, “Lightly phosphorous-doped homoepitaxial diamond films grown by chemical vapor deposition,” *Applied Physics Letters*, vol. 85, no. 26, pp. 6365–6367, |2004|.
- [46] Z. Teukam, J. Chevallier, C. Saguy, R. Kalish, D. Ballutaud, M. Barbe, F. Jomard, A. Tromson-Carli, C. Cytermann, J. E. Butler, M. Bernard, C. Baron, and A. Deneuve, “Shallow donors with high n-type electrical conductivity in homoepitaxial deuterated boron-doped diamond layers,” *Nature materials*, vol. 2, |2003|.
- [47] C. Saguy, R. Kalish, J. Chevallier, F. Jomard, C. Cytermann, B. Philosoph, T. Kociniewski, D. Ballutaud, C. Baron, and A. Deneuve, “The p-to-n-type conversion of boron-doped diamond layers by deuteration : New findings,” *Diamond and Related Materials*, vol. 16, no. 8, pp. 1459–1462, |2007|.
- [48] C. Saguy, R. Kalish, C. Cytermann, Z. Teukam, J. Chevallier, F. Jomard, A. Tromson-Carli, J. E. Butler, C. Baron, and A. Deneuve, “N-type diamond with high room temperature electrical conductivity by deuteration of boron doped diamond layers,” *Diamond and Related Materials*, vol. 13, pp. 700–704, |2004|.
- [49] J. F. Prins, “Electrical conduction in diamond after vacancy generation by means of carbon-ion implantation,” *Applied Physics Letters*, vol. 76, no. 15, pp. 2095–2097, |2000|.

- [50] R. Kalish, "Ion-implantation in diamond and diamond films : doping, damage effects and their applications," *Applied Surface Science*, |1997|.
- [51] S. Praver, "Ion implantation of diamond and diamond films," *Diamond and Related Materials*, vol. 4, no. 5-6, pp. 862–872, |1995|.
- [52] C. Uzan-Saguy, V. Richter, S. Praver, Y. Lifshitz, E. Grossman, and R. Kalish, "Nature of damage in diamond implanted at low temperatures," *Diamond and Related Materials*, vol. 4, no. 5-6, pp. 569–574, |1995|.
- [53] F. Fontaine, C. Uzan-Saguy, B. Philosoph, and R. Kalish, "Boron implantation/in situ annealing procedure for optimal p -type properties of diamond," *Applied Physics Letters*, vol. 68, no. 16, pp. 2264–2266, |1996|.
- [54] T. Vogel, J. Meijer, and A. Zaitsev, "Highly effective p-type doping of diamond by mev-ion implantation of boron," *Diamond and Related Materials*, vol. 13, no. 10, pp. 1822–1825, |2004|.
- [55] J. F. Prins, "Implantation-doping of diamond with b+, c+, n+ and o+ ions using low temperature annealing," *Diamond and Related Materials*, vol. 11, no. 3-6, pp. 612–617, |2002|.
- [56] J. F. Prins, "Ion implantation of diamond for electronic applications," *Semiconductor Science and Technology*, vol. 18, pp. 27–33, |2003|.
- [57] J. F. Prins, "Doping of diamond by the diffusion of interstitial atoms into layers containing a low density of vacancies," *Diamond and Related Materials*, vol. 7, no. 2-5, pp. 545–549, |1998|.
- [58] R. Job, M. Werner, A. Denisenko, A. Zaitsev, and W. R. Fahrner, "Electrical properties of lithium-implanted layers on synthetic diamond," *Diamond and Related Materials*, vol. 5, no. 6-8, pp. 757–760, |1996|.
- [59] K. Ueda, M. Kasu, and T. Makimoto, "High-pressure and high-temperature annealing as an activation method for ion-implanted dopants in diamond," *Applied Physics Letters*, vol. 90, pp. 122102–3, |2007|.
- [60] H. Yagyu, M. Deguchi, J. H. Won, Y. Mori, A. Hatta, M. Kitabatake, T. Ito, T. Hirao, and A. Hiraki, "Ion implantation in cvd diamond and plasma treatment effect," *Diamond and Related Materials*, vol. 4, no. 5-6, pp. 575–579, |1995|.
- [61] J. Won, H. Yagi, A. Hatta, N. Jiang, T. Ito, T. Sasaki, and A. Hiraki, "Effects of remote hydrogen plasma treatment (rhpt) on ion-implanted cvd diamond," *Diamond and Related Materials*, vol. 6, no. 8, pp. 1041–1046, |1997|.

- [62] M. Hasegawa, Y. Yamamoto, H. Watanabe, H. Okushi, M. Watanabe, and T. Sekiguchi, “Characterisation of nitrogen-implanted cvd homoepitaxial diamond,” *Diamond and Related Materials*, vol. 13, no. 4-8, pp. 600–603, [2004].
- [63] M. Hasegawa, M. Ogura, D. Takeuchi, S. Yamanaka, H. Watanabe, R. Sung-Gi, N. Kobayashi, and H. Okushi, “Structural properties of sulfur-implanted diamond single crystals,” in *Ion Implantation Technology, 2000. Conference on*, pp. 773–776, [2000].
- [64] A. A. Gippius, R. A. Khmel'nitskiy, V. A. Dravin, and S. D. Tkachenko, “Formation and characterization of graphitized layers in ion-implanted diamond,” *Diamond and Related Materials*, vol. 8, no. 8-9, pp. 1631–1634, [1999].
- [65] A. A. Gippius, R. A. Khmel'nitskiy, V. A. Dravin, and A. V. Khomich, “Diamond-graphite transformation induced by light ions implantation,” *Diamond and Related Materials*, vol. 12, no. 3-7, pp. 538–541, [2003].
- [66] N. Tsubouchi, M. Ogura, A. Chayahara, and H. Okushi, “Formation of a heavily b doped diamond layer using an ion implantation technique,” *Diamond and Related Materials*, vol. 17, no. 4-5, pp. 498–501, [2008].
- [67] G. M. R. Sirineni, H. A. Naseem, A. P. Malshe, and W. D. Brown, “Reactive ion etching of diamond as a means of enhancing chemically-assisted mechanical polishing efficiency,” *Diamond and Related Materials*, vol. 6, no. 8, pp. 952–958, [1997].
- [68] A. Vescan, W. Ebert, T. H. Borst, and E. Kohn, “Electrical characterisation of diamond resistors etched by rie,” *Diamond and Related Materials*, vol. 5, no. 6-8, pp. 747–751, [1996].
- [69] J. Enlund, J. Isberg, M. Karlsson, F. Nikolajeff, J. Olsson, and D. Twitchen, “Anisotropic dry etching of boron doped single crystal cvd diamond,” *Carbon*, vol. 43, pp. 1839–1842, [2005].
- [70] M. W. Geis, “Diamond transistor performance and fabrication,” *Proceedings of the IEEE*, [1991].
- [71] I. Bello, M. K. Fung, W. J. Zhang, K. H. Lai, Y. M. Wang, Z. F. Zhou, R. K. W. Yu, C. S. Lee, and S. T. Lee, “Effects at reactive ion etching of cvd diamond,” *Thin Solid Films*, vol. 368, no. 2, pp. 222–226, [2000].
- [72] Y. Ando, Y. Nishibayashi, K. Kobashi, T. Hirao, and K. Oura, “Smooth and high-rate reactive ion etching of diamond,” *Diamond and Related Materials*, vol. 11, no. 3-6, pp. 824–827, [2002].

- [73] D. S. Hwang, T. Saito, and N. Fujimori, "New etching process for device fabrication using diamond," *Diamond and Related Materials*, vol. 13, no. 11-12, pp. 2207–2210, [2004].
- [74] M. D. Stoikou, P. John, and J. I. B. Wilson, "Unusual morphology of cvd diamond surfaces after rie," *Diamond and Related Materials*, vol. 17, pp. 1164–1168, [2008].
- [75] F. K. de Theije, O. Roy, N. J. van der Laag, and W. J. P. van Enkevort, "Oxidative etching of diamond," *Diamond and Related Materials*, vol. 9, no. 3-6, pp. 929–934, [2000].
- [76] G. R. Brandes, C. P. Beetz, C. F. Feger, R. W. Wright, and J. L. Davidson, "Ion implantation and anneal to produce low resistance metal-diamond contacts," *Diamond and Related Materials*, vol. 8, no. 10, pp. 1936–1943, [1999].
- [77] T. Tachibana, B. E. Williams, and J. T. Glass, "Correlation of the electrical properties of metal contacts on diamond films with the chemical nature of the metal-diamond interface. i. gold contacts : A non-carbide-forming metal," *Physical Review B*, vol. 45, p. 11968, [1992].
- [78] V. Venkatesan and K. Das, "Ohmic contacts on diamond by b ion implantation and ti-au metallization," *Electron Device Letters, IEEE*, vol. 13, no. 2, pp. 126–128, [1992]. 0741-3106.
- [79] V. Venkatesan, D. M. Malta, K. Das, and A. M. Belu, "Evaluation of ohmic contacts formed by b+ implantation and ti-au metallization on diamond," *Journal of Applied Physics*, vol. 74, pp. 1179–1187, [1993].
- [80] Y. Wang, X. Liu, C. Zhen, H. Gong, Z. Yan, Y. Yang, and S. Ma, "Ohmic contacts and interface properties of au/ti/p-diamond prepared by r.f. sputtering," *Surface and Interface Analysis*, vol. 29, no. 7, pp. 478–481, [2000].
- [81] C. M. Zhen, X. Q. Liu, Z. J. Yan, H. X. Gong, and Y. Y. Wang, "Characteristics of au/ti/p-diamond ohmic contacts prepared by r.f. sputtering," *Surface and Interface Analysis*, vol. 32, pp. 106–109, [2001].
- [82] K. Das, V. Venkatesan, and T. P. Humphreys, "Ohmic contacts on diamond by b ion implantation and tic-au and ta/si/au metallization," *Journal of Applied Physics*, vol. 76, pp. 2208–2212, [1994].
- [83] M. Werner, C. Johnston, P. R. Chalker, S. Romani, and I. M. Buckley-Golder, "Electrical characterization of al/si ohmic contacts to heavily boron doped polycrystalline diamond films," *Journal of Applied Physics*, vol. 79, no. 5, pp. 2535–2541, [1996].

- [84] M. Werner, O. Dorsch, H. U. Baerwind, E. Obermeier, C. Johnston, P. R. Chalker, and S. Romani, "The effect of metallization on the ohmic contact resistivity to heavily b-doped polycrystalline diamond films," *Electron Devices, IEEE Transactions on*, vol. 42, pp. 1344–1351, [1995].
- [85] Y. G. Chen, M. Hasegawa, H. Okushi, S. Koizumi, H. Yoshida, T. Sakai, and N. Kobayashi, "Electrical properties of graphite/homoepitaxial diamond contact," *Diamond and Related Materials*, vol. 11, no. 3-6, pp. 451–457, [2002].
- [86] C. M. Zhen, Y. Y. Wang, Q. F. Guo, M. Zhao, Z. W. He, and Y. P. Guo, "Ohmic contacts on diamond by b ion implantation and ta-au metallization," *Diamond and Related Materials*, vol. 11, no. 9, pp. 1709–1712, [2002].
- [87] C. M. Zhen, Y. Y. Wang, S. H. He, Q. F. Guo, Z. J. Yan, and Y. J. Pu, "Ohmic contacts to boron-doped diamond," *Optical Materials*, vol. 23, pp. 117–121, [2003].
- [88] Y. G. Chen, M. Ogura, S. Yamasaki, and H. Okushi, "Investigation of specific contact resistance of ohmic contacts to b-doped homoepitaxial diamond using transmission line model," *Diamond and Related Materials*, vol. 13, no. 11-12, pp. 2121–2124, [2004].
- [89] Y. G. Chen, M. Ogura, S. Yamasaki, and H. Okushi, "Ohmic contacts on p-type homoepitaxial diamond and their thermal stability," *Semiconductor Science and Technology*, vol. 20, no. 8, pp. 860–863, [2005].
- [90] T. Teraji, H. Koizumi, and H. Kanda, "Ohmic contacts for phosphorus-doped n-type diamond," *Physica Status Solidi (a)*, vol. 181, pp. 129–139, [2000].
- [91] T. Teraji, S. Koizumi, and H. Kanda, "Ga ohmic contact for n-type diamond by ion implantation," *Applied Physics Letters*, vol. 76, no. 10, pp. 1303–1305, [2000].
- [92] D. Takeuchi, S. Yamanaka, H. Watanabe, and H. Okusi, "Device grade b-doped homoepitaxial diamond thin films," *Physica Status Solidi a-Applied Research*, vol. 186, pp. 269–280, [2001].
- [93] S. Yamanaka, D. Takeuchi, H. Watanabe, H. Okushi, and K. Kajimura, "Low-compensated boron-doped homoepitaxial diamond films," *Diamond and Related Materials*, vol. 9, pp. 956–959, [2000].
- [94] S. Kone, *Developpement de briques technologiques pour la realisation des composants de puissance en diamant monocristallin*. PhD thesis, UPS - Toulouse - France, 2011.

- [95] M. Gaukroger, P. Martineau, M. Crowder, I. Friel, S. Williams, and D. Twitchen, "X-ray topography studies of dislocations in single crystal cvd diamond," *Diamond and Related Materials*, vol. 17, pp. 262–269, 2008.
- [96] N. Fujita, A. Blumenau, R. Jones, S. Oberg, and P. Briddon, "Theoretical studies on (100) dislocations in single crystal cvd diamond," *Physica Status Solidi (a)*, vol. 203, pp. 3070–3075, 2006.
- [97] K. Miyata and D. L. Dreifus, "Metal/intrinsic diamond/semiconducting diamond junction diodes fabricated from polycrystalline diamond films," *Journal of Applied Physics*, vol. 73, no. 9, pp. 4448–4456, [1993].
- [98] A. Vescan, I. Daumiller, P. Gluche, W. Ebert, and E. Kohn, "Very high temperature operation of diamond schottky diode," *Electron Device Letters, IEEE*, vol. 18, pp. 556–558, [1997].
- [99] D. J. Twitchen, A. J. Whitehead, S. E. Coe, J. Isberg, J. Hammersberg, T. Wikstrom, and E. Johansson, "High-voltage single-crystal diamond diodes," *Electron Devices, IEEE Transactions on*, vol. 51, pp. 826–828, [2004].
- [100] Y. Chen, M. Ogura, T. Makino, S. Yamasaki, and H. Okushi, "Diamond schottky barrier diodes with low specific on-resistance," *Semiconductor Science and Technology*, vol. 20, pp. 1203–1206, [2005].
- [101] P. Volpe, P. Muret, J. Pernot, T. Omnès, F. Teraji, Y. Koide, F. Jomard, D. Planson, P. Broselard, N. Dheilily, B. Vergne, and S. Scharnholz, "Extreme dielectric strength in boron doped homoepitaxial diamond," *Applied Physics Letters*, vol. 97, pp. 223501–1 – 223501–3, 2010.
- [102] Y. Gurbuz, O. Esame, I. Tekin, W. P. Kang, and J. L. Davidson, "Diamond semiconductor technology for rf device applications," *Solid-State Electronics*, vol. 49, pp. 1055–1070, [2005].
- [103] F. Houze, J. Alvarez, J. P. Kleider, P. Bergonzo, E. Snidero, and D. Tromson, "Local electrical characterization of schottky diodes on h-terminated diamond surfaces by conducting probe atomic force microscopy," *Diamond and Related Materials*, vol. 15, no. 4-8, pp. 618–621, [2006].
- [104] E. Kohn, A. Denisenko, M. Kubovic, T. Zimmermann, O. Williams, and D. Gruen, "A new diamond based heterostructure diode," *Semiconductor Science and Technology*, vol. 21, pp. 32–35, [2006].

- [105] M. Brezeanu, T. Butler, N. Rupesinghe, S. J. Rashid, M. Avram, G. A. J. Amaratunga, F. Udrea, M. Dixon, D. Twitchen, A. Garraway, D. Chamund, and P. Taylor, "Single crystal diamond m-i-p diodes for power electronics," *IET Circuits Devices Syst.*, pp. 380–386, [2007].
- [106] H. Taniuchi, H. Umezawa, T. Arima, M. Tachiki, and H. Kwarada, "High-frequency performance of diamond fet," *IEEE Electronic device letters*, vol. 22, pp. 390–392, [2001].
- [107] M. Imura, Y. Koide, M. Y. Liao, and J. Alvarez, "Vertical-type schottky-barrier photodiode using p-diamond epilayer grown on heavily boron-doped p+-diamond substrate," *Diamond and Related Materials*, vol. 18, pp. 296–298, [2008].
- [108] T. Teraji, S. Koizumi, Y. Koide, and T. Ito, "Electric field breakdown of lateral-type schottky diodes formed on lightly doped homoepitaxial diamond," *Applied Surface Science*, vol. 254, pp. 6273–6276, [2008].
- [109] W. Huang, T. P. Chow, J. Yang, and J. E. Butler, "High voltage diamond schottky rectifiers," *International Journal of High Speed Electronics and Systems*, vol. 14, pp. 872–878, [2004].
- [110] L. Thaiyotin, E. Ratanadompisut, T. Phetchakul, S. Cheirsirikul, and S. Supadech, "Uv photodetector from schottky diode diamond film," *Diamond and Related Materials*, vol. 11, no. 3-6, pp. 442–445, [2002].
- [111] V. I. Polyakov, A. I. Rukovishnikov, L. A. Avdeeva, Z. E. Kun'kova, V. P. Varnin, I. G. Tere-metskaya, and V. G. Ralchenko, "Uv schottky photodiode on boron-doped cvd diamond films," *Diamond and Related Materials*, vol. 15, no. 11-12, pp. 1972–1975, [2006].
- [112] M. Kubovic, H. El-Hajj, J. E. Butler, and E. Kohn, "Diamond merged diode," *Diamond and Related Materials*, vol. 16, no. 4-7, pp. 1033–1037, [2007].
- [113] D. Sheridan, G. Niu, and J. Cressler, "Design of single and multiple zone junction termination extension structures for sic power devices," *Solid-State Electronics*, vol. 45, pp. 1659–1664, [2001].
- [114] D. Sheridan, G. Niu, J. Merreet, J. Cressler, C. Ellis, and C. Tin, "Design and fabrication of planar guard ring termination for high-voltage sic diodes," *Solid-State Electronics*, vol. 44, pp. 1367–1372, [2000].
- [115] M. Brezeanu, M. Avram, S. Rashid, G. A. J. Amaratunga, J. E. Butler, N. Rupesinghe, F. Udrea, A. Tajani, M. Dixon, D. Twitchen, A. Garraway, D. Chamund, M. J. Taylor, and

- G. Brezeanu, "Termination structures for diamond schottky barrier diodes," *Proceedings of the 18th International Symposium on power semiconductor devices and IC's*, [2006].
- [116] K. Ikeda, H. Umezawa, and S. Shikata, "Edge termination techniques for p-type diamond schottky barrier diodes," *Diamond and Related Materials*, vol. 17, no. 4-5, pp. 809–812, [2008].
- [117] K. Ikeda, H. Umezawa, N. Tatsumi, K. Ramanujam, and S. Shikata, "Fabrication of a field plate structure for diamond schottky barrier diodes," *Diamond and Related Materials*, vol. 18, pp. 292–295, 2009.
- [118] F. Liu, J. Wang, B. Liu, X. Li, and D. Chen, "Effect of surface termination on electronic structure of nano-crystalline diamond film," *Proceedings of the 1st IEEE International Conference on Nano/Micro engineered and molecular systems.*, pp. 639–643, [2006].
- [119] M. Wade, P. Muret, F. Omnes, and A. Deneuve, "Technology and electrical properties of ohmic contacts and schottky diodes on homoepitaxial layers grown on (100) diamond surfaces," *Diamond and Related Materials*, vol. 15, no. 4-8, pp. 614–617, [2006].
- [120] R. Trew, J. Yan, and P. Mock, "The potential of diamond and sic electronic devices for microwave and millimeter-wave power applications," *Proceedings of the IEEE*, vol. 79, pp. 598–620, 1991.
- [121] F. Coti and M. Coti, "Surface breakdown in silicon planar diodes equipped with field plate," *Solid-State Electronics*, vol. 15, pp. 93–105, 1972.
- [122] D. Dragomirescu, G. Charitat, F. Rossel, and E. Scheid, "Very high voltage planar devices using field plate and semi-resistive layers : design and fabrication," *Semiconductor Conference IEEE*, pp. 363–366, 2000.
- [123] D. Jaume, Charitat, J. M. Reynes, and P. Rossel, "High voltage planar devices using field plate and semi-resistive layers," *IEEE Transactions on electron devices*, vol. 38, pp. 1681–1684, 1991.
- [124] A. Mimura, M. Oohayashi, S. Murakami, and N. Niomma, "High voltage planar structure using sio<sub>2</sub>-sipos-sio<sub>2</sub> film," *Electron Device Letters, IEEE*, vol. 6, 1985.
- [125] T. Stockmeier and K. Lilja, "Sipos passivation for high voltage power devices with planar junction termination," *Power Semiconductor Devices and ICs IEEE*, pp. 145–148, 1991.
- [126] D. Dragomirescu and G. Charitat, "Improving the dynamic avalanche breakdown of high voltage planar devices using semi-resistive field plates," *Microelectronic Journal*, vol. 32, 2001.



- [127] L. Zhang, J. Ramer, J. Brown, K. Zheng, L. Lester, and S. Hersee, "Electron cyclotron resonance etching characteristics of gan in sicl<sub>4</sub>/ar," *Applied Physics Letters*, vol. 68, pp. 367–369, 1996.
- [128] F. Egitto, F. Emmi, R. Horwath, and V. Vukanovic, "Plasma etching of organic materials : Polyimide in 02-cf 4," *Journal of Vacuum Science and Technology B*, vol. 3, pp. 893–904, 1985.
- [129] G. Civrac de Fabian, *Vers la realisation de composants haute tension, forte puissance sur diamant CVD. Developpement des technologies associees*. PhD thesis, UPS - Toulouse France, 2009.
- [130] E. Nicollian and J. Brews, *MOS physics and technology*. Wiley-Interscience, 1982.
- [131] Goetzberger, "Low-temperature hysteresis effects in metal-oxide-silicon capacitors caused by surface-state trapping," *IEEE Transactions on electronic devices*, vol. 12, pp. 1009–1014, 1968.
- [132] J. Cooper, "Advances in sic mos technology," *Physica Status Solidi (a)*, vol. 162, pp. 305–320, 1997.
- [133] E. Al Alam, *Developpement de briques technologiques pour la realisation de transistor MOS de puissance en Nitrure de Galium*. PhD thesis, LAAS-CNRS, 2011.
- [134] T. Inushima, T. Nakama, T. Shiraishi, M. Mitsuhashi, and T. Watanabe, "Capacitance-voltage measurements on metal-sio<sub>2</sub>-boron-doped homoepitaxial diamond," *Diamond and Related Materials*, vol. 6, pp. 852–855, 1997.
- [135] M. Geis, J. Gregory, and B. Pate, "Capacitance-voltage measurements on metal-sio<sub>2</sub>-diamond structures fabricated with (100) and (111) oriented substrates," *IEEE Transactions on electronic devices*, vol. 38, pp. 619–626, 1991.
- [136] S. Berberich, P. Godignon, M. L. Locatelli, J. Millan, and H. L. Hartnagel, "High frequency c(v) measurements of sic mos capacitors," *Solid-State Electronics*, vol. 42, pp. 915–920, 1998.
- [137] R. Kumaresan, H. Umezawa, N. Tatsumi, K. Ikeda, and S. Shikata, "Device processing, fabrication and analysis of diamond pseudo-vertical sbd with low leakage current and high blocking voltage," *Diamond and Related Materials*, vol. 18, pp. 299–302, 2009.