Université Fédérale
Toulouse Midi-Pyrénées

THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par l'Université Toulouse 3 - Paul Sabatier

Présentée et soutenue par

Chaymaa HALOUI

Le 21 juillet 2021

Développement et réalisation technologique de composants HEMTs en Nitrure de Gallium (GaN) présentant la fonctionnalité "Normally-Off"

Ecole doctorale : **GEETS - Génie Electrique Electronique,Télécommunications et Santé : du système au nanosystème**

Spécialité : **MicroNano Systèmes**

Unité de recherche :
LAAS - Laboratoire d'Analyse et d'Architecture des Systèmes

Thèse dirigée par
Frédéric MORANCHO, Karine ISOIRD et Mathieu GAVELLE

Jury

M. Dominique PLANSON, Rapporteur
Mme Nathalie LABAT, Rapporteure
M. Mathieu GAVELLE, Examinateur
M. Yvon CORDIER, Examinateur
M. Emmanuel COLLARD, Examinateur
M. Philippe MENINI, Examinateur
M. Frédéric MORANCHO, Directeur de thèse
Mme Karine ISOIRD, Co-directrice de thèse

Remerciements

Ce travail a été effectué au Laboratoire d'Analyse et d'Architecture des Systèmes du Centre National de la Recherche Scientifique (LAAS-CNRS) de Toulouse au sein de l'équipe Intégration de Systèmes de Gestion de l'Energie (ISGE). Il s'inscrit dans le cadre d'un projet de partenariat entre le CEA-Tech Occitanie et le LAAS-CNRS et était financé par la région Occitanie (Fonds Européen de Développement Régional FEDER).

Je tiens tout d'abord à remercier M. Liviu NICU, Directeur du LAAS, de m'avoir accueillie au LAAS-CNRS. J'adresse mes remerciements aux membres de jury : Mme Nathalie LABAT, Professeur à l'université de Bordeaux et M. Dominique PLANSON, Professeur à l'INSA de Lyon, pour m'avoir accordée l'honneur de rapporter ce travail ; M. Emmanuel COLLARD ingénieur STMicroelectronics d'avoir accepté d'examiner ce mémoire de thèse ; M. Philipe MENINI Professeur à l'université Paul Sabatier Toulouse d'avoir accepté de présider le jury de soutenance.

J'exprime mes sincères remerciements à M. Gaëtan TOULON ingénieur EXAGAN. Je le remercie pour ses compétences scientifiques, la qualité des échanges que l'on a eus et tout le temps qu'il m'a consacré.

Je remercie vivement mon directeur de thèse Frédéric MORANCHO, Professeur à l'université Paul Sabatier Toulouse et mon co-encadrant Mathieu GAVELLE, ingénieur CEA-Tech Occitanie pour leur confiance en moi et l'opportunité qu'ils m'ont accordée. Merci pour leurs encouragements et leur soutien infaillible tout au long de ces années de thèse.

Mes remerciements s'adressent aussi à Karine ISOIRD, maître de conférence à l'Université de Paul Sabatier Toulouse, qui a codirigé ces travaux. Je la remercie pour les discussions scientifiques enrichissantes et pour ses recommandations pertinentes pour l'avancement des travaux. Je la remercie d'avoir toujours trouvé de la disponibilité pour moi et pour son soutien pendant les moments difficiles.

J'adresse mes remerciements les plus sincères à Josiane TASSELLI, chargée de recherche au LAAS-CNRS. Je lui témoigne toute ma gratitude pour sa disponibilité, ses précieux conseils notamment en technologie et ses qualités humaines. Merci pour la confiance qu'elle m'a témoignée et ses encouragements, pour l'aide qu'elle m'a apportée durant ces années de thèse. Sans elle, le travail n'aurait pas pu être complet.

Mes plus sincères remerciements s’adressent également à Patrick Austin, Professeur à l’université Paul Sabatier Toulouse et membre de l’équipe ISGE. Je le remercie particulièrement pour ses précieux conseils, son écoute et ses qualités humaines. Je remercie Audrey CHAPELLE, avec qui j’ai commencé le procédé en salle blanche, pour sa gentillesse et tout le savoir-faire qu’elle a partagé généreusement avec moi. Merci à tous les membres de l’équipe ISGE qui ont directement ou indirectement participées à la réalisation et/ou à la réussite de nos projets. Merci d’avoir entretenu une atmosphère conviviale durant tout le déroulement de cette thèse. Merci à David TREMOUILLES ancien responsable de l’équipe ISGE d’avoir toujours répondu présent à mes sollicitations, pour les échanges enrichissants et ses conseils précieux. Je remercie tous les doctorants et les stagiaires de l’équipe en particulier Daniel Rouly pour son implication et ses efforts tout en lui souhaitant une bonne continuation !

J'adresse mes remerciements aux ingénieurs TEAM, pour m’avoir fait profiter de leurs connaissances techniques en particulier Pierre-François CALMON pour ses contributions dans la partie lithographie laser, Aurélie LESCETRE pour la partie gravure. Je remercie aussi l’équipe des ingénieurs CEA (Toulouse et Grenoble) pour leur amabilité et l’accueil chaleureux qu’ils m’ont réservé en début de thèse.

Mes remerciements s’adressent aussi aux collègues de bureau G6 : Luiz LAVADO VILLA, Manuel GONTZALEZ SENTIS, Nabil EL BELGHITI ALAOUI et Quang Chuc NGUYEN. Je tiens à remercier particulièrement Dany HACHEM, collègue et ami, pour ses qualités humaines exceptionnelles, son soutien inconditionnel, son attention bienveillante qui m’ont donné la force et le courage pendant les moments difficiles.

Je présente mes remerciements à tous mes amis qui m’ont soutenue, accompagnée et encouragée pendant les moments difficiles. Je pense à Marianne, Dima, Valérie, Sofiane, Asmaa, Ali, Amani, Amel, Sabeha, Fadhila, Ayoub, Hager, Ahmet et Adem. J’adresse mes remerciements les plus chaleureux à Yassine pour les agréables moments passés ensemble, sa bonne humeur, sa gentillesse et l’aide qu’il a toujours su me proposer.

Finalement, j’adresse mes remerciements à toute ma famille pour toute l’affection qu’elle m’a donnée. Merci à mon père El Houcine et ma mère Souad pour leur amour inestimable, leurs sacrifices, leur confiance, leur soutien et toutes les valeurs qu’ils ont su m’inculquer. À ma sœur Sara et mon frère Taha, pour leur tendresse, leur complicité et leur présence et la joie de vie qu’ils m’ont apportée malgré la distance qui nous sépare !!

Tables de matières

Tables de matières i
Introduction générale 1
I Chapitre 1 : Généralités sur la filière nitrure de gallium et les transistors HEMTs AlGaN/GaN 5
I.1 Introduction 7
I.2 Le nitrure de gallium pour l'électronique de puissance 8
I.2.1 Historique du GaN 8
I.2.2 Propriétés du GaN 10
I.2.2.1 Structure cristallographique 10
I.2.2.2 La bande interdite 11
I.2.2.3 Champ de claquage 12
I.2.2.4 Mobilité des porteurs 12
I.2.2.5 Conductivité thermique 13
I.2.3 Les substrats de croissance du nitrure de gallium GaN 14
I.2.3.1 Le saphir 15
I.2.3.2 Le carbure de silicium SiC 15
I.2.3.3 Le silicium Si 15
I.2.4 Les méthodes de croissance du nitrure de gallium 16
I.2.4.1 Épitaxie en Phase Vapeur à partir d'Hydrure (EPVH) 17
I.2.4.2 Épitaxie en Phase Vapeur d'OrganoMétalliques (EPVOM) MOCVD 18
I.2.4.3 Épitaxie par Jets Moléculaires (MBE) 19
I.3 Généralités sur les transistors HEMTs AlGaN/GaN 20
I.3.1 Composition de la structure HEMT AlGaN/GaN 21
I.3.2 L'hétérojonction et le gaz bidimensionnel d'électrons 23
I.3.2.1 Polarisations spontanée et piézoélectrique 24
I.3.2.1.1 Polarisation spontanée 24
I.3.2.1.2 Polarisation piézoélectrique 25
I.4 État de l'art des transistors HEMTs « normally-off » 26
I.4.1 Grille enterrée (« Recess gate ») 26
I.4.2 Grille P-GaN 28
I.4.3 Implantation aux ions fluor 31
I.4.4 P-GaN enterré 32
I.4.5 Cascode 34
I.5 Conclusion 35
II Chapitre 2 : Une nouvelle structure de HEMT normally-off AlGaN/GaN avec une grille à barrière P-GaN par reprise d'épitaxie localisée 37

II.1 Introduction 39
II.2 Nouvelle structure de HEMT AlGaN/GaN normally-off 40
II.2.1 Étalonnage de la simulation physique 41
II.2.1.1 Maillage 42
II.2.1.2 Modèle physique et paramètres 43
II.2.1.3 Étude à l'état passant 43
II.2.2 Résultats de simulations du HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN 45
II.2.2.1 Grille Schottky 46
II.2.2.2 Grille MIS 47
II.3 Conception des masques pour la fabrication du HEMT 50
II.3.1 Description des étapes de fabrication de la structure HEMT normally-off à grille à barrière P-GaN par épitaxie localisée 50
II.3.2 Conception du jeu de masques 53
II.3.2.1 HEMT normally-off et normally-on (groupes A, B, C, D, P & S) 54
II.3.2.2 Structures de tests 55
II.3.2.2.1 Structures TLM 56
II.3.2.2.2 Barre de Hall et motif Van der Pauw 57
II.3.2.2.3 Diodes Schottky et capacité MIS 57
II.4 Conclusion 58
III Chapitre 3 : Mise en place du procédé technologique de fabrication d'un HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN par épitaxie localisée 59
III.1 Introduction 61
III.2 La gravure de grille 62
III.2.1 Techniques de lithographie 63
III.2.1.1 Lithographie optique par contact 64
III.2.1.2 Lithographie optique par proximité 65
III.2.1.3 Lithographie optique par projection (Stepper ou Photorépéteur) 65
III.2.1.4 Lithographie électronique par écriture Laser 66
III.2.2 La gravure : principe et procédés 66
III.2.2.1 Définition des paramètres caractérisant une gravure 67
III.2.2.2 Les techniques de gravure 68
III.2.2.2.1 La gravure humide 68
III.2.2.2.2 La gravure par plasma 69
III.2.2.2.3 Gravure par couche atomique (Atomic Layer Etching) 70
III.2.3 La gravure de l'AlGaN 73
III.2.3.1 Etat de l'art 73
III.2.3.2 Développement du procédé de gravure de l'AlGaN 75
III.2.3.2.1 Protocole expérimental 76
III.2.3.2.2 Détermination du temps de gravure 78

III.2.3.2.3 Caractérisation après gravure 79
III.2.3.2.4 Influence du temps de gravure et de la taille des échantillons 83
III.2.3.2.5 Résidus post-gravure 86
III.2.3.2.6 Synthèse des résultats de gravure 89
III.3 La reprise d'épitaxie localisée d'une couche P-GaN 90
III.3.1 Préparation des échantillons 90
III.3.2 Reprise d'épitaxie par MOCVD 91
III.3.3 Reprise d'épitaxie par MBE 94
III.3.3.1 Reprise d'épitaxie de GaN non dopé 94
III.3.3.2 Reprise de GaN dopé p 96
III.3.4 Retrait du SiO_2 99
III.4 Étude des contacts ohmiques 100
III.4.1 Bases théoriques du contact métal/ semi-conducteur 100
III.4.1.1 Travail de sortie et affinité électronique 100
III.4.1.2 Jonction idéale métal/semi-conducteur 101
III.4.1.3 Modes de conduction à travers une barrière Schottky 105
III.4.2 Cas du contact métal/hétérostructure dans un HEMT AlGaN/GaN 106
III.4.2.1 Stratégie de création optimisée d'un contact ohmique sur une hétérostructure AlGaN/GaN 107
III.4.2.2 Etat de l'art des contacts ohmiques pour HEMTs en AlGaN/GaN 110
III.4.2.3 Synthèse et choix des métaux pour la structure HEMT AlGaN/GaN avec une grille à barrière P-GaN 115
III.5 Description des étapes complémentaires pour la fabrication du HEMT 117
III.5.1 Isolation des composants 117
III.5.2 Passivation et traitement de surface 119
III.5.3 Métallisation des contacts 120
III.6 Conclusion 129
Conclusion Générale et perspectives 130
Références 135

Liste des abréviations et symboles

$\vec{p}$	Moment dipolaire
$(MeCp)_2Mg$	Bisméthyl-cyclo-penta-dhényl-magnésium
μ	Mobilité électronique
2DEG	Gaz d'électron bidimensionnel à l'interface AlGaN/GaN
A	Degré d'anisotropie
AFM	Atomic Force Microscopy
Al	Aluminium
Al_2O_3	Alumine
ALE	Atomic Layer Etching
AlGaAs	Arséniure d'aluminium-gallium
AlGaN	Nitrure d'aluminium-gallium
AlN	Nitrure d'aluminium
Ar	Argon
ARDE	Aspect Ratio Dependent Etching
Au	Or
$AuAl_2$	Or-Aluminium intermétallique
BCl_3	Trichlorure de bore
BOE	Buffered Oxide Etch
C	Carbone
Ca	Calcium
CCP	Couplage capacitif
CD	Critical Dimension
CF_4	Tétrafluorure de carbone
CHF_3	Trifluorométhane
Cl_2	Dichlore
Cp2Mg	Bicyclopentadiexyl de Magnésium
D	Profondeur gravée
DFA	Détection de fin d'attaque
DMSO	Dimethyl sulfoxide
E	Champ électrique
E_c	Champ de claquage
E_C	Énergie de la bande de conduction
ECR	Electron-Cyclotron Resonance
EDI	Eau dé-ionisée
EDX	Energy Dispersive X-Ray
E_F	Énergie du niveau de fermi
E_g	Énergie de la bande interdite
E_T	Niveau d'énergie du centre profond
E_V	Énergie de la bande de valence
F	Fluorine
F^-	Fluorure
FA	Facteur d'Aspect
FIB	Focused Ion Beam
Ga	Gallium
$Ga(CH_3)_3$	Triméthylgallium
GaAs	Arséniure de Gallium
GaCl	Chlorure de gallium
GaN	Nitrure de Gallium
Ge	Germanium
H_2	Hydrogène
H_2O_2	Peroxyde d'hydrogène
HCl	Acide chlorohydrique
HD-GIT	Hybride Drain-Gate Injection Transistor
HEMT	High electron mobility transistor
Hg	Mercure
HVPE	Hybrid Vapor Phase Epitaxy
ICP	Couplage inductif
ICPECVD	Inductively Coupled Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition

I_d	Courant de drain
IGBT	Isolated gate bipolar transistor
InGaAs	Arséniure de gallium-indium
InGaN	Nitrure de gallium-indium
InN	Nitrure d'indium
Ir	Iridium
I-V	Caractéristique Courant-Tension
K	Potassium
KOH	Hydroxide de potassium
L_{FP}	Plaque de champ de grille
Li	Lithium
LOR	Lift-OFF Resist
LPCVD	Low Pressure Chemical Vapor Deposition
m^*	Masse effective d'électron
MBE	Molecular Beam Epitaxy
MEB	Microscope électronique à balayage
MESFET	Metal semiconductor field-effect transistor
MESFET	Metal Semiconductor Field Effect Transitor
Mg	Magnésium
Mg-H	Hydrure de magnésium
MIS	Metal-Insulator-Semiconductor
Mo	Molybdène
MOCVD	Metal-Organic Chemical Vapor Deposition
MODFET	Modulation Doped Field Effect Transistor
MOS	Metal-Oxide-Semiconductor
MOSFET	Metal-oxide semiconductor field-effect transistor
n	Concentration des électrons
N	Azote
N_2	Di-nitrogène
Na	Sodium
Nd	Neodymium
NH_3	Ammoniac
NH_4F	Fluorure d'ammonium
NH_4OH	Ammoniaque
Ni	Nickel
n_s	Concentration d'électrons
O	Oxygène
O	Ouverture du motif
O_2	Dioxygène
Pd	Polladium
PEB	Post Exposure Bake
PL	Photoluminescence
P_{PE}	Polarisation piézoélectrique
P_{SP}	Polarisation spontanée
Pt	Platine
q	Charge élémentaire d'électron
Q_f	Concentration de charges d'interface
R_C	Résistance de contact
$R_{ds\text{-}ON}$	Résistance dynamique à l'état passant
RF	Radio fréquence
RIE	Reactive Ion Etching
RMS	Root Mean Square
R_{ONsp}	Résistance spécifique à l'état passant
RTA	Rapid Thermal Anneal
S	Sélectivité
SiC	Carbure de Silicium
Si3N4	Nitrure de Silicium
T	Température
Ta	Tantale
TCAD	Technology Computer Aided Design

TEGFET	Two-dimensional Electron Gaz Field Effect Transistor
TEM	Transmission Electron Microscopy
Tf	Température de fusion
Ti	Titane
TiN	Nitrure de titane
TiO	Oxyde de titane
TiO_2	Dioxyde de titane
TLM	Transmission Line Method
TMGa	Triméthylgallium
UV	Ultra-Violet
V	Tension
V_B	Tension de claquage
V_{DS}	Tension drain-source
V_G	Tension de grille
V_{GS}	Tension grille source
V_{MS}	Différence de potential entre metal et SC
Vp	Tension de polarisation
V_{th}	Tension de seuil
W	Tungstène
w	Largeur de la structure TLM
W_G	Largueur de grille
XPS	X-Ray Photoelectron Spectrometry
ZAE	Zone d'accumulation d'électrons
ZCE	Zone de charge d'espace
Zn	Zin
θ	Pente de profil
λ	Longueur d'onde d'exposition
τ	Temps de relaxation
υ	Vitesse de dérive
χ_{AlGaN}	Affinité électronique de l'AlGaN
χ_{AlN}	Affinité électronique de l'AlN
χ_{GaN}	Affinité électronique du GaN
χ_S	Affinité électronique du SC
ε_0	Permittivité du vide
ε_r	Constante diélectrique
Φ_b	Hauteur de la barrière Schottky
Φ_m	Travail de sortie du métal
Φ_S	Travail de sortie du semi-conducteur type N

Introduction générale

Dans une société où la consommation d'énergie électrique ne cesse d'augmenter, l'efficacité énergétique s'impose comme un élément crucial pour permettre aux sources d'énergie de se déployer à grande échelle. La question de l'efficacité énergétique s'invite dans les débats de la transition énergétique, en particulier avec l'accroissement des besoins des technologies de pointe ou des marchés spécifiques comme l'automobile, l'aéronautique, les data centers ou le numérique qui consomme à lui seul 10 à 15 % de l'électricité mondiale, soit l'équivalent de 100 réacteurs nucléaires. Tous ces domaines requièrent des systèmes de conversion performants, efficaces et moins encombrants. Ces critères induisent des contraintes sur tous les éléments de la chaîne d'alimentation, en particulier les convertisseurs de puissance. Une des voies explorées porte sur l'optimisation de l'ensemble des éléments du convertisseur, de l'architecture en passant par les composants.

Dans cette perspective d'amélioration, de nombreuses recherches se sont orientées vers de nouveaux matériaux et technologies de réalisation des composants de puissance pour repousser les limitations des technologies silicium (Si) qui se font de plus en plus sentir. On rencontre donc aujourd'hui un intérêt accru pour les semi-conducteurs à large bande interdite « grand gap » tels que le carbure de silicium (SiC) ou plus récemment le nitrure de gallium (GaN). Les propriétés exceptionnelles de bande interdite et de fort champ électrique de claquage rendent ces matériaux plus pertinents pour les applications haute fréquence et haute puissance. Des dispositifs innovants exploitant ces matériaux « grand gap » tels que le GaN apparaissent comme des solutions prometteuses qui, associés à des topologies systèmes revisitées, permettent d'envisager des niveaux de performances élevées et de réduire l'encombrement dans les équipements existants. Parmi ces nouveaux composants, on trouve les interrupteurs de puissance HEMTs (High Electron Mobility Transistors). Dans ce dispositif à hétérojonction AlGaN/GaN, un gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG) est créé à l'interface de l'hétérojonction. Ce gaz est à l'origine de densités de porteurs élevées caractérisées par une bonne mobilité sans nécessiter de dopage. Bien que les transistors HEMTs de puissance basés sur l'hétérostructure AlGaN/GaN ont démontré des performances nettement supérieures à celles des composants Si, ils présentent néanmoins le problème d'être passants même en absence de polarisation – ils sont « normally-on » – alors qu'un transistor à enrichissement est préférable pour les circuits de puissance pour des raisons de sécurité et de simplicité des architectures. Différentes approches ont été étudiées pour la réalisation des transistors HEMTs

avec la fonctionnalité « normally-off ». Chacune présente des avantages et des inconvénients, un grand effort restant à faire pour identifier la meilleure approche et en proposer de nouvelles. L'objectif de ce travail est de développer le procédé technologique de la réalisation d'une nouvelle structure d'un HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN réalisée par épitaxie localisée.

Ce manuscrit de thèse est structuré en trois parties.

Le premier chapitre est consacré aux rappels des propriétés physiques des matériaux à large bande interdite, à leurs structures cristallographiques et leurs propriétés pour l'électronique de puissance en comparaison avec le matériau de référence en microélectronique : le silicium. Les substrats et les méthodes de croissance du nitrure de gallium GaN sont aussi détaillés. Les notions de polarisations (spontanée et piézoélectrique) sont décrites ainsi que le principe de fonctionnement du transistor et la physique du HEMT en AlGaN/GaN. Enfin un état de l'art des HEMTs de puissance normally-off est dressé et leurs performances sont présentées.

Le deuxième chapitre est dédié aux simulations effectuées pour établir les potentialités de la structure et au jeu de masques conçu pour la réalisation du composant. L'étalonnage du simulateur et la méthodologie de maillage sont explicités. Ensuite, des simulations de la structure du nouveau HEMT normally-off sont présentées afin d'appréhender les paramètres régissant le décalage de la tension seuil (fonctionnalité normally-off) et de déterminer les choix des matériaux et dimensions pour lesquels opter lors de la réalisation du composant.

Le troisième chapitre est axé sur les travaux technologiques et le développement des différentes briques de réalisation du transistor HEMT normally-off. Dans un premier temps, sont abordées les étapes élémentaires d'un procédé de fabrication technologique et les généralités sur les techniques de lithographie et les modes de gravure. La première partie de ce chapitre offrira plus de détails sur la brique technologique de l'ouverture de la grille. Un état de l'art des techniques et chimie de gravure des matériaux III-V, en particulier la couche barrière du composant, l'AlGaN, sera dressé. Le protocole expérimental de mise en place de cette étape, les résultats de gravure par mode RIE et les défis relevés, notamment la maîtrise nanométrique et l'état de surface après gravure, sont détaillés. Dans un second temps, la brique de reprise d'épitaxie localisée est exposée. Les résultats des couches réépitaxiées par MBE et MOCVD sont présentés. La troisième partie de ce chapitre présente la physique liée aux contacts

ohmiques et Schottky et une analyse des mécanismes de formation nécessaires à la réalisation des transistors. Une étude sur l'optimisation du contact Schottky est présentée et montre les choix adaptés pour l'obtention des contacts ohmiques et Schottky sur AlGaN et P-GaN. Enfin est présenté le reste des étapes technologiques effectuées pour la réalisation du composant.

I Chapitre 1 : Généralités sur la filière nitrure de gallium et les transistors HEMTs AlGaN/GaN

I.1 Introduction

Depuis de nombreuses années, le silicium (Si) est le semi-conducteur de référence dans les systèmes de conversion de puissance, en particulier avec l'utilisation de composants bipolaires IGBT, de transistors MOS ou encore de thyristors GTO. Néanmoins, la technologie Si atteint aujourd'hui ses limites face à l'évolution des besoins en électronique de puissance de plus en plus exigeants. En effet, le développement actuel des énergies issues de sources renouvelables et l'augmentation de la consommation électrique nécessitent de nouveaux composants intégrés de puissance qui doivent minimiser les pertes et assurer une meilleure efficacité de conversion d'énergie, tout en optimisant la densité de puissance au niveau système.

Grâce à l'avènement des matériaux « grand gap » — c'est-à-dire à large bande interdite — tels que le nitrure de gallium (GaN) ou encore le carbure de silicium (SiC), un nouveau marché de conversion de puissance émerge et met à profit les propriétés exceptionnelles de large bande interdite et de fort champ électrique de claquage. Les applications des dispositifs à base de GaN s'étendent alors sur une gamme de fréquences et de puissances inatteignable par les autres matériaux, et plus particulièrement par le silicium, ce qui se traduit par des perspectives applicatives très élargies (Figure I-1). De plus, les progrès technologiques, et notamment d'épitaxie, permettent désormais la production de qualité industrielle de fines couches actives de matériaux GaN sur des substrats silicium de large diamètre (jusqu'à 200 mm). On parle alors de matériaux GaN sur Si (GaN-on-Si). Le coût de fabrication du matériau GaN s'en trouve donc considérablement réduit et l'intérêt de son application à l'échelle industrielle particulièrement accru.

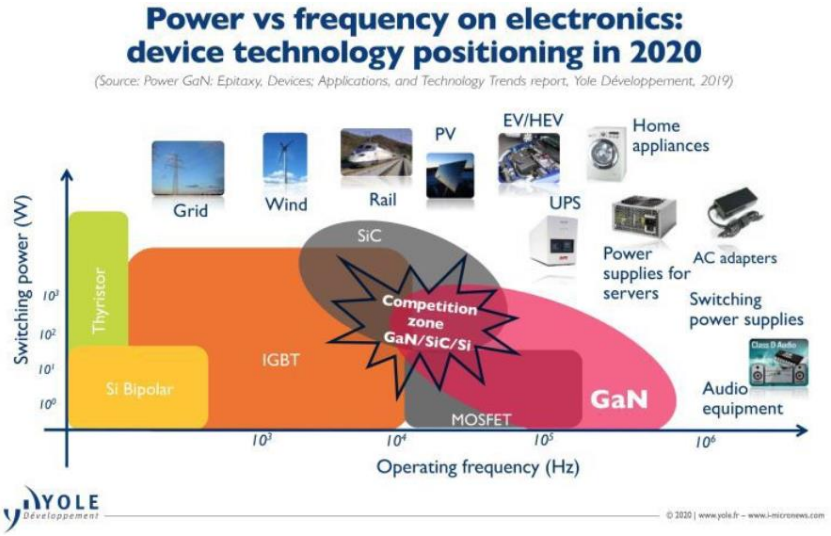


Figure I-1 : Fréquences et puissance de fonctionnement des différents composants de puissance et leurs domaines d'applications [1].

Des composants à base de GaN particulièrement performants sont les transistors à haute mobilité électronique (HEMT pour l'anglais « High Electron Mobility Transistor ») qui présentent des tensions de claquage, des vitesses de saturation et des mobilités des porteurs de charge très élevées, ce qui est un avantage majeur pour la conversion de puissance à haute efficacité. Cependant, ils présentent l'inconvénient d'être normally-on : leur canal (gaz bidimensionnel d'électrons 2DEG à très forte densité et haute mobilité) est peuplé d'électrons même à une tension de grille nulle, ce qui constitue une limitation pour la plupart des applications de puissance qui exigent l'utilisation d'interrupteurs normally-off, notamment pour des raisons de sécurité.

Dans ce chapitre, nous allons présenter dans un premier temps l'historique du nitrure de gallium (GaN) ainsi que les propriétés électriques et physiques du matériau GaN et les avantages qu'il présente pour les applications haute puissance. Nous allons aussi détailler les différents substrats et techniques de croissance du GaN.

Dans un deuxième temps, nous allons aborder le mécanisme de formation du gaz bidimensionnel à l'interface AlGaN/GaN ainsi que le principe de fonctionnement des transistors HEMTs, en rappelant le rôle des différentes couches qui constituent la structure de base d'un HEMT conventionnel en GaN.

Enfin, nous allons présenter un état de l'art des différentes structures proposées pour assurer la fonctionnalité normally-off d'un HEMT en AlGaN/GaN.

I.2 Le nitrure de gallium pour l'électronique de puissance

I.2.1 Historique du GaN

L'histoire du nitrure de gallium (GaN) remonte aux années 1932 où Johnson et al. [2] ont réussi à le synthétiser pour la première fois en faisant passer de l'ammoniac gazeux sur du gallium métallique à des températures élevées (entre 900 °C et 1000 °C). Le même procédé de synthèse a été suivi par Juza et Hahn [3] qui ont utilisé cette fois-ci une source de gallium liquide. Le GaN synthétisé était sous forme de poudre constituée d'aiguilles et plaquettes, ce qui a permis d'étudier la structure cristalline du GaN et son paramètre de maille. Les recherches se sont poursuives mais ce n'est qu'en 1968 que Maruska et Tietjen ont réussi à faire croître la

première couche de GaN par épitaxie en phase vapeur d'hydrure (HVPE pour « Hydride Vapour Phase Epitaxy ») sur un substrat saphir [4]. Tout le GaN fabriqué à l'époque était de type N même s'il n'était pas intentionnellement dopé, les lacunes d'azote étant considérées comme donneurs. Plus tard, ce modèle a été remis en question et l'oxygène a été proposé comme donneur [3].

Les premiers succès de croissance de cristaux GaN, rapportés par Maruska et Tietjen au début des années 1970, ont conduit à une vague d'activités dans de nombreux laboratoires. Le potentiel du GaN a été mis en évidence à travers la fabrication du premier dispositif émetteur de lumière bleue (LED) basé sur une structure MIS [5].

À partir des années 1980, le GaN a connu une période de désintérêt de la part de la communauté scientifique. Plusieurs laboratoires ont arrêté leurs recherches sur le GaN en raison des difficultés rencontrées pour l'obtention de couches de bonne qualité cristalline, le contrôle du dopage résiduel de type N et du dopage de type P ainsi que le choix du substrat sur lequel s'effectue la croissance des couches. Seul un effort, très réduit, a été poursuivi pour lever les verrous technologiques liés à l'amélioration des couches et ce n'est que dans les années 1990 qu'une technique de croissance a été développée permettant l'obtention de couches de GaN de meilleure qualité cristalline. En effet, en 1986 Amano et al. [6] ont réussi à améliorer les propriétés morphologiques, optiques et électriques des couches GaN à travers l'introduction d'une couche intermédiaire (couche de nucléation) et, surtout, à obtenir un dopage de type P. Ces travaux ont abouti à la réalisation d'une jonction P-N puis à la fabrication de LED à lumière bleue en 1991 [7].

Les applications du GaN ne se sont pas limitées aux seules sources lumineuses bleues. Le potentiel du GaN pour l'électronique de puissance, pour les applications haute fréquence et pour la détection ultraviolet n'avait pas échappé à de très nombreux laboratoires dans le monde qui se sont investis dans des thématiques de recherche portant sur le GaN et son introduction dans diverses applications en électronique. En 1991, la formation spontanée d'un gaz d'électrons (2DEG) dans l'hétérostructure AlGaN/GaN a été observée pour la première fois par Asif Khan et al. [8]. Ce même groupe de chercheurs a démontré deux ans plus tard la faisabilité du premier transistor à haute mobilité électronique (HEMT). Le GaN s'est alors positionné comme concurrent du silicium, matériau de référence en microélectronique.

I.2.2 Propriétés du GaN

I.2.2.1 Structure cristallographique

Le nitrure de gallium cristallise essentiellement suivant deux structures distinctes : la structure zinc-blende (cubique) et la structure wurtzite (hexagonale).

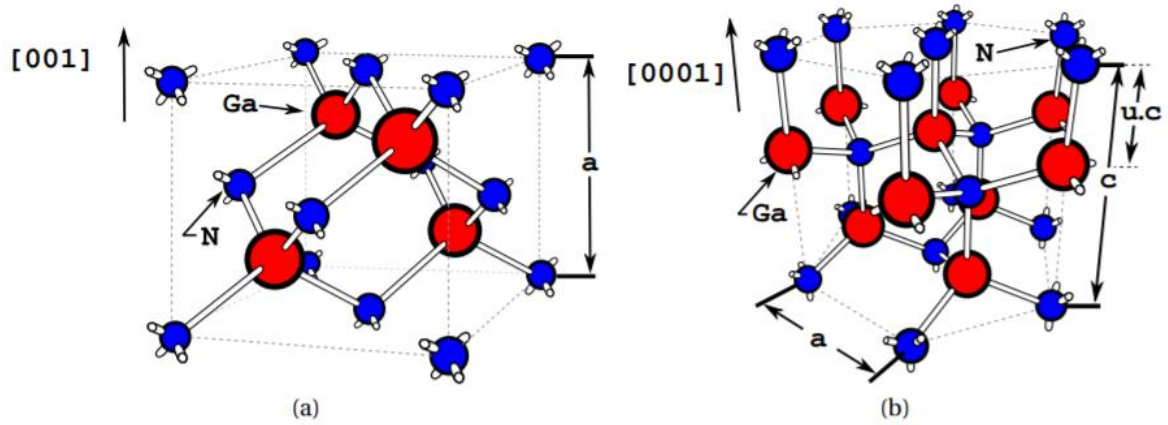


Figure I-2 : Modélisation moléculaire « ball and stick » du GaN de type Zinc-Blende (a) et Wurtzite (b)[9].

La structure zinc blende est métastable thermodynamiquement [10]. Elle est obtenue sur des substrats de structure cubique comme le Si (001**)** [11] ou le SiC (100) [12]. L'utilisation des couches de GaN en phase cubique est limitée par la densité des défauts très élevée que présentent ces couches [13].

La structure cristalline hexagonale du GaN (phase Wurzite) est la plus communément obtenue et la plus stable thermiquement et mécaniquement. Elle est constituée de deux sous-réseaux hexagonaux : un avec les atomes de gallium (Ga) et l'autre avec les atomes d'azote (N), interpénétrés et décalés suivant l'axe c [9]. La surface de l'épitaxie obtenue est définie par le type d'atomes déposés en dernier lieu. Deux types de films sont à distinguer : le GaN à face azote (azote déposé en fin du réseau) et le GaN à face gallium (avec atomes de gallium en dernier réseau). De plus, l'épitaxie des couches peut se faire suivant plusieurs directions de croissance (plan a, plan m, plan c). Le choix de la direction se fait en fonction de l'application envisagée. En effet, pour les applications électriques haute fréquence, la croissance se fait suivant l'axe c compte tenu du fort champ électrique interne. À l'inverse, le domaine de l'optoélectronique recherche la suppression de ce champ interne donc l'utilisation d'une croissance suivant le plan m ou le plan a.

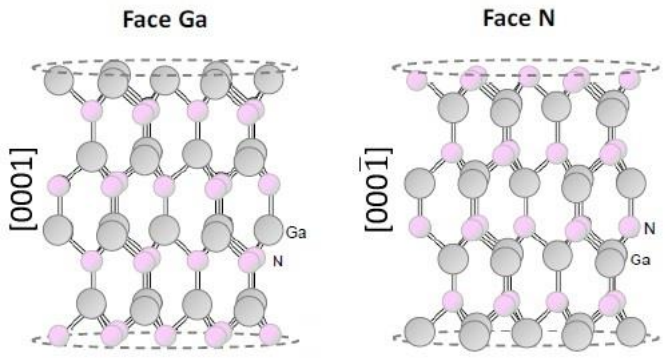


Figure I-3 : Dessin schématique de la structure wurtzite d'un cristal de GaN de polarité gallium (à gauche) et azote (à droite) — schéma modifié — [14].

I.2.2.2 La bande interdite

Le nitrure de gallium GaN wurtzite est un semi-conducteur à large bande interdite. Cette dernière se définit comme étant l'énergie nécessaire à un électron pour passer de la bande de valence à la bande de conduction. Le GaN possède un gap direct, c'est-à-dire que le minimum de la bande de conduction et le maximum de la bande de valence sont localisés au centre de la zone de Brillouin (vallée Γ**)**. La valeur de ce gap est égale à 3,39 eV à 300 K et augmente avec la diminution de la température selon l'équation décrite par Bougrov et al., et peut atteindre 3,47 eV à 0 K [13] [15].

$$Eg = Eg(0) - 7{,}7 \times 10^{-4} \times \frac{T^2}{T+600} \qquad (1.1)$$

Avec :

T : la température en K

E_g (0) = 3,47 eV (Wurtzite) ou 3,28 eV (Zinc Blende)

Le caractère direct de la bande interdite du GaN prédestine ce matériau à des applications en optoélectronique. En effet, il offre la possibilité de réaliser des alliages ternaires d'InGaN ou d'AlGaN à travers l'ajout de composés In (indium) ou Al (aluminium). L'énergie de la bande interdite peut varier de ~0,7 eV (pour l'InN) à ~6,3 eV (pour l'AlN) en fonction de la concentration d'Al ou d'In, ce qui permet de couvrir la quasi-totalité du spectre lumineux, du visible à l'ultraviolet. De plus, le GaN est aussi avantageux pour des applications hautes tensions et hautes températures grâce aux polarisations spontanée et piézoélectrique que présente le matériau, sous l'effet d'une contrainte, en plus de son champ de claquage élevé.

I.2.2.3 Champ de claquage

Le champ de claquage E_C, ou champ électrique critique, est la valeur du champ électrique maximum que peut supporter le matériau avant toute détérioration irréversible. Il existe une relation de proportionnalité entre la largeur de la bande interdite et le champ de claquage : plus la bande interdite est grande et plus le champ de claquage est élevé. Étant donné que le GaN est un matériau à large bande interdite, son champ de claquage est très important (3 $MV.cm^{-1}$ [16]) et 10 fois supérieur à celui du Si [17]. Cette propriété permet aux transistors à base de GaN de supporter des tensions de fonctionnement élevées, ce qui rend ce matériau adapté à des applications de puissance.

I.2.2.4 Mobilité des porteurs

La mobilité électronique détermine la capacité de déplacement des trous et des électrons soumis à un champ électrique dans un matériau. Elle dépend fortement du dopage, de la température et du taux d'impuretés dans le cristal. En effet, tout ajout d'atomes dopants et/ou toute élévation de la température engendrent des perturbations dans le réseau cristallin et modifient la valeur de la mobilité. La variation de la mobilité en fonction de la température et du dopage de la structure wurtzite du GaN est montrée dans la Figure I-4. La courbe 1 correspond à une couche de GaN non intentionnellement dopée où la mobilité volumique des électrons est de 1000 $cm^2.V^{-1}.s^{-1}$ à température ambiante (~ 300 K).

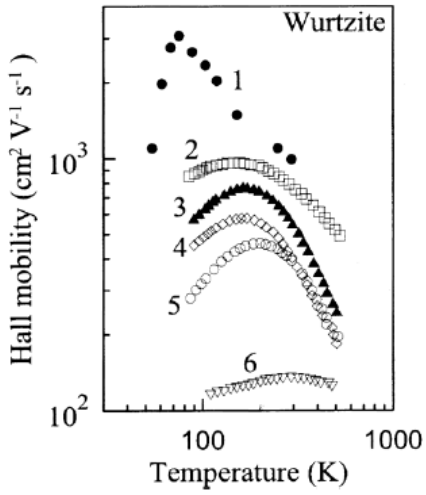


Figure I-4 : Variations de la mobilité en fonction de la température et du dopage du GaN Wurtzite [14].

En absence d'un champ électrique extérieur et à l'équilibre thermodynamique, le déplacement des électrons dans le cristal se fait d'une manière aléatoire et sous effet de l'agitation thermique, ne donnant lieu à aucun déplacement cohérent des charges. En revanche, en appliquant un champ électrique, les porteurs de charge vont se déplacer avec une vitesse υ appelée vitesse de dérive, laquelle est proportionnelle au champ électrique appliqué suivant la loi de variation suivante :

$$\upsilon = \mu . E \quad ; \quad avec \ \mu = \frac{q\tau}{m^*} \qquad (1.2)$$

Avec :

q : la charge de l'électron

μ : la mobilité électronique

τ : le temps de relaxation

m* : masse effective des porteurs

Pour des dispositifs électroniques à base de GaN, qui fonctionnent sous un fort champ électrique, les électrons ne sont plus en régime de mobilité. La vitesse des porteurs sature au-delà d'un champ critique et n'augmente plus avec le champ appliqué : elle est appelée vitesse de saturation. Dans le GaN, elle est de $1{,}7.10^7$ $cm.s^{-1}$ soit environ le double de celle du GaAs [18]. De plus, pour les éléments III-V du tableau de Mendeleïev, la vitesse de dérive des électrons passe par un maximum appelé pic de survitesse avant de décroître et atteindre le régime de saturation, alors que, pour les autres éléments, la vitesse de dérive croît continuellement jusqu'à atteindre la saturation. Pour le nitrure de gallium, le pic de survitesse se produit pour un champ électrique d'environ 200 kV/cm contre seulement 5 kV/cm pour le GaAs. Cela indique que la vitesse des porteurs dans le GaN est très supérieure à celle du GaAs pour de forts champs électriques.

I.2.2.5 Conductivité thermique

La conductivité thermique d'un matériau désigne son pouvoir à évacuer la chaleur dissipée lors du fonctionnement du composant. Elle correspond à la quantité de chaleur transférée en une unité de temps au travers d'une surface d'un matériau. Plus la conductivité est élevée, plus le matériau laisse passer la chaleur. C'est une propriété capitale pour les applications de l'électronique de puissance où une bonne évacuation des calories générées pendant le fonctionnement des composants actifs est nécessaire. En effet, la chaleur non

dissipée entraîne une augmentation de la température du composant ce qui engendre une chute de la mobilité des électrons et une diminution des performances électriques.

Le GaN possède une conductivité thermique volumique de 3.3 $W.cm^{-1}K^{-1}$ et de 1.3 $W.cm^{-1}K^{-1}$ en couche mince [19] . Ces valeurs sont très proches de celle du Si, et trois fois supérieures à celles du GaAs ou du saphir ; en revanche, elles sont quatre fois inférieures à celle du carbure de silicium (SiC), autre matériau grand gap utilisé dans les applications de puissance.

Dans le Tableau 1 sont regroupées les principales propriétés électriques des matériaux GaN, Si, GaAs et SiC.

	Largeur de la bande interdite (eV)	***Conductivité à 300 K (W/cm.K)***	***Mobilité d'électrons ($cm^2/V.s$)***	***Mobilité des trous ($cm^2/V.s$)***	***Vitesse de saturation des porteurs (10^7 cm/s)***	***Champ électrique critique (MV/cm)***
GaN	3,44	1,3	300-1000	< 200	2,5 (calc) 2,0 (exp)	3,3
Si	1,12	1,3	1500	450	1	0,3
GaAs	1,42	0,5	8500	400	1,0	0,4
6H SiC	3,03	4,9	400	50	2,0	3-5

Tableau 1 : Principales propriétés des matériaux GaN, Si, GaAs et SiC [2].

I.2.3 Les substrats de croissance du nitrure de gallium GaN

Une meilleure croissance des couches se fait idéalement sur des substrats de même nature. De ce fait, le substrat le plus adapté pour faire croître du GaN est le GaN massif. Les monocristaux de GaN massifs ne sont disponibles qu'en très faible quantité et présentent de grandes contraintes d'élaboration (haute température et haute pression). De plus, les substrats de GaN massif ont un coût important et des tailles très réduites (généralement pas plus de 2 pouces de diamètre), présentant ainsi une limitation à toute utilisation d'ordre industriel. L'utilisation des substrats de GaN est donc très onéreuse, ce qui nécessite de procéder à une hétéro-épitaxie sur des substrats de substitution de nature différente. Chacun de ces substrats présente des avantages et des inconvénients ; les plus généralement utilisés sont le carbure de silicium (SiC [20]), le saphir (Al_2O_3 [21]) ou encore le silicium (Si [11]). Le choix du substrat se base sur un certain nombre de critères comme l'accord de maille et le coefficient de dilatation

thermique qui doivent être les plus proches possible de ceux de la couche à faire croître (le GaN). Ceci permettra de réduire le stress et la densité de dislocations dans le GaN et d'assurer une continuité des liaisons interatomiques à l'interface.

I.2.3.1 Le saphir

Historiquement, le saphir était le premier substrat utilisé pour la croissance du GaN grâce à sa grande disponibilité, son coût relativement faible, sa forte stabilité à haute température et ses propriétés thermiques et mécaniques. Il présente cependant un grand désaccord de maille avec le GaN de l'ordre de 30%, ce qui engendre la formation de nombreux défauts cristallins lors de la croissance de GaN. Néanmoins, ce désaccord de maille peut être réduit à 14% grâce à une rotation de 30 °C de la maille du GaN par rapport à celle du saphir. Malgré cette réduction du désaccord de maille, la densité de dislocations dans le GaN reste élevée. L'ajout d'une couche intermédiaire a été proposé pour limiter la propagation des dislocations dans le GaN et réduire la densité de dislocations. H. Amano et al. [6] ont utilisé une couche de nucléation d'AlN de quelques nanomètres comme couche intermédiaire.
En raison de sa faible conductivité thermique, qui limite la densité des dispositifs de puissance, le saphir a été vite concurrencé par d'autres substrats comme le SiC ou Si.

I.2.3.2 Le carbure de silicium SiC

Par rapport à d'autres substrats, le SiC possède une excellente conductivité thermique permettant une meilleure dissipation de la chaleur et l'obtention des couches GaN de haute qualité sans avoir recours aux couches de nucléation comme dans le cas du saphir. Le coefficient de dilation thermique et le désaccord de maille par rapport à la maille du GaN sont respectivement de 35 % et 4 %. Les inconvénients majeurs des substrats SiC sont leur taille qui est relativement réduite (diamètre maximum de 150 mm), et surtout leur coût de fabrication qui est très élevé, ce qui affecte le coût final des composants.

I.2.3.3 Le silicium Si

Pour des contraintes de coût et d'utilisation à grand échelle, les acteurs de l'électronique de puissance se sont orientés vers un substrat de substitution bas coût qui est le silicium. Ce dernier doit son attractivité à son faible coût de fabrication, ses larges diamètres (jusqu'à

300 mm), sa maturité technologique, sa disponibilité et sa bonne conductivité thermique (1,3 $W.cm^{-1}.K^{-1}$) qui est meilleure que celle du saphir (0,5 $W.cm^{-1}.K^{-1}$). En raison de leur meilleure adaptation cristalline, les substrats Si d'orientation (111) sont les plus utilisés pour la croissance du GaN. Ils présentent par rapport au GaN un désaccord de maille de 17% qui se réduit à 14% durant la croissance à haute température. Cependant, à cause de l'importante différence des coefficients de dilation thermique des deux matériaux, l'hétéro-épitaxie sur Si donne lieu à une grande concentration de défauts ponctuels ainsi qu'à des dislocations en surface.

La Figure I-5 illustre les contraintes subies par les couches lors de la croissance du GaN. Il a été montré que la contrainte en compression est étroitement liée aux conditions de croissance et du refroidissement [22]. L'amélioration de la qualité des couches repose sur deux aspects : a) l'ingénierie des couches à travers l'utilisation de combinaisons de films de nucléation permettant d'atténuer le désaccord de maille et minimiser la contrainte, b) des techniques de croissance plus poussées, notamment l'épitaxie par jets moléculaires EJM (ou MBE en anglais pour Molecular Beam Epitaxy) dont les températures de croissance sont plus faibles.

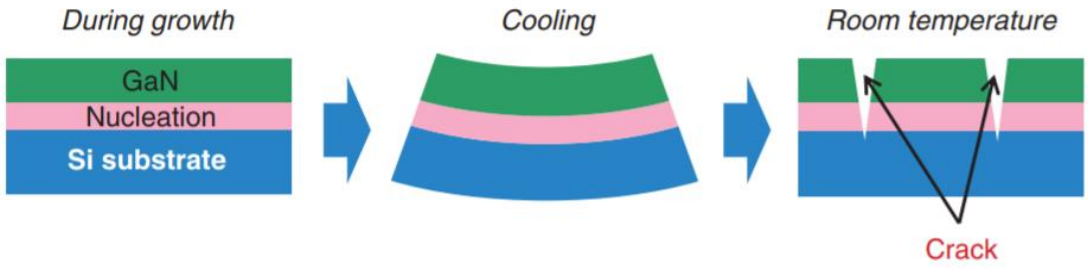


Figure I-5 : Contraintes subies par le substrat Si lors de la croissance du GaN à hautes températures [23].

I.2.4 Les méthodes de croissance du nitrure de gallium

Pour remédier aux différentes problématiques liées au fort désaccord de mailles entre le GaN et les substrats de croissance ainsi que les contraintes et les dislocations qui en résultent, plusieurs techniques de croissance ont été développées. Historiquement, les premières croissances du GaN cristallin ont été mises en œuvre par épitaxie en phase vapeur à partir d'hydrure EPVH (« Hybride Vapor Phase Epitaxy » HVPE). Cependant, il a été difficile avec cette technique de contrôler le dopage et d'obtenir des couches de bonne qualité cristalline. Par

conséquent, il a été indispensable de passer à d'autres techniques de croissance telles que l'Épitaxie par Jets Moléculaires EJM (ou MBE pour « Molecular Beam Epitaxy ») et l'Épitaxie en Phase Vapeur aux Organo-Métalliques EPVOM (ou MOCVD pour « Metal Organic Chemical Vapour Deposition »). Pour toute la suite, on utilisera les acronymes anglais pour toutes les méthodes d'épitaxie.

I.2.4.1 Épitaxie en Phase Vapeur à partir d'Hydrure (EPVH)

L'Épitaxie en Phase Vapeur à partir d'Hydrure ou HVPE est la première technique de croissance utilisée par Maruska et al. en 1969 pour obtenir des couches de GaN [4]. Elle présente l'avantage d'avoir un taux de croissance très élevé pouvant atteindre 100 µm/h [24], ce qui la rend plus adaptée pour l'épitaxie de couches épaisses.

Un réacteur HVPE conventionnel est composé de deux régions : l'une où est formé le chlorure de gallium (GaCl) par réaction de l'acide chlorhydrique (HCl) gazeux avec du gallium (GaN) liquide placé à haute température ; l'autre où s'effectue la croissance des couches de GaN suite à la réaction du GaCl, transporté par un gaz vecteur comme l'hydrogène, avec de l'ammoniac (NH_3) comme source d'azote à des températures très élevées (entre 900 °C et 1100 °C). La formation des couches se fait alors suivant les équations bilans exposées ci-dessous :

$$2HCl + 2Ga \rightarrow 2GaCl + H_2 \qquad (1.3)$$

$$GaCl + NH_3 \rightarrow GaN + H_2 + HCl \qquad (1.4)$$

La Figure I-6 illustre le principe mis en œuvre pour la croissance du GaN avec cette technique.

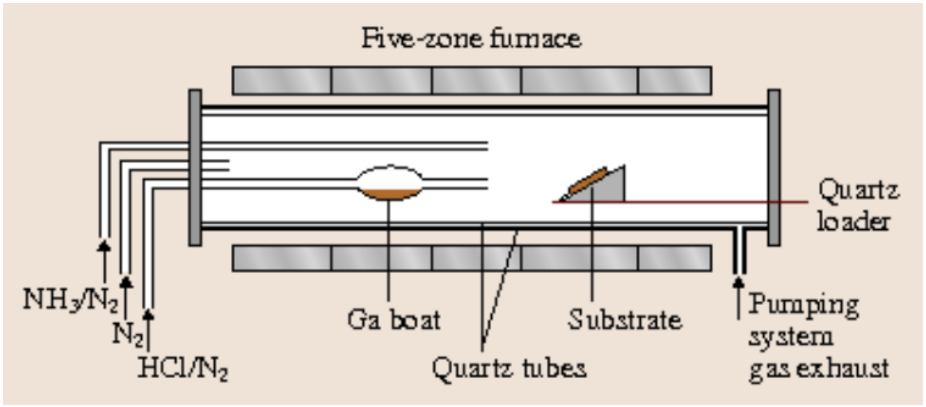


Figure I-6 : Schéma représentant le principe de croissance de GaN par HVPE [25].

I.2.4.2 Épitaxie en Phase Vapeur d'OrganoMétalliques (EPVOM) MOCVD

L'Épitaxie en Phase Vapeur aux OrganoMétalliques MOCVD remonte à l'année 1971 où elle a été utilisée pour la première fois par Manasevit [26]. Elle a trouvé ensuite un succès en industrie pour la croissance du GaN en raison de son taux de croissance raisonnable (1 à 2 μm/h) et de sa bonne qualité en termes de contrôle de composition et d'uniformité.

Cette technique de croissance utilise des composés organométalliques comme précurseurs des éléments métalliques. Ensuite un gaz vecteur, généralement l'hydrogène purifié, entraîne les réactifs gazeux vers un substrat chauffé où des réactions chimiques permettent la formation de la couche semi-conductrice.

Pour la croissance du GaN, le triéthylgallium ou triméthylgallium ($Ga(CH_3)_3$) liquides à température ambiante sont utilisés comme source de gallium, l'ammoniac (NH_3) comme source d'azote. Ces composés sont amenés par l'hydrogène à la chambre principale où ont lieu les réactions chimiques. Les molécules des gaz précurseurs se pyrolysent au contact du substrat (chauffé entre 1000 °C et 1100 °C) et s'adsorbent sur sa surface (Figure I-7).
Une fois le GaN formé, les résidus des précurseurs sont évacués par le gaz vecteur selon les réactions suivantes :

$$2(CH_3)_3Ga + 3H_2 \rightarrow 2Ga + 6CH_4 \qquad (1.5)$$

La formation du GaN est donnée par la réaction :

$$2NH_3 + 2Ga \rightarrow 2GaN + 3H_2 \qquad (1.6)$$

Pour l'azote, les deux molécules les plus couramment utilisées sont le diazote et l'ammoniac. La première se décompose difficilement et présente des difficultés d'incorporation d'azote dans les couches. Quant à l'ammoniac, il est caractérisé par une décomposition thermodynamique lente, ce qui le rend attractif pour l'épitaxie de GaN à haute température.

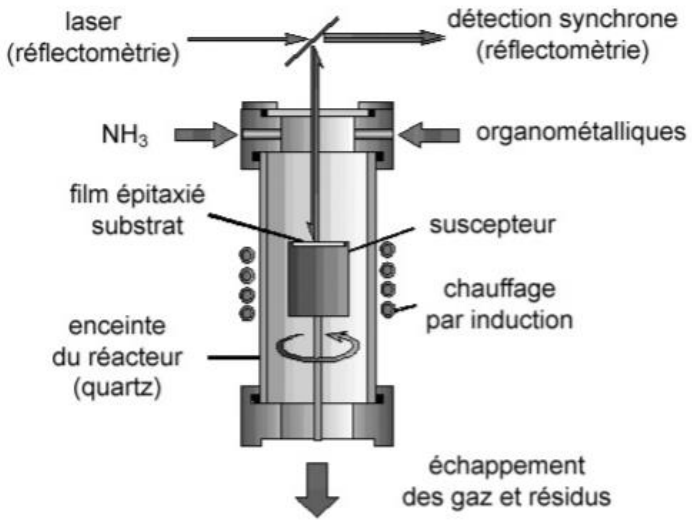


Figure I-7 : Schéma du réacteur d'épitaxie en phase vapeur à base d'organométalliques MOCVD [27].

Pour minimiser les défauts de la couche GaN épitaxiée, deux aspects sont à respecter lors de la croissance MOCVD. Le premier est la température du substrat qui doit être aux alentours de 1000 °C à 1100° C pour assurer une bonne dissociation de la molécule NH_3. Le deuxième est le rapport d'éléments V/III (N/Ga azote/élément 5) qui doit être élevé afin de compenser les pertes liées aux difficultés de décomposition des molécules d'azote. L'envoi d'une quantité d'ammoniac plus importante que celle des organométalliques est indispensable.

Pour la croissance du GaN avec un dopage de type N ou P, des molécules contenant le dopant s'ajoutent au flux d'épitaxie initial. Le dopage de type P se fait avec des précurseurs de magnésium (Mg) comme le biscyclopentadhé-nylmagnésium (Cp2mg) et le bisméthyl-cyclo-penta-dhényl-magnésium ((MeCp)2Mg)) alors que le dopage de type N se fait généralement par le silane (SiH_4).

I.2.4.3 Épitaxie par Jets Moléculaires (MBE)

L'Épitaxie par Jets Moléculaires EJM ou MBE (Molecular Beam Epitaxy) est une technique de croissance sous vide. Elle se base sur l'évaporation sous vide et à haute température de matériaux sources initialement à l'état solide. Les particules obtenues sont envoyées par plusieurs jets moléculaires vers un substrat porté à une température plus faible (700 °C - 800 °C). La principale limitation de cette technique est le faible taux de croissance qui est inférieur à 1µm/h suite au manque de source d'azote efficace qui, à l'exception des

autres matériaux, n'est pas utilisé à l'état solide. Pour contourner ce problème d'efficacité, un craquage du diazote (l'ammoniac par exemple) à l'aide d'une source plasma radio fréquence (RF) ou par résonance électron-cyclotron (ECR) est proposé. Plusieurs variantes de bâti MBE ont été proposées en fonction du type de source. Les plus répandus sur le marché sont les bâtis à source RF qui consistent à injecter l'azote dans une source RF où règne un champ à 13,56 MHz. En sortie de la source, le jet supersonique d'atomes d'azote obtenu est dirigé vers un substrat d'accueil ou des réactions avec les atomes de gallium ont lieu pour former la couche de GaN. Les sources ECR (Electron Cyclotron Resonance) ont été développées plus récemment ; le plasma dans ces sources est confiné par un champ magnétique. On obtient des couches de GaN de bonne qualité mais présentant l'inconvénient d'avoir de faibles vitesses de croissance comparées aux sources RF, pour lesquelles la qualité structurale des couches n'est cependant pas satisfaisante.

En général, la force de la technique MBE est qu'elle dispose de moyens de contrôle in situ couplés au bâti qui permettent de suivre en temps réel l'évolution de la croissance comme le RHEED par exemple (diffraction d'électrons de haute énergie en incidence rasante)[28].

I.3 Généralités sur les transistors HEMTs AlGaN/GaN

Les premiers transistors à haute mobilité électronique HEMTs sont apparus en 1980 (Fujitsu, Thomson [29]), suivis du premier circuit intégré à base de HEMT [30]. En plus de Fujitsu, d'autres unités de recherche comme Bell Labs, Honeywell et IBM se sont investies dans le développement de nouvelles structures [31]. Les premières applications étaient à vocation militaire et spatiale et se sont étendues dans les années 90 vers le marché grand public des récepteurs satellite et des systèmes de téléphonie mobile.

Les HEMTs sont considérés comme une évolution majeure du transistor à effet de champ MESFET (Metal Semiconducteur Field Effect Transistor) et ont d'autres dénominations dans la terminologie anglo-saxonne telles que TEGFET (Two-dimensional Electron Gas Field Effect Transistor) ou MODFET (Modulation Doped Field Effect Transistor). Ce qui distingue le HEMT des autres transistors, c'est l'hétérojonction de deux matériaux de bandes interdite différentes ; il en résulte la création d'un gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG, Two Dimensional Electron Gas) qui constitue le canal et détermine les performances du composant

à travers les propriétés de transport des électrons qui le composent. Ainsi, ces dispositifs ne possèdent pas en leur sein de jonctions p/n, différence majeure en comparaison avec les technologies d'interrupteurs de puissance à base de Si ou SiC (MOSFET, IGBT…).

Le HEMT basé sur l'hétérojonction AlGaN/GaN a été rapporté pour la première fois en 1993 grâce aux travaux de Khan [32]. Ce HEMT est composé essentiellement d'un substrat de croissance, d'un réseau de nucléation, d'une couche GaN tampon non intentionnellement dopée appelée buffer et d'une couche barrière d'AlGaN formant une hétérojonction avec le buffer. Des couches supplémentaires peuvent être ajoutées à la structure notamment : une couche GaN de quelques nanomètres en surface (ou cap layer) et une couche d'exclusion en AlN à l'interface AlGaN/GaN qui permet d'améliorer la mobilité des électrons dans le canal et diminuer l'interaction des électrons avec la couche barrière.

Pour mieux comprendre le rôle de chacune de ces couches, nous allons détailler la composition d'une structure de HEMT conventionnel. Nous nous intéresserons au mécanisme de formation du gaz d'électrons bidimensionnel ainsi qu'à l'hétérojonction AlGaN/GaN qui représente le principal paramètre gouvernant les performances du HEMT.

I.3.1 Composition de la structure HEMT AlGaN/GaN

La structure typique d'un transistor HEMT AlGaN/GaN est représentée dans la Figure I-8. Nous allons décrire les différents films constituant ce composant dans l'ordre d'empilement des couches à partir du substrat.

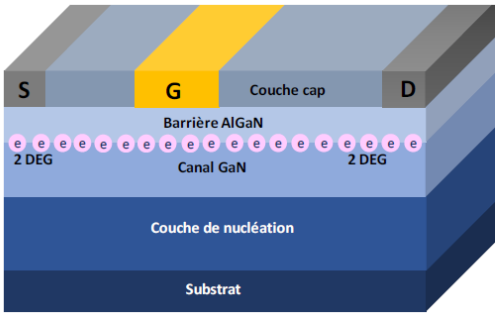


Figure I-8 : Structure d'un HEMT conventionnel en AlGaN/GaN [14].

Le substrat :

Comme détaillé précédemment, la croissance d'une couche de nitrure de gallium peut s'effectuer sur un substrat en saphir, silicium ou encore en carbure de silicium. En raison de son faible coût, de sa bonne conductivité thermique et de la maturité de la filière, le silicium reste le matériau le plus attractif pour la croissance des couches GaN. Néanmoins, le désaccord de maille entre le silicium et le GaN exige l'insertion d'un empilement de couches afin d'améliorer les propriétés physiques, morphologiques et électriques de la structure.

La couche de nucléation :

Elle sert de transition entre le substrat et la couche de GaN tampon, permettant de débuter la croissance et assurer une meilleure qualité de croissance. En effet, la contrainte liée au désaccord de maille entre le substrat et le GaN est, en grande partie, absorbée par cette couche, ce qui limite la propagation des dislocations dans le reste des couches actives [33].

La couche tampon :

Appelée aussi « buffer », elle permet la formation du canal conducteur dans lequel est confiné le gaz d'électrons bidimensionnel (2DEG). Elle est constituée du matériau de plus faible largeur de bande interdite, le GaN (3,4 eV). Grâce à son épaisseur élevée, qui varie entre 1 µm et quelques µm, cette couche est relaxée et ne présente pas de polarisation piézoélectrique. Sa qualité est déterminante pour mieux confiner les porteurs et limiter les diffusions (dislocations, dopage résiduel, rugosité de surface…).

L'espaceur d'AlN :

Appelée aussi couche d'exclusion ou spacer en anglais, c'est une couche optionnelle que l'on peut mettre à l'interface de l'hétéro-structure AlGaN/GaN dans le but d'améliorer la morphologie de l'interface et faciliter le transit des électrons dans le canal. C'est une couche fine de quelques nanomètres, non intentionnellement dopée et réalisée à partir du matériau de plus large gap, l'AlN. Sa largeur de bande interdite très élevée (6,2 eV) permet d'augmenter la discontinuité de la bande de conduction entre la couche barrière et le canal ce qui améliore le confinement des électrons dans le 2DEG. La couche d'AlN réduit aussi l'interaction des électrons du gaz 2D avec les impuretés dans la couche barrière d'AlGaN au profit d'une meilleure mobilité des électrons [34].

La couche barrière :

Cette couche de bande interdite élevée est à l'origine de la formation du gaz bidimensionnel à l'interface avec le GaN grâce aux différents phénomènes de polarisation (qui seront détaillés dans la partie I.3.2). Elle est constituée de la couche d'AlGaN dont l'épaisseur et la concentration en aluminium ont une incidence majeure sur les caractéristiques de la structure HEMT qui en résulte.

La couche superficielle ou cap layer :

Cette couche de GaN d'épaisseur nanométrique joue un rôle de protection contre l'oxydation de la couche barrière AlGaN tout au long du procédé de fabrication. Elle permet également de réduire les résistances d'accès et contribue à la réduction du courant de grille à travers l'amélioration du contact Schottky [35].

I.3.2 L'hétérojonction et le gaz bidimensionnel d'électrons

Dans le cas d'un HEMT, l'hétérojonction repose sur la juxtaposition de deux matériaux semi-conducteurs de gaps différents, l'un à grand gap (AlGaN : 3,82 eV) et l'autre à petit gap (GaN : 3,4 eV). Selon le modèle d'Anderson [36], lors de la jonction de ces deux matériaux, dans le cas de l'équilibre dynamique, leurs niveaux de Fermi s'alignent, ce qui entraîne une discontinuité de la bande de conduction à l'interface.

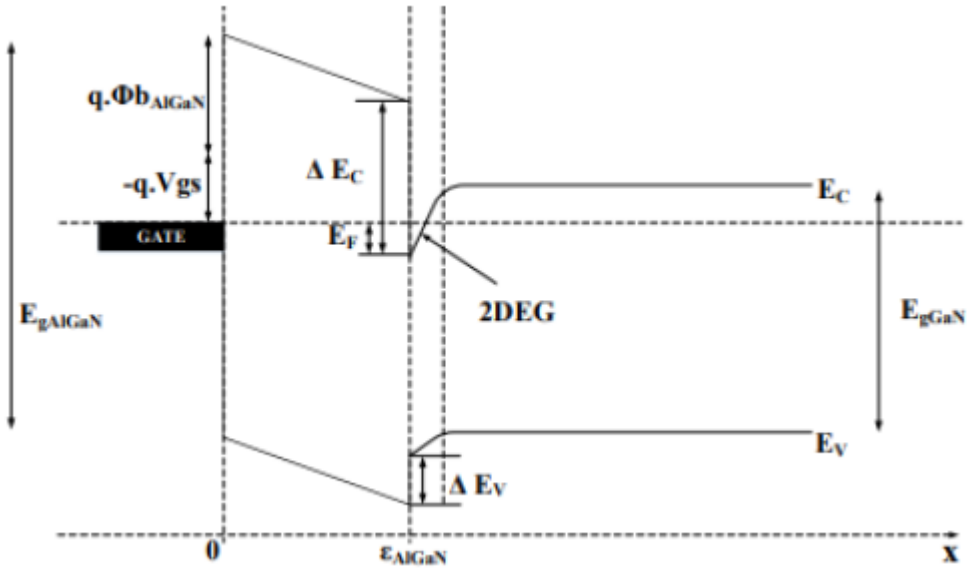


Figure I-9 : Niveaux d'énergie de l'hétérojonction AlGaN/GaN à l'équilibre thermodynamique[37].

Comme illustré sur la Figure I-9 pour une tension de grille nulle, un puits de potentiel triangulaire est formé dans le matériau à plus petit gap où les électrons en provenance du matériau grand gap (AlGaN) s'accumulent. Ce transfert de charges génère dans la couche donneuse une zone désertée.

Le regroupement des électrons dans ce puits forme le gaz d'électrons bidimensionnel 2DEG constituant ainsi le canal. Le terme « gaz » est utilisé car l'hétérojonction permet de séparer les atomes donneurs ionisés des électrons libres du puits quantique. Ces électrons subissent peu d'interactions avec les impuretés ionisées et présentent des mobilités plus importantes que dans d'autres structures. Le côté bidimensionnel est lié au mouvement libre des porteurs dans le plan parallèle à l'interface bien qu'ils soient dans un plan perpendiculaire à l'interface du fait de la faible largeur du puits qui est de quelques angströms. La création de ce gaz bidimensionnel et la densité des porteurs de charge sont liées aux champs de polarisations spontanée et piézoélectrique que nous allons détailler dans ce qui suit.

I.3.2.1 Polarisations spontanée et piézoélectrique

Dans une structure HEMT, le GaN ainsi que l'AlGaN sont le siège de deux polarisations : la polarisation spontanée et la polarisation piézoélectrique. L'hétérojonction AlGaN/GaN dispose d'une polarisation spontanée environ cinq fois plus importante que celle des matériaux III-V, ce qui lui permet de générer un champ électrique de 3 MV/cm. La structure AlGaN/GaN génère un champ électrique additionnel de 2 MV/cm grâce à une polarisation piézoélectrique environ dix fois supérieure à celles des matériaux III-V. Ces importants champs électriques générés sont à l'origine de la formation du 2DEG.

I.3.2.1.1 Polarisation spontanée

Les semi-conducteurs III-N présentent naturellement une polarisation dite spontanée [38] sans être soumis à aucune contrainte externe mécanique aussi bien qu'électrique. Dans le cas du nitrure de gallium à phase hexagonale (wurtzite), l'électronégativité de l'azote (3,04) est plus importante que celle du gallium (1,81). Les électrons se concentrent principalement autour de lui créant ainsi un déséquilibre des barycentres des charges positives et négatives. Il en résulte un moment dipolaire non-nul parallèle à l'axe de croissance (c), orienté de l'atome

d'azote vers l'atome de gallium. La somme vectorielle de l'ensemble de ces moments dipolaires permet l'obtention d'une polarisation spontanée totale.

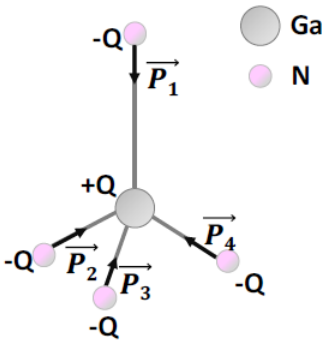


Figure I-10 : Contribution des moments dipolaires pour la génération de la polarisation spontanée dans le GaN [14].

I.3.2.1.2 Polarisation piézoélectrique

Comme évoqué précédemment, le nitrure de gallium cristallise suivant deux phases cristallines : zinc-blende (cubique) ou wurtzite (hexagonale). Ces structures sont non centro-symétriques, ce qui engendre un effet « piézoélectrique » interne. En effet, ce dernier apparaît sous l'action d'une déformation ou contrainte mécanique (en tension ou en compression) liée au désaccord de maille entre le substrat de croissance et la couche GaN. Comme dans le cas d'une polarisation spontanée, des charges fixes de concentration identique et de signe opposé apparaissent au niveau des interfaces ainsi qu'un champ électrique résultant.

La contrainte appliquée au niveau du matériau définit le sens du vecteur de polarisation piézoélectrique. Dans le cas du GaN face Ga, le sens du vecteur de polarisation piézoélectrique est opposé à celui de la polarisation spontanée si le GaN est contraint en compression, alors qu'une contrainte en tension induit un vecteur de polarisation piézoélectrique dans le même sens que le vecteur de polarisation spontanée (Figure I-11).

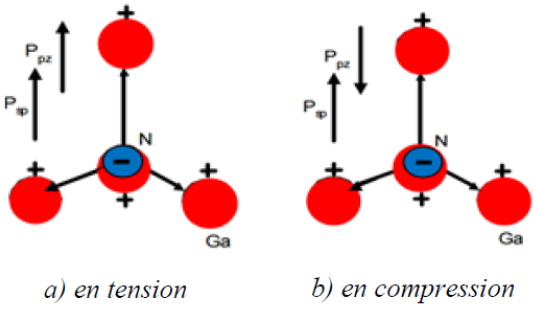


Figure I-11 : Sens de polarisation piézoélectrique dans le GaN pour les contraintes a) en tension et b) en compression [39].

I.4 État de l'art des transistors HEMTs « normally-off »

Les structures HEMTs conventionnelles, présentées jusqu'à maintenant, sont dites « normally-on » (en mode déplétion) i.e. que le 2DEG existe même en l'absence de polarisation de grille ($V_{GS} = 0$). Cela signifie que, dans ces structures, la tension de seuil V_{th} est négative et qu'une tension inférieure à V_{th} – et donc elle aussi négative – doit être appliquée sur la grille pour couper le canal et mettre le transistor à l'état OFF.

Cette propriété du HEMT ne permet pas une utilisation directe du composant dans la conversion de puissance et nécessite le passage par une adaptation des circuits de commande. Ceci complexifie les architectures de commande et présente un risque d'alimentation de la charge en cas de perte de commande. La fonctionnalité « normally-off » peut s'avérer nécessaire, voire incontournable, pour les applications de puissance, en particulier en régime de commutation basse/moyenne fréquence. En effet, cette fonctionnalité permet d'assurer plus de sécurité de fonctionnement étant donné qu'avec un composant normally-off, une panne sur la commande engendre l'ouverture du circuit et la protection de la charge en aval [40] [41] (en plus de la partie simplification des drivers). De plus, les HEMTs normally-off sont encore plus attractifs en commutation puisqu'à l'état de repos ils consomment peu d'énergie. Nous allons présenter dans ce qui suit les principales structures normally-off listées dans la littérature.

I.4.1 Grille enterrée (« Recess gate »)

Dans cette structure, la barrière d'AlGaN au-dessus du 2DEG est amincie par gravure locale sous la grille. Le 2DEG à forte densité est maintenu dans les zones d'accès de source et de drain, alors que la commande de grille se fait sur une barrière amincie (Figure I-12). Lorsque l'électrode de grille s'approche de l'interface AlGaN/GaN, la tension de seuil augmente. Le fonctionnement normally-off est obtenu lorsque la région de déplétion, créée par le contact de grille, atteint l'interface AlGaN/GaN et dépeuple le canal à une tension de grille nulle [42] [43] [44].

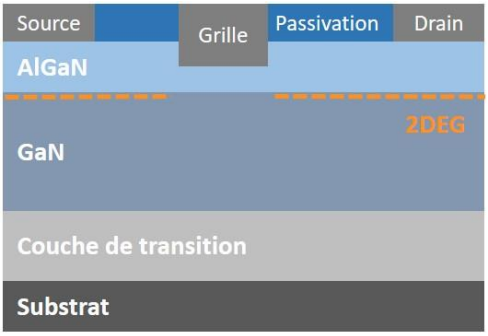


Figure I-12 : Transistor HEMT normally-off avec grille enterrée.

Cette technique est l'une des plus répandues : elle permet un bon compromis entre la tension de seuil et le niveau de courant à l'état passant (ON) ; la résistance à l'état passant est alors moins dégradée. Néanmoins, le potentiel de cette méthode est conditionné par la maîtrise de l'étape de gravure de la grille en vue d'assurer un procédé uniforme et reproductible et s'affranchir de la dispersion des caractéristiques électriques (dont V_{th}) entre les composants. En outre, la tension V_{th} demeure faible (généralement inférieure à 1,5 V).

MIS RECESS GATE

Une variante de cette structure à grille enterrée, appelée MIS-HEMT hybride, a été proposée. Elle consiste à ajouter un oxyde de grille après une gravure partielle ou totale de la barrière ou même une sur-gravure du canal sous-jacent qui engendre une extinction du 2DEG sous la grille. Un canal d'accumulation reliant les deux 2DEG de source et drain se crée lors d'une application d'une tension de grille positive. Les premières démonstrations de ce dispositif ont montré une tension de seuil pouvant atteindre + 2 V et une résistance spécifique à l'état passant $R_{ONsp} < 10\ m\Omega.cm^2$ [45] [46].

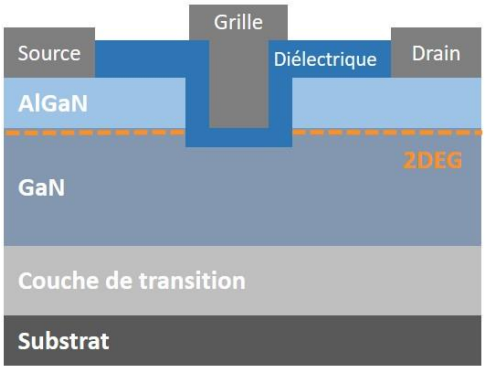
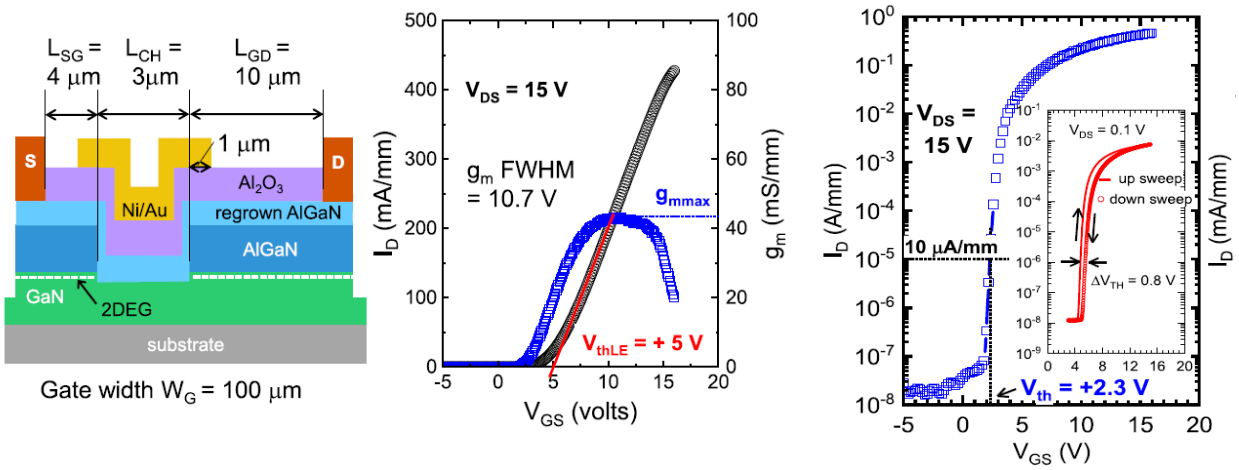


Figure I-13 : Transistor HEMT normally-off avec une grille MIS (Metal Insulator Semiconductor High electron mobility transistor).

Bien que le dispositif soit normally-off, les performances de la structure sont affectées par le faible dopage N du GaN qui est non intentionnel, ce qui rend le canal d'accumulation moins dense, réduisant ainsi le courant de drain et augmentant R_{ON}. La rugosité de la surface après gravure de l'AlGaN et les propriétés de l'interface isolant/GaN sont aussi des paramètres clés dans l'amélioration du comportement du composant et font toujours l'objet de recherches.

Une combinaison de la gravure sèche avec une reprise d'épitaxie de l'AlGaN a été récemment proposée dans les travaux de Tacla et al. [47]. La structure réalisée est présentée dans la Figure I-14.a. La valeur de la tension V_{th}, extraite par extrapolation linéaire à travers la caractéristique de transfert, est voisine de + 5 V (Figure I-14.b). Celle obtenue pour une contrainte de courant I_d = 10 µA/mm est de + 2,3 V (Figure I-14.c). Les auteurs suggèrent que la combinaison de la gravure et de la reprise d'épitaxie réduit la densité des niveaux de donneurs profonds, ce qui permet d'avoir des valeurs de tension V_{th} élevées.



a) *b)*

Figure I-14 : (a) Vue en coupe de la structure du MIS-HEMT en Al_2O_3/AlGaN/GaN avec une grille enterrée et une barrière AlGaN reépitaxiée. (b) Caractéristique de transfert à V_{DS} = 15 V (c) [47].

I.4.2 Grille P-GaN

Le HEMT à grille P-GaN a été proposé pour la première fois par Uemoto et al. [48] et il présentait une tension de seuil V_{th} de l'ordre de 1 V ainsi qu'une tension de claquage V_B voisine de 800 V. Le principe de la structure consiste à insérer une couche de GaN dopé P sous le métal de grille comme présenté dans la Figure I-15.

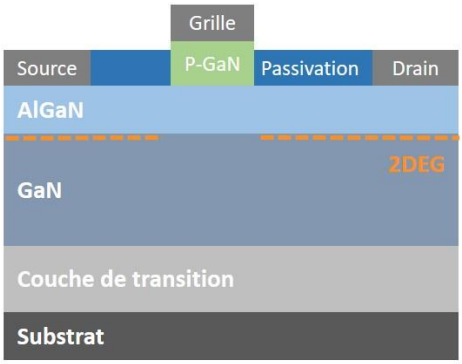


Figure I-15 : Transistor HEMT normally-off avec une couche de P-GaN en-dessous de la grille.

En prenant l'exemple d'un HEMT avec un contact Schottky, la présence d'une couche P-GaN (cap layer) permet de remonter la bande de conduction de l'AlGaN au-dessus du niveau de Fermi comme illustré dans la Figure I-16. La discontinuité de polarisation entre la couche barrière et le cap layer fait remonter le puits triangulaire à l'interface AlGaN/GaN, ce qui permet de rompre le gaz 2DEG et d'assurer le comportement normally-off [49] [50].

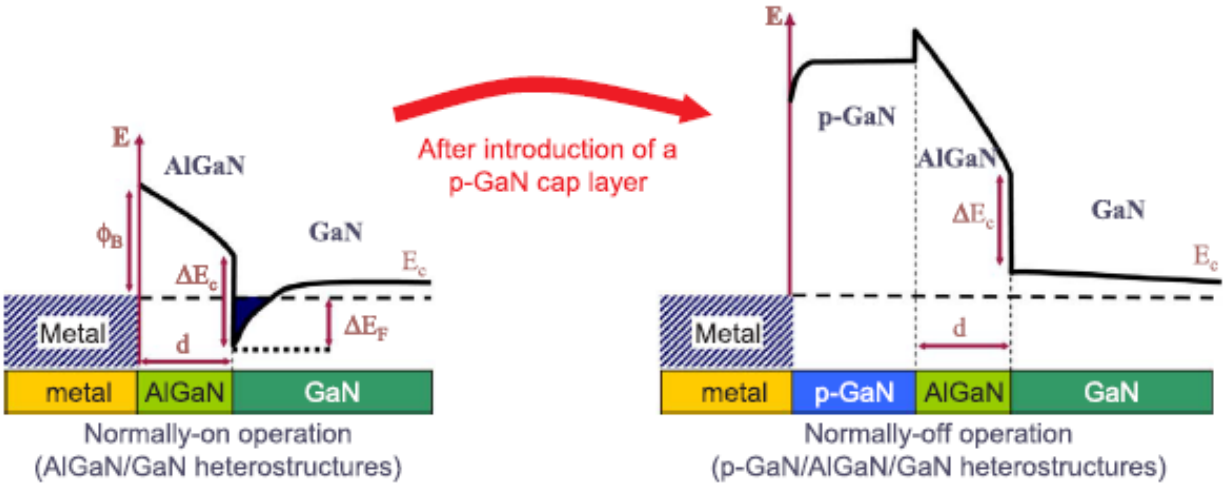


Figure I-16 : Diagrammes de bandes expliquant l'effet de l'ajout la couche P-GaN sur la bande de conduction permettant la déplétion du gaz 2D [51].

Les paramètres qui affectent la tension de seuil V_{th} et la déplétion du gaz 2DEG sont :

- Les caractéristiques de l'hétérostructure AlGaN/GaN : l'épaisseur de l'AlGaN et la fraction molaire de l'Al se situent généralement entre 10–15 nm et 15–20 % respectivement [52] [51] [53].

- Le niveau de dopage de la couche P-GaN qui doit être suffisamment élevé ($> 10^{18}$ cm^{-3}) pour une déplétion efficace de la région à l'interface métal de grille/P-GaN [54].

- Le choix du métal de grille qui a une influence sur le comportement électrique du HEMT à grille P-GaN. Il a été montré qu'une grille Schottky est à privilégier vu l'impact de la hauteur de barrière Schottky métal/P-GaN sur V_{th} [55] [56].

La création d'une zone P-GaN sous la grille constitue un défi pour la communauté scientifique qui poursuit toujours les recherches en vue de déterminer la méthode qui permet d'atteindre une valeur de tension seuil positive et élevée (i.e. > 2 V). Les grandes difficultés de réalisation de cette structure sont : la sélectivité de gravure entre la couche P-GaN et la couche AlGaN, l'uniformité de la profondeur de gravure du P-GaN dans les zones d'accès et les dommages engendrés par le plasma lors de la gravure sèche du P-GaN.

L'une des premières voies à être utilisée est l'élimination sélective de la couche P-GaN en dehors de la région de grille à travers la gravure par plasma ICP (Inductively Coupled Plasma) ou RIE (Reactive Ion Etching) en utilisant une chimie chlorée. Une réalisation récente de cette structure par gravure sèche de P-GaN a été reportée dans les travaux de Greco et al. [51] où un comportement normally-off a été observé avec une valeur V_{th} = + 1,5 V (extraite à partir de la caractéristique de transfert I_D (V_{GS}) à V_{DS} = 10 V).

Pour remplacer la gravure du P-GaN et contourner les problèmes de rugosité de surface après gravure, une autre alternative a été proposée par Yuliang et al. [57] qui ont utilisé une épitaxie localisée du P-GaN sous la région de grille. La tension de seuil du dispositif fabriqué est passée de - 3,95 V, tension de seuil du composant de référence, à - 0,37 V. Une optimisation plus poussée de cette méthode est nécessaire pour améliorer V_{th}.

Le traitement de surface par plasma d'hydrogène fait aussi partie des méthodes qui ont été utilisées comme alternative à la gravure du P-GaN. Cette technique permet de rétablir le gaz 2DEG à l'interface AlGaN/GaN dans les zones d'accès du transistor (là où le traitement a eu lieu). Ceci s'explique par le fait que l'atome d'hydrogène est responsable des mécanismes de compensation de trous dans la couche du GaN dopé P par du magnésium Mg. Il en résulte une passivation des accepteurs Mg dans la couche P-GaN suite à la formation des complexes neutres Mg-H. La structure réalisée avec cette technique a permis d'obtenir une tension de seuil V_{th} de l'ordre de 1,75 V et une densité de courant de 188 mA/mm [58].

Bien que le HEMT à grille P-GaN soit le seul véritable HEMT normally-off qui ait atteint à ce jour une phase de commercialisation, il reste confronté à des problèmes de fiabilité qui sont toujours en cours d'investigation, notamment en ce qui concerne les courants de fuite de grille, qui peuvent être liés à la rugosité du P-GaN engendrée par les procédés de gravure, ou encore la stabilité thermique et électrique de l'interface métal /P-GaN [59].

I.4.3 Implantation aux ions fluor

Des HEMTs normally-off peuvent également être obtenus par l'implantation de fluor sous la grille. Le fluor implanté, très électronégatif, forme, en se liant à un électron environnant, des ions fluorure F^-. La présence des charges négatives dans la barrière d'AlGaN permet de rompre localement le 2DEG sous la grille. L'implantation se fait le plus souvent au travers des outils de traitement plasma RIE.

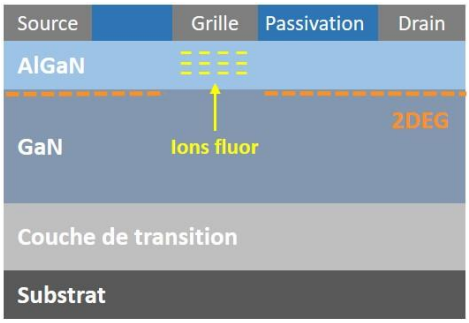


Figure I-17 : Transistor HEMT normally-off avec implantation d'atomes de fluor sur la barrière d'AlGaN.

L'intérêt de la technique réside dans le faible coût et la simplicité du procédé de mise en œuvre de la structure par rapport à d'autres techniques. Un décalage positif de tension de seuil, par rapport à un HEMT normally-on, peut être obtenu avec cette option. Cependant, les valeurs de tension de seuil que l'on peut atteindre dépendent de plusieurs paramètres, en particulier des conditions du traitement par plasma (temps et puissance RF), comme présenté dans la Figure I-18. On remarque que, pour un HEMT conventionnel (sans traitement au plasma CF_4), la valeur de la tension de seuil est - 4 V alors que pour le HEMT traité par plasma CF_4 à 150 W pendant 150 s, V_{th} est de + 0,9 V, permettant ainsi d'avoir un composant normally-off avec un décalage de la tension de seuil de 4,9 V [60]. Des tensions de seuil du même ordre de grandeur ont été obtenues avec des structures similaires en AlGaN/GaN [61].

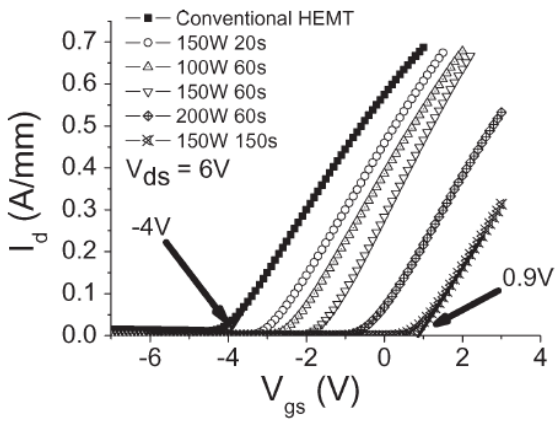


Figure I-18 : Caractéristiques de transfert $I_D(V_{GS})$ d'un HEMT en AlGaN/GaN à différentes conditions de traitement par plasma CF_4 (GaN sur sapphire) [60].

Malgré les avantages offerts par l'implantation aux ions fluor, cette structure souffre de problèmes d'instabilité de la tension de seuil [62], en plus de la dégradation de la mobilité à cause de la pénétration d'une faible quantité d'ions fluor dans le canal qui se comportent comme des impuretés mobiles [63][64][65].

I.4.4 P-GaN enterré

Un autre concept, consistant à enterrer une région P-GaN sous la grille, a été utilisé pour assurer la fonctionnalité normally-off des HEMTs. La bande de conduction dans la région P est relevée ; il en résulte une élévation du puits triangulaire au niveau de l'interface AlGaN/GaN au-dessus du niveau de Fermi. Dans cette structure, la tension de seuil dépend de plusieurs paramètres : les dimensions, la position et le dopage de la région P-GaN enterrée. Les résultats de simulation ont montré que le décalage de la tension de seuil est plus efficace quand la région P s'approche de l'interface AlGaN/GaN. Concernant les dimensions, la tension de seuil se décale vers les valeurs positives avec l'augmentation de l'épaisseur du P-GaN puis sature à partir d'une certaine valeur. Quant à l'effet du dopage, plus il est élevé plus la tension de seuil se décale vers des valeurs positives. Cependant l'effet du dopage est fortement lié à la distance entre la région P et l'interface AlGaN/GaN : quand cette distance augmente, la tension de seuil devient moins sensible à la concentration du dopage [66].

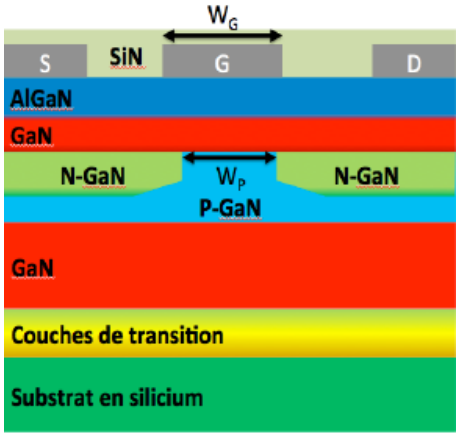


Figure I-19 : Transistor HEMT normally-off avec une région P-GaN enterrée [67].

Ce concept de grille P-GaN enterrée a été validé expérimentalement au laboratoire par Audrey Chapelle et al. [67]. L'introduction d'une couche P-GaN suffisamment dopée et activée (autour de 2 x 10^{18} cm^{-3}) au sein de la couche buffer GaN NID, en-dessous de l'électrode de grille et sous l'interface AlGaN/GaN, a permis d'obtenir un décalage significatif (plus de 6 V) de la tension de seuil V_{th} par rapport à celle d'un HEMT conventionnel de technologie et matériau équivalents et résultant en une tension de seuil positive (V_{th} = + 0,8 V) (Figure I-20).

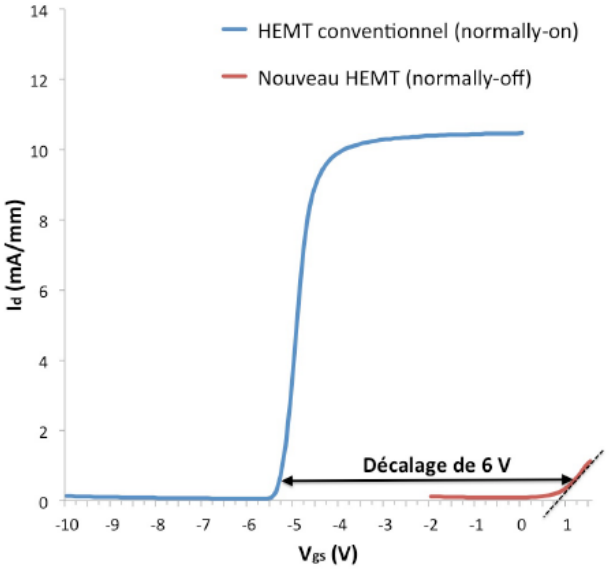


Figure I-20 : Caractéristiques expérimentales de transfert $I_D(V_{GS})$ du HEMT de référence (en bleu) et du nouveau HEMT normally-off (en rouge) pour V_{DS} = 1 V [67] .

Le démonstrateur de cette structure présente cependant des problèmes de courants de fuite qui sont très importants (autour de 100 µA), rendant très difficile l'exploitation des résultats. Différents facteurs sont à l'origine de ces courants de fuite, en particulier les étapes technologiques (épitaxies, reprise d'épitaxie, gravures, métallisations, passivations) qui

nécessitent d'être optimisées et l'implantation ionique de silicium qui engendre des défauts et dégrade la qualité cristalline. L'intérêt de l'implantation est de restaurer le passage du courant d'électrons à travers l'incorporation d'un dopage N élevé de part et d'autre de la région de grille.

I.4.5 Cascode

La fonctionnalité normally-off du transistor HEMT peut être assurée en utilisant une topologie appelée « cascode » [68] [69]. Elle est basée sur la connexion en série d'un MOSFET Si normally-off basse tension avec un HEMT normally-on conventionnel haute tension comme montré sur la Figure I-21. Le MOSFET commande alors la grille du HEMT avec le mode de fonctionnement suivant : lorsque le MOSFET est polarisé avec une tension de grille positive supérieure à sa tension de seuil, la tension de grille du HEMT est quasi-nulle et les deux composants sont alors à l'état passant. Lorsque le MOSFET est bloqué en absence de polarisation (tension de grille nulle), une tension négative se crée entre la source et la grille du HEMT, ce qui le rend à son tour bloqué.

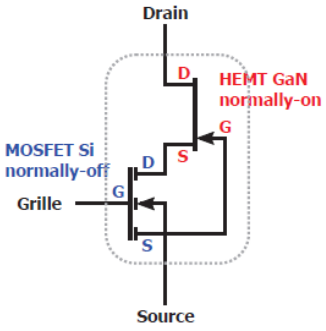


Figure I-21 : Schéma d'un HEMT en GaN et d'un MOSFET en Si en montage cascode.

Le montage cascode permet d'avoir une tension de seuil positive et stable ($V_{th} > 0$) comme dans un MOSFET en Si, tout en conservant les avantages fournis par les matériaux GaN notamment la faible résistance série du 2DEG à l'état passant et un champ électrique élevé à l'état bloqué. Les dispositifs de puissance GaN cascode ont néanmoins plusieurs contraintes significatives. La première est la température de fonctionnement qui, en raison des limitations du matériau silicium, ne permet pas d'exploiter le plein potentiel du matériau GaN. De même, ces composants ne pourraient être que difficilement utilisés dans des applications de puissance haute fréquence, un des intérêts majeurs apportés par l'utilisation des interrupteurs GaN. La résistance à l'état passant peut se trouver de plus augmentée sensiblement, sans parler des problématiques d'assemblage de deux puces dans un seul et même boitier. Finalement, l'intérêt

du matériau GaN pour les applications spatiales s'en trouve annihilé en raison de la présence d'un dispositif silicium au sein du dispositif complet.

I.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons montré l'intérêt des semi-conducteurs à large bande interdite et leur potentialité dans la fabrication des composants haute puissance et haute fréquence. De par leurs propriétés physiques et électriques attractives, la combinaison des deux matériaux donne naissance au ternaire AlGaN qui contribue à l'élaboration de l'hétérojonction AlGaN/GaN, permettant ainsi l'obtention de fortes mobilités électroniques et densités de porteurs sans avoir recours au dopage.

Après avoir passé en revue l'historique de la filière III-V et les propriétés du GaN en comparaison avec les matériaux de référence en électronique de puissance comme le Si ou le SiC, nous avons mis l'accent sur les différents substrats de croissance du GaN ainsi que sur les techniques épitaxiales utilisées notamment la MOCVD et la MBE.

Grâce à leurs polarisations spontanée et piézoélectrique, les matériaux III-V permettent la création d'un gaz d'électrons bidimensionnel présentant de fortes densité et mobilité électroniques. Nous avons ensuite expliqué dans la deuxième partie de ce chapitre le mécanisme de création du gaz 2DEG et le rôle de l'hétérojonction AlGaN/GaN dans le fonctionnement des transistors HEMTs à haute mobilité électronique. Nous avons aussi décrit les différentes couches qui constituent la structure HEMT ainsi que le rôle de chacune et leur influence sur les performances des transistors.

Enfin est exposé un état de l'art des structures HEMTs permettant d'obtenir la fonctionnalité normally-off. Nous avons présenté dans un premier temps la structure de la grille enterrée qui permet d'avoir des tensions de seuil positives. Néanmoins les valeurs restent faibles et non uniformes à cause de la non-reproductibilité des procédés de gravure qui dépendent de la taille des échantillons, de la calibration des bâtis de gravure et des vitesses de gravure. Ensuite, nous avons relaté les différentes procédures technologiques de réalisation d'un HEMT normally-off avec une grille P-GaN. On trouve la gravure de P-GaN, qui présente les mêmes limitations que celles de la structure à grille enterrée, l'épitaxie localisée du P-GaN et le

traitement par hydrogène. Ces deux dernières permettent de contourner les problèmes liés aux procédés de gravure et de décaler la tension de seuil vers des valeurs positives.

L'implantation aux ions fluor a aussi été utilisée comme solution pour rendre le HEMT normally-off. Soumettre la couche d'AlGaN à un plasma fluoré induit un décalage de bande de conduction près de la surface d'AlGaN qui augmente en fonction de la puissance et le temps de traitement de plasma. L'inconvénient de cette option est l'instabilité thermique des ions fluor qui est à l'origine de l'instabilité des paramètres électriques clé du dispositif.

Toujours dans le cadre des solutions normally-off, nous avons présenté la structure à P-GaN enterré développée au LAAS qui a permis un décalage significatif de la tension seuil (+6 V) par rapport à un HEMT conventionnel mais nécessite des optimisations plus poussées des procédés technologiques utilisés pour sa mise en œuvre.

Enfin nous avons présenté l'architecture cascode qui permet de tirer profit des propriétés avantageuses des composants HEMT en GaN mais qui présente des limitations significatives.

II Chapitre 2 : Une nouvelle structure de HEMT normally-off AlGaN/GaN avec une grille à barrière P-GaN par reprise d’épitaxie localisée

II.1 Introduction

Développer des technologies de puissance GaN/Si ayant des tensions de seuil supérieures à 2 V et les faire fonctionner à de très hautes fréquences (> 50 MHz) sont deux réels enjeux et défis majeurs pour l'industrie de l'électronique de puissance. En effet, et comme expliqué dans le premier chapitre, les transistors HEMTs sont normalement passants (normally-on), ce qui peut poser problème en cas de défaillance et nécessiter une tension de commande négative, complexifiant ainsi les circuits de commande. Plusieurs solutions, présentées dans le chapitre I, ont été proposées pour répondre au besoin normally-off. Les efforts de recherche se poursuivent en vue de disposer d'interrupteurs de puissance GaN de nouvelle génération et atteindre le meilleur de leurs performances.

L'objectif de ce chapitre est de présenter les résultats de simulations physiques d'une nouvelle structure de HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN. Cette structure a été proposée par Gaëtan TOULON [70]. Avant la réalisation du démonstrateur de cette nouvelle structure, un travail de réflexion et de développement technologique a été mené en amont afin de mettre en place les différentes étapes de réalisation du composant.

La première partie de ce chapitre sera dédiée à l'étalonnage du simulateur à partir de mesures expérimentales. Ces simulations serviront de référence pour l'étude de concepts de transistors normally-off. Ensuite seront présentés la nouvelle structure de HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN, son diagramme de bandes et sa tension de seuil V_{th}.

La deuxième partie sera consacrée au jeu de masques conçu pour la fabrication du composant ainsi que les différentes structures de tests et de validation du procédé. Le chapitre s'achèvera par une synthèse des choix technologiques envisagés à l'issue des résultats de simulations.

II.2 Nouvelle structure de HEMT AlGaN/GaN normally-off

Nous présentons ici la nouvelle structure de HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN que nous avons choisie de développer au laboratoire. Elle a été proposée par Gaëtan TOULON dans le cadre d'un projet de post-doctorat entre le CEA-Tech Occitanie et le LAAS-CNRS et a fait l'objet d'un brevet [70].

Par rapport aux autres HEMTs normally-off, l'originalité de cette nouvelle structure réside dans l'utilisation simultanée d'une couche de GaN de type P (P-GaN) et de la gravure, partielle ou totale, de l'AlGaN (« recess gate ») – deux concepts de HEMTs normally-off présentés au chapitre I – afin de potentiellement cumuler les effets de ces deux technologies pour atteindre des tensions de seuil élevées (> 2 V). À l'équilibre, l'utilisation de la couche P-GaN et l'amincissement de la barrière d'AlGaN ont pour effet de rapprocher le niveau de Fermi de la bande de valence et, de ce fait, de remonter la bande de conduction afin que le dispositif ainsi conçu ait une fonction normally-off.

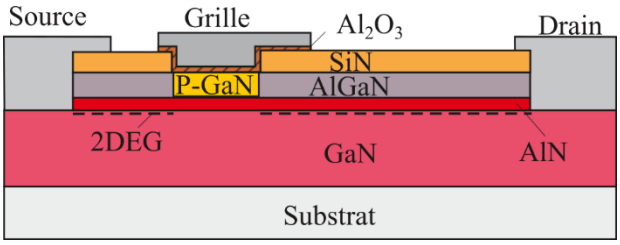


Figure II-1 : Coupe schématique du HEMT en AlGaN/AlN/GaN avec une structure de grille à barrière P-GaN développée au LAAS [70].

L'utilisation de la simulation physique TCAD (« Technological Computer Aided Design ») lors de la phase de conception des composants permet de réduire le nombre d'itérations en fabrication et donc le coût de développement. Elle offre aussi la possibilité d'observer des grandeurs non mesurables et permet d'expliquer certains phénomènes. Ces outils de simulation tiennent donc une place centrale dans le processus de conception et de développement de composants électroniques.

Nous présentons dans cette partie les résultats de simulations physiques qui ont permis d'aider à la conception et au dimensionnement du composant, à la compréhension des mécanismes physiques qui régissent son fonctionnement et à la prédiction de son comportement électrique.

II.2.1 Étalonnage de la simulation physique

Pour mettre en évidence le potentiel de la nouvelle structure du HEMT normally-off proposée dans ce travail, nous avons utilisé le logiciel Sentaurus TCAD [71].

Les paramètres d'entrée du simulateur sont les dimensions, la géométrie de la structure, le profil de dopage de chaque région du dispositif et la nature des matériaux à partir desquels est fabriqué le composant. Pour décrire de la façon la plus représentative possible le comportement des porteurs de charge, il est indispensable de choisir des modèles physiques adaptés.

Après le choix des modèles, un maillage est effectué en discrétisant la structure sous forme de nœuds. En tout point de la structure simulée, le logiciel va résoudre les équations de continuité des porteurs et de Poisson en plus des équations des différents modèles physiques pris en compte, tels que les modèles de mobilité et les effets de pièges. Le nombre de nœuds détermine la finesse de maillage et influe sur la précision des simulations.

Pour une utilisation optimale des outils de simulation, il est important de passer par une étape d'étalonnage. Une structure d'étalonnage a été créée en utilisant l'outil Sentaurus Structure Editor et en se basant sur des transistors MIS-HEMTs normally-on du CEA-LETI dont la vue en coupe schématique est reportée sur la Figure II-2. Ils sont créés à base d'une hétérojonction AlGaN/AlN/GaN sur un buffer GaN. Les couches de transition entre le buffer et le substrat silicium n'ont pas été prises en compte car l'intérêt était porté sur la tension de seuil et non pas sur la tenue en tension. Les métallisations de source, grille et drain forment des plaques de champ sur la passivation en Si_3N_4. Pour la plupart des simulations, seul le premier niveau de métal est considéré. Une couche d'Al_2O_3 faisant office d'isolant de grille est insérée entre l'AlGaN et le métal de grille, son épaisseur varie entre 9 nm et 30 nm. Les épaisseurs de la couche barrière AlGaN et de la couche buffer GaN sont respectivement 22 nm et 2 µm, la fraction molaire de l'aluminium dans l'AlGaN est de 20 %. La structure conçue a des longueurs de contact source, drain et grille de 1 µm, une distance grille-source de 2 µm et une distance grille-drain de 15 µm. Une plaque de champ de grille L_{FP} de 3 µm est ajoutée côté drain.

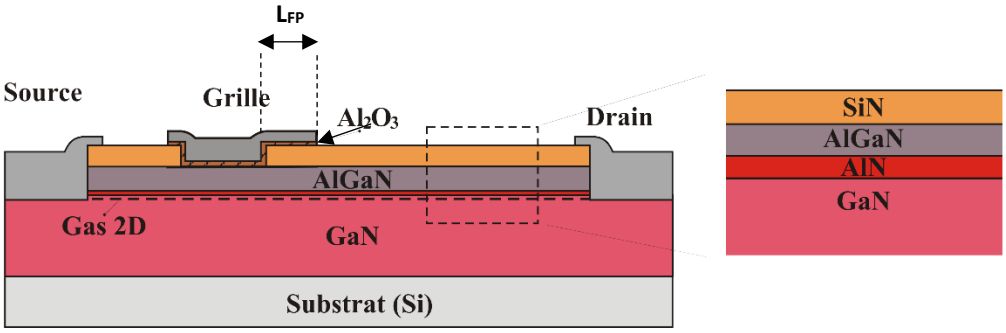


Figure II-2 : Coupe schématique du transistor AlGaN/AlN/GaN utilisé en simulation.

II.2.1.1 Maillage

Après la génération de la structure sous Sentaurus Structure Editor, il est indispensable de procéder à un maillage par éléments finis à l'aide de l'interface SNMESH. Le maillage correspond à un ensemble de nœuds, ou d'intersections, où les équations physiques sont résolues et les caractéristiques de sortie et d'entrée sont calculées, notamment le courant, le potentiel, la concentration des porteurs et les diagrammes de bandes. La validité des résultats ainsi que le temps de calcul dépendent grandement de la qualité du maillage. En effet, dans le cas d'une maille trop large, les nœuds sont plus éloignés les uns des autres, ce qui permet de diminuer le temps de calcul mais, en raison de l'importante évolution des différents paramètres physiques d'un nœud à un autre, des imprécisions de résultats et un risque de divergence sont accentués. En revanche, une maille trop fine permet d'apporter plus de précisons mais au détriment d'un temps de calcul important. Le maillage doit être choisi judicieusement et un compromis est à trouver entre la précision et le temps de calcul.

Dans le cas d'un HEMT, un maillage dense doit être généré dans les zones critiques comme l'interface AlGaN/GaN ou les interfaces des différents matériaux où se produit un changement brusque des grandeurs physiques telles que le champ électrique et la densité d'électrons. Le maillage est relâché dans les zones qui n'ont pas – ou peu – d'influence sur le comportement du transistor. Un exemple de maillage sous la grille d'un HEMT AlGaN/GaN est présenté dans la Figure II-3.

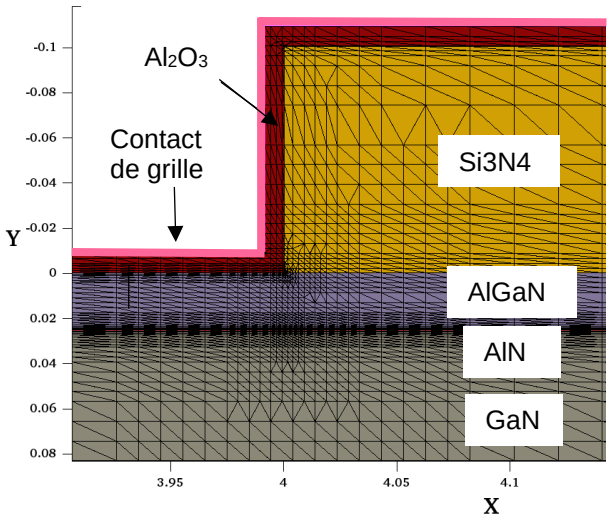


Figure II-3 : Illustration du maillage de la région sous la grille du transistor HEMT en AlGaN/GaN étudié (unité en X et Y : nm).

II.2.1.2 Modèle physique et paramètres

Les performances électriques du transistor HEMT en GaN sont liées à la forte charge de polarisation à l'hétérojonction AlGaN/GaN due à l'effet piézoélectrique. L'utilisation du modèle de polarisation piézoélectrique dans le simulateur permet de prendre en compte ce phénomène et de calculer la charge aux différentes interfaces de l'hétérojonction en fonction des différentes grandeurs (épaisseurs des couches et fraction molaire dans les composés ternaires comme l'AlGaN) [38]. L'équilibre des charges est obtenu par l'apparition du canal d'électrons 2DEG au niveau de l'hétérojonction et par l'ajout de pièges (« traps ») de type donneurs en surface et de type accepteurs à l'interface avec le substrat.

La mobilité du canal d'électrons est définie comme constante dans le simulateur et la dégradation liée au champ et à la température est prise en compte. Étant donné que la mobilité du canal est très supérieure à celle du GaN en volume, une région de quelques nanomètres de GaN entre le buffer GaN et la couche de barrière est insérée. Dans cette région, la mobilité est augmentée pour correspondre à celle obtenue expérimentalement par effet Hall lors d'un run de fabrication précédent (1800 $cm^2/V.s$).

II.2.1.3 Étude à l'état passant

Des simulations à l'état passant ont été effectuées dans le but de déterminer la tension de seuil qui servira de référence pour l'étude du transistor normally-off. La tension de seuil

dépend de plusieurs paramètres dont les principaux sont : la concentration d'électrons n_s du canal, la hauteur de barrière de l'électrode de grille et la concentration de charges à l'interface Al_2O_3/AlGaN. La valeur de n_s est déterminée par les simulations à l'équilibre. Elle dépend de la concentration de charges d'interface Q_f et de la hauteur de barrière qui est imposée par le travail de sortie du métal. Le principal paramètre d'ajustement sera donc la concentration de charges d'interface Q_f. Une valeur Q_f égale à $1{,}5\times10^{13}$ cm^{-2} a donné des résultats assez proches des valeurs expérimentales et similaires aux données fournies dans la littérature.

Concernant la modélisation des pièges dans le volume du GaN, une comparaison des caractéristiques de transfert $I_D(V_{GS})$ d'un transistor HEMT dans deux cas : avec et sans pièges dans le buffer est présentée sur la Figure II-4. Ces pièges de type accepteurs et d'énergie E_T = 0,9 - eV, correspondant au carbone, rendent le GaN semi-isolant et permettent ainsi de confiner les électrons dans le canal. Sans ces pièges, le GaN est considéré conducteur de type N, ce qui entraine une conduction sous le canal même au-delà de la tension de pincement. L'utilisation d'une grille MIS et de pièges profonds issus du carbone dans le GaN explique le très faible niveau de courant dans le cas de l'utilisation de pièges puisque presqu'aucun courant ne circule, contrairement à une grille Schottky.

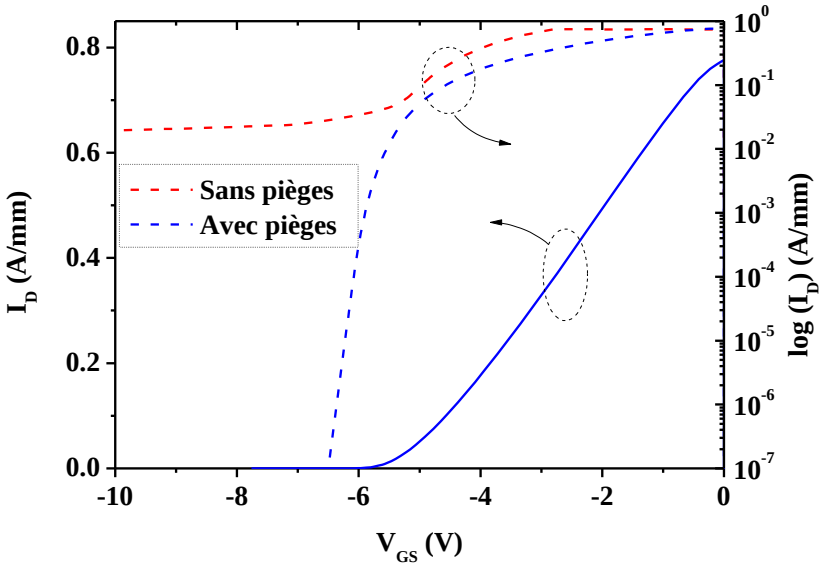


Figure II-4 : Comparaison des caractéristiques $I_D(V_{GS})$ avec et sans pièges dans le buffer GaN, la courbe en bleu continu correspond au cas avec pièges en échelle linéaire.

Le simulateur étant à présent étalonné à l'état passant – les tension de seuil et caractéristique de transfert obtenues avec nos simulations étant similaires à celles mesurées (Figure II-5) –, nous pouvons simuler la nouvelle structure sur cette base.

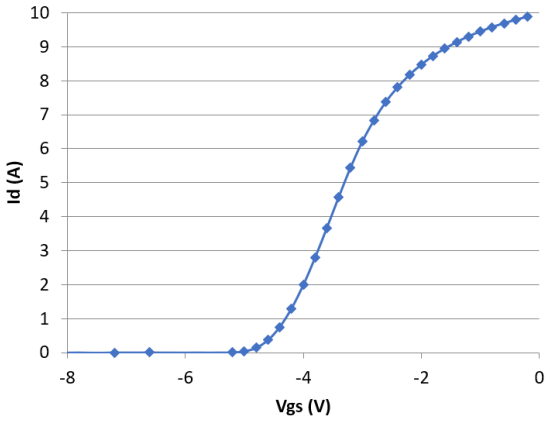


Figure II-5 : Caractéristique $I_D(V_{GS})$ du HEMT normally-on obtenu expérimentalement.

II.2.2 Résultats de simulations du HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN

Afin d'avoir un aperçu sur le comportement électrique du transistor HEMT proposé, des simulations physiques ont été effectuées avec les outils Sentaurus TCAD. La structure conçue présente les mêmes dimensions que la structure de référence (normally-on) qui a servi pour l'étalonnage. Contrairement à d'autres études [55] [54], l'énergie d'ionisation profonde du dopant Mg du P-GaN n'est pas prise en compte ; cela signifie que tous les dopants incorporés dans le simulateur sont ionisés. Autrement dit, cette région (P-GaN) présente un profil de dopage uniforme « équivalent ».

Sur cette structure (Figure II-6), les paramètres importants sont l'épaisseur d'AlGaN remplacée par du P-GaN ($H_{P\text{-}GaN}$), l'épaisseur de l'AlGaN restant après gravure (ΔP_{GaN}) et le dopage de la couche P-GaN ($N_{A\ P\text{-}GaN}$). Deux cas ont été analysés : l'un avec le métal de grille directement au-dessus de la région P-GaN (grille Schottky) et l'autre avec un isolant entre eux (grille MIS).

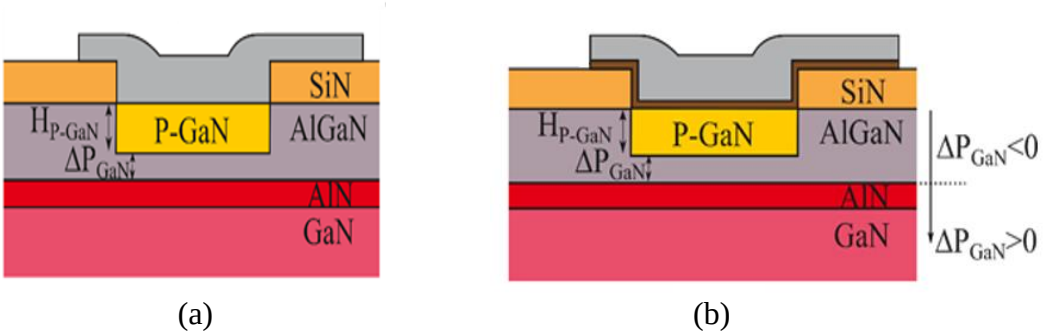


Figure II-6 : Coupe schématique au voisinage de la grille du transistor HEMT normally-off en AlGaN/AlN/GaN avec une grille à barrière P-GaN : (a) cas d'une grille Schottky, (b) cas d'une grille MIS.

II.2.2.1 Grille Schottky

Les premières simulations ont été réalisées sur des structures avec du métal sur la couche P-GaN. Le diagramme de bandes à l'équilibre pour différentes épaisseurs d'AlGaN sous la grille est présenté sur la Figure II-7. L'effet de l'AlGaN gravé peut être vu sur le profil de bande de conduction, en particulier du côté GaN. Des valeurs ΔP_{GaN} négatives signifient que la couche d'AlGaN restante sous la grille fournit une charge de polarisation assez élevée à dépléter, ce qui engendre une tension de seuil plus basse.

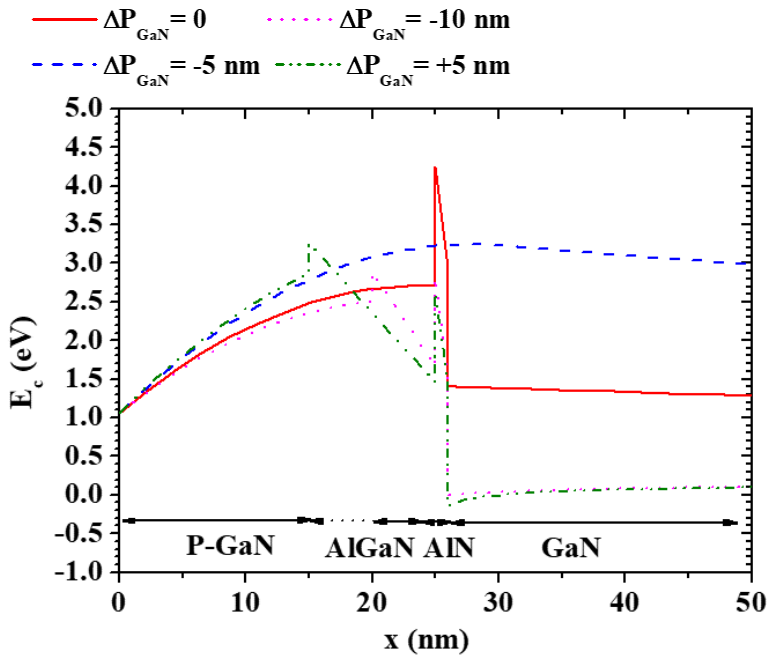


Figure II-7 : Diagramme de bandes pour différentes valeurs de ΔP_{GaN} à V_{gs} = 0 pour une grille Schottky.

Les résultats de la simulation des variations de tension de seuil en fonction du dopage de la couche P-GaN sont représentés sur la Figure II-8. Les bandes d'énergie redescendent pour

les faibles valeurs de dopage, alors que les valeurs de dopage élevées pinceront le niveau de Fermi près de la bande de valence dans le P-GaN. Par conséquent, la variation de tension de seuil est liée à l'épaisseur d'appauvrissement du P-GaN [72].

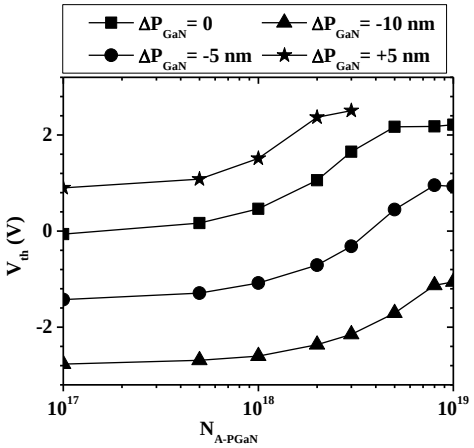


Figure II-8 : Variations de la tension de seuil en fonction du dopage du P-GaN pour différentes valeurs ΔP_{GaN} dans le cas d'une grille Schottky.

II.2.2.2 Grille MIS

Une grille MIS a été choisie pour cette structure afin de surmonter les problèmes liés à la grille Schottky, notamment les fuites de courant. Pour choisir l'isolant d'une grille MIS, il est important de considérer la bande interdite, la permittivité et l'offset de bande entre l'isolant et le semi-conducteur. Pour une diminution suffisante du courant de fuite, nous avons besoin d'une large bande interdite ainsi qu'une grande permittivité. La Figure II-9 indique clairement le compromis entre eux.

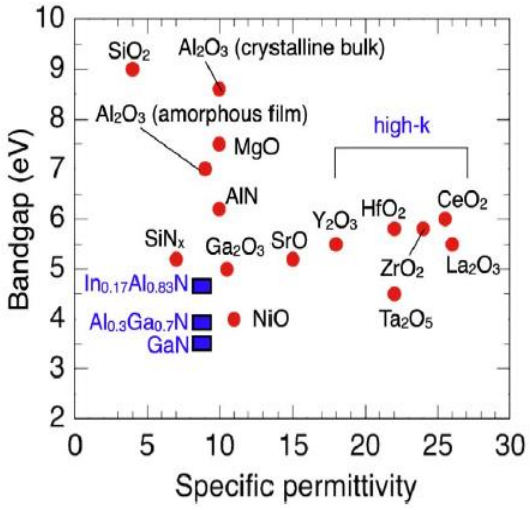


Figure II-9 : Relation entre la bande interdite et la permittivité des isolants les plus couramment utilisés [73].

Des matériaux tels que SiO_2 ou Al_2O_3 sont prometteurs en raison de leur bande interdite et de leur affinité électronique plus élevées [74], ce qui signifie une augmentation de la continuité de la bande de conduction avec le P-GaN. Cependant, la permittivité relative inférieure du SiO_2 n'est pas favorable en termes de caractéristiques électriques car elle donne une transconductance plus faible, comme représenté sur la Figure II-10. De plus, il a été démontré que le SiO_2 induit une densité élevée d'états de surface avec le GaN [75].

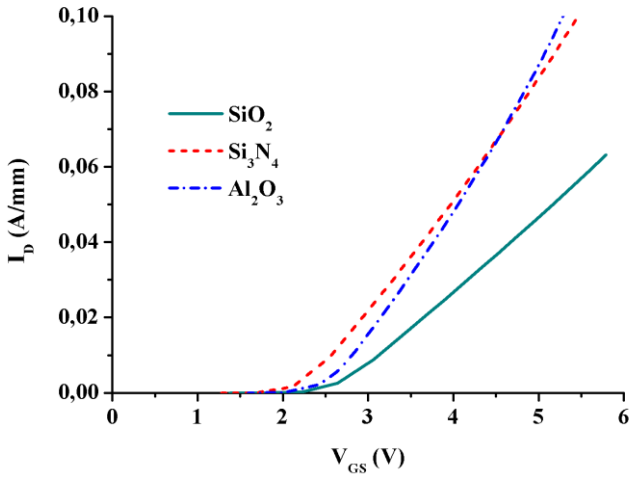


Figure II-10 : Caractéristiques de transfert I_D (V_{GS}) de HEMT avec différents isolants de grille de 30 nm d'épaisseur.

Concernant le critère de l'offset de bande, nous avons déterminé l'offset de bande du Si_3N_4, de l'Al_2O_3 et du SiO_2 avec le P-GaN. Les résultats de simulation TCAD sont présentés Figure II-11 où il est clairement démontré que les offsets de bande entre Si_3N_4/ P-GaN et Al_2O_3/P-GaN sont plus faibles par rapport à celui du SiO_2/P-GaN.

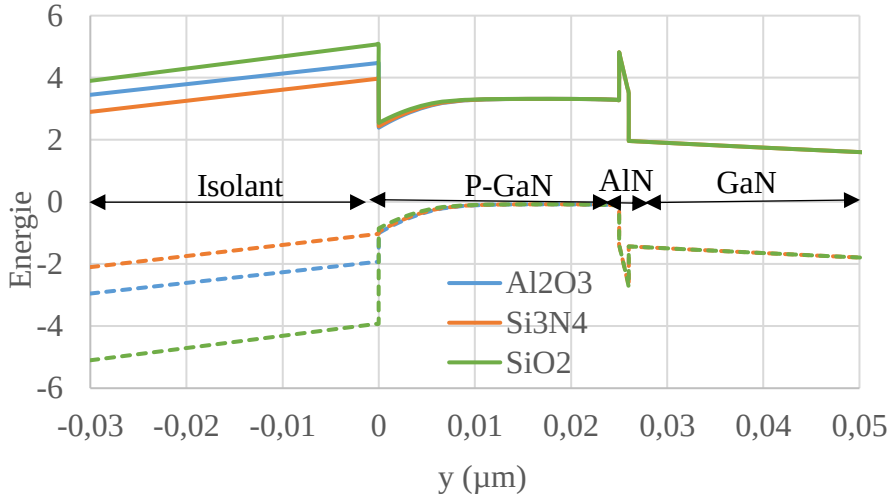


Figure II-11 : Diagramme de bandes de l'empilement ou de la structure isolant/ P-GaN/AlN/ GaN.

Les variations de tension de seuil avec la concentration du dopage P-GaN pour différents matériaux isolants et épaisseurs sont présentées sur la Figure II-12 (cas de gravure totale de la barrière AlGaN). La densité des états d'interface a été insérée, sur la base de valeurs extraites pour des structures avec une couche de Si_3N_4 déposée sur P-GaN par LPCVD. Ces valeurs devraient changer avec le matériau isolant et sa méthode de dépôt. En fonction de son épaisseur et de sa permittivité, l'ajout d'une couche de diélectrique permet d'absorber le champ électrique lorsqu'une tension de grille est appliquée, ce qui augmente la variation de la tension de seuil avec la concentration du dopage P du GaN. Si l'on peut atteindre une concentration de dopage P-GaN élevée, une tension de seuil positive élevée peut être obtenue.

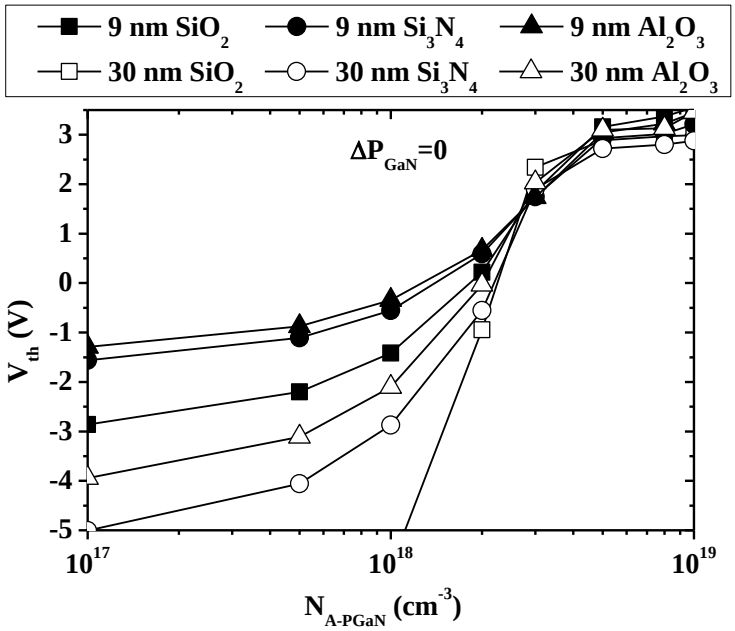


Figure II-12 : Variations de la tension de seuil en fonction de la concentration de dopage du P-GaN pour différents matériaux et épaisseurs d'isolant.

À la lumière de tous ces éléments, nous pouvons déduire que le choix du diélectrique ne peut se faire sans compromis. Si l'on considère le critère d'une large bande interdite, l'Al_2O_3 et le SiO_2 se positionnent comme étant prometteurs. Cependant le SiO_2 est limité par sa faible permittivité qui réduit la transconductance du composant. En ce qui concerne la fonctionnalité normally-off, des valeurs élevées de tension de seuil positives peuvent être atteintes avec différents isolants pourvu que le dopage soit élevé. Pour des raisons de faisabilité technologique, nous allons dans un premier temps privilégier l'utilisation du Si_3N_4 et envisager des « splits » technologiques pour explorer expérimentalement les propriétés de chaque isolant.

II.3 Conception des masques pour la fabrication du HEMT

Dans cette partie, nous allons présenter le procédé technologique envisagé pour la fabrication du HEMT normally-off ainsi que le jeu de masques correspondant.

II.3.1 Description des étapes de fabrication de la structure HEMT normally-off à grille à barrière P-GaN par épitaxie localisée

Le procédé technologique que nous avons choisi de mettre en place pour la fabrication de la structure du HEMT normally-off en AlGaN/AlN/GaN avec une grille à barrière P-GaN obtenue par reprise d'épitaxie est décrit sur la Figure II-14. Nous y présentons des vues en coupe schématique des principales étapes technologiques. La structure de HEMT latéral que nous proposons est réalisée à partir d'un substrat en silicium mais la preuve de concept peut tout aussi bien être effectuée sur un autre type de substrat tel que le SiC ou le saphir.

La toute première étape concerne l'épitaxie des couches constituant le HEMT, qui est réalisée au laboratoire CRHEA-CNRS à partir de la technique de croissance par MOCVD (Metal Organic Chemical Vapor Deposition). Le cœur d'activité de ce laboratoire est en effet la croissance par épitaxie de matériaux semi-conducteurs, majoritairement à large bande interdite. Nous présentons dans la Figure II-13 l'alternance des couches fournies par le CRHEA sans préciser l'empilement des couches de transition qui reste propre à chaque épitaxieur.



Figure II-13 : Coupe schématique montrant l'empilement des couches épitaxiées sur silicium.

Les autres étapes sont développées dans la centrale de technologie du LAAS-CNRS selon l'enchaînement suivant :

- Dépôt d'une première couche de Si_3N_4 afin de contribuer à une bonne densité du gaz 2D et assurer la protection de la couche d'AlGaN tout au long du procédé tout en limitant la génération de pièges surfaciques (Figure II-14.1) ;

- Dépôt d'une couche de SiO_2 servant de masque pour empêcher la croissance du P-GaN en dehors de la région de grille (Figure II-14.2) ;

- Ouverture de la grille à travers la gravure de trois matériaux : SiO_2, Si_3N_4 et AlGaN (Figure II-14.3) ;

- Expédition des plaquettes au CRHEA-CNRS pour la reprise d'épitaxie du P-GaN (Figure II-14.4) puis poursuite du procédé au LAAS-CNRS ;

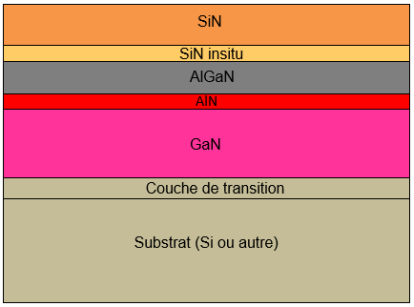
- Retrait de la couche de masquage par attaque chimique du SiO_2 (Figure II-14.5) ;

- Isolation électrique des composants par gravure Mesa ;

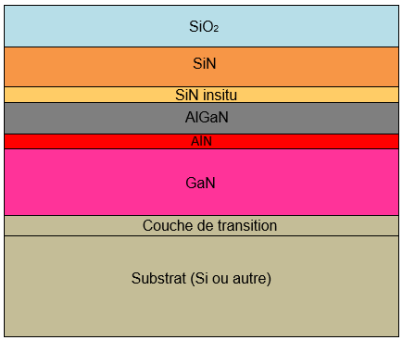
- Dépôt du diélectrique de grille (Figure II-14.6) ;

- Ouverture et métallisation des contacts ohmiques suivies du dépôt de métal de grille (Figure II-14.7 et 8) ;

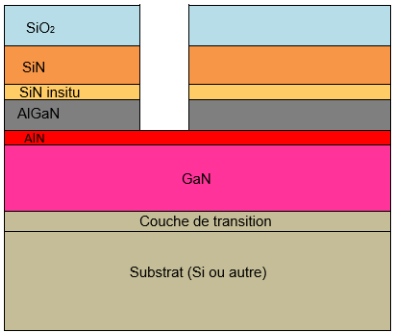
- Encapsulation des composants (Figure II-14.8) et ouverture des vias pour la reprise des contacts pour l'étape de caractérisation du composant.



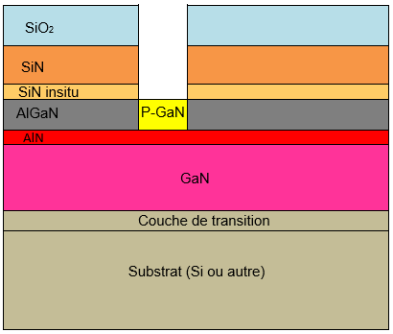
1) Épitaxies successives de GaN sur Si



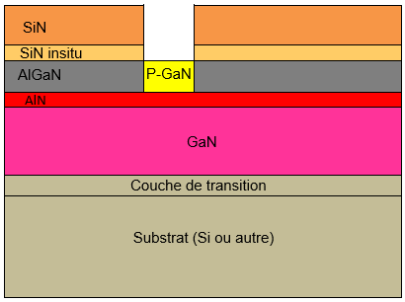
2) Dépôt du masque SiO_2



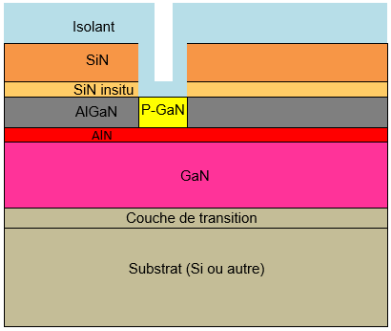
3) Gravure d'ouverture de grille



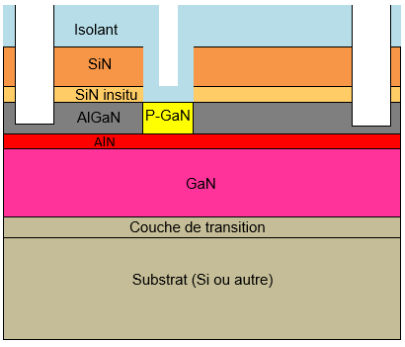
4) Reprise d'épitaxie



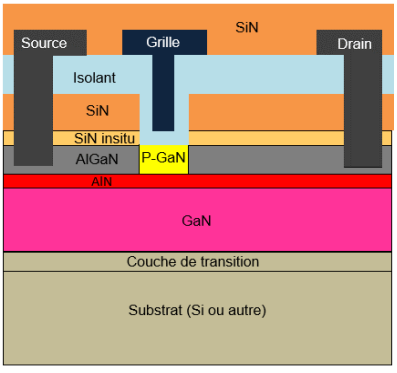
5) Gravure du SiO_2



6) Dépôt de diélectrique de grille



7) Ouverture des contacts ohmiques



8) Finalisation du procédé

Figure II-14 : Vues en coupe schématiques de l'enchaînement des étapes du procédé de réalisation de la structure HEMT normally-off avec une grille MIS à barrière P-GaN par reprise d'épitaxie.

II.3.2 Conception du jeu de masques

Après avoir défini l'enchaînement des étapes technologiques illustré sur la Figure II-14, nous avons conçu un jeu de masques permettant non seulement de réaliser les transistors HEMTs normally-off avec une grille à barrière P-GaN mais aussi d'apporter des informations sur le procédé de fabrication à travers des structures de test. Pour cela, nous avons utilisé le logiciel de dessin de masque CLEWin. La surface de dessin a été fixée à une zone de 1 cm x 2 cm (cellule élémentaire). En fonction de la taille de la plaquette ou de l'échantillon sur lequel ce dessin sera reproduit, il est possible de dupliquer le réticule n fois. La Figure II-15 présente une vue générale du réticule avec tous les niveaux de masques superposés qui sont :

- Gravure de l'ouverture de grille avec mires d'alignement
- Gravure MESA pour isolation des composants
- Gravure du Si_3N_4
- Gravure du SiO_2
- Gravure des contacts ohmiques + métallisation (en auto aligné)
- Métallisation de la grille
- Ouverture des vias
- Métallisation des vias

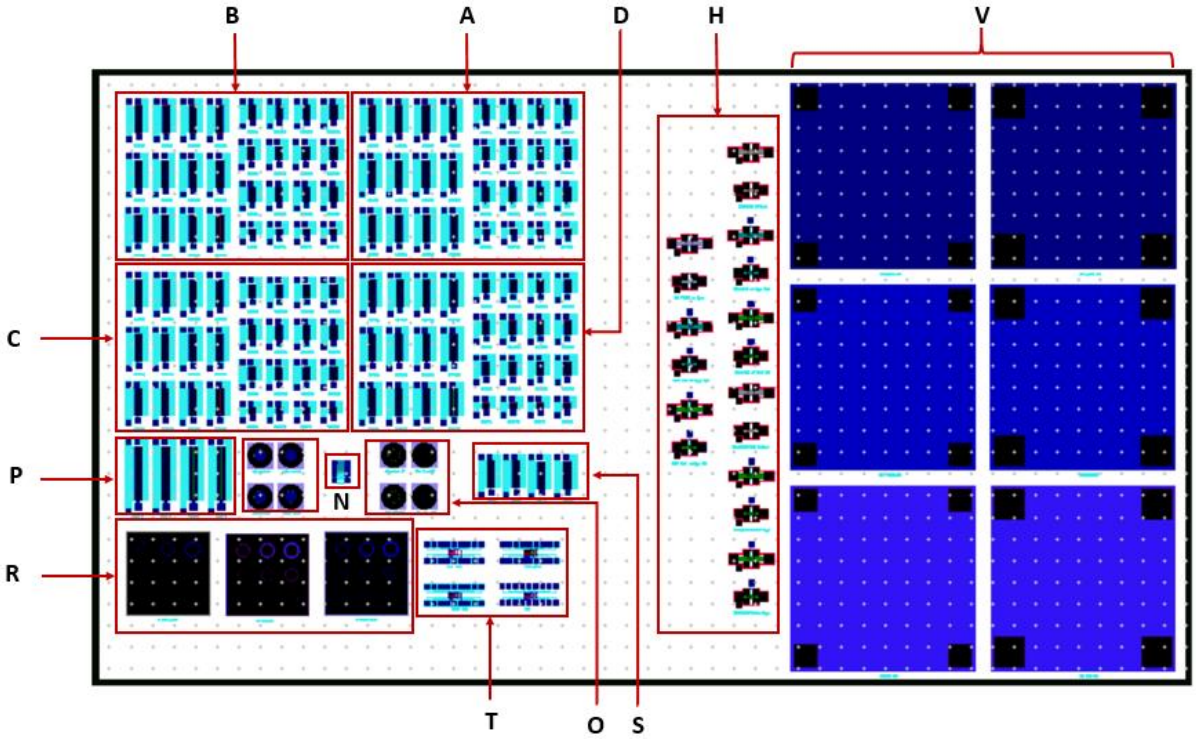


Figure II-15 : Dessin d'une cellule élémentaire des masques utilisés pour la fabrication du transistor HEMT normally-off et ses variantes ainsi que les structures de test.

Le dessin comporte 4 variantes du composant HEMT : normally-off MIS, normally-off Schottky, normally-on MIS, normally-on Schottky ; des diodes MOS et Schottky ; des structures TLM (linéaires et circulaires), des structures à effet Hall, des motifs de résolution de photolithographie ; des marques d'alignement pour chaque niveau ; des étiquettes d'identification de composants ainsi que des composants supplémentaires pour des tests de la technologie GaN comme la vérification de l'isolation MESA ou des variations géométriques (HEMTs symétriques ou de puissance) pour l'exploration des propriétés de l'hétérostructure AlGaN/GaN. Nous avons regroupé différentes structures dans le jeu de masques sous forme de groupes alphabétiques A, B, C, …

II.3.2.1 HEMT normally-off et normally-on (groupes A, B, C, D, P & S)

Pour pourvoir déterminer le décalage de la tension seuil du nouveau HEMT normally-off proposé, il est important d'avoir une structure de référence : un HEMT normally-on est réalisé sur la même plaque et suivra le même procédé technologique. Nous avons donc prévu au niveau du masque des structures normally-off (groupes A & C) et normally-on (groupes B & D) avec et sans diélectrique de grille. L'intérêt de la structure Schottky est de pouvoir évaluer les avantages d'une grille MIS en terme de courants de fuite en comparaison avec un transistor HEMT à grille Schottky. Les vues en coupe en 2D de ces quatre variantes sont présentées Figure II-16.

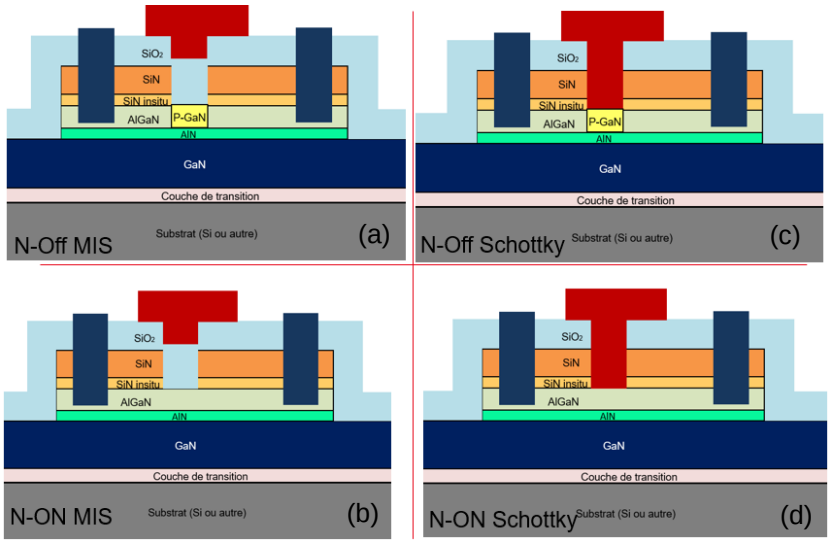


Figure II-16 : Vues en coupe des 4 composants HEMT des groupes A, B, C & D. (a) HEMT normally-off à grille MIS, (b) HEMT normally-on à grille MIS, (c) HEMT normally-off à grille Schottky, (d) HEMT normally-on à grille Schottky.

Pour ces quatre variantes, nous avons fait évoluer plusieurs paramètres du composant. La Figure II-17 présente le schéma d'un HEMT sur le plan x-y. La position de la grille à l'intérieur du rectangle définit la distance grille-drain L_{GD} qui fait partie des paramètres que nous avons fait varier lors de la conception du dispositif en plus de la largeur de la grille W et sa longueur L. La longueur minimale L de grille que l'on pouvait choisir a été imposée par des contraintes technologiques, notamment la résolution que l'on peut atteindre avec les équipements de lithographie disponibles au laboratoire. Nous avons donc choisi les largeurs de grille suivantes : 2 µm, 4 µm et 6 µm. Pour la largeur W, nous avons choisi un minimum de 500 µm. Un autre paramètre que nous avons fait varier est la longueur de la plaque de champ de grille (L_{FP}). L'intérêt d'ajouter des plaques de champ à la structure est d'étudier leur effet sur la tenue en tension et la résistance dynamique à l'état passant (R_{DSON}).

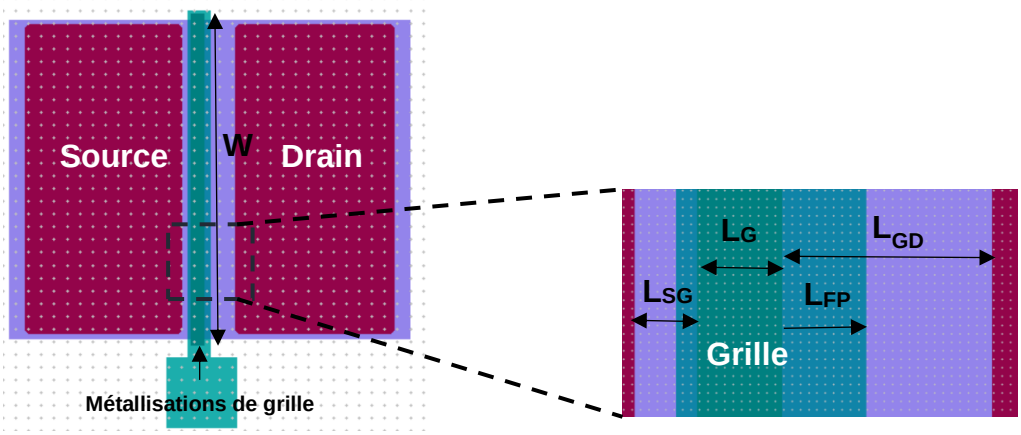


Figure II-17 : (a) Géométrie de surface d'un HEMT des groupes A, B, C & D avec les paramètres variables : L_{GD} est la distance grille-drain, , W est la largeur de grille, L_G est la longueur de grille.

Pour explorer les différentes possibilités qu'offre la technologie GaN, nous avons ajouté des structures au masque autres que celle du HEMT que l'on souhaite fabriquer. En effet, pour vérifier la fonction de bidirectionnalité, nous avons conçu des HEMTs symétriques avec $L_{SG} = L_{GD}$ (Groupe S) et des HEMTs de puissance (groupe P) à fort courant où le W est plus élevé que les autres structures, à savoir 1000 µm, avec les options normally-on et normally-off pour les deux.

II.3.2.2 Structures de tests

Pour évaluer les paramètres technologiques et les performances du HEMT proposé, nous avons intégré un ensemble de composants de test pour effectuer du Process Control

Monitoring (PCM), notamment deux serpentins de métal qui permettent d'évaluer la résistance du métal de grille et celle du métal de niveau 2 (métal de via).

II.3.2.2.1 Structures TLM

Parmi ces structures de tests, on trouve les motifs TLM (Transmission Line Method) qui permettent de déterminer la résistance de contact R_c ainsi que la résistance carrée des couches semi-conductrices sous tests [37]. Les motifs de cette structure test sont constitués de contacts métalliques espacés de distance croissante de 2 µm, 4 µm, 8 µm, 12 µm, 16 µm, 20 µm, 30 µm et 50 µm (Figure II-18). Bien que les TLM linéaires permettent de mesurer une résistance de contact plus proche de la réalité, une dispersion des lignes de courant peut être observée dans le cas de géométrie linéaire. Nous avons aussi utilisé les TLM circulaires (cTLM) qui permettent aux lignes de courant de s'établir entre le plot central et le plan de masse et déterminer, d'une manière plus proche de la réalité, les caractéristiques du contact ohmique [76].

Parmi les variantes que nous avons proposées pour ces structures de tests, nous pouvons citer :

- des TLM sur P-GaN pour vérifier si le procédé technologique permet d'obtenir des contacts ohmiques sur GaN dopé P et donc remonter à la concentration de dopant,
- des TLM sur GaN (au pied du MESA) pour évaluer le type de contact que l'on peut obtenir sur du GaN n.i.d avec l'empilement métallique choisi pour notre procédé,
- des TLM sur AlGaN non gravé et partiellement gravé (3/4 de la barrière) pour étudier l'effet de la gravure sur les caractéristiques du contact.

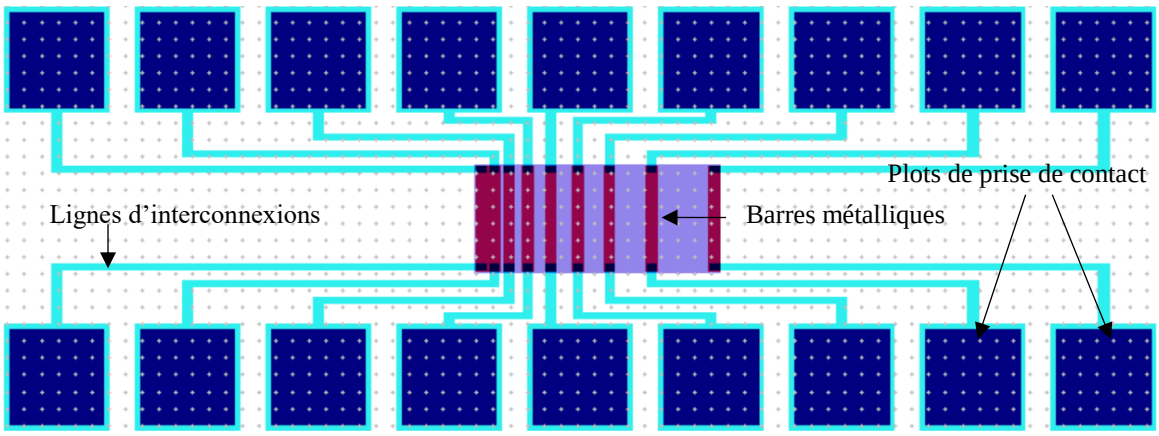


Figure II-18 : Vue 2D de dessin de masque de la structure TLM permettant de caractériser les contacts ohmiques du HEMT normally-off proposé dans ce travail.

II.3.2.2.2 Barre de Hall et motif Van der Pauw

La technique de Van der Pauw est une méthode qui permet de déterminer la densité des porteurs, leur mobilité et le taux de compensation dans les couches semi-conductrices, elle consiste à connecter quatre pointes à des contacts délimités par des zones d'isolation [77]. Basées sur cette méthode, les barres de Hall permettent à travers l'ajout d'une grille d'évaluer l'impact de la technologie sur la mobilité et mesurer aussi la concentration des porteurs. Sur la Figure II-19 est présenté un dessin sous CleWin5 d'une structure à effet Hall sur AlGaN avec grille MIS. C'est une structure à 8 contacts : trois identiques à la structure du HEMT (source, grille et drain) et quatre qui permettent la mesure de la mobilité du canal. Un cinquième contact, optionnel, situé sur le GaN, a été ajouté à la structure pour permettre la mise à la masse du buffer. D'autres variantes sur AlGaN, P-GaN avec et sans grille sont aussi ajoutées au masque.

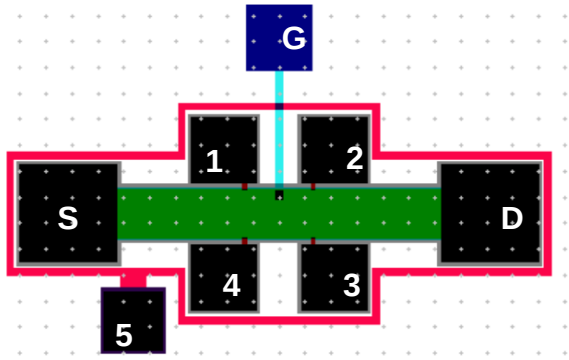


Figure II-19 : Dessin de barre Hall, comportant une grille Schottky, pour caractérisation de la couche d'AlGaN.

II.3.2.2.3 Diodes Schottky et capacité MIS

Pour corréler les caractéristiques électriques au rendement de chaque étape du procédé technologique de fabrication du composant et à la qualité du matériau, nous avons ajouté des diodes Schottky au masque final. En effet, les performances de la diode dépendent fortement des caractéristiques des couches épitaxiées (épaisseur, dopage, qualité cristalline). Nous avons aussi voulu évaluer les performances de l'oxyde de grille à travers des mesures envisagées sur les différentes structures MIS et vérifier l'effet du recess de grille sur les caractéristiques de ces structures. Étant donné que le but d'intégrer ces structures au masque est de caractériser la grille des HEMT en évaluant la qualité de l'interface métal / semi-conducteur pour la grille Schottky et diélectrique / semi-conducteur pour la grille MIS, nous avons prévu la réalisation de diodes

Schottky et de structures MIS avec et sans plaque de champ pour caractériser les quatre variantes des transistors HEMTs : normally-on et normally-off.

II.4 Conclusion

Dans le cadre de ces travaux, nous proposons une nouvelle structure d'un HEMT normally-off en AlGaN/ GaN, avec une grille à barrière P-GaN non pas en surface de la couche d'AlGaN mais enterrée dans l'AlGaN par reprise d'épitaxie localisée.

Nous avons présenté les résultats de simulation sous Sentaurus TCAD qui ont montré que l'introduction de cette couche P-GaN sous le contact de grille permet de rendre le composant normally-off. Les simulations ont été réalisées dans deux cas de figure : métal sur P-GaN (ohmique et Schottky) et grille avec isolant pour différentes profondeurs de gravure et concentrations de dopage P-GaN. Des tensions de seuil élevées peuvent être obtenues en réduisant l'épaisseur de l'AlGaN restant. Avec le contact ohmique, la tension de seuil est indépendante de la concentration de dopage P-GaN, contrairement à la structure avec contact Schottky. Avec la structure avec grille MIS, les performances électriques dépendent du type d'isolant et de son épaisseur.

Dans un deuxième temps, nous avons présenté l'enchaînement des étapes technologiques envisagées dont les principales et plus critiques sont : la gravure de grille, la reprise d'épitaxie localisée du GaN dopé P, le dépôt du diélectrique de grille et la réalisation des contacts ohmiques. La détermination de ces étapes et leur enchaînement nous ont permis de concevoir le niveau de masque correspondant à chaque étape de réalisation du HEMT normally-off proposé ainsi qu'un ensemble de structures de test et des variantes du dispositif proposé. En effet, le masque comporte, entre autres, des dispositifs HEMT normally-off et normally-on en MIS et Schottky, des structures TLM pour caractériser les contacts ohmiques, des diodes pour caractériser la grille des HEMTs ainsi que des motifs à effet Hall pour mesurer la mobilité et la concentration des porteurs.

À partir des résultats de simulation et des étapes de réalisation envisagées, nous avons identifié celles qui sont critiques et nécessitent un développement en amont. Les résultats des travaux de mise en place du procédé technologique seront présentés dans le troisième chapitre.

III Chapitre 3 : Mise en place du procédé technologique de fabrication d’un HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN par épitaxie localisée

III.1 Introduction

Le développement de la filière GaN sur Si en est encore à ses débuts : la fabrication des transistors HEMT en nitrure de gallium présente plus de complexité comparativement aux technologies conventionnelles (comme le Si ou l'AsGa) et soulève des problématiques pour certaines briques technologiques encore mal explorées et difficiles à appréhender.

Le nettoyage et la décontamination des couches sont l'un des aspects de fabrication qui requièrent une attention particulière tout au long du procédé. En effet, les matériaux utilisés à l'état de couches minces sont sensibles aux impuretés potentielles qui pourraient affecter le comportement final du dispositif. C'est la raison pour laquelle il est indispensable avant d'entamer chaque étape de fabrication de procéder à un nettoyage compatible avec les matériaux III-V. Avec le choix adapté de la procédure de nettoyage vient aussi le choix des passivations des couches qui jouent un rôle dans la protection des couches et la conservation, dans le cas d'un HEMT, de la densité du gaz 2DEG.

Si l'on considère le procédé de fabrication du HEMT que nous avons choisi de mettre en place comme présenté sur la Figure II-14, deux étapes, intimement liées, s'avèrent critiques et ont nécessité une étude approfondie : la gravure de la barrière AlGaN au niveau de la grille à des profondeurs nanométriques (ou recess gate) et la reprise d'épitaxie pour obtenir la barrière P-GaN sous la grille.

Les travaux que nous avons menés pour mettre au point chacune de ces deux étapes, pas encore développées au sein du laboratoire LAAS-CNRS, ainsi que les étapes secondaires en se basant sur les travaux déjà menés par A. Chapelle [67], sont présentés dans ce chapitre.

Pour la gravure de la grille nous apporterons tout d'abord une attention particulière aux procédés de lithographie qui permettent de définir l'ouverture de la grille à des dimensions micrométriques. Nous donnerons ensuite un état de l'art des techniques de gravure et nous détaillerons le procédé que nous avons mis en place pour obtenir des gravures nanométriques de la barrière AlGaN.

Nous présenterons les travaux menés conjointement avec le CRHEA pour assurer la croissance, par épitaxie localisée, de la couche barrière P-GaN sous la grille, ainsi que les caractérisations physiques de ces épitaxies.

Dans ce procédé, certaines étapes technologiques de fabrication des dispositifs de puissance GaN sont encore peu maîtrisées et nécessitent toujours un développement spécifique comme les métallisations de contact qui influent directement sur les performances électriques du dispositif. Après une étude bibliographique sur les contacts ohmiques sur matériaux GaN et ses dérivés, nous exposerons les choix de métaux que nous avons retenus pour les contacts de source et drain d'une part, et de grille d'autre part. Les autres étapes, moins critiques, seront ensuite détaillées.

En fin de ce chapitre, nous présenterons la fabrication, dans la centrale de technologie du laboratoire, de la nouvelle structure HEMT normally-off à barrière P-GaN, ainsi que les premiers résultats de la caractérisation électrique.

III.2 La gravure de grille

Dans un procédé de fabrication d'un transistor HEMT à « recess gate », la réalisation technologique de l'électrode de grille est l'une des étapes les plus critiques. Ceci provient de sa sensibilité à un grand nombre de paramètres tels que la résolution de la définition du motif de grille (de l'ordre du micron), la faible épaisseur à graver (de l'ordre de quelques nanomètres), de la qualité de la technologie mais aussi le rôle de commande que joue la grille dans une structure HEMT. Dans cette partie, nous allons détailler les travaux que nous avons menés pour développer le procédé de réalisation de la grille à barrière P-GaN.

Nous allons dans un premier temps aborder les différentes techniques de lithographie utilisées en précisant la particularité de chacune. Nous discuterons du choix des résines photosensibles, des doses d'écriture et des temps de révélation optimisés pour chaque mode de lithographie.

Dans un deuxième temps nous aborderons les aspects liés à la gravure de la barrière AlGaN, le protocole expérimental entrepris, les différentes difficultés rencontrées, notamment celles qui sont liées à la vitesse de gravure et à l'état de surface post-gravure.

III.2.1 Techniques de lithographie

La lithographie est l'une des étapes élémentaires d'un procédé de fabrication de circuits intégrés. Elle permet de transférer les motifs à fabriquer du masque au substrat couvert de résine photosensible. En fonction de la polarité de cette dernière (positive ou négative), les zones exposées seront traitées différemment du reste de la surface lors de la phase de développement. La Figure III-1 présente un exemple de lithographie pour une résine positive et une résine négative.

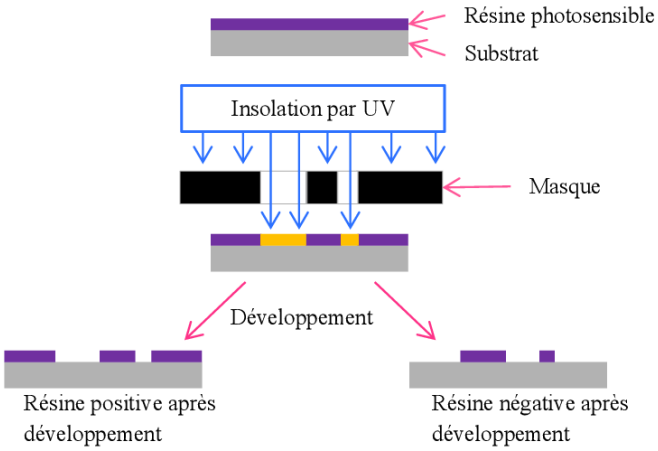


Figure III-1 : Exemple de lithographie dans le cas d'une résine positive et une résine négative.

Parmi les techniques de lithographie les plus communément utilisées dans l'industrie de la microélectronique on trouve les lithographies par contact, en proximité et par projection. La Figure III-2 illustre le principe de chacune de ces méthodes qui seront détaillées ci-dessous.

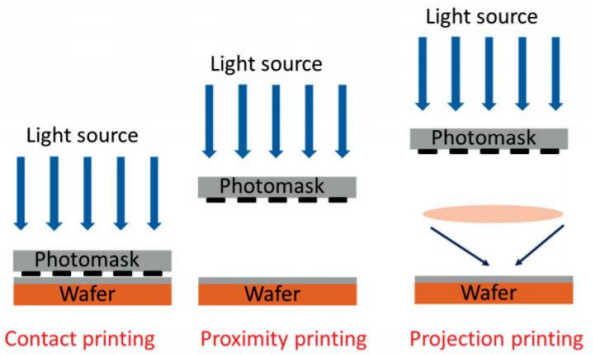


Figure III-2 : Illustration des différents modes d'exposition : par contact, en proximité et par projection [78]

III.2.1.1 Lithographie optique par contact

Avec ce mode de lithographie, le masque est en contact physique avec le substrat que l'on place sur un mandrin à vide pour assurer sa stabilité lors de l'exposition à la source lumineuse. Le contact direct entre l'échantillon et le masque permet d'atteindre des hautes résolutions (typiquement de l'ordre du micromètre) [79]. La résolution (Critical Dimension ou CD) dépend du gap d'air entre le substrat et le masque qui, contrairement à ce que l'on peut penser, ne sont jamais en contact total. L'espace de séparation entre le masque et le substrat dépend du mode de contact choisi. On distingue trois modes de contact :

- Soft contact : un léger gap (20 µm) est présent entre le masque et le wafer dans le cas où la planéité n'est pas parfaite. La définition des motifs de résine n'est pas la meilleure avec ce mode de contact.
- Hard contact : le substrat est poussé contre le masque avec une pression de 1 à 4 bars afin d'améliorer l'interface entre le masque et le substrat, ce qui réduit l'écart d'air entre les deux à 10 µm environ. La définition des motifs est donc meilleure.
- Vacuum contact : un joint se gonfle autour de la plaquette avant qu'elle soit poussée contre le masque. Le vide est ensuite établi entre les deux par aspiration de l'air restant à l'intérieur de la chambre à vide (- 0,5 bar). L'espace d'air entre le masque et le substrat se réduit à quelques microns. La résolution est optimale, néanmoins la pression exercée sur la résine peut augmenter le nombre de défauts.

Le principal inconvénient de cette technique est que la résine peut rester collée sur le masque ce qui peut générer facilement des défauts dans les motifs des substrats suivants. Un nettoyage régulier du masque est alors nécessaire.

En fonction de la campagne de tests menés, nous avons utilisé deux équipements d'exposition UV (Mask aligners) : Suss Microtec MA6 (Intensité lumineuse de 20 mW/cm^2 à 365 nm et 25 mW/cm^2 à 405 nm) et Suss Microtec MA6 Gen4 (Intensité lumineuse supérieure à 60 mW/cm^2 à 365 nm, et à 70 mW/cm^2 à 405 nm). Cette dernière en plus d'être une version plus récente, dispose d'un système d'illumination à base de LED au lieu d'une lampe à mercure (Hg Lamp) permettant d'avoir des intensités élevées et de réduire le risque lié à l'utilisation de la lampe à mercure. Les trois modes de contact sont possibles sur ces deux équipements, le mode Vacuum se limitant cependant aux substrats 4 pouces. Le choix du mode soft ou hard dans notre procédé a été effectué en fonction de la taille de l'échantillon.

III.2.1.2 Lithographie optique par proximité

Pour s'affranchir des problèmes liés au contact direct du masque avec le substrat, la lithographie par proximité peut se présenter comme une alternative. Des entretoises calibrées (« flags ») sont utilisées pour assurer un écart contrôlé avant de déplacer le substrat vers le masque. La technique présente l'avantage de générer moins de défauts de résine sur le masque au détriment de la résolution qui est dégradée.

III.2.1.3 Lithographie optique par projection (Stepper ou Photorépéteur)

Une variante à la lithographie optique conventionnelle est la lithographie par projection. Le masque utilisé (nommé réticule) est placé à plusieurs centimètres du substrat permettant d'éviter toute dégradation rapide du masque lié au contact physique avec la résine. La Figure III-3 est un schéma représentatif d'un système de lithographie optique par projection, composé d'un illuminateur (source) et d'un condenseur dont le rôle est de collecter, filtrer et focaliser le rayonnement provenant de la source. Ce dernier est diffracté au niveau du masque.
Un jeu de lentilles, placées entre le réticule et le substrat à exposer, focalise les rayonnements sur le substrat et réduit d'un facteur 4 ou 5 la dimension des motifs à répliquer. Cela permet d'améliorer la résolution de l'impression, de relâcher les contraintes de fabrication des masques à travers le développement de masques à plus grande échelle et de permettre un meilleur contrôle des dimensions des motifs lithographiés.
Cet outil d'exposition est appelé couramment un photo-répéteur vu que l'obtention des motifs sur toute la surface du substrat se fait par photo-répétition.

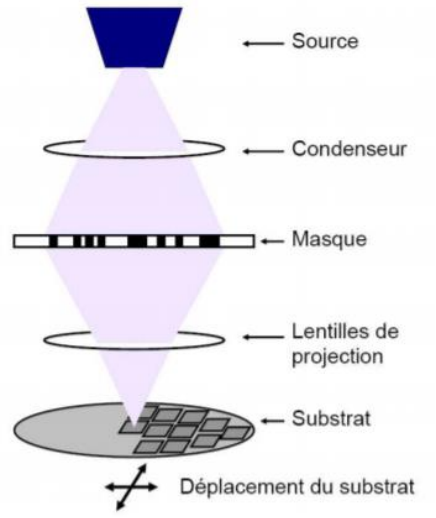


Figure III-3: Schéma représentant le principe de la lithographie par projection [80].

La résolution en lithographie optique par projection dépend de plusieurs paramètres : le type de la résine, la longueur d'onde d'exposition λ, les caractéristiques des éléments optiques comme l'ouverture numérique NA de l'optique de projection qui est un paramètre dépendant de l'indice optique du milieu et de l'angle maximum de collection des faisceaux diffractés. Pour améliorer la résolution, il faut diminuer la longueur d'onde, augmenter l'ouverture numérique et améliorer le type d'illumination [81].

La lithographie optique par projection est une technique à usage industriel. Nous disposons au LAAS-CNRS d'un Stepper Canon 5X I-line 365 nm d'une résolution de 0,35 µm que nous avons utilisé pour les campagnes de test sur les plaques 4 et 2 pouces.

III.2.1.4 Lithographie électronique par écriture laser

La lithographie électronique est une technologie issue du développement de la microscopie à balayage. Elle fonctionne à l'aide d'un faisceau d'électrons capable de balayer avec précision un substrat recouvert de résine, les motifs sont donc dessinés directement sans utilisation d'un masque physique [82]. Cette technique permet l'obtention de motifs à très haute résolution, grâce au diamètre du faisceau électronique qui peut atteindre quelques nanomètres. La flexibilité de cette technique par rapport à la géométrie des motifs ou à l'absence de masque physique la rend très adaptée à un environnement de recherche et développement mais très peu en production en raison des temps d'écriture qui sont très longs (plusieurs heures).

Il est à mentionner que le besoin continu d'amélioration de la résolution pour les futurs nœuds technologiques a fait émerger de nouvelles méthodes comme la nanoimpression ou la lithographie double exposition. Nous nous sommes limités ici à présenter les modes de lithographie que nous avons utilisés durant nos travaux de développement technologique.

III.2.2 La gravure : principe et procédés

Associée à la lithographie, la gravure est l'une des étapes élémentaires dans un procédé technologique. Elle permet le transfert des motifs d'un masque (défini par lithographie) vers une couche donnée. Avant de détailler les procédés que nous avons développés pour la gravure des différentes couches de l'empilement de nos échantillons (SiO_2, Si_3N_4, AlGaN, GaN), nous

allons tout d'abord présenter les principes généraux de la gravure et ses différentes caractéristiques.

III.2.2.1 Définition des paramètres caractérisant une gravure

Parmi les paramètres qui caractérisent la gravure d'un matériau semi-conducteur, on trouve :

La vitesse de gravure « verticale » moyenne : elle se définit par le rapport de la profondeur du motif gravé sur la durée totale de la gravure. Il à noter que la vitesse de gravure est plus importante en haut qu'au fond du motif donc la vitesse de gravure instantanée n'est en général pas constante.

La sélectivité S : durant la gravure d'un matériau, il faut être capable de retirer un matériau sélectivement par rapport à un autre. Les agents gravants ne doivent pas attaquer le masque ou la couche sous-jacente. La sélectivité S est définie comme le rapport de la vitesse de gravure du matériau à graver sur la vitesse de gravure du masque ou de la sous-couche. Le but est donc de réduire ou annuler la vitesse de gravure de ces deux derniers. Une bonne sélectivité est telle que S >> 1.

Le degré d'anisotropie A : Une gravure peut être isotrope ou anisotrope (Figure III-4). Le degré d'anisotropie A définit la capacité d'un procédé de gravure à graver suivant une direction verticale. Il faut diminuer la vitesse de gravure latérale pour que A tende vers 1.

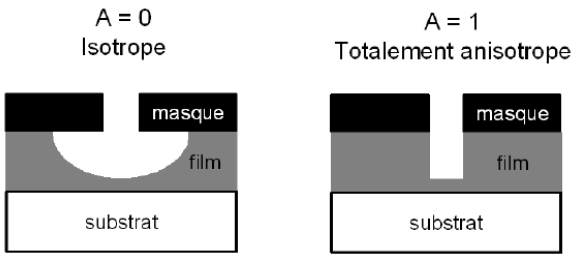


Figure III-4 : Différence entre une gravure isotrope et une gravure anisotrope.

La pente des flancs : dans le cas où la gravure est anisotrope ou quasiment anisotrope, on peut qualifier le profil du masque de positif ou négatif, comme indiqué dans la Figure III-5 suivant la pente du profil ɵ. Idéalement cette dernière doit être à ɵ = 90° avec A = 1.

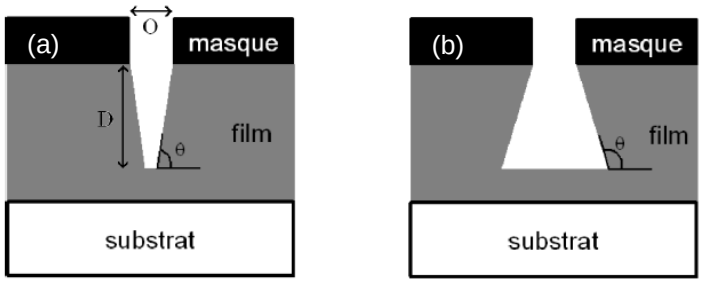


Figure III-5 : Illustration d'un profil de gravure : (a) positif ɵ < 90° (b) négatif ɵ > 90° [83].

Le facteur d'aspect : c'est le rapport entre la profondeur gravée D sur l'ouverture O du motif. Durant une gravure plasma, on peut observer un effet appelé ARDE (Aspect Ratio Dependant Etching) qui illustre le fait que la vitesse de gravure dépend du facteur d'aspect FA du motif à graver. En effet, la vitesse diminue quand FA augmente, ce qui signifie qu'un motif se grave moins vite quand son ouverture est faible (Figure III-6).

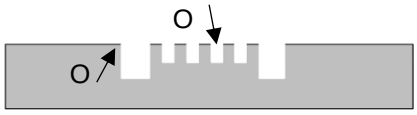


Figure III-6 : Exemple montrant l'effet ARDE où la flèche vers le bas signifie une faible ouverture.

III.2.2.2 Les techniques de gravure

Dans la partie qui suit, nous allons présenter les deux modes de gravure utilisés en microélectronique pour la fabrication des circuits intégrés : gravure humide et gravure sèche.

III.2.2.2.1 La gravure humide

Avant la découverte des procédés plasma, les matériaux étaient gravés par gravure chimique liquide (ou gravure humide). En fonction de l'application visée, une grande gamme de solutions basiques ou acides avec des concentrations bien établies a été utilisée pour faire des gravures qui peuvent être très sélectives avec une cinétique souvent rapide. Cette voie est relativement simple à mettre en œuvre et présente un faible coût des produits et du matériel, elle est cependant limitée par son caractère isotrope, d'où une résolution limitée. A l'opposition d'une gravure sèche, la gravure humide engendre des effets de gravure latérale dans les zones protégées par la résine qui sert de masque pour la réalisation des motifs (Figure III-7). Il existe aussi des problèmes de gravure par pénétration capillaire à l'interface masque/ film provoquant des problèmes d'adhésion du masque de résine.

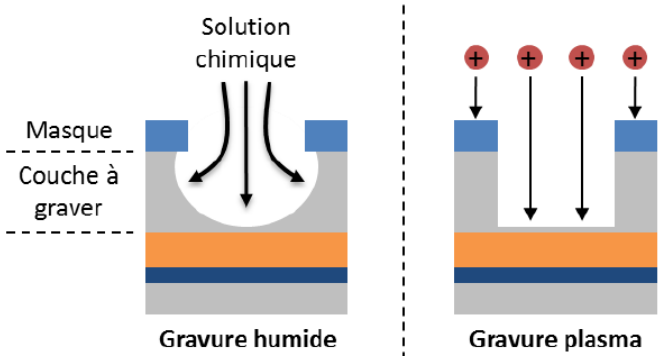


Figure III-7 : Différence d'anisotropie de profil entre une gravure humide où l'attaque se fait aussi d'une manière latérale et la gravure sèche par plasma avec un profil plus isotrope [84].

III.2.2.2.2 La gravure par plasma

Depuis les années 70, l'industrie de la microélectronique utilise la gravure par plasma ou gravure sèche pour contourner entre autres les problèmes d'isotropie des profils de résine rencontrés dans la gravure par voie humide. Avant de détailler les mécanismes d'une gravure sèche par plasma, nous allons tout d'abord définir le plasma.

Un plasma est un gaz ionisé, c'est-à-dire qu'il a été soumis à une quantité d'énergie suffisante pour que les électrons soient arrachés à des atomes ou des molécules pour former des ions. On trouve dans le plasma une multitude de particules chargées qui peuvent interagir entre elles et avec l'environnement de différentes manières : ions positifs, parfois ions négatifs, des électrons, des radicaux et des espèces neutres atomiques ou moléculaires. On peut classer les plasmas en trois catégories : plasmas froids, plasmas chauds et plasmas thermiques. En microélectronique c'est la première catégorie qui est utilisée : cela signifie que la température des électrons est très supérieure à celle des ions tandis que, pour les deux autres, la température des ions est proche de celle des électrons.

La gravure par plasma est une association d'un bombardement physique et d'une réaction chimique entre le gaz ionisé et la surface de l'échantillon à graver. Elle dispose donc de deux composantes : chimique (nommée aussi gravure spontanée) et physique (gravure par pulvérisation).

La gravure spontanée est un processus purement chimique au cours duquel les radicaux réactifs, crées en phase gazeuse dans le plasma, réagissent avec le matériau déposé sur le substrat. Le choix de la chimie du plasma (gaz gravant) doit être fait en fonction du matériau

de manière à être capable de former des produits de gravure stables et volatils. Ce mécanisme de gravure peut permettre une grande sélectivité. En effet, le choix de la chimie du plasma peut être adapté afin de garantir une grande réactivité des radicaux avec l'un des matériaux et une faible avec un autre (couche sous-jacente par exemple).

La composante physique est la conséquence de l'accélération des ions du plasma qui induit une pulvérisation chimique réactive des atomes de la surface du matériau à graver. Ce mécanisme est peu sélectif mais anisotrope. En effet, les motifs de gravure présentent des flancs droits grâce à la directivité et à l'énergie des ions.

La gravure plasma combine les avantages de la gravure physique et chimique, elle est caractérisée par plus de souplesse que les procédés de gravure humide. Par un réglage de différents paramètres (pression des gaz, puissance, température, débit, …), elle peut passer d'une gravure physique à une gravure chimique.

Lors de l'étude bibliographique que nous avons menée, deux techniques de gravure plasma ont retenu notre attention concernant les procédés adaptés aux matériaux GaN : la gravure par couche atomique ou ALE (Atomic Layer Etching) et la gravure ionique réactive ou RIE (Reactive Ion Etching).

III.2.2.2.3 Gravure par couche atomique (Atomic Layer Etching)

La gravure monocouche par monocouche ou ALE (Atomic Layer Etching) a été démontrée pour la première fois dans les années 90 sur le semi-conducteur III-V GaAs sous le nom de Digital Etching [85]. Il s'agit d'un concept de gravure par plasma consistant à répartir le procédé de gravure en plusieurs cycles répétés afin de mieux contrôler la gravure d'un matériau donné. La mise en œuvre d'une gravure ALE consiste en deux étapes séquentielles : modification de surface (réaction A) et élimination (réaction B) qui sont illustrées dans la Figure III-8.

La première étape de modification sert à fragiliser les premières couches atomiques du matériau à graver à travers la formation d'une couche réactive mince en surface. Ces couches deviennent plus faciles à retirer que celles qui n'ont pas été modifiées. Dans l'exemple de la Figure III-8, cette étape de modification a été effectuée à travers la passivation de la surface du

silicium avec des atomes de chlore en utilisant le gaz Cl_2. Il est à noter que pour que l'on puisse parler d'un concept ALE la réaction doit être « self-limiting » c'est-à-dire qu'elle doit ralentir ou s'arrêter en fonction du temps et/ou de l'introduction des espèces réactives.

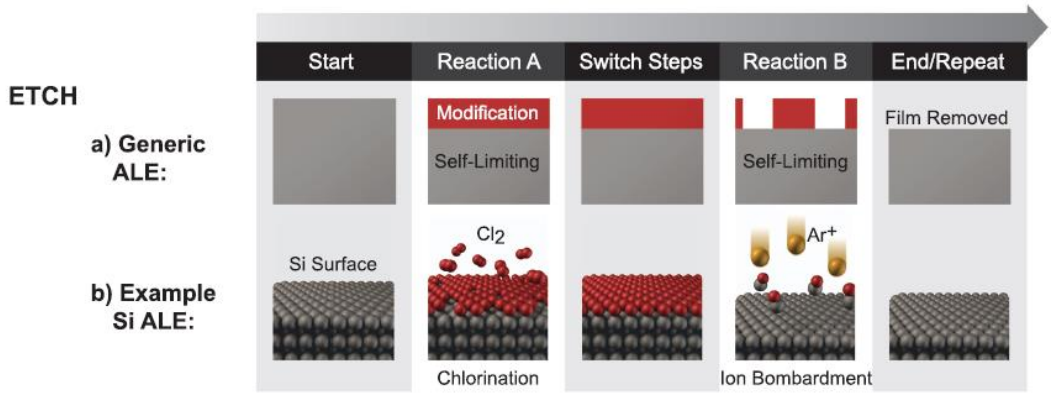


Figure III-8 : Schéma d'illustration de la gravure par couche atomique : (a) concept général, (b) exemple d'application sur silicium [86].

La deuxième étape du procédé ALE est celle du retrait qui permet d'enlever la couche modifiée par un bombardement plasma à très faible énergie (plasma Argon dans le cas de l'exemple) tout en gardant les couches sous-jacentes intactes. La surface se réinitialise donc à un état vierge ou quasi-vierge pour le prochain cycle. La quantité totale gravée dépend du nombre de cycles (1 cycle = réaction A + réaction B). Entre les deux étapes A et B et à la fin de l'étape B, une purge du système est effectuée pour vider la chambre des produits de gravure et éviter qu'ils ne se redéposent sur le substrat.

III.2.2.2.3.1 Gravure ionique réactive (RIE)

Il existe plusieurs systèmes RIE pour la génération du plasma, les plus courants étant le couplage capacitif (CCP) et le couplage inductif (ICP). Les réacteurs à couplage capacitif ont été les premiers à être utilisés pour la gravure ionique réactive. Ils sont constitués de deux plaques métalliques parallèles. L'anode, constituée par les parois du réacteur, est reliée à la masse. La cathode inférieure, sur laquelle est positionné le wafer, est polarisée par un générateur RF à 13,56 MHz. Un circuit d'adaptation d'impédance comprenant une capacité isole l'électrode du générateur (Figure III-9). Dans une configuration CCP, la puissance RF (amplitude de la tension RF entre les deux plaques) détermine à la fois l'énergie des ions et le flux (densité du plasma). Pour pallier ce problème et avoir un contrôle indépendant du flux et de l'énergie des ions, le système RIE à couplage inductif se présente comme une solution alternative.

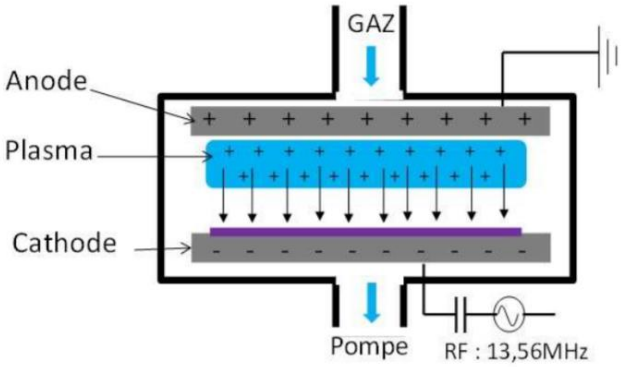


Figure III-9: Schéma de réacteur de gravure RIE dans une configuration CCP.

Dans un réacteur ICP, des bobines sont placées autour de la chambre qui est reliée à un générateur RF (Figure III-10). Le plasma est donc généré par couplage de la puissance RF au plasma via ces bobines. Ce générateur fournit une puissance dite puissance ICP. Cette source d'énergie additionnelle offre un degré de liberté supplémentaire en permettant d'augmenter la densité de plasma (donc le flux des ions sur le substrat) sans influencer l'énergie des ions. Cette dernière est contrôlée par un deuxième générateur RF couplé capacitivement au substrat à travers ce que l'on appelle la puissance de polarisation (ou puissance « bias »). Notons qu'un réacteur ICP-RIE peut aussi être utilisé en mode purement RIE ou purement ICP.

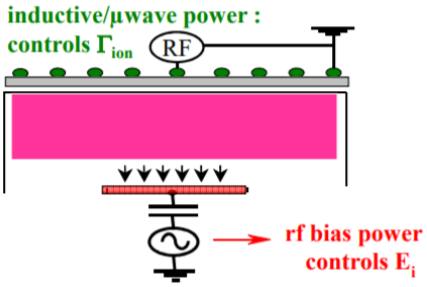


Figure III-10: Schéma de principe de gravure RIE en mode ICP [87].

La maîtrise du procédé de gravure exige l'identification d'un certain nombre de paramètres comme : la composition chimique du mélange gazeux, le flux des espèces produites dans le plasma, la pression totale du mélange, la puissance et la tension de polarisation du substrat. Ci-dessous un tableau montrant le lien entre les paramètres de la machine et les propriétés du plasma (Figure III-11).

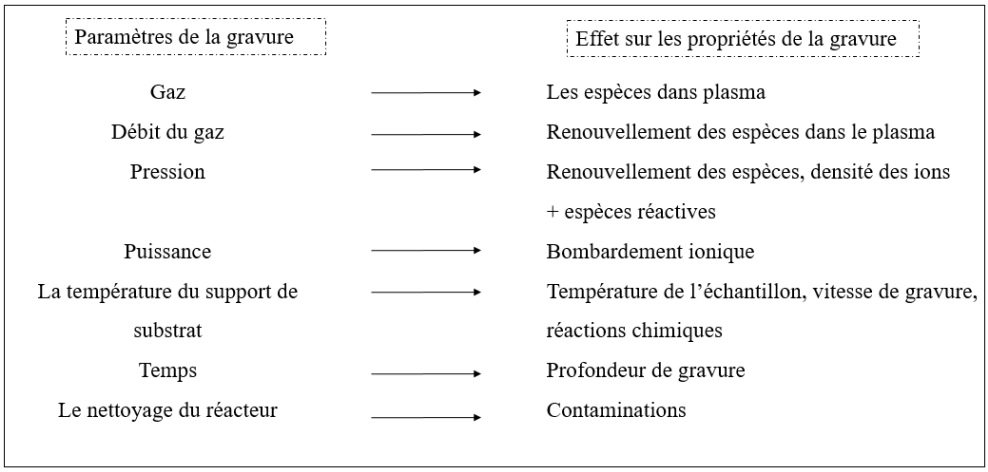


Figure III-11: Synthèse du lien entre les paramètres de la recette de gravure et les propriétés de la gravure.

III.2.3 La gravure de l'AlGaN

Dans le cas du développement d'une filière HEMT GaN, nous avons mené une étude bibliographique des procédés de gravure de l'AlGaN qui nous a conduit à dégager deux procédés par ALE et par RIE qui pourraient être appliqués pour la fabrication du HEMT normally-off. Nous en avons déduit un protocole expérimental que nous présentons dans cette partie. Nous exposerons les résultats que nous avons obtenus pour définir un procédé de gravure de la grille.

III.2.3.1 État de l'art

Les agents graveurs à base de chlore sont d'excellents candidats pour la gravure des matériaux III-V car les chlorures générés à partir des atomes des groupes III et V sont volatils [88]. Les recherches sur les composants grand gap se sont donc focalisées sur ces gravures chlorées.

Plusieurs études ont été menées sur les gravures ALE sur les semi-conducteurs à large bande interdite comme le GaAs, l'InGaAs, l'AlGaAs et l'AlGaN [89] [90] [91] [92] [93] [94]. Elles ont montré l'intérêt de la méthode ALE dans la conservation des propriétés des couches qui restent similaires à celles de la surface non gravée comme illustré dans la Figure III-12 où on voit la différence de rugosité entre une gravure Cl_2/A_r de GaN par ALE (modification par Cl_2 et retrait par Ar) et une gravure conventionnelle par plasma [95]. Il est à noter que la modification de surface ne se fait pas seulement par chlorination, elle peut se faire aussi par oxydation.

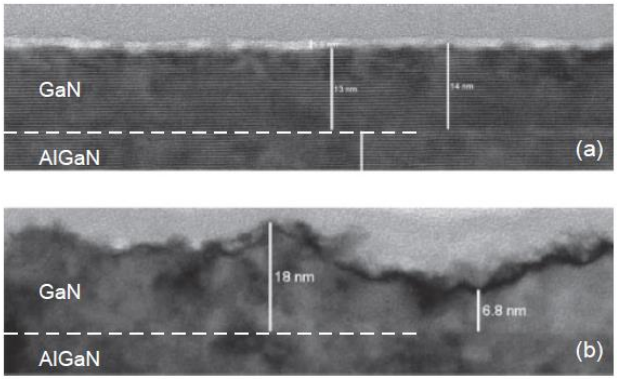


Figure III-12: Images d'une coupe TEM après gravure du GaN : (a) par ALE, (b) par procédé standard de gravure plasma [95].

Dans la Figure III-13 est présenté un schéma de gravure d'AlGaN par alternance de plusieurs cycles d'oxydation et de gravure par BCl_3 [96]. Ce dernier a la propriété de réagir avec l'oxygène résiduel présent dans la chambre du réacteur ICP pour former du BCl_xO_y, gaz inerte chimiquement qui peut être facilement pompé hors de la chambre. L'élimination de l'oxygène par le BCl_3 favorise la diminution de la rugosité de surface de l'AlGaN après gravure.

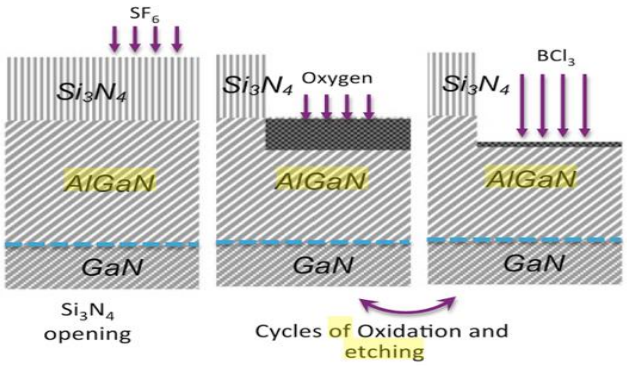


Figure III-13: Schéma illustrant l'enchaînement des cycles de gravure d'AlGaN par ALE [96].

Bien que l'ALE soit avantageuse pour les gravures très fines, notamment pour la réalisation de la grille, et assure une rugosité de surface quasi-similaire à celle d'origine, elle reste limitée par les vitesses de gravure qui sont extrêmement faibles. En effet, pour un procédé de gravure complet, les cycles doivent être répétés plusieurs fois sachant qu'un cycle complet peut prendre plusieurs minutes. Le concept est donc inadapté aux environnements industriels où les rendements de fabrication doivent être élevés.

D. Buttari et al. [97] ont mené des travaux sur une gravure par RIE d'une hétérostructure $Al_{0,3}GaN_{0,7}$ (25 nm)/AlN (1 nm)/GaN(1,2 µm). Les paramètres de la gravure à base de Chlore

qu'ils ont définis sont : une puissance de 60 W, un débit de Cl_2 de 10 sccm, une pression de 5 mTorr. La Figure III-14 montre l'évolution de la profondeur gravée, mesurée par microscopie à force atomique. Pour des temps de gravure de 15 s, 25 s, 40 s et 55 s, les profondeurs gravées sont respectivement de 3,4 nm, 6,6 nm, 18,1 nm et 28 nm. Le point zéro correspond à la gravure non intentionnelle qui a eu lieu pendant les étapes standards de traitement de surface et de mise en forme de la résine.

Il a été mentionné dans ces travaux que les profondeurs de gravure ont été mesurées avec une incertitude non définie en raison de la rugosité de surface après gravure. La variation de la profondeur gravée et celle du temps de gravure n'étant pas proportionnelles, on ne peut pas en déduire une moyenne de vitesse de gravure : cette dernière, dans la partie linéaire de la courbe, varie entre 2,6 nm/s et 5 nm/s.

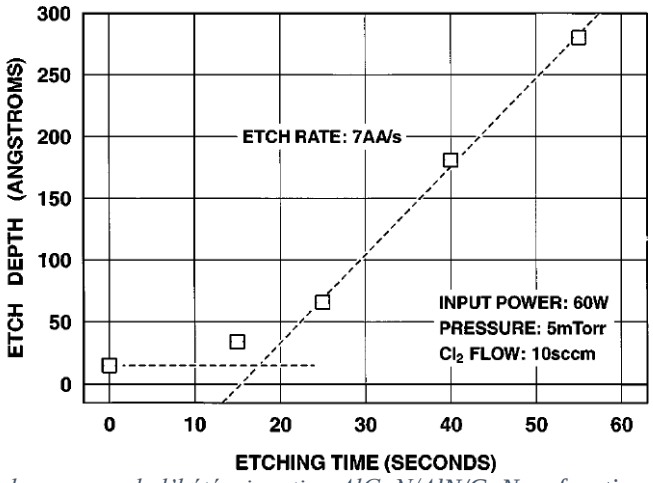


Figure III-14 : Profondeur de la gravure de l'hétérojonction AlGaN/AlN/GaN en fonction du temps pour une gravure RIE avec du Cl_2 [97].

III.2.3.2 Développement du procédé de gravure de l'AlGaN

Dans notre procédé de fabrication du HEMT, nous devons graver des motifs de grille ayant des ouvertures de l'ordre de quelques microns, la plus petite longueur de grille étant de 2 µm. Il est donc important que la côte définie dans la résine photosensible soit parfaitement transférée dans le matériau à graver et éviter les gravures latérales qui peuvent apparaître lors d'une gravure chimique. Il faut également éviter l'endommagement de la surface gravée et la perturbation du réseau cristallin qui peuvent avoir lieu lors d'une gravure purement physique. Combinant l'aspect chimique et physique, la gravure ionique réactive RIE est donc la solution que nous avons choisie pour la gravure de l'AlGaN.

La centrale technologique du LAAS-CNRS dispose de plusieurs réacteurs de type RIE. Dans le cadre de cette thèse nous avons utilisé :

- Le réacteur CCP-RIE SENTECH Etchlab 200 : équipé de lignes de gaz fluorés pour graver des profondeurs inférieures à 500 nm dans le Si, le SiO_2, le Si_3N_4. La machine dispose d'un détecteur de réflectométrie laser, pour contrôler la gravure en temps réel. Elle n'a pas de sas de chargement.
- Le réacteur ICP-RIE SENTECH SI500 à source plasma inductive planaire : il dispose d'un sas de chargement de plaquettes et d'un détecteur de réflectométrie laser. Il est équipé de lignes de gaz chlorés utilisées dans nos travaux pour la gravure du GaN et de l'AlGaN.

À partir des travaux de D. Buttari [97], nous avons procédé à de nombreuses itérations afin de déterminer les paramètres optimaux adaptés à nos équipements de gravure et à nos structures épitaxiées. Nous allons présenter la démarche que nous avons suivie pour mettre en place la brique technologique critique de gravure de grille.

III.2.3.2.1 Protocole expérimental

Nous avons débuté la campagne des essais de gravure sur des échantillons de petite taille (1 cm^2) issus d'un autre projet de fabrication de HEMTs au LAAS-CNRS et qui ont un empilement de couches épitaxiées quasi-similaire à celui de ce projet. À la différence des plaques qui seront utilisées dans le procédé final de fabrication du HEMT normally-off, ces échantillons ne comportent pas la couche de SiO_2 (couche sacrificielle qui sert de masque pendant la reprise d'épitaxie localisée). L'empilement des échantillons ainsi que les différentes étapes de gravure sont présentés dans la Figure III-15.

Lors de ces tests préliminaires, permettant de définir un ordre de grandeur du temps de gravure de l'AlGaN, nous nous sommes limités à un masque de résine sous la forme d'un carré de 5 mm^2. Nous n'avons pas utilisé le masque physique qui servira pour le procédé final (II.3.2) car il n'est pas adapté aux dimensions de ces échantillons (1cm^2). Concernant le mode de lithographie, nous avons jugé pertinente l'utilisation de la lithographie optique par contact qui présente plus de souplesse pour ce genre de développement technologique où la résolution n'est pas une contrainte. Le choix des résines a été dépendant de plusieurs paramètres comme l'adhérence à la surface des échantillons, l'uniformité de dépôt (pour minimiser les

effets de bord), la sélectivité par rapport à la recette de gravure, la résolution souhaitée et la possibilité d'utiliser cette même résine tout au long des étapes technologiques.

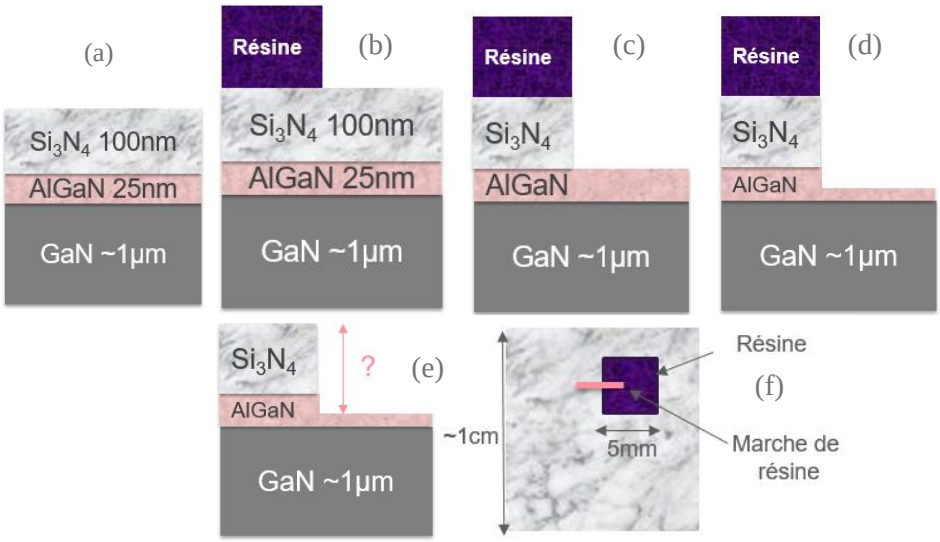


Figure III-15: Enchaînement des étapes de gravure : (a) empilement initial des couches de l'échantillon, (b) dépôt de résine, (c) gravure du Si_3N_4avec une recette sélective, (d) gravure de l'AlGaN avec du Cl_2, (e) retrait de résine, (f) vue de dessus de l'échantillon avec la marche de résine.

Après avoir testé différentes résines positives (AZ4562, S1813, S1805, SPR 700) notre choix s'est porté sur la résine ECI 3012-1,1 µm, dont les paramètres de mise en forme sont les suivants : dépôt à la tournette (3600 tr/min pendant 30 s) ; recuit à 90 °C pendant 60 s ; insolation ; post-recuit (PEB) à 110 °C pendant 60 s. Une vérification du profil de la résine a été effectuée sur un échantillon silicium dans un premier temps. La Figure III-16 montre un profil relativement droit, on observe une légère pente qui peut s'expliquer par un PEB (Post Exposure Bake) trop important ou un développement au MF-CD-26 insuffisant. Pour le reste du manuscrit, une précision sera apportée si la résine utilisée est autre que la ECI-1,1 µm.

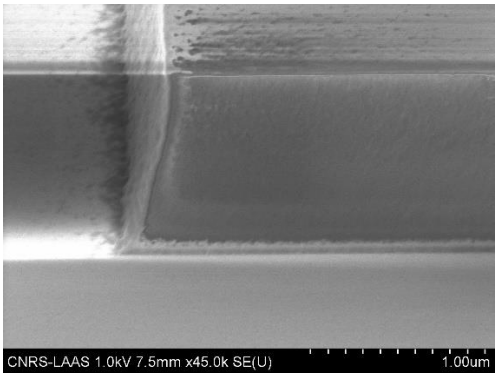


Figure III-16 : Vue au MEB du profil de la résine ECI 1,1µm déposée sur échantillon silicium de 1cm² insolé par lithographie optique.

Nous avons ensuite enchainé avec le reste des étapes reportées dans Figure III-15. Nous présentons ici la procédure expérimentale suivie pour déterminer le temps de gravure de l'AlGaN et la procédure de caractérisation employée pour mesurer la profondeur des couches gravées.

III.2.3.2.2 Détermination du temps de gravure

Le réacteur RIE SI500 est équipé d'un système de détection de fin d'attaque (DFA) à base d'un interféromètre à laser qui permet de mesurer la réflectométrie de la couche gravée en temps réel. La source lumineuse, envoyée en incidence normale sur le matériau à graver, est ensuite réfléchie par les différentes couches de l'empilement du substrat à graver. Le signal enregistré par le spectromètre correspond aux interférences entre le faisceau réfléchi par la surface de la couche à graver et celui réfléchi par la surface de la couche sous-jacente. De ce fait, il est possible d'obtenir des informations qualitatives et quantitatives sur les espèces présentes dans le réacteur à plasma en temps réel et connaître ainsi l'épaisseur du matériau gravé pour pouvoir arrêter la gravure si nécessaire. La taille du spot laser étant de 100 µm, la détection de fin d'attaque est effectuée sur un motif de taille supérieure (500 µm).

Dans un premier temps, nous avons retiré la couche de Si_3N_4 dans le réacteur RIE Etchlab 200 avec du CHF_3/O_2 (70 mTorr, 100 W, 50/3 sccm) qui permet de graver sélectivement le Si_3N_4 et s'arrêter sur l'AlGaN. Ensuite, dans le bâti SI500, nous avons sur-gravé intentionnellement l'AlGaN jusqu'au GaN avec du Cl_2 (5 mTorr, 60 W, 10 sccm) pendant 600 s dans le but d'identifier, à travers l'allure des courbes DFA, les temps de gravure de chaque matériau (AlGaN et GaN) (Figure III-17).

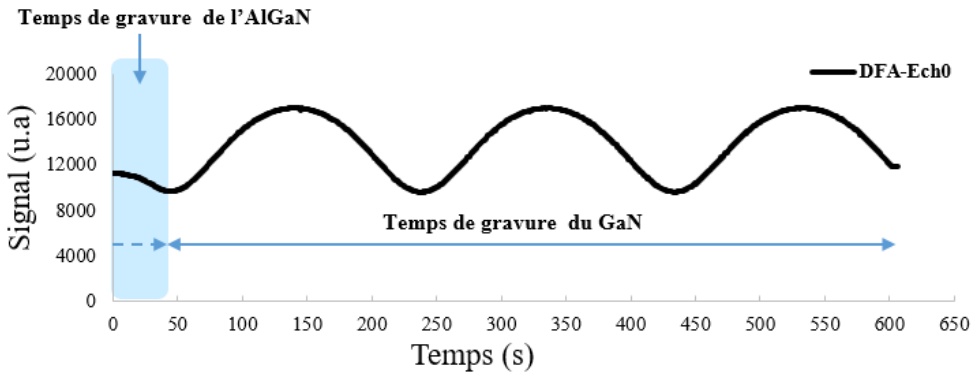


Figure III-17 : Mesures de réflectométrie par interférométrie laser de la gravure RIE par Cl_2 de l'AlGaN et du GaN.

Sur ce type de relevé, le changement d'amplitude du signal réfléchi, de type sinusoïdal, correspond à un changement de matériau. Nous observons à travers ce graphique que la gravure du GaN commence entre 40 s et 50 s après le début du procédé. Nous en déduisons que la gravure de l'AlGaN a eu lieu pendant les 50 premières secondes. Ces résultats des courbes DFA sont cependant à prendre avec précaution. En effet, dans le cas de la réalisation de la grille des HEMT, les motifs de gravure sont fins (ouverture minimale de grille de 2 µm). Il convient donc de prendre en considération le rapport d'aspect et la taille des échantillons, qui influent sur la vitesse de gravure, pour trouver le temps de gravure adapté pour le niveau de grille.

Nous avons donc effectué un deuxième test avec un temps de gravure chlorée de 25 s, sans changer les paramètres du plasma, dans le but d'éviter les problèmes de sur-gravure. La partie suivante présente les résultats de cet essai.

III.2.3.2.3 Caractérisation après gravure

Dans le but de déterminer la profondeur gravée, nous avons utilisé plusieurs méthodes de caractérisation physique, chacune ayant ses contraintes, avantages et limitations.

L'analyse au MEB (microscope électronique à balayage) n'a pas la résolution suffisante pour l'observation de fines couches ou de ce qui reste de la couche d'AlGaN après gravure. De plus, l'épaisseur de la couche sous-jacente d'AlN étant de 1 nm, l'observation des interfaces au MEB est difficile. Elle permet cependant de vérifier rapidement les profils de résine, ou la modification, ou pas, de structure suite aux gravures, la présence de résidus après nettoyages.

L'utilisation de l'AFM (Atomic Force Microscopy) pour la mesure de la profondeur gravée est une option éventuelle (Figure III-18) : il est possible d'observer des profils nanométriques en 2D et en 3D.

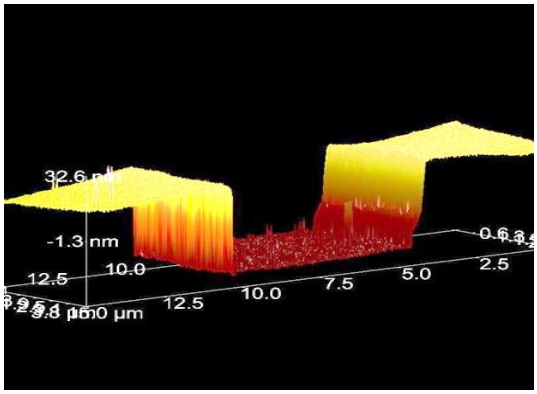


Figure III-18 : Profil AFM en 3D d'une mesure de profondeur de grille après gravure Cl_2.

Néanmoins, face à l'inexactitude des épaisseurs de couches (quelques nanomètres de plus ou de moins lors du dépôt des couches SiO_2 ou Si_3N_4 ou une variation d'épaisseur lors de l'épitaxie par MOCVD), nous ne pouvons pas être certains de l'épaisseur de l'AlGaN gravé lors de la mesure de la profondeur totale de la marche à l'AFM.

L'utilisation de la microscopie électronique en transmission (TEM : Transmission Electron Microscopy) s'est donc avérée indispensable pour l'évaluation de cette étape technologique. Cette technique possède une meilleure résolution spatiale allant jusqu'à quelques Angströms, elle nécessite cependant que l'échantillon analysé soit très mince (≅ 250nm). Il faut donc passer par une étape de préparation d'une lame (section transversale) par un instrument d'imagerie par faisceaux d'ions localisés (FIB : Focused Ion Beam) (Figure III-19). Notons que la préparation de la lame et sa caractérisation TEM nécessitent une journée entière.

La coupe FIB et la préparation de la lame peuvent être effectuées dans la salle blanche du LAAS équipée de l'Helios 600i; les analyses TEM, quant à elles sont faites au Centre de Caractérisation Raymond Castaing à Toulouse, les lames peuvent également être préparées dans ce laboratoire.

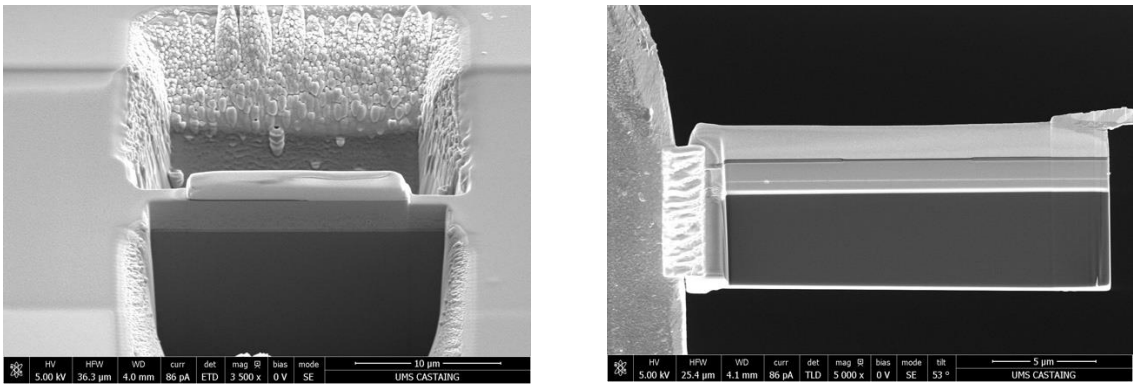
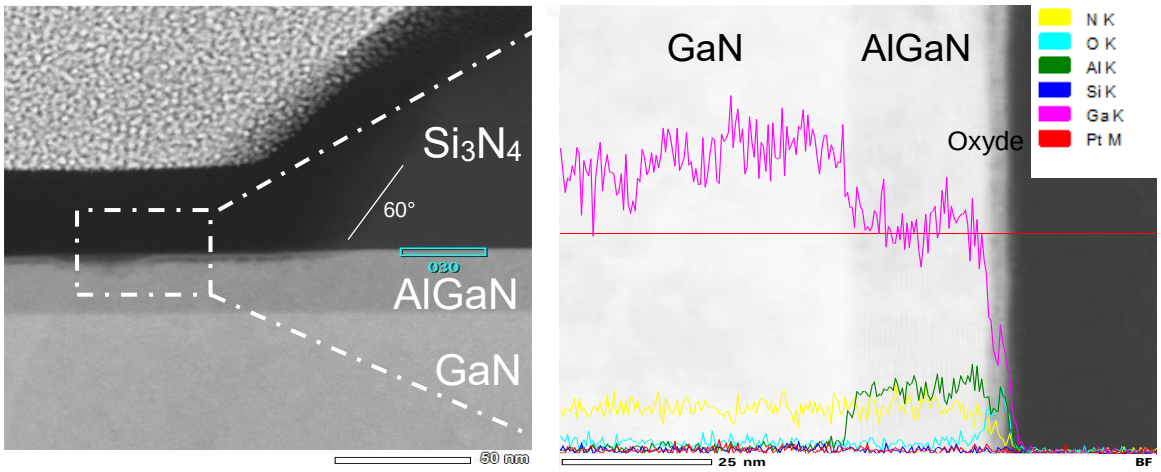


Figure III-19 : Vues d'une coupe FIB (à gauche) et de la lame TEM résultante (à droite)

Les résultats de la caractérisation TEM de l'échantillon gravé par Cl_2 pendant 25 s sont présentés dans la Figure III-20, après un retrait préalable des 100 nm de Si_3N_4 en chimie fluorée avec le même masque de résine.



a) *b)*

Figure III-20 : Image de la section TEM (a) et des analyses EDX (b) de l'échantillon après gravure Cl_2 pendant 25 s.

Les images ont montré qu'il n'y avait pas ou peu de gravure de l'AlGaN (Figure III-20 a). Une analyse par EDX a mis en avant la formation d'une fine couche d'oxyde de 4nm à la surface de l'AlGaN, ce qui a ralenti, voire empêché la gravure de l'AlGaN (Figure III-20 b). Pour pallier ce problème, nous avons effectué de nouveaux essais en prenant soin de minimiser le temps d'exposition de l'AlGaN à l'air en effectuant les gravures du Si_3N_4 et de l'AlGaN successivement et sans temps de latence entre les deux. Les conditions de gravure restent inchangées, sur un échantillon dont l'épaisseur d'AlGaN est de 30 nm. Les résultats de caractérisation au FIB sont présentés dans la Figure III-21 : l'épaisseur de l'AlGaN restant est de 20 nm démontrant ainsi que 10 nm ont été gravés en 25 s.

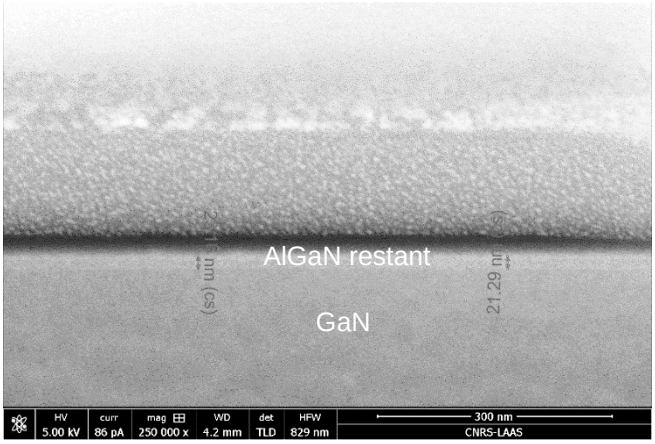


Figure III-21 : Image d'une section FIB après gravure de l'AlGaN par Cl_2 pendant 25 s pour une couche de 30 nm.

Nous avons par la suite effectué des tests en nous rapprochant le plus possible des conditions du procédé final à savoir un masque avec des motifs de différents facteurs de forme,

un taux d'ouverture plus faible que celui du masque avec la marche de résine et un empilement de couches identique à celui du HEMT : AlGaN (25 nm) / Si_3N_4 in situ (10 nm) / Si_3N_4 (50 nm) / SiO_2 (100 nm).

Après une lithographie optique par contact avec la résine ECI-1,1 µm, nous avons gravé les couches de diélectrique dans la Si200 Etchlab. Une seule et même gravure permet d'éliminer le SiO_2 puis le Si_3N_4 dans les conditions suivantes : CHF_3 (50 sccm) /O_2 (3 sccm), 100 W, 70 mTorr pendant 300 s. Puis nous avons enchaîné avec le plasma Cl_2 (5 mTorr, 60 W, 10 sccm). La Figure III-22 montre les résultats obtenus au travers d'une coupe FIB pour une ouverture de grille de 2 µm et des temps de gravure de 35 s et 25 s.

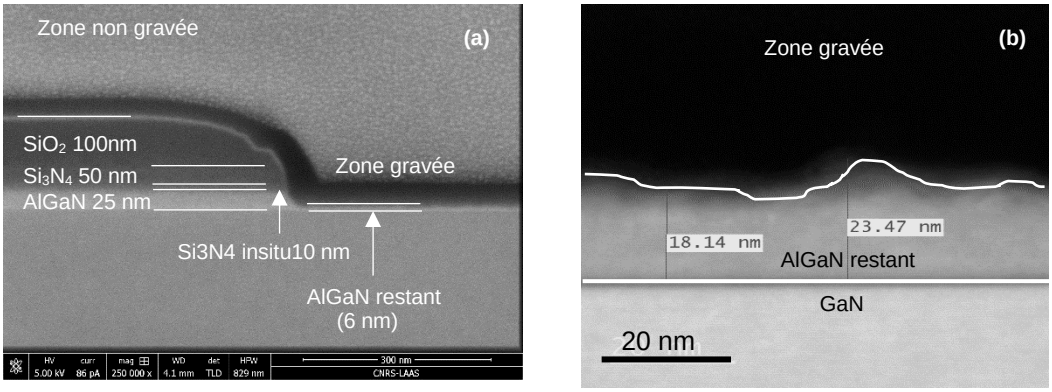


Figure III-22 : Vue d'une coupe FIB après une gravure fluorée du SiO_2/Si_3N_4 suivie d'une gravure chlorée de l'AlGaN pendant : (a) 35 s, (b) 25 s sur un échantillon de 1 cm^2.

Dans ces conditions, 19 nm ont été gravés pendant 35 s (Figure III-22 a) ce qui donne une vitesse moyenne de gravure de 0,55 nm/s, alors qu'en 25 s la profondeur moyenne de gravure est de 5 nm, conduisant à une vitesse moyenne de gravure de 0,2 nm/s. Dans ce cas, la rugosité après gravure, comme observé dans la Figure III-22 b, rend difficile la précision des mesures des profondeurs gravées.

Les mesures de rugosité effectuées au microscope à force atomique (AFM), sur une fenêtre de 2 x 2 $µm^2$, montrent des valeurs d'écart quadratique de rugosité (RMS) de 0,43 nm avant gravure et 1,22 nm après gravure (Figure III-23). La surface de l'AlGaN après gravure présente une rugosité trois fois plus élevée que la rugosité initiale, ce qui reste acceptable pour un mode de gravure par bombardement physique (RIE). Nous précisons que la rugosité après gravure dépend fortement de la rugosité initiale des couches épitaxiées, ce qui peut faire varier les résultats d'un lot à un autre, mais le rapport x 3 après gravure est toujours vérifié.

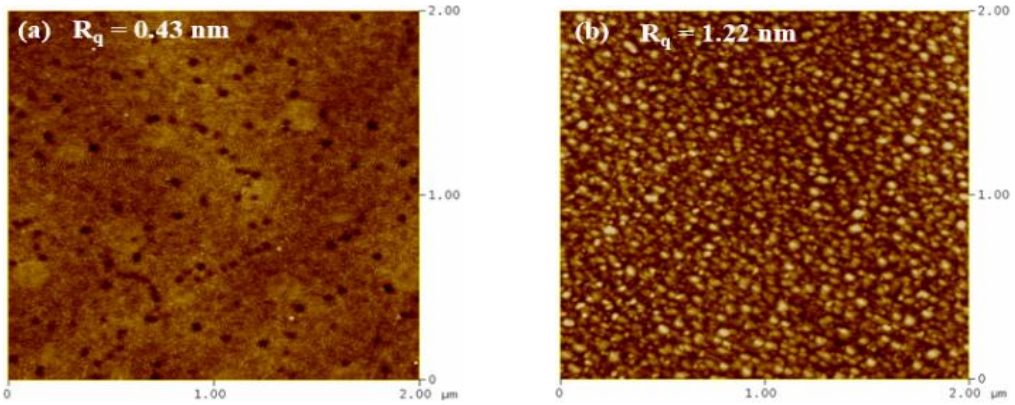
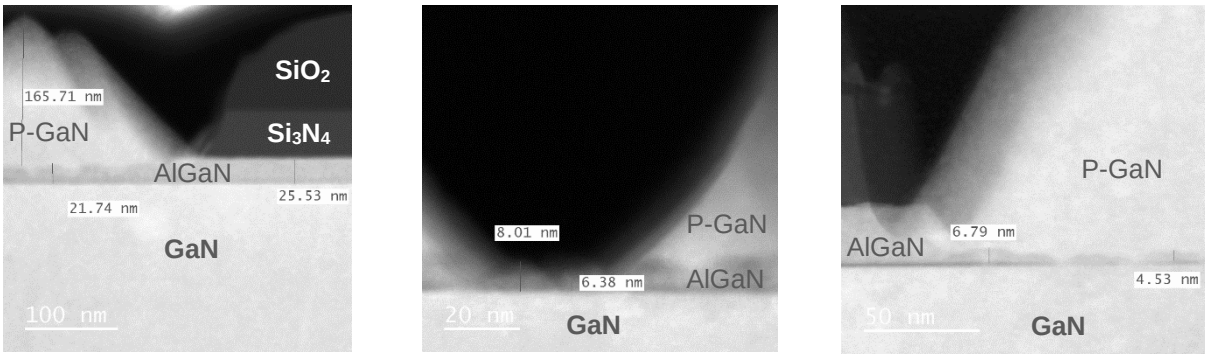


Figure III-23 : Images AFM de l'AlGaN : (a) avant gravure, (b) après gravure RIE par Cl_2 pendant 25 s (puissance RF = 60 W, pression = 5 mTorr, flux de Cl_2 = 10 sccm).

III.2.3.2.4 Influence du temps de gravure et de la taille des échantillons

Nous avons entamé le premier lot de fabrication des composants HEMT normally-off sur des plaquettes 4 pouces destinés à de la reprise d'épitaxie par MOCVD, en testant trois temps de gravure : 25 s, 35 s, 45 s en partant de la même recette de gravure développée sur les échantillons de 1 cm^2 (RIE avec du Cl_2, 5 mTorr, 60 W, 10 sccm). La Figure III-24 montre les observations faites au TEM afin de définir les profondeurs de gravure, obtenues à partir de la mesure des épaisseurs de l'AlGaN restant. À noter que ces mesures ont été faites après une reprise d'épitaxie par MOCVD dont les résultats seront traités dans la partie suivante, d'où la présence de zones de P-GaN sur les images.

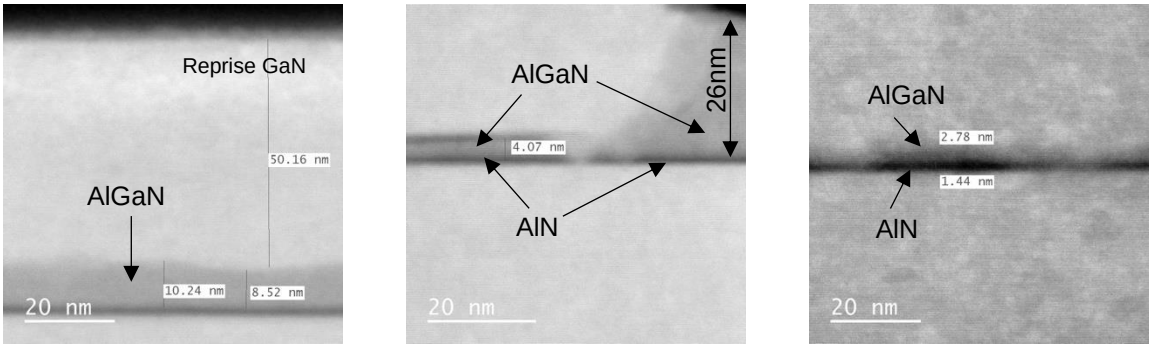
On constate bien une augmentation de l'épaisseur gravée en fonction du temps jusqu'à obtenir la gravure quasi-totale de l'AlGaN pour 45 s : il reste en effet des « traces » d'AlGaN de quelques nm et on se trouve à la limite de la couche d'AlN, voire on la traverse par endroits.



25 s 35 s 45 s

Figure III-24 : Résultats de caractérisation au TEM après plusieurs temps de gravure de l'AlGaN par Cl_2 en mode RIE (5 mTorr, 60 W, 10 sccm) sur des substrats de 4 pouces.

Nous avons effectué les mêmes tests sur des substrats de 2 pouces afin, notamment, de vérifier une éventuelle influence de la taille des substrats, donc de la charge dans le plasma, sur les épaisseurs gravées. Les observations sont faites également après reprise d'épitaxie. Les résultats des analyses TEM sont reportées sur la Figure III-25. La rugosité de gravure est moindre dans le cas d'une gravure de 25 s comparé au substrat 4" : cela peut s'expliquer par un lot différent de croissance épitaxiale MOCVD et/ou par des conditions de reprise d'épitaxie différentes (reprise par MOCVD pour le substrat 4" et par MBE pour le substrat 2").



25s 35s 45s

Figure III-25 : Résultats de caractérisation TEM après gravure de l'AlGaN par Cl_2 (25 s, 35 s, 45 s) en mode RIE sur des substrats de 2 pouces.

À partir de ces clichés, nous avons tracé une courbe de profondeur gravée en fonction du temps de gravure pour les deux types de substrat (Figure III-26). Il est difficile de déterminer avec exactitude la profondeur gravée en raison de la rugosité après gravure, comme nous avons pu le voir sur les différentes vues TEM et de façon plus précise sur la Figure III-22. Nous avons donc pour chaque temps de gravure, mesuré la profondeur gravée la plus élevée (qui correspond à un creux dans la couche d'AlGaN sur la coupe TEM), la profondeur gravée la plus faible (qui correspond à un pic sur la coupe TEM) et nous en avons déduit une moyenne des épaisseurs d'AlGaN retirées. La Figure III-26 montre l'évolution de la profondeur de gravure moyenne en fonction du temps pour les deux types de substrat.

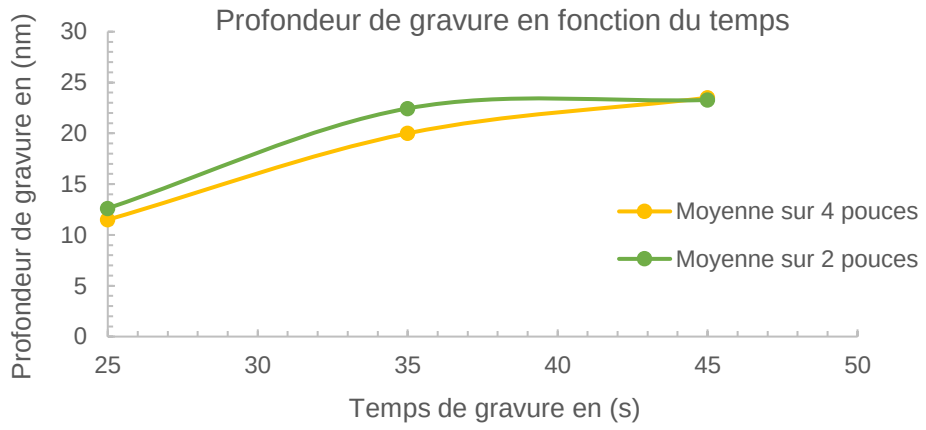


Figure III-26 : Courbes des profondeurs de gravure de l'AlGaN avec du Cl_2 en mode RIE en fonction du temps pour des substrats 4" et 2".

On peut constater une évolution similaire : pour 25 s on grave environ une dizaine de nanomètres, en 35 s on est autour des 20 nm, la vitesse de gravure moyenne est de l'ordre de 0,6 nm/s. Pour 45 s on s'approche de la gravure totale de l'AlGaN, autour de 23 nm dans les deux cas. À partir de 35 s, la vitesse de gravure ralentit jusqu'à atteindre une saturation. Néanmoins, la vitesse de gravure est plus faible dans le cas de substrats de 4" car la surface exposée au plasma est plus importante et l'évacuation des résidus de gravure s'effectue moins facilement. Des essais ont également été faits pour 55 s de gravure : une fois la couche d'AlN traversée et la couche de GaN atteinte, la vitesse de gravure augmente.

Nous pouvons donc en déduire que, lors de la fabrication des HEMTs, il faudra choisir des temps de gravure compris entre 25 s et 30 s afin de s'assurer d'une gravure partielle de la couche d'AlGaN avec une vitesse moyenne de gravure de 0,6 nm/s.

Concernant la rugosité de surface de l'AlGaN après gravure, et comme nous l'avons vu dans la partie sur l'état de l'art, l'ajout d'une quantité appropriée de BCl_3 au plasma Cl_2 pourrait aider à la réduire [98]. Les tests d'optimisation de cette recette de gravure avec le BCl_3 avaient été prévus mais n'ont pas pu être menés à temps suite à une panne de longue durée de l'équipement de RIE. Ils seront réalisés par l'équipe dans le cadre d'un nouveau projet de thèse.

III.2.3.2.5 Résidus post-gravure

L'état de surface après gravure est un élément primordial dans la fabrication d'un composant micro-électronique. Il est nécessaire d'éliminer les impuretés présentes sur la surface avant la création d'un contact électrique ou le dépôt d'un diélectrique. Dans notre cas, l'état de surface avant la reprise d'épitaxie est très critique et a une influence sur la croissance de la couche de P-GaN et sur la fonctionnalité normally-off. Une attention particulière a donc été apportée au nettoyage après gravure pour éliminer les produits de gravure. Nous avons mené plusieurs tests dans le but d'identifier les contaminants de surface et trouver une procédure de nettoyage compatible avec nos couches sans effet sur leurs propriétés.

La caractérisation au MEB des échantillons gravés a décelé, lors des premiers essais de gravure, la présence de résidus sur le fond de gravure, qui entourent les motifs indépendamment de leur forme (rectangulaire, circulaire ou autre) comme montré sur la Figure III-27. Afin d'identifier la nature des éléments présents sur le fond de gravure, nous avons effectué des analyses par spectroscopie photo électronique aux rayons X (XPS) qui ont montré que le carbone constitue 80% des espèces présentes.

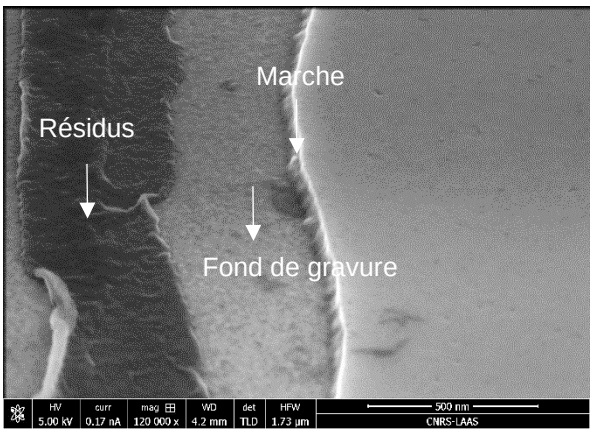


Figure III-27: Image MEB montrant le redépôt des résidus de gravure après la gravure fluorée suivie de la gravure chlorée et élimination de la résine à l'acétone + EDI + plasma O_2.

D'une manière générale, la gravure sèche ou humide engendre des redépôts de particules arrachées au matériau. Dans le cas de la gravure RIE, des atomes ou des molécules appartenant au matériau à graver peuvent être éjectés de la surface avec des vitesses et selon des directions variées suite à l'impact du bombardement. Avant de se déposer à nouveau sur le fond de gravure, ces espèces peuvent regagner le cœur de la décharge et avoir un impact sur les flancs des profils de gravure, comme montré Figure III-28. Nous trouvons aussi dans cette figure une

explication de la pente de gravure de 60° observée dans la Figure III-20 (b) pour la gravure du Si_3N_4.

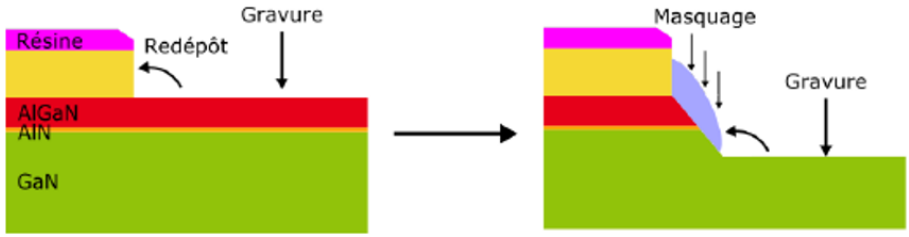


Figure III-28 : Schéma de redépôt des produits de gravure et de la pente induite pendant la gravure [33].

Ces résidus peuvent entraîner des phénomènes de pièges ou des effets de pointe du champ électrique dans le composant final provoquant une dégradation de ses performances électriques. De plus, dans le cas de notre procédé, l'étape de gravure est suivie d'une reprise d'épitaxie qui se fait à des températures très élevées (1000 °C) : poursuivre le procédé avec ce qui semble être des traces de résine polymérisée peut engendrer des problèmes de contamination des bâtis d'épitaxie. Ces résidus doivent donc être éliminés pour préserver une bonne morphologie de surface pour les étapes suivantes et éviter les problématiques de contaminations croisées.

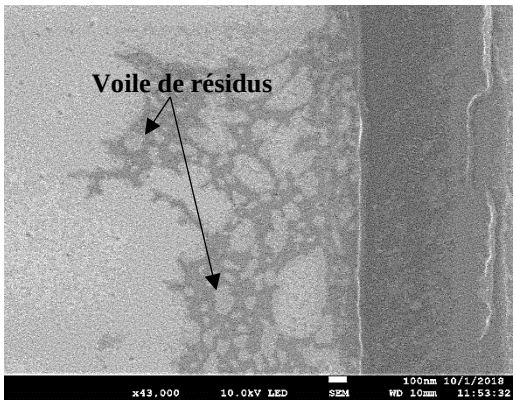
La difficulté relative à la gravure chlorée des hétérostructures AlGaN/GaN est de trouver le nettoyage compatible avec ces matériaux et efficaces contre les résidus. Plusieurs voies ont été explorées :

- le nettoyage physique comme du plasma O_2 in situ, dans le bâti de gravure SI500, ou ex-situ dans un bâti dédié ;

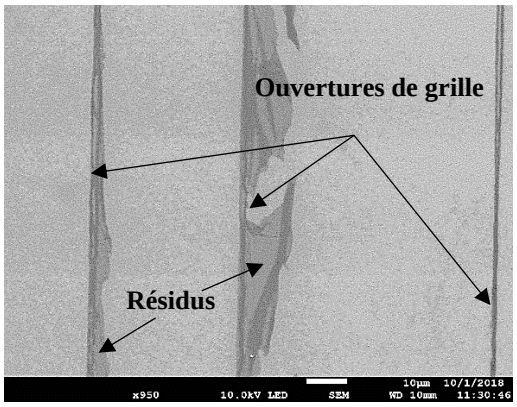
- le nettoyage chimique avec différents solvants et développeurs utilisés pour éliminer la résine : DMSO à 80 °C pendant 10 min ; AZ remover pendant 2 min ; DMSO à 80 °C pendant 10 min ; AZ remover 2 min,

- le nettoyage chimique avec des acides : HCl + H_2O_2 pendant 30 s ; HF à 5% ; NH4OH à une faible concentration (8,5%) et à 75 °C.

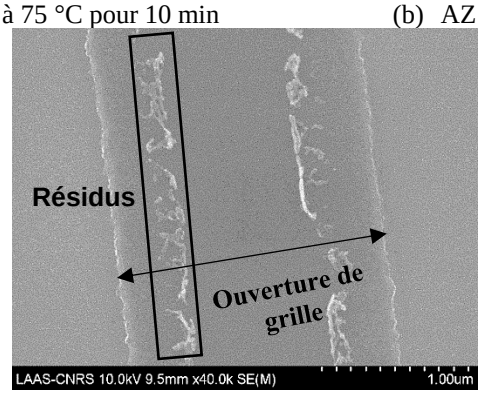
Nous ne présentons ici que certains résultats de ces tests à partir des images MEB reportées sur la Figure III-29. Il est à noter que tous ces nettoyages ont été effectués après la procédure standard de retrait de résine : acétone + EDI + plasma O_2.



(a) NH_4OH (8,5%) à 75 °C pour 10 min



(b) AZ Remover pour 2 min



(c) Plasma O_2 in situ dans la SI500 avec suivi DFA

Figure III-29 : Images MEB après retrait de résidus post-gravure par plusieurs types de nettoyage.

Comme on peut le remarquer, tous ces nettoyages n'enlèvent pas ou que partiellement les résidus post-gravure. Or il est indispensable d'avoir un état de surface dépourvu de tout résidu pour éviter les problèmes de nucléation lors de la reprise d'épitaxie. Les dépôts observés étant des résidus de résine ECI, nous avons testé une dernière solution à savoir l'insolation directe aux UV de l'échantillon suivie d'un trempage dans un bain de développeur, ceci directement après la gravure chlorée et le retrait de résine avec la procédure chimique standard. En effet, la résine ECI 1,1 µm, utilisée comme masque, étant une résine positive, elle est soluble dans le développeur après l'exposition aux rayons UV, une propriété qui ne semble pas être altérée lors de la gravure plasma. Après insolation et développement, il est préférable de faire un plasma O_2 pour éliminer d'éventuelles traces de développeur.

Sur la Figure III-30, on peut voir l'absence de résidus post-gravure et l'efficacité de ce traitement. On y voit cependant une formation de « billes » au niveau de la marche de gravure. Il s'agit de particules de SiO_2 dont la structure cristalline est moins dense vu que le dépôt s'est effectué par ICPECVD au lieu d'un dépôt par LPCVD.

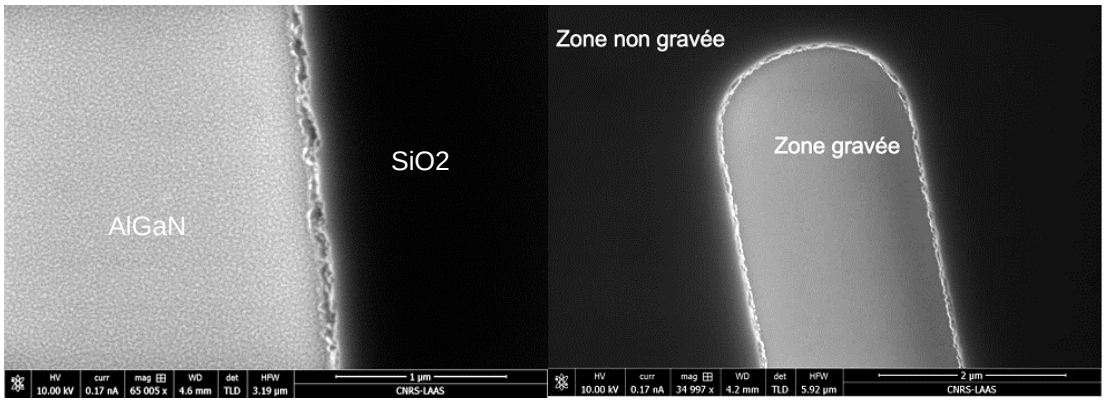


Figure III-30 : Images MEB après retrait des résidus de gravure par : Acétone, EDI, plasma O_2 +insolation et développement + plasma O_2.

Des variantes de cette procédure de nettoyage ont été testées pour vérifier si l'on peut s'affranchir de certaines étapes notamment la procédure standard et le dernier plasma O_2. Des tests ont montré que l'insolation directe après gravure sans passer par l'acétone + EDI + plasma O_2 ne permet pas d'éliminer les résidus.

III.2.3.2.6 Synthèse des résultats de gravure

Dans cette partie, nous avons mis en place l'étape d'ouverture de grille, l'une des plus critiques dans ce procédé de réalisation technologique du HEMT en GaN dont la fonctionnalité normally-off dépend notamment de l'épaisseur de l'AlGaN gravé. Les travaux menés sur la gravure RIE de la grille à base de Cl_2 ont permis d'obtenir une gravure nanométrique de l'AlGaN avec une vitesse approximative de 0,2 nm/s sur des échantillons de 1 cm^2. Ce procédé a été transféré et validé sur des substrats de 2 et 4 pouces lors de la fabrication du HEMT.

Nous avons mis en évidence l'importance de l'élimination des résidus issus de la gravure chlorée. Plusieurs types de nettoyage ont été testés : le plus adapté et qui permet d'éliminer tous les résidus organiques observés consiste à effectuer, après gravure de la grille et retrait de la résine avec Acétone + EDI + plasma O_2, une insolation aux UV suivie d'un trempage dans un bain de développeur puis d'un nouveau plasma O_2. En ce qui concerne l'état de surface, des mesures AFM ont montré que la rugosité obtenue après gravure est plus élevée que celle initiale des couches, de l'ordre de 1,2 nm, mais reste acceptable pour un mode de gravure RIE et dépend de la rugosité initiale des échantillons.

III.3 La reprise d'épitaxie localisée d'une couche P-GaN

Comme indiqué dans le chapitre 2, notre but est de développer un HEMT AlGaN/GaN normally-off comprenant une grille à barrière P-GaN (Figure II-14). Parmi les techniques possibles pour obtenir cette couche barrière, nous avons choisi de faire croître localement sous la grille et dans la zone gravée de l'AlGaN, une région GaN dopée P en utilisant une reprise d'épitaxie effectuée au laboratoire CRHEA. Cette étape est essentielle car la tension de seuil du HEMT, V_{th}, est étroitement liée au dopage de cette couche GaN.

Depuis les années 90, de nombreux travaux ont porté sur l'étude du dopage de type P du GaN qui présente un dopage intrinsèque (n.i.d) de type N. De nombreux dopants comme le Li, Na, K, Zn, Ca, Cd, [99] ont été envisagés pour obtenir un GaN dopé P. La majorité d'entre eux se sont montrés moins performants que le magnésium Mg pour de multiples raisons : problèmes de solubilité dans les sites substitutionnels, énergie de formation ou d'ionisation trop élevées ou encore des problèmes d'auto compensation suite à un placement dans les mauvais sites… C'est donc vers le dopant Mg que nous nous sommes tournés pour obtenir une couche GaN dopée P sous la grille.

III.3.1 Préparation des échantillons

La première partie de mise en place de cette étape est le dépôt d'une couche sacrificielle de masquage pour empêcher la croissance du P-GaN en dehors de la région de grille (Figure II-14 (2)) Parmi les matériaux disponibles au laboratoire et les plus couramment utilisés pour leur bonne stabilité en température on trouve le SiO_2. Déposé par LPCVD, ce dernier est stable jusqu'à des températures supérieures à 1000 °C. Cet équipement étant dédié au dépôt de Si_3N_4 au laboratoire, nous avons déposé le SiO_2 par ICPECVD à 100 °C suivi d'un recuit RTA sous azote à 800 °C. Des tests de vérification de la tenue de cette couche SiO_2 à haute température ont été effectués d'abord sur des plaquettes Si puis sur des plaquettes GaN. Aucune dégradation de cette couche n'a été observée dans la suite du procédé en particulier lors des reprises d'épitaxie effectuées à très hautes températures.

Les échantillons destinés à recevoir une épitaxie localisée de GaN nécessitent une préparation. En effet, la gravure réalisée en salle blanche peut générer des défauts cristallins (zones amorphes, zones implantées) et/ou des contaminations qui nécessitent des étapes de

nettoyage. Le séjour dans une boîte pour le transport peut également engendrer des contaminations. Par exemple, la présence d'organo-siloxane a été suspectée comme origine d'un dopage parasite de type N avec le silicium présent à l'interface de reprise d'épitaxie de GaN [100] et des traitements sous UV [100] [101] et à base de solutions acides ont été proposés pour éviter ce dopage [102] [101].

L'étape de reprise d'épitaxie localisée a été développée par le laboratoire CRHEA. Nous présentons par la suite les deux pistes explorées, à savoir épitaxie par MOCVD ou par MBE, et celle qui sera retenue pour la poursuite des travaux de réalisation du HEMT normally-off. Nous préciserons à chaque fois les nettoyages qu'ont subis les échantillons avant la reprise d'épitaxie.

III.3.2 Reprise d'épitaxie par MOCVD

Les premiers tests de reprise d'épitaxie du GaN dopé P ont été effectués par MOCVD dans un réacteur Aixtron de type CCS (Close Coupled Showerhead) sur des plaques de 2 pouces et 4 pouces, avec le magnésium comme dopant. Les plaques sont envoyées au CRHEA directement après l'étape de gravure de la grille.

Pour les reprises d'épitaxie par MOCVD, les échantillons ne subissent pas de pré-nettoyage chimique spécifique. Après introduction dans le réacteur, les échantillons sont chauffés jusqu'à 1000 °C dans une atmosphère $NH_3 + H_2$ avant que ne démarre la croissance avec l'injection des précurseurs TrimethylGallium (TMGa) et Bicyclopentadienyl de Magnésium (Cp2Mg). Après cette croissance, la température de l'échantillon est abaissée en-dessous de 800 °C sous un flux d'azote pour faciliter l'exodiffusion de l'hydrogène et l'activation du dopage Mg. Les températures étant élevées et avec la présence d'hydrogène on considère que d'éventuels oxydes de gallium et traces de carbone s'éliminent rapidement.

Le premier essai a été effectué sur un substrat 4 pouces pour un temps de croissance de 8 s. À réception des échantillons au LAAS, nous avons effectué des analyses TEM qui montrent une croissance discontinue du P-GaN. Les clichés de la Figure III-31 pour une ouverture de grille de 6 µm et une gravure d'AlGaN de 25 s mettent en avant une croissance pyramidale. Les pics de P-GaN atteignent en moyenne 160 nm. La nucléation a eu lieu mais n'a pas eu suffisamment de temps pour faire croître les grains, ce qui explique cette discontinuité de

croissance. Il est possible qu'il reste des contaminants en surface, comme le Si, C, O ou F, dus à la gravure ou à une préparation insuffisante, et qui empêcheraient la croissance.

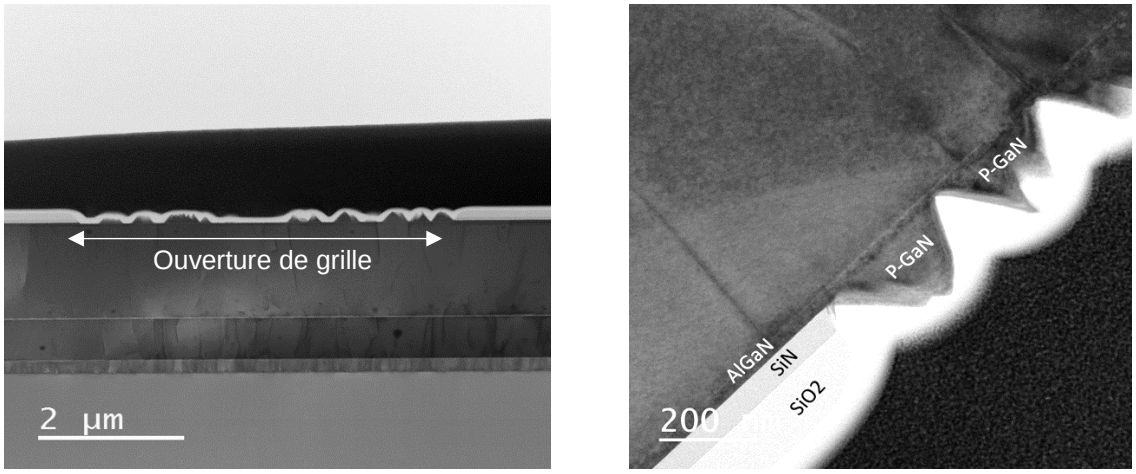


Figure III-31 Coupe TEM d'une reprise d'épitaxie de P-GaN en mode MOCVD de 8 s sur une ouverture de grille de 6 µm.

Le taux de remplissage est plus important dans les grandes ouvertures comme des zones carrées de 500 µm^2 réservées aux éléments de test, avec une croissance sous forme de plateaux (Figure III-32). Dans ce cas, le P-GaN dispose de plus de place pour s'étaler ce qui permet la diffusion des espèces sur la surface. Par contre, les épaisseurs épitaxiées sont moindres, inférieures à 10 nm. En effet, la MOCVD est plus sensible au taux d'ouverture et à la taille des motifs que la MBE.

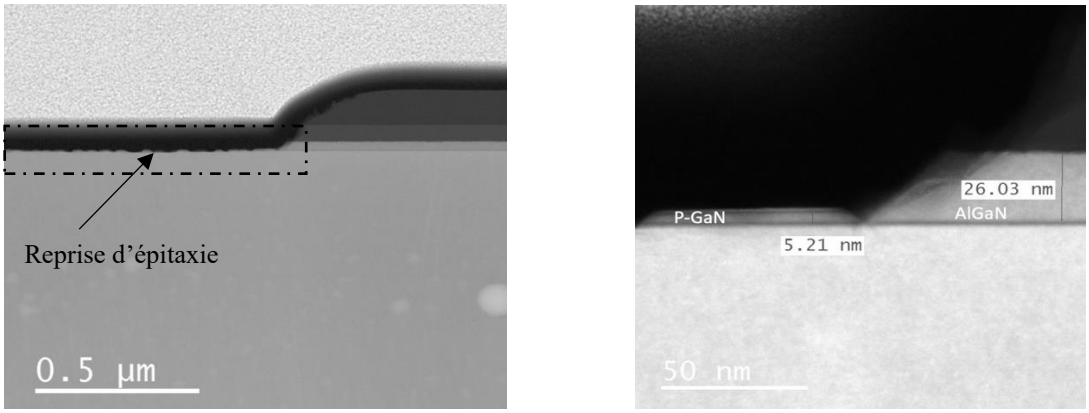


Figure III-32 : : Images TEM de la reprise d'épitaxie localisée de 6 s du GaN dopé P en mode MOCVD sur un carré de 500 µm^2.

De nouveaux essais ont été effectués par la suite sur des substrats 2 pouces, en augmentant le temps de croissance afin d'augmenter le taux de couverture dans les ouvertures. La Figure

III-33 montre le résultat obtenu pour un temps de croissance de 45 s et une ouverture de grille de 6 µm, avec une gravure d'AlGaN de 35 s.

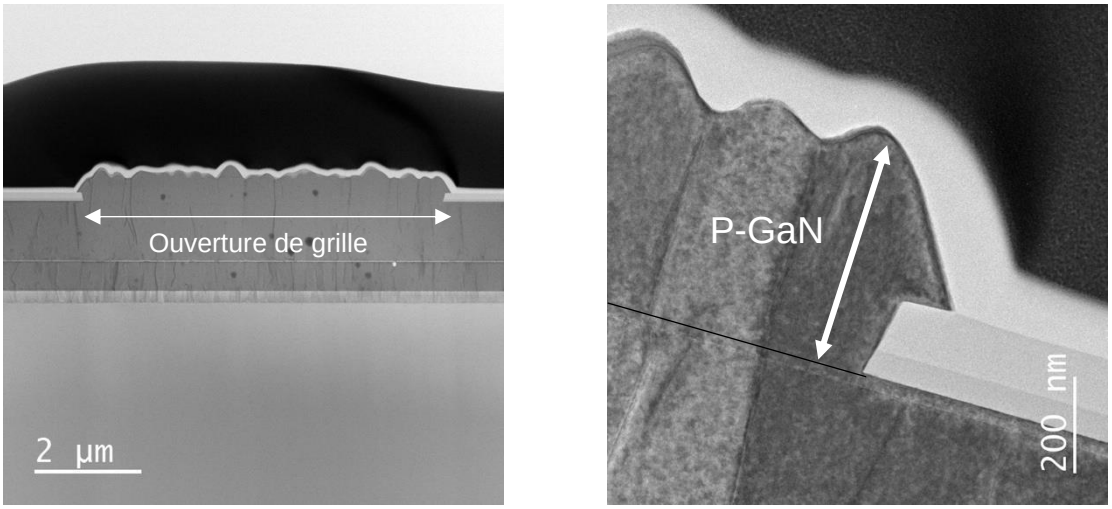


Figure III-33 : Images TEM d'une ouverture de grille de 6µm après une reprise d'épitaxie P-GaN par MOCVD de 45 s.

On ne constate plus de discontinuité de croissance, beaucoup de matériau ayant été déposé favorisant la coalescence. On mesure une épaisseur maximale de P-GaN de l'ordre de 520 nm au niveau des pics. Cependant le GaN croit latéralement une fois les 150 nm de SiO_2/Si3N4 atteints. La Figure III-34.a montre une vue de dessus d'une ouverture de grille montrant le relief de la croissance, avec un zoom sur le débordement sur le SiO_2 qui peut atteindre 70 nm (Figure III-34.b).

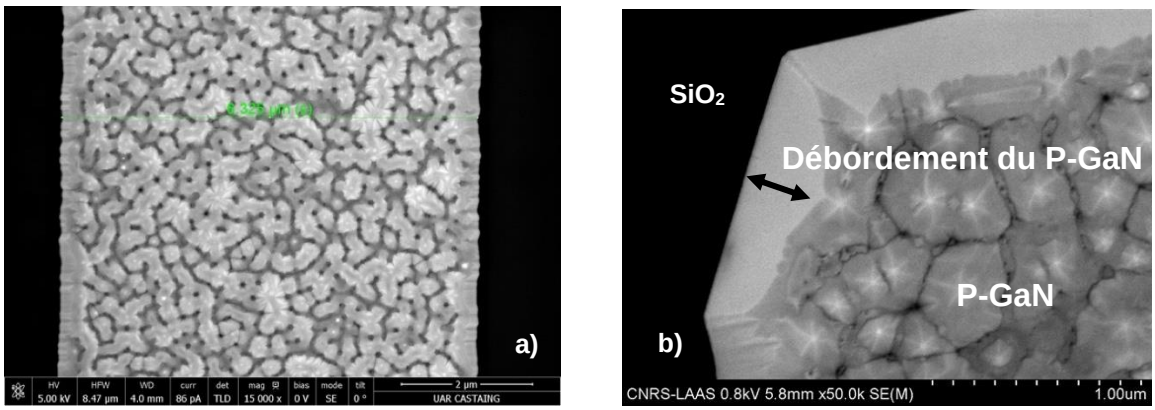


Figure III-34 : Vue de dessus au MEB d'une ouverture de grille de 6 µm après épitaxie MOCVD de P-GaN de 45 s sur une plaque de 2 pouces.

Devant la difficulté d'obtenir un dépôt uniforme de P-GaN par MOCVD, les tests de mise en place de l'épitaxie localisée se sont donc poursuivis par MBE, ce mode de croissance étant moins sensible à la taille des motifs et au taux de remplissage. Cela a imposé le passage à des plaquettes de taille 2 pouces, afin d'être compatible avec les équipements de MBE du CRHEA.

III.3.3 Reprise d'épitaxie par MBE

Les reprises d'épitaxie par jets moléculaires ont été réalisées dans deux réacteurs différents : un réacteur RIBER Compact 21 [103] [104] pour les reprises de GaN n.i.d (non intentionnellement dopé) et un réacteur RIBER 32 pour le GaN dopé P [105][106]. La croissance est plus homogène dans le réacteur Compact 21 mais ce réacteur n'est pas équipé pour le dopage P. Nous présentons ci-dessous les résultats d'épitaxie localisée en MBE avec et sans dopage Mg ainsi que les différents traitements effectués en amont de la reprise d'épitaxie.

III.3.3.1 Reprise d'épitaxie de GaN non dopé

Les premiers essais ont concerné des reprises d'épitaxie de GaN n.i.d réalisées dans le réacteur RIBER Compact 21 afin de vérifier la validité de la technique. Après gravure de l'AlGaN au LAAS, les échantillons subissent au préalable l'étape de décontamination suivante au CRHEA : un bain de KOH 44% pendant 2 minutes, avec rinçage à l'eau DI, puis un bain de HCl 37% durant 2 minutes et enfin un rinçage à l'eau DI avant séchage sous flux d'azote. Ce procédé est utilisé pour débarrasser l'échantillon des zones endommagées par la gravure plasma de la barrière AlGaN et a été validé pour la reprise de croissance de contacts ohmiques sur GaN [28]. Après ce traitement, les échantillons ont été placés dans le module d'introduction du réacteur MBE et, après le pompage permettant d'atteindre une pression inférieure à 10^{-7} torr, ils ont été transférés dans un module de dégazage pour les chauffer à 500 °C sous ultravide. Ces derniers ont ensuite été transférés dans le module de croissance où ils ont été chauffés jusqu'à 820 °C sous un flux d'Ammoniac avant d'être amenés à 780 °C pour la croissance de 80 nm de GaN.

Les tests ont été effectués sur deux échantillons : le CC678C où l'AlGaN est gravé entièrement pendant 55 s (et donc pour lequel la couche de GaN sous-jacente est atteinte) et le CC678D où la gravure de l'AlGaN est partielle en 25 s. Un cliché RHEED (Reflexion High Energy Electron Diffraction) réalisé par le CRHEA in-situ avant croissance révèle une surface assez lisse dans le cas de l'échantillon CC678C avec la présence de lignes verticales d'intensité relativement homogène. La surface du CC678D est, quant à elle, plus rugueuse avec une intensité davantage modulée représentative de la rugosité de l'AlGaN après gravure. Les clichés RHEED pris à 500 °C après la croissance du GaN montrent que l'on obtient une surface lisse et propre dans les deux cas et attestent de la polarité Gallium du GaN. Les mesures de rugosité

à l'AFM, effectuées au CRHEA après croissance, sont présentées sur la Figure III-35. On constate que dans les deux cas la rugosité est de l'ordre de 0,85 nm, la croissance ayant gommé en partie les écarts de rugosité initiaux.

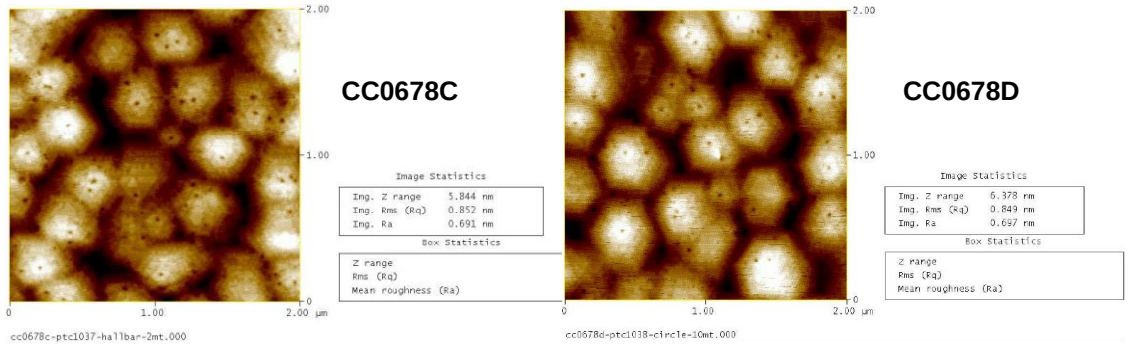


Figure III-35 : Mesures de rugosité sur les échantillons CCO678 C et CCO678 D après la reprise d'épitaxie GaN n.i.d.

À réception des échantillons, nous avons effectué une caractérisation au TEM sur une ouverture de grille de 4 µm (Figure III-36). Contrairement au mode MOCVD, on peut voir que la croissance du GaN par MBE est uniforme sur toute l'ouverture avec une épaisseur de l'ordre de 100 nm, légèrement plus épaisse que les 80 nm prévus, ce qui nécessitera un ajustement des paramètres de croissance pour le GaN dopé Mg. À partir de ces résultats encourageants, nous avons envisagé les reprises d'épitaxie avec du GaN dopé Magnésium.

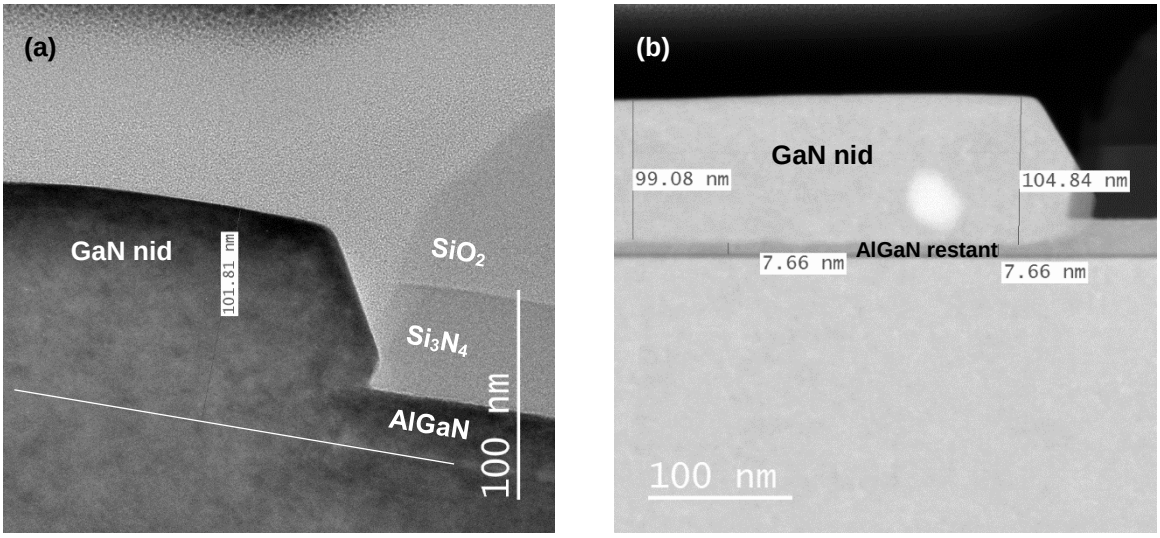


Figure III-36 : Image TEM de la reprise d'épitaxie du GaN n.i.d sur une ouverture où : (a) l'AlGaN est gravé entièrement (55 s), (b) partiellement (25 s).

III.3.3.2 Reprise de GaN dopé P

La préparation des échantillons pour l'épitaxie localisée de GaN dopé Mg est similaire à celle du GaN non dopé mais comprend une étape supplémentaire pour limiter la contamination silicium. Comme évoqué plus tôt, nous avons introduit une étape d'insolation sous UV avec une lampe à mercure pour générer l'ozone nécessaire à la décontamination en plus des attaques acides. Après insolation durant 1 h, les échantillons subissent une attaque HF 10% et HCl 37% [101]. La calibration du temps d'attaque a été faite sur une plaque témoin afin de s'assurer que ces nettoyages acides ne gravent pas complètement le masque de SiO_2 avant épitaxie. Ainsi la gravure avec HF 10% durant 15 s engendre la perte d'une vingtaine de nm de SiO_2. La gravure HCl pendant 5 minutes n'engendre pas de modification de l'épaisseur de cette couche. Après chaque gravure une étape de rinçage et de séchage sous flux azote est pratiquée. Trois échantillons pour lesquels l'AlGaN a été gravé en 25 s (CC676A, CC678F et CC676G) ont suivi ces étapes de préparation avant introduction dans le réacteur MBE Riber 32 pour réaliser la croissance localisée visée de 50 nm de GaN dopé Mg. Pour la présente étude, un dopage P autour de 4.10^{18} cm^{-3} a été visé.

Ce dopage P est obtenu avec une source à effusion contenant du Magnésium solide qui est évaporé en le chauffant entre 200 et 250 °C. Le gallium contenu dans des cellules d'effusion est évaporé à 900 °C environ. Toutes les croissances sont réalisées sous flux d'ammoniac NH_3 afin d'atteindre des vitesses de croissance de GaN aux alentours de 500 nm/h.

Les dopages sont tout d'abord calibrés sur des échantillons témoins au moyen de la technique C-V avec une sonde à goutte de Mercure. Après l'épitaxie de films de GaN dopés Mg épais de 300 nm environ, leur surface est légèrement oxydée sous plasma d'oxygène afin de limiter les courants de fuite lors de la mesure. Étant donnée la faible mobilité des trous dans GaN (autour de 1 $cm^2/V.s$) et la résistivité qui en découle, les mesures C-V sont réalisées à basse fréquence (entre 20 Hz et 100 Hz). Cette technique est plus rapide et plus précise que la mesure par effet Hall qui ne met en évidence que les trous libres et non les accepteurs ionisés comme la mesure C-V. Un exemple de mesure est reporté dans la Figure III-37.

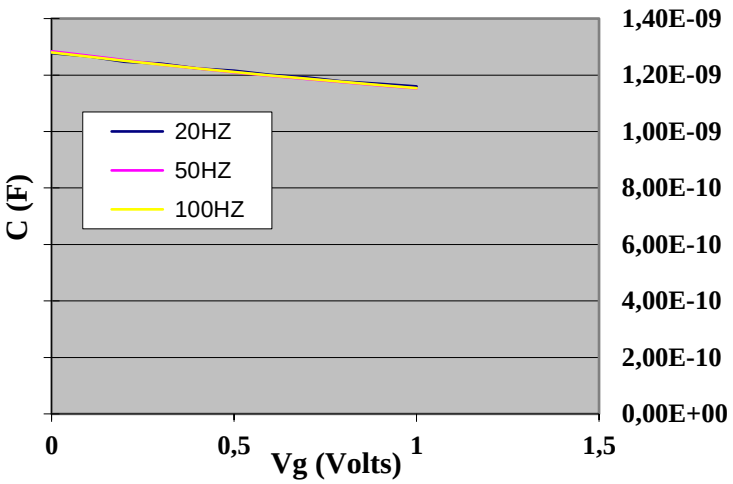


Figure III-37 : Courbes des mesures C(V) réalisées à la sonde au mercure sur une couche de 300 nm de GaN dopé Mg par MBE.

On peut voir que la capacité diminue lorsqu'une tension positive est appliquée sur la goutte centrale de la sonde (diamètre 792 µm) en raison de la déplétion progressive de la couche. La pente du tracé $1/C(V)^2$ (Figure III-38) permet de calculer le dopage alors que l'extrapolation pour une valeur nulle indique la hauteur apparente de la barrière énergétique entre le métal et l'échantillon. Dans le cas présent, cette dernière valeur est très grande car la surface est oxydée. On peut voir que la mesure à 20 Hz est relativement bruitée ; pour cette raison, nous utilisons les dopages extraits des mesures réalisées à 50 Hz ou 100 Hz qui sont généralement bien plus stables.

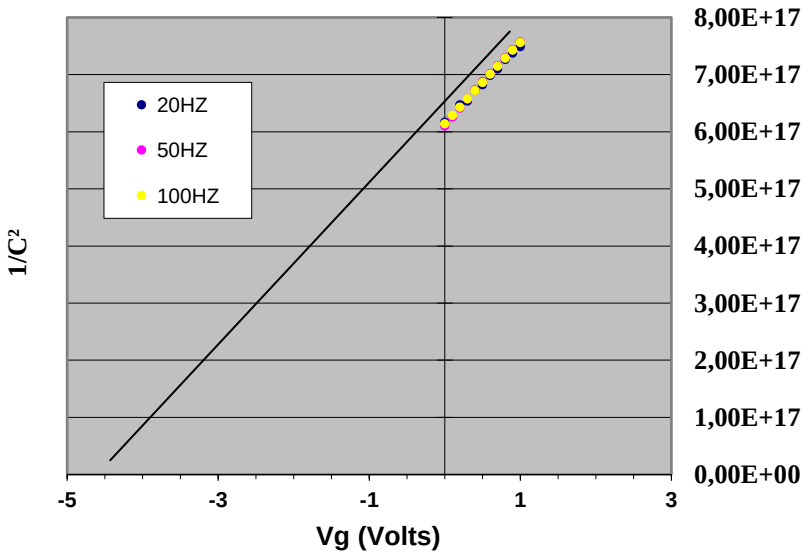


Figure III-38 : Courbes du tracé $1/C^2$ obtenues à la sonde au mercure pour différentes fréquences.

La Figure III-39 montre l'évolution du dopage (Na-Nd) mesuré en fonction de la tension appliquée. Elle illustre les difficultés rencontrées pour contrôler le dopage à la valeur désirée. En effet, on note certaines instabilités qui écartent les points expérimentaux de la loi attendue. Ceci est probablement dû à la réaction de nitruration du magnésium qui réagit avec l'ammoniac et limite son évaporation. Une cellule spécifique a été développée pour limiter cet effet mais malheureusement, cette dernière n'était pas opérationnelle lors de notre étude. Les valeurs de Na-Nd mesurées varient entre 3.10^{18} cm^{-3} et 1.10^{19} cm^{-3} , valeurs proches du dopage visé.

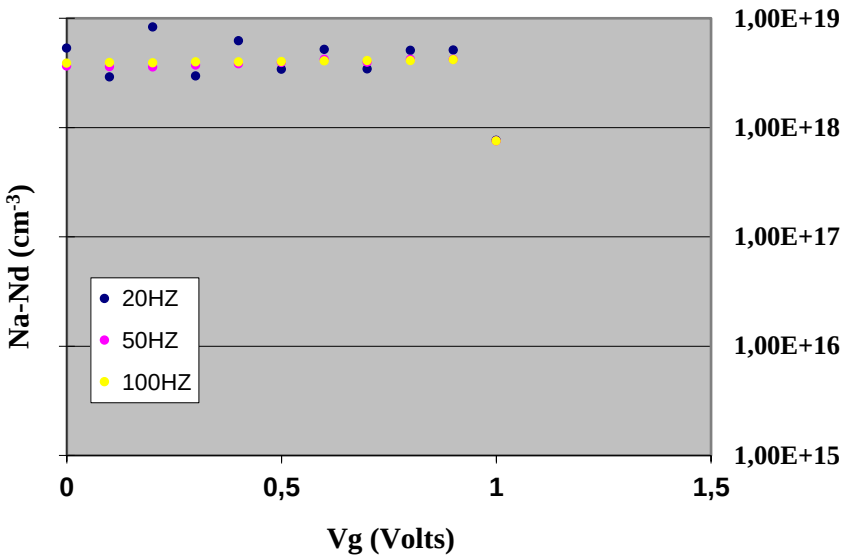


Figure III-39 : Évolution du dopage (Na - Nd) issue des mesures C(V) à la sonde au mercure sur une couche GaN dopée Mg obtenue par MBE.

Les résultats de caractérisation au TEM après reprise d'épitaxie du GaN dopé Mg effectuées sur la plaque CC00676A sont présentés dans la Figure III-40 où l'on peut voir que l'on a réussi à obtenir une couche GaN uniforme et d'une épaisseur conforme à l'épaisseur envisagée de 50 nm. La couche d'AlGaN restante après gravure est de l'ordre de 10 nm. Nous pouvons observer la parfaite nucléation du GaN sur l'AlGaN. Nous observons une excroissance au niveau de la marche avec le SiO_2/Si3N4 qui s'explique par les mécanismes de croissance du GaN selon les plans stables du GaN qui se forment rapidement. Cet effet peut s'estomper si on augmente l'épaisseur de la couche épitaxiée.

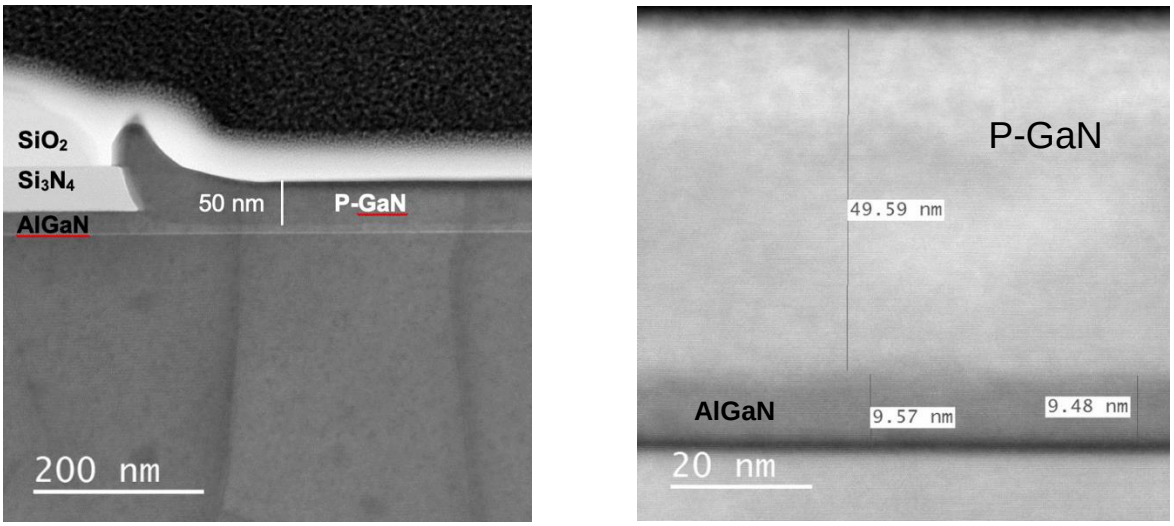


Figure III-40 : Images de caractérisation au TEM après reprise d'épitaxie localisée de 50nm de P-GaN en mode MBE sur une ouverture de grille.

La technique de reprise d'épitaxie par MBE a donc été validée au vu des épaisseurs et des dopages obtenus, conformes aux spécifications. Le procédé de réalisation du HEMT normally-off sera donc poursuivi sur les trois plaques précédemment citées.

III.3.4 Retrait du SiO_2

La couche de SiO_2 servant de masquage lors de la reprise d'épitaxie doit être retirée une fois le P-GaN déposé. Nous avons mis en place une procédure de retrait chimique par voie humide en utilisant la solution BOE 50/1 (Buffered Oxide Etch) : il s'agit d'un mélange de 50 parts de NH_4F à 40% (solution tampon) et d'une part d'acide fluorhydrique HF à 50%. Cette solution est connue pour donner des gravures plus lentes que le BOE 7/1 utilisé classiquement. L'objectif est en effet d'assurer un meilleur contrôle du retrait de l'oxyde avec une forte sélectivité de gravure entre le SiO_2 et le Si_3N_4 qui se grave avec la même solution.

Les vitesses que nous avons obtenues avec le BOE 50/1 sont de 0,27 nm/s (16, 4 nm/min) pour le SiO_2 et 0,004 nm/s (0,25 nm/min) pour le Si_3N_4. Nous obtenons donc une sélectivité de 66 qui est suffisante pour éviter la sur-gravure de la couche de Si_3N_4. Les 100 nm de SiO_2 déposés sur les plaques destinées à poursuivre le procédé nécessiteraient 6 min pour être entièrement retirés. Cependant, nous avons choisi pour le procédé final du HEMT de n'enlever

qu'une partie de cet oxyde, seules les couches surfaciques étant potentiellement contaminées par la reprise d'épitaxie.

III.4 Étude des contacts ohmiques

Le bon fonctionnement du transistor HEMT repose sur l'efficacité de la commande du contact Schottky et de la faible résistance des contacts ohmiques. Elles ont un impact majeur sur différentes caractéristiques comme entre autres, la puissance de sortie, la tenue en température, la largeur de la zone déserte ou encore la fiabilité. La qualité de la technologie employée pour la réalisation des contacts ohmiques et Schottky est donc un facteur déterminant des performances du composant HEMT. C'est pourquoi il est important de comprendre leur formation et identifier les différents facteurs pouvant altérer leur comportement comme le recuit, le prétraitement de surface et les épaisseurs de métallisation et passivation.

Dans cette partie nous allons présenter quelques rappels théoriques sur les contacts métal/semi-conducteur et le modèle Schottky-Mott, puis nous dresserons un état de l'art des empilements métalliques les plus répandus pour la réalisation des contacts ohmiques sur N-GaN et sur l'hétérostructure AlGaN/GaN. Nous en retirerons une synthèse relative au choix des différents métaux qui seront utilisés pour notre procédé technologique.

III.4.1 Bases théoriques du contact métal/ semi-conducteur

III.4.1.1 Travail de sortie et affinité électronique

Dans une hétérostructure, le passage des électrons ou des trous d'un matériau à l'autre est conditionné par la barrière de potentiel qui existe à ses différentes interfaces. La détermination de cette barrière est indispensable et se fait en comparant l'énergie qu'il faut fournir à un électron de chacun de ces matériaux pour l'extraire de ce matériau et l'en éloigner infiniment.

Si l'on considère le cas d'un métal, un électron de conduction à l'intérieur de celui-ci est soumis à un ensemble de forces de la part de tous les ions constituant le métal. La résultante de ces forces est nulle, par conséquent, cet électron peut se déplacer librement dans le métal sous l'action d'un champ électrique par exemple. Il est retenu cependant à l'intérieur du métal

quand il atteint la surface et que la compensation des forces dues aux ions n'est plus totale. Pour déterminer l'énergie nécessaire pour extraire l'électron de son métal, on se réfère au niveau de Fermi. Ce dernier représente l'énergie maximale des électrons libres dans le métal à température nulle. Il existe une énergie minimale à fournir pour extraire un électron qui se trouve sur le niveau de Fermi. Cette quantité est caractéristique du métal et appelée travail de sortie du métal noté ϕm. Sur la Figure III-41, le niveau de vide représente l'énergie d'un électron extrait du métal sans vitesse initiale, c'est-à-dire l'énergie potentielle d'un électron se trouvant hors de portée des interactions du métal mais avec une énergie minimale.

Si le travail de sortie est une grandeur caractéristique du métal, il n'en est pas de même pour un semi-conducteur. En effet, dans le cas idéal d'un semi-conducteur à température nulle, aucun électron ne peut se trouver au niveau de Fermi vu que ce dernier se situe dans la bande interdite et qu'il varie fortement avec le niveau de dopage (sauf pour les semi-conducteurs dégénérés). À température non nulle, la probabilité d'occupation des premiers états de la bande de conduction de la part des électrons n'est plus nulle. On caractérise alors le semi-conducteur par un autre paramètre qui correspond à l'énergie nécessaire pour extraire un électron situé au bas de la bande de conduction et l'amener jusqu'au niveau de vide. Ce paramètre, appelé affinité électronique et noté χ, est une grandeur spécifique du semi-conducteur ou de l'isolant [107]. La Figure III-41 illustre ces grandeurs dans le cas d'un semi-conducteur de type N.

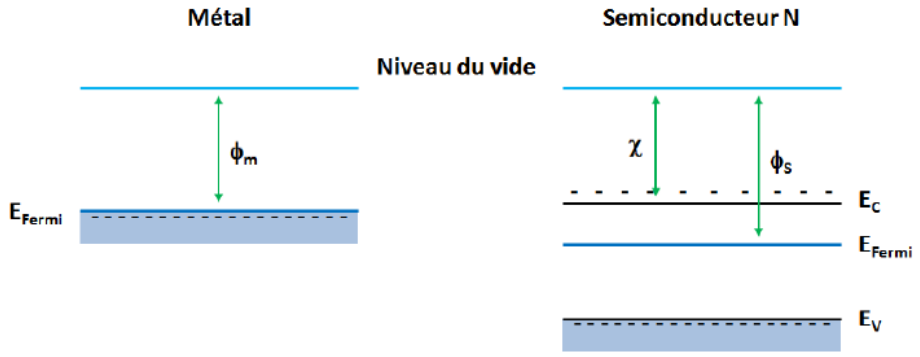


Figure III-41 : Diagramme énergétique d'un métal et d'un semi-conducteur de type N sans contact [108].

III.4.1.2 Jonction idéale métal/semi-conducteur

Le contact métal/ semi-conducteur est décrit par le modèle Schottky-Mott[109] [110]. Selon le type de dopage du semi-conducteur considéré, son travail de sortie et celui du métal, deux comportements peuvent apparaître : Schottky (appelé aussi redresseur) ou ohmique. Dans la suite, nous considèrerons le cas d'un semi-conducteur de type N.

Contact de type Schottky : ϕm > ϕs

Prenons le cas où le travail de sortie du métal ϕm est supérieur au travail de sortie ϕs d'un semi-conducteur de type N (Figure III-42). Une fois les deux matériaux mis en contact, un échange de porteurs se produit et permet d'établir l'équilibre thermodynamique dans toute la structure. Le niveau de Fermi dans le système est donc constant.

Selon l'hypothèse de continuité du niveau de vide par Anderson, un électron voit à l'interface métal/semi-conducteur un niveau de vide identique, que ce soit du côté métal ou côté semi-conducteur. À cette interface se crée une zone de charge d'espace notée ZCE qui s'étend principalement dans le semi-conducteur. En effet, la distance énergétique du niveau de Fermi à la bande de conduction au niveau du semi-conducteur est fortement modifiée, ce qui explique l'étendue de cette zone dans le volume jusqu'à atteindre les conditions d'équilibre. Du côté métal, la densité d'état électronique est beaucoup plus forte que dans le semi-conducteur, elle est d'environ 10^{22} cm^{-3} soit trois à quatre ordres de grandeur au-dessus de celle d'un semi-conducteur typique. Ceci limite l'étendue et le potentiel de la zone de charge d'espace à des grandeurs négligeables.

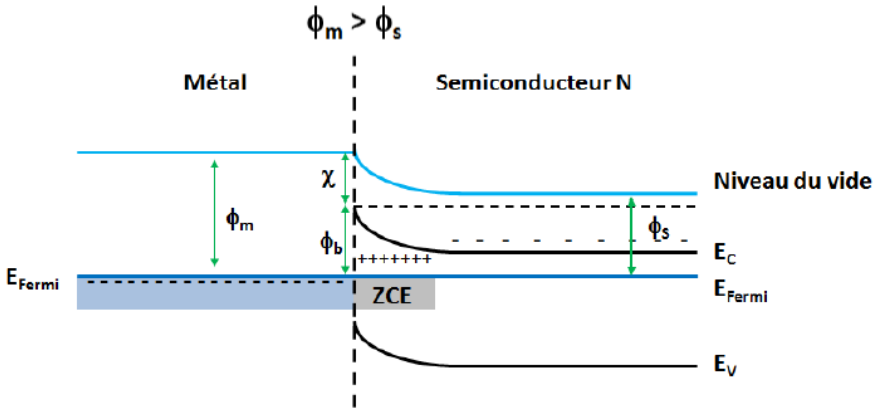


Figure III-42 : Schéma de bandes d'une jonction métal/semi-conducteur de type N avec ϕm > ϕs à l'équilibre thermodynamique [108].

La zone de charge d'espace induit un champ électrique qui se traduit par une courbure des bandes de conduction et de valence et l'apparition d'une barrière de potentiel à l'interface appelée barrière Schottky ϕ_b. La hauteur de cette barrière est égale à la différence entre le travail de sortie du métal et l'affinité électronique du semi-conducteur et elle représente l'énergie dont un électron a besoin pour passer du métal au semi-conducteur.

$$\phi_b = \phi_m - \chi \quad (3.1)$$

La hauteur de la barrière Schottky est donc indépendante du positionnement du niveau de Fermi. La polarisation imposée aux bornes de la jonction métal-semi-conducteur n'affecte donc pas cette hauteur. Dans le sens du semi-conducteur au métal, on définit une autre barrière de potentiel que doit franchir un électron situé en bas de la bande de conduction du semi-conducteur pour passer au métal. Elle est égale à $\phi_m - \phi_s$ et sa hauteur est moins élevée que la barrière Schottky mais celle-ci est affectée par la polarisation aux bornes de la jonction. Le comportement électrique d'une telle jonction est expliqué ainsi par les variations de la hauteur de cette barrière.

Dans le cas d'une polarisation par une tension métal/semi-conducteur V positive (différence de potentiel entre métal et SC $V_{MS} > 0$), le champ électrique créé à la jonction est opposé à celui de la zone de charge d'espace. Il en résulte la diminution du champ électrique dans la ZCE et par conséquent la diminution de la courbure des bandes. Le niveau de Fermi dans le semi-conducteur s'élève de eV_{MS} (eV). La barrière de potentiel du semi-conducteur vers le métal diminue alors que celle du métal vers le semi-conducteur reste inchangée étant donné l'absence de chute de potentiel dans le métal (Figure III-43 a). Ceci engendre une augmentation du flux d'électrons franchissant la barrière pour aller du semi-conducteur vers le métal tant que le flux inverse reste inchangé. Le courant allant du métal au semi-conducteur, généré par les électrons passant du SC vers le métal, augmente exponentiellement avec la tension appliquée. On parle alors d'une jonction polarisée en direct.

Dans le cas où la jonction est polarisée par une tension métal/semi-conducteur négative ($V_{MS} < 0$), le champ électrique induit s'ajoute au champ électrique de la zone de charge d'espace. Les bandes d'énergie du semi-conducteur s'abaissent de eV ($e|V_{MS}|$) et la barrière de potentiel du semi-conducteur vers le métal se relève d'autant (Figure III-43 b). Dans le sens métal-semi-conducteur, la barrière ϕ_b reste inchangée. Le passage d'électrons du semi-conducteur vers le métal se bloque et un très faible courant est observé. La jonction est dite polarisée dans le sens inverse. Ce contact est de type redresseur, il est appelé contact Schottky, sa caractéristique I(V) est non linéaire

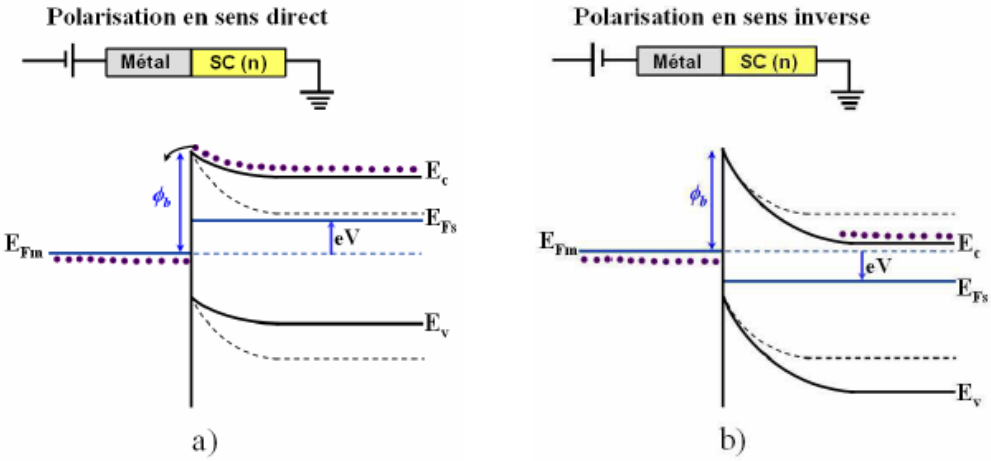


Figure III-43 : Diagramme de bandes d'un contact Schottky dans le cas d'une polarisation directe (a) et une polarisation inverse (b) [111].

Contact de type ohmique : ϕm < ϕs

Dans le cas où le travail de sortie du métal est inférieur à celui du semi-conducteur de type N, la mise en contact des deux matériaux engendre le passage des électrons du métal vers le semi-conducteur pour créer l'équilibre thermodynamique donc atteindre un niveau de Fermi constant. L'hypothèse de continuité du niveau de vide, à l'interface métal/semi-conducteur, est maintenue. Suite à l'existence de charges positives à la surface du métal et négatives dans le semi-conducteur au voisinage de la surface, un champ électrique se crée engendrant une courbure de bandes. Une zone d'accumulation d'électrons (ZAE) se forme côté semi-conducteur (Figure III-44). Il n'y a aucune barrière de potentiel pour limiter la circulation des électrons qui peuvent dans ce cas passer aisément du métal au semi-conducteur, et vice-versa, sous l'effet d'une quelconque polarisation. Le contact est appelé ohmique et sa caractéristique courant tension I(V) est linéaire.

Pour les semi-conducteurs de type P, les relations s'inversent. Le contact de type Schottky est obtenu pour ϕm < ϕs tandis que le contact ohmique est observé pour ϕm > ϕs.

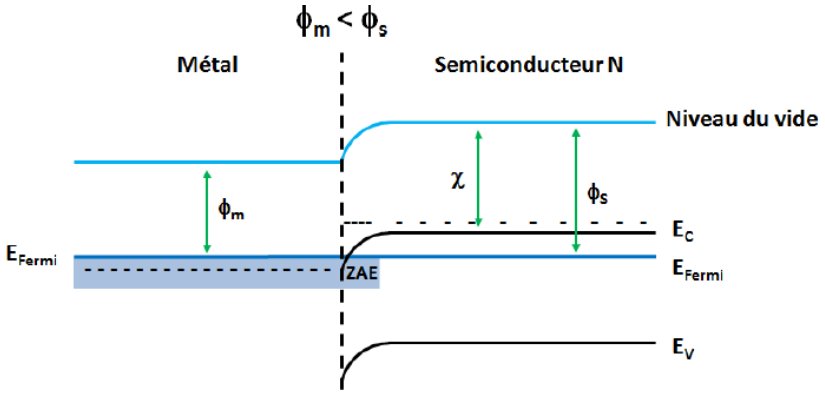


Figure III-44 : Diagramme énergétique d'une jonction métal/semi-conducteur de type N en interaction ϕm < ϕs [108].

En guise de conclusion, le modèle Schottky-Mott permet de prédire le comportement du contact métal/ semi-conducteur. Pour promouvoir par exemple un contact ohmique sur un semi-conducteur de type N, il faut déposer un métal de plus faible travail de sortie que le semi-conducteur. Ce modèle est donc basé sur la sensibilité à la différence d'énergie entre le travail de sortie du métal et l'affinité électronique du semi-conducteur. Un contact est donc ohmique si $\phi m < \phi s$ et redresseur si $\phi m > \phi s$. La hauteur de la barrière Schottky, dans le cas d'un contact redresseur, est aussi sensible au travail de sortie du métal.

Néanmoins, le modèle de Schottky-Mott est peu validé par les travaux expérimentaux. En effet, pour de nombreux métaux conventionnels, les expériences ont montré que les contacts sont de type Schottky et que la hauteur de la barrière Schottky est peu sensible au travail de sortie du métal [112]. Ceci est expliqué par certains phénomènes parasites qui perturbent l'équilibrage théorique des bandes tels que le modèle de Schottky-Mott l'a décrit. Le modèle de Bardeen prend en considération ce type d'effet et tient compte de l'influence des états de surface [113].

III.4.1.3 Modes de conduction à travers une barrière Schottky

Plusieurs modes de conduction électrique coexistent dans un contact métal-semi-conducteur. Ils sont présentés ici de façon simplifiée dans le cas d'une polarisation directe et inverse.

- (1) **Émission thermoïonique** : À une température donnée T, l'énergie thermique permet à certains électrons d'acquérir une énergie cinétique supérieure à la barrière de potentiel leur permettant ainsi de la franchir.
- (2) **Émission tunnel direct** : Sous l'action d'une polarisation inverse, la barrière métal/semi-conducteur devient plus fine au niveau de l'énergie du quasi-niveau de Fermi dans le métal puisque la courbure de bande est plus importante dans ce cas (polarisation inverse). Par conséquent, les électrons peuvent franchir directement la barrière par ce que l'on appelle l'effet tunnel direct.
- (3) **Émission tunnel activée thermiquement** : Il s'agit de l'association des deux effets précédents. En effet, certains électrons acquièrent une énergie cinétique, insuffisante pour franchir la barrière, mais suffisante pour qu'ils atteignent une région où la barrière est assez fine pour être traversée par effet tunnel.

- (4) **Émission tunnel assistée** : La présence d'impuretés et de défauts (lacunes, dislocations) dans la barrière offre des niveaux ponctuels d'énergies dans la bande interdite du semi-conducteur. Un électron peut donc traverser la barrière semi-conducteur/métal en deux étapes successives : d'abord en sautant d'un de ces états localisés à un autre puis de ce défaut au métal.

III.4.2 Cas du contact métal/hétérostructure dans un HEMT AlGaN/GaN

Le cas d'un contact ohmique sur une hétérostructure AlGaN/GaN diffère du cas idéal d'un contact métal semi-conducteur. En effet, le canal dans un transistor HEMT se trouve au niveau du gaz bidimensionnel d'électrons 2DEG mais pas à la surface du semi-conducteur. Le canal est donc enterré sous l'AlGaN qui a un gap plus important que le GaN, ce qui lui attribue un caractère plus isolant. Ceci a une conséquence sur la manière dont un contact de type ohmique est établi entre le métal et le canal vu qu'une séparation physique est constatée entre les deux zones.
Deux manières sont possibles pour réaliser le contact, elles sont illustrées dans la Figure III-45.

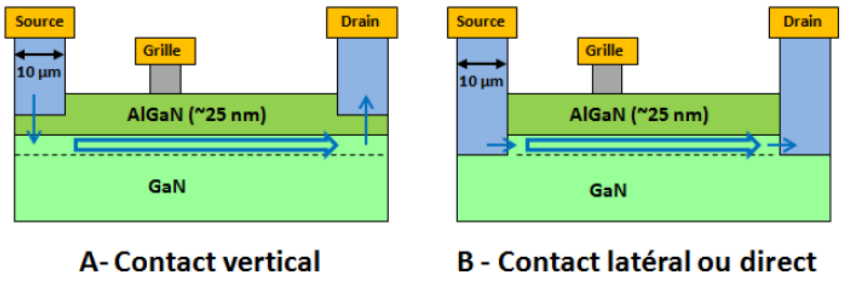


Figure III-45 : Schéma du contact latéral et vertical avec des flèches indiquant le sens de passage des électrons qui indique la dénomination verticale ou latérale [108].

La première option consiste à retirer la couche d'AlGaN dans les zones de contact pour créer un contact latéral entre le métal de contact et le gaz 2D. Cette approche permet de promouvoir un contact direct entre le métal et le 2DEG mais reste cependant soumise à la contrainte de conservation du gaz d'électrons sur les flancs de la région où l'AlGaN a été retiré. De plus, la surface d'échange de ce contact n'est que de quelques nanomètres, elle est donc très faible et dépend de l'épaisseur du 2DEG.

La deuxième option consiste à favoriser une conduction verticale à travers la couche de l'AlGaN. Les électrons doivent traverser d'abord la couche de l'AlGaN, qui est relativement

isolante, avant de rejoindre le 2DEG, ceci rend la structure électrique différente d'un cas métal/semi-conducteur. Cette approche présente l'avantage d'exploiter la grande surface des plots de source et drain dont chacun est large d'une dizaine de microns, la surface de contact dépend donc de la largeur des contacts métalliques.

D'un point de vue expérimental, la réalisation d'un contact ohmique sur une hétérostructure AlGaN/GaN est possible dans les deux cas de figure : vertical [114]-[116] et latéral [117] - [119]. Cependant, du point de vue théorique, le contact latéral est difficile à appréhender vu qu'il faut considérer toutes les perturbations qui peuvent apparaître au bord du 2DEG.

Pour le contact vertical, la structure à considérer est modifiée vu l'aspect isolant de la couche barrière AlGaN qui sépare le métal du 2DEG. Ce dernier apparait sous la forme d'un puits de potentiel dont le minimum est inférieur au niveau de Fermi. Dans cette zone, la densité de porteurs est relativement élevée et peut être donc assimilée à un semi-conducteur dégénéré. De plus, la modification des états de surface par les polarisations spontanée et piézoélectrique de la couche de l'AlGaN soumet l'hétérostructure AlGaN/GaN au phénomène d'ancrage du niveau de Fermi [120]. En conclusion, le contact sur l'hétérostructure revient à considérer un système métal/barrière/semi-conducteur dégénéré. La barrière est à la fois une barrière physique, épaisse de plusieurs nanomètres, mais aussi une barrière Schottky résultant de l'ancrage du niveau de Fermi.

III.4.2.1 Stratégie de création optimisée d'un contact ohmique sur une hétérostructure AlGaN/GaN

Dans un contact métal/hétérostructure, la couche AlGaN forme deux barrières à franchir : potentiel et physique. La contribution des modes de conduction, définis précédemment, pourrait donc être modifiée du fait de la nature à la fois électrique et physique de la barrière. Avant de déterminer la stratégie d'optimisation des contacts ohmiques, il est important de s'arrêter sur les paramètres influant sur la conduction dans un contact métal-hétérostructure. En effet, comme nous l'avons décrit dans le cas idéal d'une barrière Schottky, plusieurs paramètres interviennent dans les différents modes de conduction. Parmi eux on retrouve la hauteur de barrière de potentiel, l'épaisseur de la couche barrière, la température ainsi que la densité d'impuretés dans le semi-conducteur.

- L'épaisseur de la couche d'AlGaN

L'épaisseur de la couche d'AlGaN est l'un des paramètres intervenant dans les conductions à effet tunnel, direct ou assisté par défauts (« hopping ») où la probabilité de conduction augmente en réduisant l'épaisseur de l'AlGaN. Cette probabilité dépend aussi, d'après Singh et al., de la barrière Schottky et devient non négligeable dans un intervalle d'épaisseur d'AlGaN de 3-5 nm [115]. C'est aussi la gamme d'épaisseur à partir de laquelle commence à se constituer le gaz bidimensionnel d'électrons 2DEG [121] [122]. Donc diminuer la hauteur de la couche barrière AlGaN aurait pour effet de détruire le canal du transistor en faisant disparaître le gaz 2D. Un compromis est donc à trouver entre l'augmentation de la résistance du canal et la réalisation d'un contact de faible résistance, sachant que l'importance est accordée au comportement global du transistor donc à la diminution de la résistance totale de celui-ci.

Plusieurs méthodes peuvent être utilisées pour diminuer la couche d'AlGaN et se rapprocher du gaz 2D et faciliter ainsi la formation d'un contact ohmique après recuit. Il a été montré que l'épaisseur optimale de l'AlGaN à graver pour favoriser la formation de contact ohmique correspond approximativement à ¾ de la hauteur de la couche barrière [123]. En effet, la Figure III-46 illustre l'évolution de la résistance de contact en fonction de température de recuit pour différentes profondeurs de barrière AlGaN. Le taux d'aluminium de la couche barrière AlGaN est de 28% et la rampe en température appliquée à la température de consigne comporte un plateau de 30 s fixé à 450 °C et un second palier fixé à 30 s correspondant à des températures de consigne variant de 725°C à 900 °C. L'intérêt du plateau à 450 °C est de dégazer des traces d'humidité de la surface du semi-conducteur et éviter la création d'oxyde à haute température.

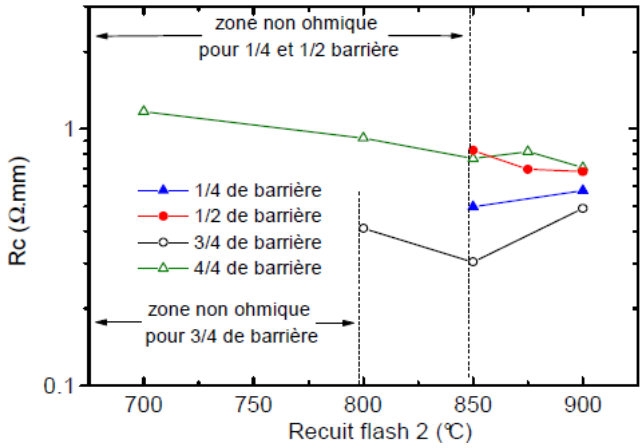


Figure III-46 : Résultats des mesures moyennes de résistance de contact Rc pour différentes profondeurs de gravure de la barrière AlGaN [123].

- Le dopage du semi-conducteur

Dans le cas du modèle simple de la barrière Schottky, la zone de déplétion (soit l'épaisseur de la barrière de potentiel) dépend du dopage du semi-conducteur. Pour des forts dopages, la zone de déplétion est moins épaisse en raison d'une courbure de bande plus importante, ce qui favorise les conductions par effet tunnel et thermoïonique. Si ceci est valable pour les contacts sur des matériaux n-GaN ou p-GaN, le cas des contacts métal-hétérostructure reste plus compliqué à cause de la dimension physique de la barrière à la conduction (épaisseur de la couche de l'AlGaN). Les défauts induits dans le cristal, dont les niveaux d'énergie se situent dans la bande interdite, sont le plus souvent responsables du dopage dans un semi-conducteur. Ces niveaux d'énergie peuvent agir, dans le cas de notre barrière, comme des potentiels candidats pouvant intervenir dans la conduction tunnel assistée par défauts. Au-delà de toute considération de l'épaisseur de la barrière de potentiel, l'augmentation du dopage peut donc avoir un effet favorable aux mécanismes de « hopping ». Les porteurs de charges principaux dans notre cas sont les électrons. Tout défaut de type donneur sera considéré comme dopant favorable au dopage de type N. Ce dernier peut être obtenu dans le cas des semi-conducteurs GaN et $Al_xGa_{1-x}N$ en remplaçant certains atomes de Ga du cristal par des atomes de Si ou de Ge. Un autre type de défauts peut agir comme donneur d'électrons, il s'agit des lacunes d'azote que l'on peut former dans la couche d'AlGaN pour doper ce matériau de type N [124] [125] . La formation des lacunes est l'une des voies utilisées pour la réalisation des contacts ohmiques sur AlGaN/GaN.

- Le choix du métal

Comme expliqué précédemment, la diminution de la hauteur de la barrière de potentiel favorise la conduction par effet thermoïnique. Pour le GaN, la hauteur de barrière est dépendante du travail de sortie du métal donc du choix de celui-ci. Pour réaliser un contact ohmique de qualité, il faut donc choisir un métal dont le travail de sortie est faible par rapport à celui du GaN. De nombreux métaux, comme Al, Ti et Ta, présentent de faibles valeurs de travaux de sortie et sont donc favorables au contact sur GaN. L'épaisseur des couches métalliques à déposer, le prétraitement de surface préalable à la métallisation et les températures de recuit sont aussi des paramètres qui permettent d'améliorer substantiellement le caractère ohmique des contacts à réaliser et seront détaillés dans les parties qui suivent.

Nous pouvons donc déduire que l'amélioration des caractéristiques des contacts ohmiques peut se faire en suivant plusieurs approches :

- Dopage de type N de la couche AlGaN à travers la formation de lacunes d'azotes
- Optimisation de la profondeur de gravure de la couche barrière
- Choix de l'empilement adapté des métaux ainsi que l'optimisation de leurs épaisseurs
- Adaptation des procédures de recuit et nettoyage lors de la fabrication

III.4.2.2 Etat de l'art des contacts ohmiques pour HEMTs en AlGaN/GaN

La réalisation des contacts ohmiques pour les hétérostructures AlGaN/GaN est basée sur celles adoptées et optimisées pour le N-GaN. Nous allons donc présenter dans un premier temps les solutions développées par les différentes équipes de recherche pour la réalisation des contacts ohmiques sur N-GaN avant de dresser un état de l'art de la réalisation des contacts ohmiques sur l'hétérojonction AlGaN/GaN.

Le contact ohmique sur l'hétérostructure AlGaN/GaN est basé assez souvent sur une même association de métaux convergeant généralement vers la formation d'un nitrure métallique à la surface de l'hétérostructure. La séquence de formation du contact ohmique peut se résumer au dépôt d'un empilement de plusieurs métaux, suivi d'un recuit à haute température de type RTA (« Rapid Thermal Annealing ») qui permet la formation du nitrure métallique à travers le déclenchement d'une réaction entre l'empilement métallique et la couche AlGaN. À ces étapes s'ajoutent celles liées au procédé de fabrication et traitement de surface.

De multiples paramètres interviennent dans la réalisation d'un contact ohmique. On trouve la quantité du métal, impliquée dans la réaction avec l'AlGaN, qui se définit par l'épaisseur déposée du métal, le ratio de composition des différents métaux de l'empilement métallique choisi. La température, la durée et les conditions atmosphériques du recuit. Le profil et la rampe en température peuvent aussi affecter la qualité du contact [126]. Il est à mentionner que la formation du contact est aussi dépendante des paramètres du substrat sur lequel est réalisée la structure. Parmi ces paramètres, il y a l'épaisseur de la couche barrière AlGaN, le taux d'aluminium ou la présence ou pas de la couche espaceur AlN entre le GaN et l'AlGaN.

Compte tenu de tous les paramètres qui interviennent dans la formation d'un contact ohmique, l'établissement d'une synthèse comparative des séquences de formation dans les différents travaux de recherches s'avère très difficile. Nous allons orienter cette revue vers le contact le plus répandu à base de l'empilement Ti/Al/métal/Au hérité des développements sur

des substrats GaN et AlGaN. Nous aborderons aussi les traitements additionnels qui peuvent s'ajouter à la séquence basique de formation de contact ohmique à savoir le dépôt métallique plus le recuit.

- **Contact ohmique sur N-GaN**

Les premiers contacts ohmiques sur n-GaN (3.10^{18} cm^{-3}) ont été réalisés par Foresti et Moustakas en déposant de l'aluminium Al. Cependant les contacts sont très résistifs ; en effet, la valeur de la résistance spécifique de contact est de l'ordre de 10^{-3} $\Omega.m^2$ qui est une valeur très élevée [127].

Lin et al ont réussi à diminuer la valeur de la résistance spécifique de contact de 3 ordres de grandeur (8.10^{-6} $\Omega.cm^2$) à travers l'ajout d'une couche de titane, servant de couche d'accroche, entre le N-GaN et l'aluminium, suivi d'un recuit à haute température de 900 °C pendant 30 s sous azote [128]. Cette réduction significative de la valeur de la résistance résulte de la formation de l'alliage de nitrure de titane (TiN) par réaction entre le GaN et le Ti à haute température. Les lacunes d'azote N, engendrées par la consommation de cet atome lors de la formation du TiN, jouent le rôle d'états donneurs qui permettent le dopage de type N du GaN sous le métal. Ceci facilite le passage des électrons par effet tunnel entre le semi-conducteur et le métal. Ainsi la formation de contacts ohmiques de faible résistance de contact est devenue possible grâce à la combinaison de l'effet tunnel et l'effet thermoïonique après le recuit à haute température.

Dès lors, l'empilement Ti/Al avec un recuit à haute température s'est imposé comme la métallisation de référence pour les contacts ohmiques sur N-GaN. En effet, il présente un meilleur comportement que le titane seul dont les performances sont dégradées en raison de la formation de porosités à l'interface métal/ semi-conducteur à cause de la réaction du titane avec le GaN. En plus, pour avoir une faible résistance les contacts N-GaN/Ti ont besoin d'une température de recuit élevée (>900 °C) alors que les contacts N-GaN/Ti/Al nécessitent un recuit rapide (15s) à des températures plus faibles (600 °C) et sont moins résistifs.

Plusieurs travaux ont expliqué l'intérêt des contacts par Ti/Al par rapport au titane seul. B. P. Luther et al [129] ont montré que, dans le cas d'un contact Ti/Al, l'aluminium diffuse lors du recuit à travers le titane et se trouve à l'interface N-GaN/métal. Les auteurs supposent que le passage du courant est favorisé par la diminution de la barrière du contact en raison du faible

travail de sortie de la phase intermétallique Ti-Al qui est similaire à celui d'aluminium. B. Van Deale et al [130] quant à eux, ont montré que, dans un contact GaN/Ti, la surface de contact est dégradée à cause de la création des cavités sous le TiN en raison de la forte réaction entre le Ti et le GaN lors du recuit, alors que cette réaction est diminuée en présence d'aluminium dans le contact Ti/Al et une très fine couche de 0,5nm de TiN est créé sans formation de cavités au-dessous.

Toutefois, le titane et l'aluminium sont sensibles à l'oxydation et forment les oxydes TiO_2, TiO ou Al_2O_3, ce qui peut rendre le contact très résistif. De plus, la surface du contact Ti/Al devient assez rugueuse à cause de la faible température de fusion de l'aluminium (660 °C) qui tend à introduire des bulles lors du recuit. L'ajout d'une couche d'encapsulation imperméable à l'oxygène a permis d'éviter ces problèmes d'oxydation lors des recuits à haute température (> 500 °C). L'or, métal noble inoxydable, a été choisi pour protéger les couches métalliques inférieures. Un choix qui se justifie par sa température de fusion élevée (1063°C), sa faible oxydation et sa faible résistivité qui est avantageuse pour la prise de contact [131], [132].

Cependant, l'or peut diffuser à travers l'empilement Ti/Al lors du recuit et créer des composées intermétalliques comme le $AuAl_2$, surnommée la « peste violette » vu sa couleur et sa fragilité, entraînant des porosités qui fragilisent les couches. Étant donné que le travail de sortie de l'or est élevé (4,8 eV), le contact Au/N-GaN peut être un contact Schottky, dégradant ainsi sa qualité [132]. Pour surmonter ces problèmes, une couche de métal est placée entre l'or et l'aluminium. Elle est choisie de manière à ce qu'elle permette la suppression de la diffusion de l'aluminium vers l'extérieur et de l'or vers l'intérieur du contact. Ce rôle de « barrière de diffusion » peut être occupé par plusieurs métaux : Ti [133], [134], Mo [135], Ni [136], Pd[137], Pt [132], etc.

En résumé, l'empilement le plus répandu pour la réalisation des contacts ohmiques les moins résistifs sur N-GaN est un empilement Ti/Al/X/Au, où X est un métal choisi parmi un large choix de métaux Ni, Ti, Mo, Pd, etc. Le choix de cette barrière de diffusion X et de l'épaisseur de chaque couche de métallisation ne fait pas consensus. La littérature présente de fortes variations à ce sujet. L'empilement adopté dans le cas des contacts ohmiques sur N-GaN a été transféré au cas des hétérostructures AlGaN/GaN.

- **Contact ohmique sur l'hétérostructure AlGaN/GaN**

Plusieurs types de contact ohmiques sur l'hétérostructure AlGaN/GaN ont été étudiés, la littérature présente des centaines d'exemples de séquences de formation héritées des technologies développées sur N-GaN [119]. Les premières briques de développement de contacts ohmiques sur l'hétérostructure AlGaN/GaN ont été basés essentiellement sur l'empilement Ti/Al/métal/Au qui est le plus répandu et étudié par les groupes de recherche [138], [114], [139], [140], [141]. La palette des métaux utilisés comme barrière est large. On retrouve toujours le nickel [142] [139] [114] [141], le titane [143] [142] et le molybdène [144] [145] [138] auxquels s'ajoutent le platine [142] ou encore le tantale [146].

La fonction des différents métaux de l'empilement sur l'hétérostructure AlGaN/GaN n'est pas remise en cause par rapport au cas du N-GaN. Cependant, compte tenu du fait que le gaz 2D est séparé de la surface libre par une barrière de potentiel haute et épaisse (25 nm-35 nm) et que la couche AlGaN n'est pas dopée, il est important de réduire l'épaisseur de la barrière pour favoriser le courant tunnel en rapprochant le métal du 2DEG (comme expliqué précédemment). L'utilisation de la gravure sèche chlorée par RIE ou ICP permet non seulement de réduire l'épaisseur de la barrière AlGaN mais aussi d'éliminer la surface oxydée et créer des lacunes d'azote à la surface. Après gravure, la surface devient donc dopée de type N [136] [147]. De plus, la rugosité de surface engendrée par la gravure permet de favoriser la diffusion du titane dans l'AlGaN [131][148]. Rappelons que le gaz bidimensionnel d'électrons existe à l'interface AlGaN/GaN à partir d'une épaisseur minimale de la barrière en AlGaN (~ 5nm). Il est donc important que la profondeur gravée par plasma et l'épaisseur d'AlGaN consommée pour former la couche de TiN ne dépassent pas cette valeur critique. La formation de la couche TiN dépend aussi de l'épaisseur de la couche titane, du ratio Ti/Al dans l'empilement utilisé, de la fraction molaire de l'aluminium dans l'AlGaN ainsi que du temps et température de recuit [149] [150]. L'optimisation de tous ces paramètres est le point-clé pour la réalisation des contacts peu résistifs.

De nombreuses études d'optimisation se sont focalisées sur l'épaisseur des différentes couches métalliques et leur ratio qui doit être bien défini pour réduire la résistance de contact. Pour beaucoup d'empilements proposées en littérature, le ratio Ti/Al en épaisseur se situe entre 1/6 et 1/4 [114] [117] [139] [142]. La présence d'aluminium étant imposée par la forte réactivité du titane avec du GaN, sa forte proportion peut par contre faciliter la diffusion de l'or dans le contact. De plus, en raison de la faible température de fusion de l'aluminium (Tf_{Al} = 660 °C)

par rapport à celles utilisées dans les recuits standards, sa forte proportion peut engendrer des phénomènes de bullage d'aluminium et une forte rugosité de surface d'empilement [151].

Un autre élément de base dans la réalisation des contacts ohmiques est le choix du métal de barrière dont les études ont montré qu'il ne s'agit pas seulement d'une barrière d'inter diffusion mais il réagit aussi avec ces métaux et impacte la fiabilité du contact. Le premier métal à être utilisé comme barrière dans la métallisation Ti/Al/métal/Au sur N-GaN est le Ni [136] permettant d'obtenir une résistance spécifique environ deux fois plus faible ($8{,}9.10^{-8}$ $\Omega.cm^2$) que celle obtenue avec le schéma de métallisation Ti/Al sur N-GaN [128]. Cette démonstration a cependant mis en évidence la dégradation du contact par le phénomène de diffusion du nickel qui peut être réduit en augmentant l'épaisseur de la couche d'aluminium.

Le nickel a été ensuite remplacé par une barrière en titane dans les travaux de Dong-Feng Wang [134]. Cette option a permis de résoudre les problèmes de diffusion et l'excès de l'aluminium qui, grâce aux deux couches qui l'entourent, se transforme entièrement en phase intermétallique Ti-Al. La surface de contact reste donc lisse en absence de bullage qui caractérise le recuit de l'aluminium à haute température.

Le Platine a aussi été utilisé comme barrière avec une résistance spécifique de contact de 7.10^{-6} $\Omega.cm^2$ et une stabilité thermique à long terme, même à des recuits de plus de 600 min à 750 °C, 540 min à 850 °C, et 60 min à 950 °C [132].

Le record de la résistance du contact sur N-GaN, à savoir $4{,}21.10^{-8}$ $\Omega.cm^2$, a été atteint avec l'empilement Ti/Al/Pd/Au [39] avec un recuit à faible température 500 °C pendant 8 min. Le contact se caractérise avec une bonne stabilité thermique.

La barrière en molybdène est très stable thermiquement. En effet, le molybdène dispose d'une température de fusion plus élevée que celle du nickel, du titane, du palladium et du platine. La résistance spécifique n'est pas dégradée après un recuit à 500 °C pendant 360 h [135].

Une comparaison des contacts avec l'empilement Ti/Al/métal/Au sur l'AlGaN/GaN avec différents métaux comme barrière : titane, molybdène, platine, iridium, nickel, tantale a été effectuée dans les travaux de Fitih M. Mohammed et al. [152]. Les résultats montrent que

toutes ces barrières permettent d'obtenir des contacts à faible résistance à des températures de recuit différentes. La définition des bords de contact et la morphologie de surface sont différentes. Les meilleurs cas ont été réalisés avec les empilements Ti/Al/Mo/Au et Ti/Al/Pt/Au.

Plusieurs séquences de formation reportées dans la littérature offrent de bonnes performances électriques mais, en ce qui concerne les épaisseurs et les ratios optimaux qui permettent d'avoir la plus faible valeur de résistance de contact, il est difficile de faire émerger un consensus. Il convient de garder à l'esprit que les propriétés du substrat sur lequel ont été réalisés les contacts ont un grand impact sur la séquence de formation du contact ohmique.

Un autre paramètre à prendre en considération est le traitement de surface avant métallisation. En effet, l'élimination de la surface oxydée est indispensable car elle diminue la hauteur de la barrière Schottky et la profondeur de la zone déplétée sous le contact [153]. Les solutions les plus couramment utilisées pour désoxyder l'AlGaN sont BOE, l'eau régale ou le HCl [154]. Il a été montré que la désoxydation par HCl (1HCl-1H_2O pour 10 min) est moins efficace que celle par de l'eau régale (1HNO_3-3HCl). Cette dernière permet une bonne morphologie de surface, une bonne adhésion du métal et des caractéristiques supérieures à la première solution où des bulles sont formées après recuit et le métal souvent décollé lors du lift-off [137]. Il est à noter que, selon les auteurs, les performances obtenues dépendent des concentrations de solution et des temps de traitement.

III.4.2.3 Synthèse et choix des métaux pour la structure HEMT AlGaN/GaN avec une grille à barrière P-GaN

Le choix du métal de grille dans les HEMTs normally-off avec une grille P-GaN représente un aspect important de cette technologie et un sujet de débat incessant dans la littérature. Plusieurs travaux récents ont montré l'influence du travail de sortie du métal sur les caractéristiques électriques du dispositif. Rappelons que, suivant la relation Schottky-Mott, la hauteur de barrière Schottky métal/ semi-conducteur ϕ_b suit la relation :

$$\phi_b = E_g - (\phi_m - \chi_s) \quad \text{pour un semi-conducteur de type P} \quad (3.2)$$

$$\phi_b = \phi_m - \chi_s \quad \text{pour un semi-conducteur de type N} \quad (3.3)$$

Où E_g est la largeur de bande interdite du semi-conducteur, ϕ_m le travail de sortie du métal et χ_s l'affinité électronique du semi-conducteur.

Suivant cette relation, une hauteur de barrière élevée devrait être obtenue lors de l'utilisation de métaux à faible travail de sortie tandis que les matériaux avec un travail de sortie élevé devraient donner une hauteur de barrière plus faible. À partir des valeurs de travaux de sortie de métaux rapportés dans la littérature [155], nous avons calculé la hauteur de la barrière Schottky aux interfaces métal/P-GaN et métal/AlGaN suivant la relation Schottky-Mott et tracé une courbe de hauteur de barrière Schottky en fonction des travaux de sortie du métal (Figure III-47). Pour cela, nous avons calculé tout d'abord l'affinité électronique de l'AlGaN en partant de la relation suivante :

$$\chi_{Al_xGa_{1-x}N} = \chi_{GaN} + (1-x)\chi_{AlN} \quad (3.4)$$

Avec : $\chi_{GaN} = 3{,}1$ eV $\quad \chi_{AlN} = 0{,}25$ eV [156]

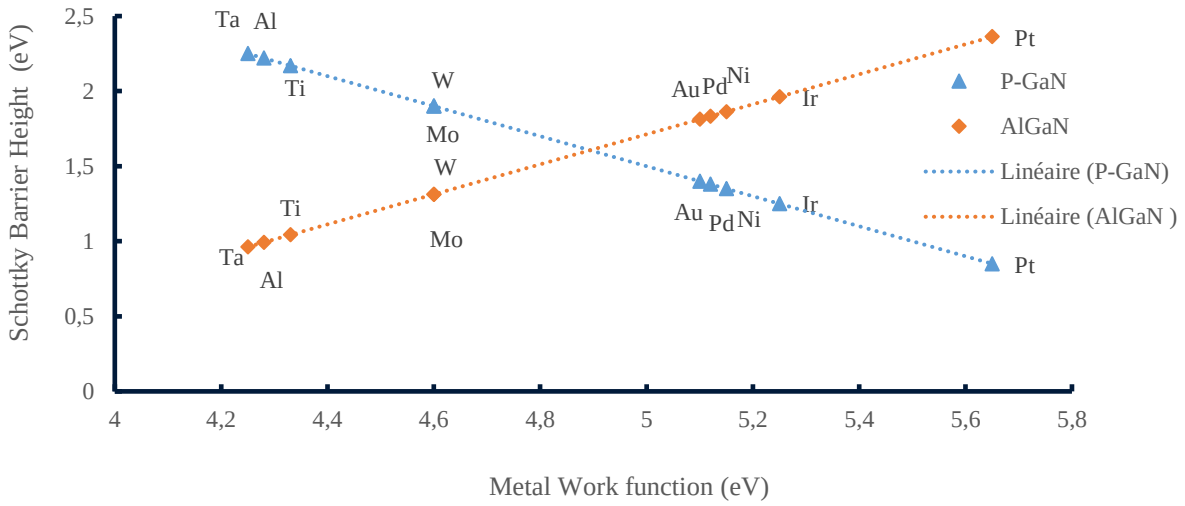


Figure III-47 : Hauteur de barrière Schottky à l'interface métal/P-GaN et métal/AlGaN en fonction des travaux de sortie de différents métaux.

À partir du graphique, une corrélation claire est observée entre la hauteur de la barrière Schottky et le travail de sortie du métal. Des métaux à faible travail de sortie comme le Ti, Al ou W peuvent être utilisés pour la formation de contacts Schottky sur P-GaN, alors que la formation de contact ohmique sur P-GaN est généralement obtenue avec des métaux à travail de sortie plus élevé, comme le Ni, Pd, Au ou leur combinaison. Cependant, un travail de sortie élevé n'est pas le seul critère pour la formation de contacts ohmiques en GaN de type P avec une faible résistance de contact spécifique. En effet, des contraintes d'adhésion et de stabilité thermique sont aussi à prendre en considération.

Malgré un faible travail de sortie, le Ni est plus souvent utilisé que le Pt dans les schémas de métallisation pour les dispositifs HEMTs. Une des principales raisons est sa plus forte adhérence sur le GaN. Il est à noter que l'Au a également une très mauvaise adhérence sur le GaN [127].

Dans notre cas, le critère de faisabilité dans la salle blanche du LAAS a été le point déterminant dans la sélection des différents métaux. Nous avons choisi d'utiliser pour la métallisation de grille l'empilement Ni/Pt/Ti (80/20/20 nm) et l'empilement Ti/Al/Ni/Ti (15/75/40/10 nm) pour la métallisation des contacts ohmiques de source et drain. Pour la reprise des contacts, le choix s'est porté sur le Ti/Au (50/200 nm). Il s'agit des empilements utilisés conventionnellement pour la fabrication des HEMTs au LAAS. L'optimisation des contacts ohmiques pour le HEMT AlGaN/GaN sera l'objet d'une nouvelle thèse de doctorat.

III.5 Description des étapes complémentaires pour la fabrication du HEMT

Nous avons, dans les parties précédentes, présenté les développements technologiques que nous avons menés afin de mettre en place les étapes critiques de fabrication du HEMT à grille P-GaN que sont la gravure de grille, la reprise d'épitaxie du P-GaN et les contacts ohmiques.

Les autres étapes n'ont pas nécessité de développement spécifique car déjà utilisées dans l'équipe pour la réalisation de HEMTs normally-on. Nous présenterons ici les procédés que nous avons retenus et ce, dans l'ordre d'apparition dans le « process flow » présenté au chapitre 2 (Figure II-14).

III.5.1 Isolation des composants

Pour garantir un bon comportement électrique, il est indispensable de délimiter la zone active de fonctionnement de chaque transistor. Cette délimitation est obtenue par détérioration du gaz électronique bidimensionnel afin que le chemin emprunté par le courant soit limité à la région sous le doigt de grille.

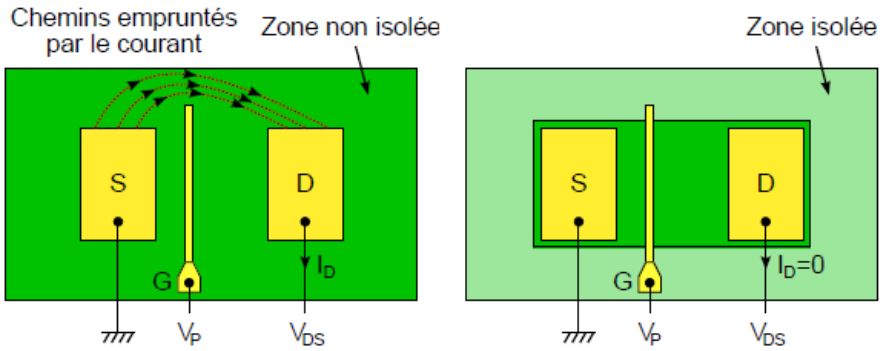


Figure III-48 : Illustration des chemins empruntés par le courants dans le cas d'un transistor polarisé à $V_{GS}=V_P$ dans un cas isolé par MESA et non isolé [9].

La Figure III-48 illustre des chemins possibles qui peuvent être empruntés par le courant dans le cas d'un transistor non isolé, polarisé à faible champ, avec une tension de grille fixée à la tension de pincement $V_{GS} = V_P$. Dans ce cas, l'intensité de courant qui contourne le doigt de grille n'est pas contrôlée et peut être considérée comme une fuite alors qu'idéalement le courant doit être nul. Ces fuites peuvent être considérablement réduites en délimitant la zone active sur laquelle le doigt de grille est saillant.

L'isolation des composants peut se faire de deux manières : soit par gravure physico-chimique (technologie MESA) soit par implantation ionique (technologie planar).

- Isolation par Mésa :

Elle s'effectue soit par gravure sèche à l'aide d'un plasma soit par gravure humide. Au regard des faibles vitesses d'attaque, des problématiques de profil des flancs de gravure et de sélectivité rencontrés lors d'une gravure humide, la gravure RIE est donc la plus utilisée. Toute chimie composée d'un gaz chloré permet de graver le GaN.

Dans le cas de notre procédé nous utilisons une gravure par ICP/RIE avec le mélange Cl_2/N_2 et les paramètres suivants : 20 sccm de Cl_2, 50 sccm de N_2, puissance RF = 85 W, puissance ICP = 250 W. La profondeur gravée est d'environ 400 nm pour 2min sur une plaquette 4". C'est une étape qui ne nécessite pas une grande précision ou une grande vitesse de gravure.

- Isolation par implantation ionique :

Elle consiste à briser le réseau cristallin sous l'effet d'un bombardement ionique (énergie comprise entre 10 keV et 400 keV), pour le rendre amorphe et obtenir un comportement électrique isolant. Plusieurs éléments peuvent être utilisés pour l'implantation ionique dans les hétérostructures AlGaN/GaN : l'hydrogène H_2, l'azote N_2 ou l'argon Ar. Le choix se fait en fonction de différents paramètres comme la tenue en température des zones implantées, la nature du matériau à isoler et la disponibilité des éléments. Cette option d'implantation est choisie dans le but de conserver une technologie planaire ou pour des raisons de rendement de fabrication (coût plus bas que le Mésa avec un meilleur facteur de qualité performance/ temps de fabrication).

Dans le cas de notre procédé, l'isolation par gravure MESA a été retenue vu que nous n'avons pas particulièrement besoin d'une technologie planaire et qu'elle a été déjà utilisée dans l'équipe pour l'isolation des composants de puissance sur GaN.

III.5.2 Passivation et traitement de surface

Les semi-conducteurs à base de GaN sont des matériaux polaires très sensibles à l'environnement extérieur. À leur surface, la rupture de la périodicité du réseau cristallin donne naissance à des liaisons pendantes qui peuvent être responsables de la migration des électrons de grille vers le drain et créer ce que l'on appelle une grille virtuelle [157]. Pour remédier à ce phénomène physique, il faut combler ces liaisons pendantes à travers la passivation de la surface afin de la rendre électriquement inactive. La passivation est réalisée par dépôt d'une couche diélectrique en surface du semi-conducteur. Elle permet de protéger le composant des agressions extérieures comme l'oxydation de l'AlGaN, réparer les défauts cristallins de type lacunes et passiver les dislocations qui participent à la conduction des courants de fuite. Cette préservation de l'état électrique de surface permettra donc de gagner en fiabilité. Il a été montré que la présence de la couche de passivation, du Si3N4 dans ce cas précis, modifie la densité d'électrons dans le 2DEG (Figure III-49).

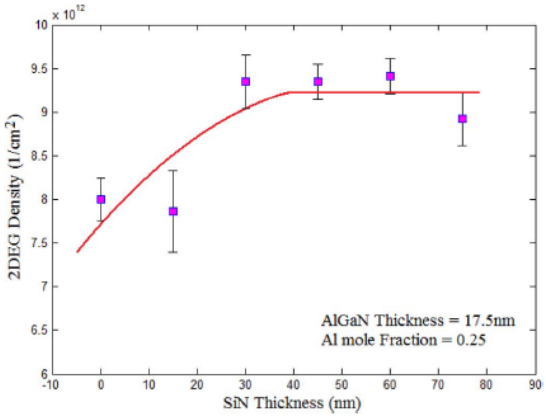


Figure III-49 : Densité du gaz 2DEG mesurée expérimentalement dans l'hétérostructure $Al_{0,25}GaN_{0,75}$/GaN en fonction de l'épaisseur du Si3N4 [158].

Les diélectriques couramment utilisés sont les oxydes (SiO_2, Al_2O_3…) et/ou les nitrures (AlN, Si_3N_4,...) [159]. Les plus largement mentionnés dans la littérature concernant la technologie HEMT sont l'oxyde de silicium SiO_2 et le nitrure de silicium Si_3N_4. Ce sont ces deux matériaux que nous utilisons dans le cadre de cette thèse car leur technologie est maîtrisée au laboratoire. Les techniques employées sont le dépôt chimique en phase vapeur à faible pression (LPCVD) pour le Si_3N_4 et le dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (ICPECVD) pour le SiO_2. Une étape de prétraitement de surface par plasma oxygène a été effectuée avant le dépôt de 50 nm de Si_3N_4.

III.5.3 Métallisation des contacts

La technique du lift-off est largement développée pour obtenir les métallisations de contact et c'est celle que nous avons choisie. Elle nécessite l'utilisation de résines spécifiques qui permettent d'atteindre un profil de motif dit « en casquette », ce qui facilite les dépôts métalliques avec des dimensions surfaciques de l'ordre du micron, sans passer par des phases de gravure chimique de métaux plus difficilement contrôlables.

Au laboratoire, deux résines photosensibles sont utilisées : la NLOF, résine négative, et un bi-couche constituée de la LOR (Lift-off Resist) et de la résine positive ECI. Quelle que soit la résine, les procédés d'insolation sont parfaitement maîtrisés avec la lithographie classique, par contact ou par projection.

Dans le cas de notre procédé, nous avons été confrontés à des problèmes de lithographie dus aux contraintes présentes dans les substrats épitaxiés par MOCVD, où l'on peut mesurer des profils concaves ou convexes avec des flèches pouvant atteindre 50 µm. Cela empêche l'utilisation des lithographies par contact voire par projection. En effet dans ce dernier cas, le « stepper » effectue une mise au point ou « focus » en plusieurs points des substrats : cette étape se fait difficilement avec des plaquettes 4" mais devient quasiment impossible avec des plaquettes 2" qui présentent des contraintes élevées, ce qui empêche l'insolation.

Nous avons donc envisagé le passage à de l'insolation laser sur l'équipement DWL200, qui ne nécessite pas l'utilisation d'un masque physique et qui peut permettre de s'affranchir des problèmes de flèches. Nous avons réalisé des tests d'insolation sur des substrats GaN 2" avec la LOR (300 nm)/ECI (1,1 µm). La Figure III-50 montre le profil en casquette obtenu après insolation et développement au MF26CD pendant 1 min 40 s.

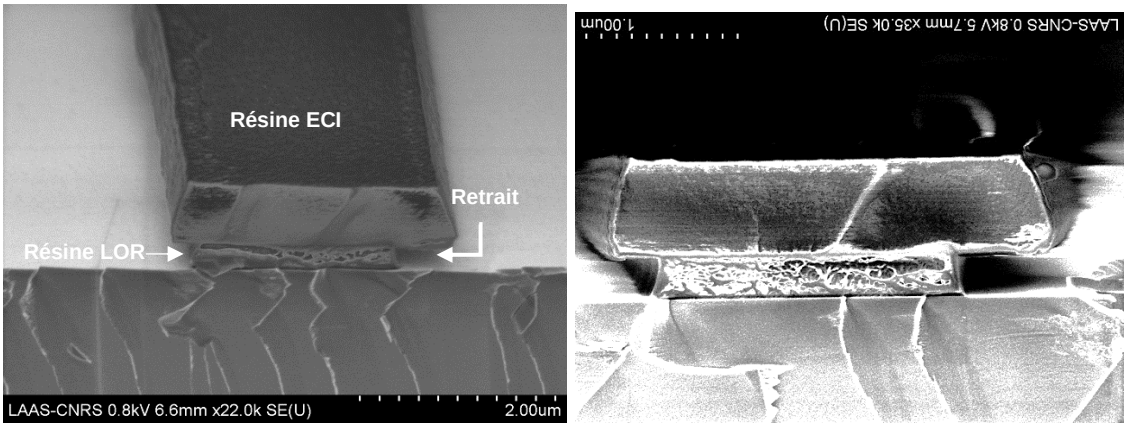


Figure III-50 : Profils en casquette obtenus avec la LOR/ECI après insolation laser à la DWL200.

Afin de se mettre dans les conditions de réalisation des contacts ohmiques de source et drain, nous avons après définition des motifs de résine soumis les échantillons AlGaN/GaN à la gravure fluorée des couches de SiO_2 et Si_3N_4 puis à la gravure Cl_2 de l'AlGaN pendant 25 s. Nous avons terminé par la métallisation Ti/Al/Ni/Ti. La Figure III-51 montre le profil de la résine et du flanc de gravure après les deux gravures CHF_3/O_2 puis Cl_2. La résine n'a pas été altérée par les gravures plasma successives.

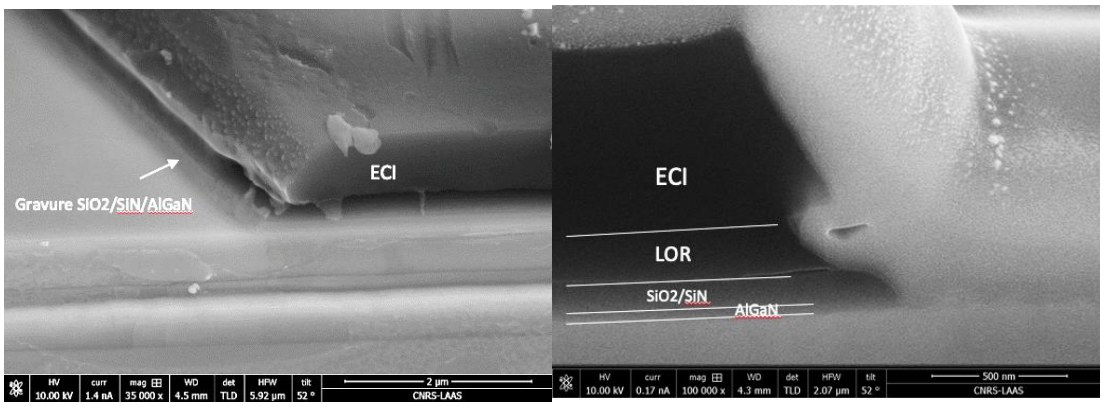


Figure III-51 : Vue MEB et coupe FIB du profil de résine LOR/ECI et de l'ouverture $SiO_2/Si_3N_4/AlGaN$.

Après métallisation et lift-off à l'acétone, puis un plasma O_2 à 800 W pendant 15 min pour éliminer la résine, nous pouvons observer sur la coupe FIB reportée en Figure III-52 que le profil en casquette a joué son rôle et que le dépôt de 140 nm de métal est correct. Un exemple est donné sur une bande métallique de 15 µm de large. Il est donc possible d'utiliser la LOR/ECI pour réaliser les contacts de source et drain en auto-aligné, à savoir un même masque de résine pour ouvrir les contacts par gravure plasma et les métalliser.

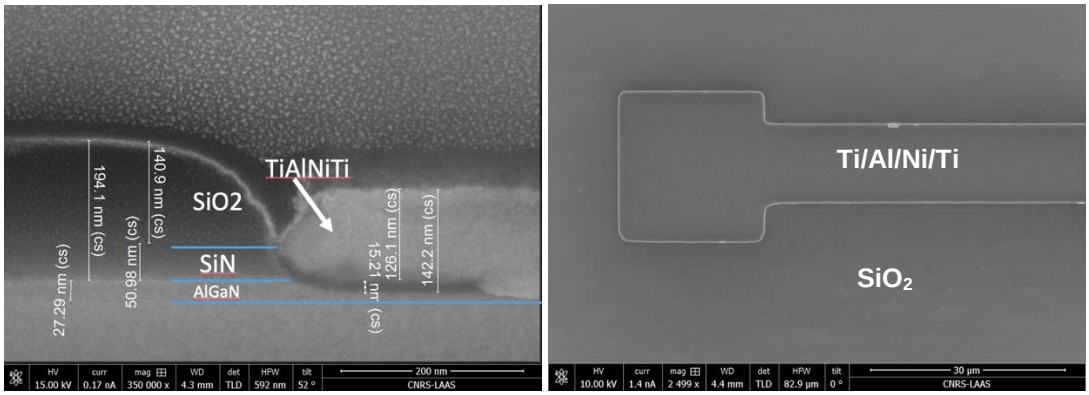


Figure III-52 : Coupe FIB après lift-off de Ti/Al/Ni/Ti dans une ouverture de source et drain, et vue au MEB d'une piste métallique de 15 µm.

III.6 Fabrication des HEMTs normally-on et normally-off avec grille à barrière P-GaN

Les différentes étapes de réalisation technologique du HEMT normally-off ayant été établies, nous avons pu lancer un premier lot de fabrication. En raison de contraintes temporelles, nous avons mis l'accent sur la réalisation des HEMTs à grille Schottky (structures C et D, Figure II-16) au détriment de la structure normally-on à grille MIS. Nous avons, pour réduire le nombre d'étapes, profité de l'étape de dépôt du diélectrique de grille pour effectuer la passivation du HEMT qui n'a donc pas été optimisée.

Le procédé technologique complet a été effectué sur la plaque CC0676G selon l'enchainement suivant :

- Dépôt d'une couche de Si_3N_4 de 50 nm par PECVD ;
- Dépôt d'une couche de SiO_2 de 100 nm par PECVD, qui servira de couche sacrificielle lors de la reprise d'épitaxie du P-GaN ;
- Ouverture des grilles des HEMT normally-off :
    - photolithographie résine ECI-1,1µm
    - gravure SiO_2/Si_3N_4 à la Si200 Etchlab : CHF_3 (50 sccm)/O_2 (3 sccm), 100 W, 70 mTorr pendant 300 s
    - gravure partielle RIE de l'AlGaN : plasma Cl_2 (10 sccm), 60 W, 5mTorr pendant 25 s
    - élimination de la résine : acétone/EDI, plasma O_2, 100 W, 5 min, insolation aux UV suivie d'un bain de développeur puis plasma O_2 (afin d'éliminer toutes traces de résidus de résine) ;
- Reprise d'épitaxie des grilles P-GaN /50 nm par MBE au CRHEA, selon le procédé décrit dans la partie III.3.3.2 de ce manuscrit ;
- Mesa d'isolation :
    - lithographie laser à la DWL200, résine ECI-1,1µm
    - gravure SiO_2/Si_3N_4 à la Si200 Etchlab : CHF_3 (50 sccm)/O_2 (3 sccm), puissance ICP=100W, 70mTorr pendant 240 s
    - gravure ICP-RIE AlGaN/GaN: plasma Cl_2 (20 sccm)/N_2 (50 sccm), puissance RF=60 W, puissance ICP=250 W pendant 2 min
    - élimination de la résine : acétone/EDI, plasma O_2, 800 W, 5 min, insolation aux UV suivie d'un bain de développeur puis plasma O_2 .

La Figure III-53 montre une vue au microscope optique de l'isolation mesa obtenue où l'on peut apprécier l'alignement entre les niveaux de masque de grille et de mésa.

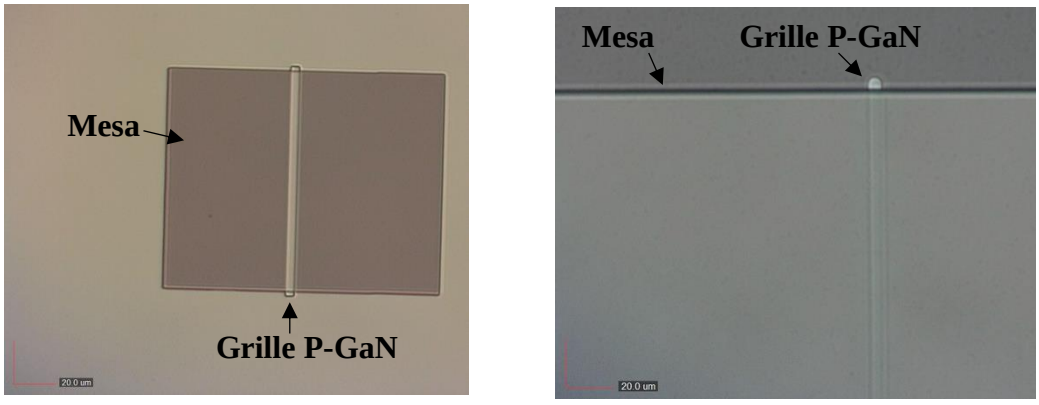


Figure III-53 : Vues au microscope optique des niveaux grille P-GaN et mesa d'isolation.

Le procédé de fabrication s'est poursuivi comme suit :

- Décontamination de la plaque par voie chimique en utilisant la solution BOE (Buffered Oxide etching) en proportion NH_4F-40% (50) / HF-50% (1) pendant 50 s. Cette étape aurait dû être faite dès réception de la plaque après reprise d'épitaxie. Après gravure il reste 90 nm de SiO_2 ;
- Dépôt PECVD du diélectrique de grille : Si_3N_4, 50 nm ;
- Ouverture des contacts Source et Drain :
    - lithographie laser résine LOR3A (350 nm)/ECI (1,1 µm)
    - gravure $Si_3N_4/SiO_2/Si_3N_4$ à la Si200 Etchlab : CHF_3 (50 sccm)/O_2 (3 sccm), puissance ICP=100 W, 70 mTorr pendant 510 s
    - gravure RIE de l'AlGaN : plasma Cl_2 (10 sccm), 60 W, 5mTorr pendant 25 s
- Métallisation Source et Drain :
    - dépôt par évaporation thermique de Ti/Al/Ni/Ti (15/75/40/10 nm) à l'EVA600
    - lift-off acétone puis bain de DMSO à 80 °C
    - recuit thermique des contacts : 925 °C, 60 s sous N_2

Cette étape de métallisation s'est avérée problématique. Après recuit des métaux, nous avons observé un changement de couleur du métal et la présence d'une contamination métallique comme le montre la Figure III-54, sur le pourtour et en surface des contacts de source et drain. Une des hypothèses est qu'une couche de TiN s'est formée pendant le recuit. L'empilement de métaux utilisé, issu de travaux précédents, ne semble pas adapté à la réalisation des contacts ohmiques, et la température de recuit est sûrement trop élevée. Il sera donc nécessaire par la suite d'optimiser cette étape.

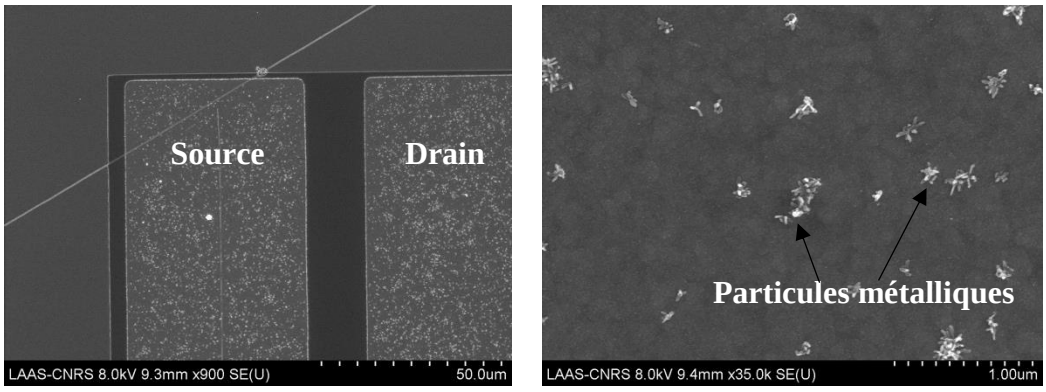


Figure III-54 : Vues au microscope optique des niveaux grille P-GaN et mesa d'isolation.

Nous avons cependant finalisé la réalisation du HEMT comme suit :

- Ouverture des grilles des HEMT Schottky normally-on et normally-off
    - lithographie laser à la DWL200, résine ECI- 1,1µm
    - gravure $Si_3N_4/SiO_2/Si_3N_4$ pour les normally-on et gravure Si_3N_4 pour les normally-off à la Si200 Etchlab : CHF_3 (50 sccm)/O_2 (3 sccm), puissance ICP=100 W, 70mTorr pendant 540 s. La Figure III-55 montre un exemple de l'alignement obtenu pour une ouverture de grille de 800 nm avec une zone de grille P-GaN de 2 µm.
- Métallisation des plots de contact de grille, source et drain. L'empilement métallique a été choisi afin de réaliser en une seule et même étape le métal de grille et la reprise de contact : il n'a donc pas été optimisé pour avoir un contact de grille de bonne qualité
    - lithographie laser résine LOR3A (350 nm)/ECI (1,1µm)
    - dépôt par évaporation thermique de Ni/Pt/Ti/Au (80/20/50/400 nm) à l'EVA600
    - lift-off acétone puis bain de DMSO à 80 °C

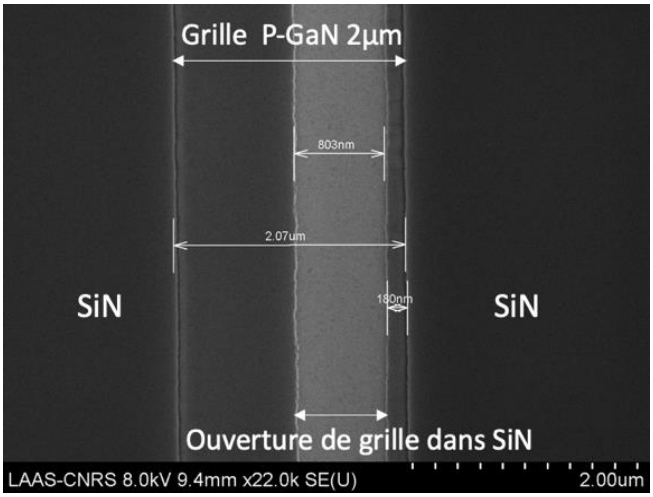


Figure III-55 : Vue au MEB de l'ouverture de contact de grille sur une barrière P-GaN.

La Figure III-56 montre des vues au microscope optique d'un HEMT normally-off obtenu après la métallisation finale.

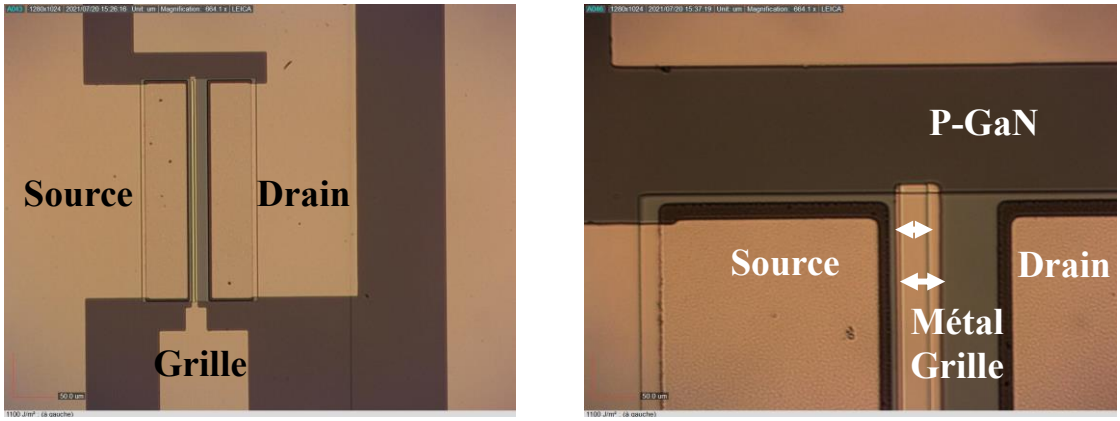


Figure III-56 : Vue d'un HEMT normally-off avec un focus sur la grille P-GaN.

Nous avons reporté sur la Figure III-57 une vue complète de la plaque CC0676G et d'une cellule élémentaire : on peut situer entre autres la zone comprenant les HEMT selon les quatre variantes, les motifs de test TLM droits et TLM circulaires, les motifs d'effet Hall.

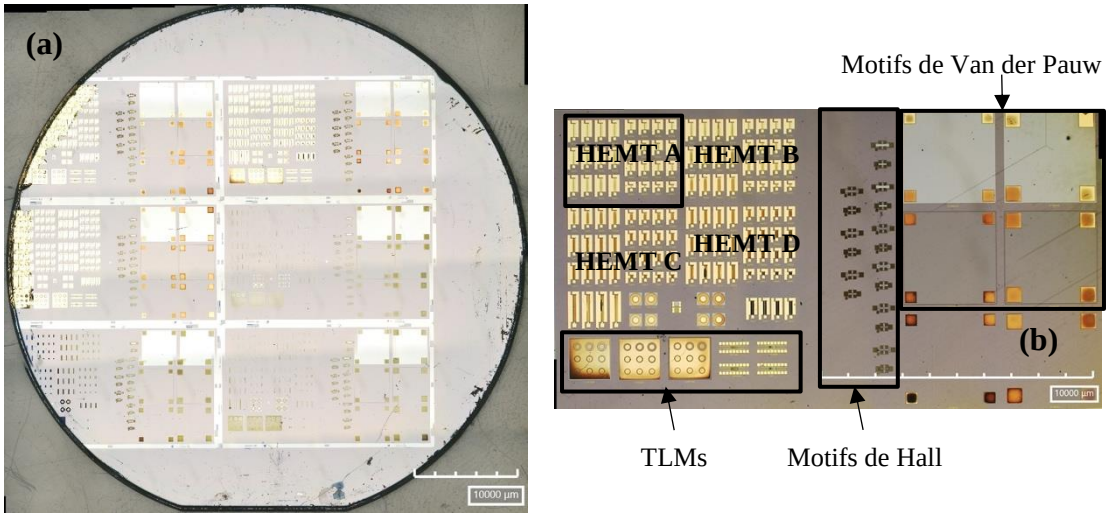


Figure III-57 : Vue de la plaque CC0676G (a) et d'une cellule élémentaire (b).

III.7 Caractérisation électrique des HEMTs réalisés

Les caractéristiques de transfert $I_D(V_G)$ ont été mesurées pour différentes valeurs de V_D variant entre 1 V et 5 V, avec un appareil Keithley 4200. Les résultats ont montré que les structures MIS ne fonctionnaient pas : cela peut être dû à un diélectrique de grille qui n'est pas optimisé, surtout pour les HEMT-MIS normally-on puisqu'il s'agit de l'empilement $Si_3N_4/SiO_2/Si_3N_4$.

Les structures à grille Schottky testées selon les variantes normally-on (structure D) et normally-off (structure C) présentent des caractéristiques exploitables. La Figure III-58 montre les caractéristiques électriques obtenues pour les deux variantes normally-on (a) et normally-off (b) et pour une longueur de grille L_G = 4 µm.

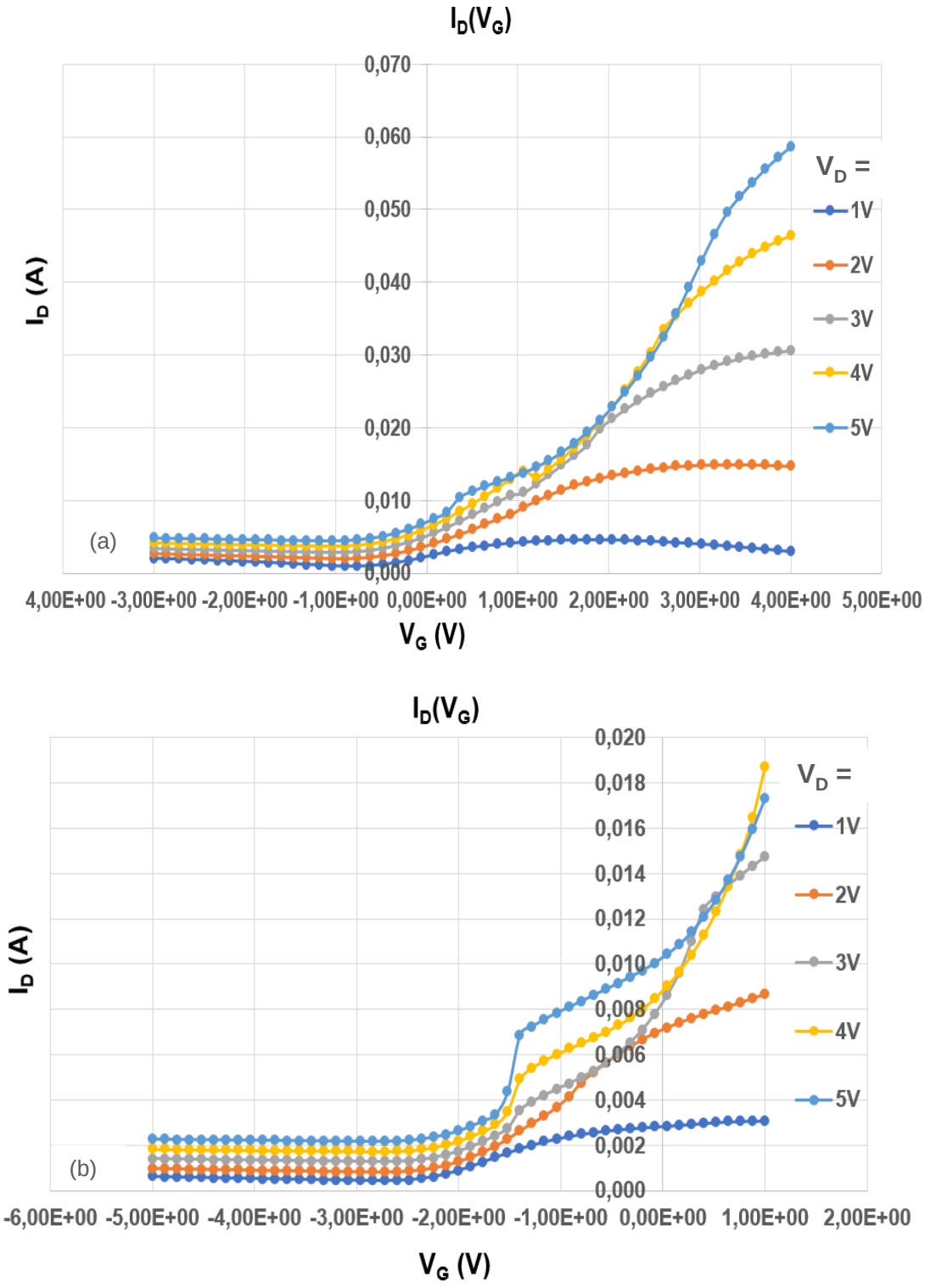


Figure III-58 : Caractéristiques de transfert I_D (V_G) des transistors HEMTs à grille Schottky, pour une longueur de grille L_G = 4 µm et différentes tensions de drain: (a) structure normally-on, (b) structure normally-off.

Nous pouvons à partir de ces caractéristiques constater que la structure proposée présente la fonctionnalité normally-off avec un décalage de la tension de seuil V_{th} vers les tensions positives : en effet, elle est autour de - 2 V pour le HEMT normally-on de référence (Figure III-58.a) et elle avoisine les 1 V pour le HEMT normally-off (Figure III-58.b), ce qui confirme le bénéfice apporté par la gravure partielle de l'AlGaN associée à une reprise d'épitaxie localisée du GaN dopé p. La Figure III-59 permet d'apprécier ce décalage pour une même tension de drain appliquée de 2 V avec des échelles comparables.

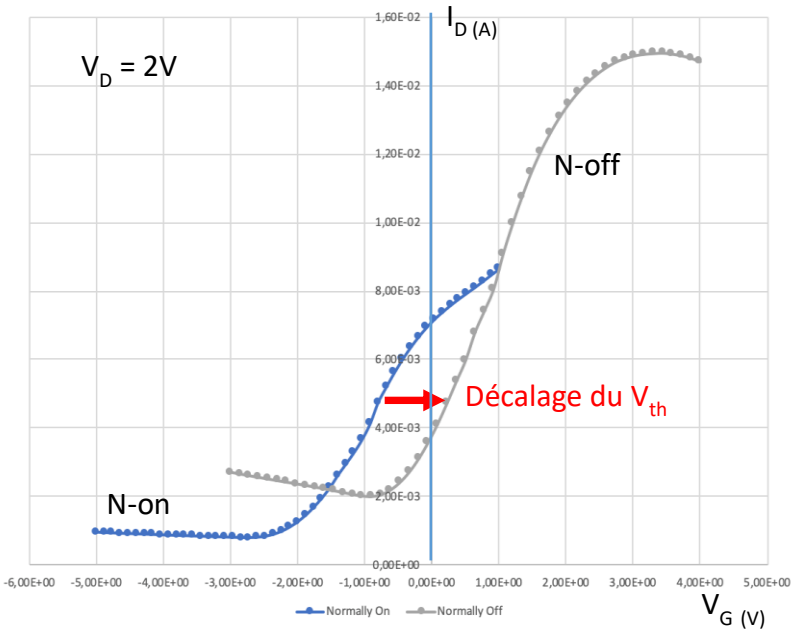


Figure III-59 : Comparaison des caractéristiques de transfert de transistors HEMTs à grille Schottky normally-on et normally-off, pour une longueur de grille L_G = 4 µm et pour une tension de drain V_D=2V.

Cependant nous observons que pour ces deux structures Schottky, les courants de fuite sont importants et augmentent avec la tension V_D appliquée. Plusieurs explications sont possibles :

-une passivation insuffisante : les 50nm de Si_3N_4 ont été choisis surtout pour obtenir l'isolant de grille des HEMT-MIS normally-off et gagner une étape de fabrication. Il sera donc nécessaire de bien effectuer une étape spécifique de passivation avec un diélectrique de type SiO_2 plus épais ;

- un métal de grille non optimisé : il a été fait en même temps que les plots de reprise de contact pour gagner une étape de fabrication. Il sera donc nécessaire de réaliser la métallisation de grille en une étape dédiée avec le métal le plus adéquat possible.

Les résultats présentés nécessitent plus d'investigations pour apporter des explications à l'allure des courbes mais la fonctionnalité normally-off observée est encourageante pour

poursuivre les optimisations technologiques afin de tirer profit des intérêts de la structure HEMT normally-off à grille à barrière P-GaN proposée dans ce travail.

III.8 Conclusion

Après avoir identifié, dans le deuxième chapitre, le « process flow » de réalisation de la nouvelle structure d'un HEMT normally-off en GaN avec une grille à barrière P-GaN, nous présentons dans ce chapitre les différents travaux de développement de briques technologiques.

La première partie de ce chapitre a été consacrée à l'étape de gravure de grille « gate recess », l'une des plus critiques dans ce procédé vu son impact direct sur la fonctionnalité normally-off du HEMT proposé. Une maîtrise de gravure de la couche barrière AlGaN a été obtenue grâce la gravure RIE à base de Cl_2. Des tests sur des échantillons de 1 cm^2 ont permis l'obtention d'une vitesse de gravure moyenne de 0,2 nm/s. Le transfert de ce procédé sur des substrats de 2 et 4 pouces a été validé à travers la réalisation d'un abaque permettant la détermination du temps de gravure nécessaire en fonction de la profondeur de gravure souhaitée. Entre 25 s et 35 s, on obtient une vitesse moyenne de gravure de 0,6 nm/s.

Un autre aspect de la maîtrise de gravure est l'état de surface notamment la rugosité et le nettoyage des résidus post-gravure. Nous avons mis au point une procédure d'élimination des résidus par insolation aux UV suivie du développement et du plasma O_2. En ce qui concerne l'état de rugosité, des mesures AFM ont montré qu'elle de l'ordre de 1,2 nm après gravure, ce qui reste satisfaisant pour un mode de gravure RIE.

La deuxième partie de chapitre a été dédiée à la reprise d'épitaxie localisée du GaN dopé P. Les premiers essais, effectués par MOCVD, ont soulevé des problèmes d'uniformité de croissance ce qui a imposé le passage à la méthode MBE qui a permis l'obtention de couches GaN dopées P conformes aux spécifications, à savoir une épaisseur de 50 nm pour un dopage Mg de l'ordre de 4.10^{18} cm^{-3} visés.

Dans un troisième temps, nous nous sommes intéressés aux contacts ohmiques et Schottky. Après avoir rappelé la théorie des contacts métal/semi-conducteur, nous avons calculé la hauteur de la barrière Schottky aux interfaces métal/P-GaN et métal/AlGaN et tracé une courbe de hauteur de barrière Schottky en fonction des travaux de sortie du métal pour

identifier les métaux adaptés à notre structure. En raison des contraintes technologiques, nous avons choisi, pour la réalisation du HEMT, l'empilement Ni/Pt/Ti (80/20/20 nm) pour la métallisation de la grille et l'empilement Ti/Al/Ni/Ti (15/75/40/10 nm) pour la métallisation des contacts ohmiques de source et drain.

Nous avons présenté par la suite les optimisations effectuées pour le reste des étapes de procédé standards comme l'isolation, la passivation et la métallisation des composants. Enfin nous avons présenté l'enchaînement des étapes technologiques suivi pour la réalisation du HEMT normally-off ainsi que les résultats des premières caractérisations électriques. Ces dernières ont montré une fonctionnalité normally-off avec un décalage de la tension de seuil V_{th} vers les tensions positives. Elle est autour de 1 V pour le HEMT normally-off et - 2 V pour le HEMT normally-on de référence. Ces résultats, bien que nécessitant plus d'investigations, ont permis de valider la preuve de concept et montrer l'intérêt de la combinaison des deux options technologiques : la grille enterrée et la reprise d'épitaxie localisée.

Conclusion Générale et perspectives

Ce manuscrit a présenté dans le détail les travaux de thèse ayant eu pour objectif la mise en place du procédé technologique de réalisation d'une nouvelle structure d'un HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN. Cette thèse a été effectuée dans le cadre d'un partenariat entre le CEA-Tech Occitanie et le LAAS-CNRS.

Dans le premier chapitre, nous avons exposé les propriétés physiques des semi-conducteurs III-V. Nous avons montré qu'ils jouissent d'une forte mobilité électronique et d'une large bande interdite faisant d'eux un choix avantageux tant pour les applications de puissance qu'hyperfréquence. Ces performances, inégalées théoriquement, sont limitées sur le plan expérimental par plusieurs facteurs, en particulier l'absence de substrats natifs ce qui rend difficile l'élaboration de couches expérimentales avec une faible densité de défauts sur des substrats alternatifs. Nous avons ensuite apporté des éléments de compréhension générale du fonctionnement des transistors HEMTs en GaN en considérant l'hétérojonction AlGaN/GaN qui constitue la base de ces composants. Nous avons expliqué le principe de formation du gaz d'électrons (2DEG) sous l'effet de polarisations piézoélectrique et spontanée. La compréhension du principe du HEMT nous a amené à la nécessité de la fonctionnalité normally-off pour l'intégration de ces dispositifs dans les circuits électroniques. Nous avons donc dressé un état de l'art des solutions qui ont été proposées pour l'obtention du HEMT normally-off en montrant les avantages et les limitations de chacune d'entre elles.

Dans le deuxième chapitre, nous avons proposé une nouvelle structure d'un HEMT normally-off avec une grille à barrière P-GaN. Il s'agit de la combinaison de deux solutions les plus reportées dans la littérature : le recess de grille et la grille P-GaN. Le principe de la structure consiste donc à ajouter, par épitaxie localisée, une couche GaN dopé P sous la grille après gravure de la couche barrière (AlGaN). Afin d'évaluer le potentiel de cette structure, nous avons présenté les différents résultats de simulation dans le cas d'une grille MIS et une grille Schottky en faisant varier plusieurs paramètres en fonction du dopage de la couche P-GaN : épaisseur de l'AlGaN gravé, type d'isolant de grille et son épaisseur. Dans le cas d'une grille Schottky, des tensions de seuil élevées peuvent être obtenues en réduisant l'épaisseur de l'AlGaN restant et augmentant le dopage. Avec la structure MIS, les performances électriques dépendent du type

d'isolant et de son épaisseur. Des valeurs élevées de tension de seuil positives peuvent être atteintes avec différents isolants pourvu que le dopage soit élevé.

Nous avons ensuite présenté notre procédé technologique envisagé pour la fabrication du HEMT proposé. À travers ce procédé, nous avons présenté le jeu de masques conçu avec le niveau de masque correspondant à chaque étape technologique. Nous avons alors exposé les variantes de la structure du HEMT que nous avons planifiées à savoir : HEMT normally-off et normally-on dans le cas d'une grille MIS et d'une grille Schottky. Nous avons aussi listé l'ensemble des structures de tests permettant de qualifier le procédé et déterminer les performances du composant une fois fabriqué.

Dans le troisième chapitre, nous avons détaillé les travaux expérimentaux de mise en place du procédé technologique, en particulier les briques technologiques de gravure de grille, reprise d'épitaxie localisée et contacts ohmiques. Dans un premier temps nous avons exposé les généralités sur deux étapes fondamentales d'un procédé technologique : la lithographie et la gravure. Plus précisément, nous avons classé les modes de lithographie en optique et électronique par laser, puis les modes conventionnels de gravure : humide, par plasma et par couche atomique. L'accent a été ensuite porté sur la gravure de l'AlGaN de 25 nm d'épaisseur. Nous avons établi un état de l'art des solutions les plus communément présentées dans la littérature qui se basent toutes sur l'utilisation d'une chimie chlorée ou le recours au mode de gravure par couche atomique (ALE). L'impossibilité d'utiliser un tel procédé au laboratoire nous amené à effectuer nos gravures de la couche barrière l'AlGaN par Cl_2 en mode RIE. Nous avons présenté les résultats de nos premières campagnes de test qui ont été effectués sur des échantillons de 1 cm^2. Malgré la difficulté de cette gravure d'ordre nanométrique, nous sommes parvenus à développer un procédé de gravure partielle de l'AlGaN, avec une vitesse de gravure moyenne de l'ordre de 0,6 nm/s pour des temps de gravure compris entre 25 s et 35 s.

Nous avons ensuite examiné l'état de surface à travers des visualisations au MEB et mesures à l'AFM. Nous avons découvert que la gravure engendre des résidus difficiles à retirer par les procédés standards de nettoyage. Nous nous sommes donc intéressés aux méthodes de nettoyage compatible avec nos couches dans le but d'assurer une bonne qualité de surface avant reprise d'épitaxie. Après avoir testé une dizaine de recettes, nous avons opté pour l'insolation et le développement post-gravure qui permettent d'améliorer grandement la qualité de surface. Les résultats d'AFM ont montré une rugosité de surface après gravure de l'AlGaN trois fois

plus grande (Rq = 1,2 nm) que celle d'avant mais acceptable pour un mode de gravure par bombardement physique.

Dans un deuxième temps, nous avons rapporté les différents résultats de reprise d'épitaxie localisée du GaN dopé P. Les premiers essais effectués par MOCVD ont été réalisés à partir de conditions précédemment optimisées pour la croissance planaire. Dans ce cas, la reprise d'épitaxie conduit à une croissance discontinue de la couche GaN de grille, avec des îlots de croissance de forme pyramidale. La reprise d'épitaxie par MBE a permis, quant à elle, l'obtention de couches GaN uniformes. Pour les premiers essais MBE, le magnésium, dopant de type P, n'a pas été introduit durant la croissance. Même si la surface après gravure de l'AlGaN est rugueuse à l'échelle nanométrique, la croissance de GaN lisse complètement la surface. On obtient alors une rugosité moindre et voisine de 0,850 nm. En outre, on ne constate pas de problèmes de nucléation.

Les conditions de croissance ont été ensuite optimisées afin de diminuer l'épaisseur de la couche GaN et réaliser une croissance de GaN dopé Mg, avec le contrôle du dopage effectif. La gestion des contaminations à l'interface de croissance à travers une série de nettoyage a permis l'obtention d'une couche P-GaN uniforme et conforme à l'épaisseur visée, 50 nm, avec un dopage de l'ordre de 4.10^{18} cm^{-3}.

Dans la troisième partie de ce chapitre, nous avons posé les bases de la théorie du contact métal/ semi-conducteur. Nous avons rappelé les modes de conduction à travers une barrière Schottky et établi la stratégie de création optimisée d'un contact ohmique qui consiste à : optimiser la profondeur de gravure de la couche d'AlGaN, choisir l'empilement adaptés des métaux ainsi que leurs épaisseurs et adapter les procédures de recuit et nettoyage lors de la fabrication. Ensuite nous avons dressé un état de l'art des contacts ohmiques sur GaN et effectué une synthèse sur le choix du schéma de métallisation à travers une étude théorique qui permet de déterminer l'empilement de métaux adapté à notre structure, à savoir : l'empilement Ni/Pt/Ti (80/20/20 nm) pour la métallisation de la grille et l'empilement Ti/Al/Ni/Ti (15/75/40/10 nm) pour la métallisation des contacts ohmiques de source et drain.

Nous avons ensuite présenté le reste des étapes technologiques, qui n'ont pas nécessité une mise en place en amont mais des optimisations et adaptations en fonction de la taille de nos wafers. À la fin de ce manuscrit nous avons présenté les étapes de réalisation du HEMT final

et les premières caractérisations électriques. Le dispositif réalisé présente une fonctionnalité normally-off avec une tension de seuil V_{th} positive de 1 V confirmant un décalage positif par rapport à la tension de seuil du HEMT normally-on de référence qui est de -2 V.

Les travaux de gravure de grille ont soulevé certains questionnements qui mériteraient d'être approfondis. Il faudra, par exemple, faire une étude paramétrique et évaluer l'effet de chaque paramètre de la gravure sur le profil, la vitesse, la rugosité de surface et le redépôt des produits de réaction. Nous avons également envisagé l'étude de la gravure de l'AlGaN par BCl_3 afin de réduire la rugosité après gravure. Une autre perspective intéressante serait de pousser les optimisations de la reprise d'épitaxie localisée en mode MOCVD avec du dopage en magnésium pour assurer plus de flexibilité en ce qui concerne la taille des plaquettes et pouvoir donc transférer le procédé à des plateformes à usage industriel.

Références

[1] « Markets Look to WBG Devices to Boost Power Efficiency », *EE Times India*, juin 11, 2020. https://www.eetindia.co.in/markets-look-to-wbg-devices-to-boost-power-efficiency/ (consulté le févr. 23, 2021).

[2] D. Sebayang et S. Hasan, *Electroplating*. BoD – Books on Demand, 2012.

[3] J. I. Pankove, Éd., *Gallium nitride (GaN). 1: ...* San Diego, Calif.: Acad. Press, 1998.

[4] H. P. Maruska et J. J. Tietjen, « THE PREPARATION AND PROPERTIES OF VAPOR-DEPOSITED SINGLE-CRYSTAL-LINE GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 15, nº 10, p. 327-329, nov. 1969, doi: 10.1063/1.1652845.

[5] I. Akasaki, « Nitride semiconductorsFimpact on the future world », *J. Cryst. Growth*, p. 7, 2002.

[6] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, et Y. Toyoda, « Metalorganic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using an AlN buffer layer », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 48, nº 5, p. 353-355, févr. 1986, doi: 10.1063/1.96549.

[7] S. Nakamura, T. Mukai, et M. Senoh, « High-Power GaN P-N Junction Blue-Light-Emitting Diodes », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 30, nº 12A, p. L1998, déc. 1991, doi: 10.1143/JJAP.30.L1998.

[8] M. A. Khan, J. N. Kuznia, J. M. Van Hove, N. Pan, et J. Carter, « Observation of a two-dimensional electron gas in low pressure metalorganic chemical vapor deposited GaN-Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N heterojunctions », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 60, nº 24, p. 3027-3029, juin 1992, doi: 10.1063/1.106798.

[9] Y. Douvry, *Étude de HEMTs AlGaN/GaN à grand développement pour la puissance hyperfréquence : conception et fabrication, caractérisation et fiabilité*. 2012. Consulté le: avr. 01, 2020. [En ligne]. Disponible sur: https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00799322

[10] D. Schikora *et al.*, « Epitaxial growth and optical transitions of cubic GaN films », *Phys. Rev. B*, vol. 54, nº 12, p. R8381-R8384, sept. 1996, doi: 10.1103/PhysRevB.54.R8381.

[11] T. Lei, M. Fanciulli, R. J. Molnar, T. D. Moustakas, R. J. Graham, et J. Scanlon, « Epitaxial growth of zinc blende and wurtzitic gallium nitride thin films on (001) silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 59, nº 8, p. 944-946, août 1991, doi: 10.1063/1.106309.

[12] M. J. Paisley, Z. Sitar, J. B. Posthill, et R. F. Davis, « Growth of cubic phase gallium nitride by modified molecular-beam epitaxy », *J. Vac. Sci. Technol. Vac. Surf. Films*, vol. 7, nº 3, p. 701-705, mai 1989, doi: 10.1116/1.575869.

[13] « NSM Archive - Gallium Nitride (GaN) ». http://www.ioffe.ru/SVA/NSM/Semicond/GaN/ (consulté le avr. 01, 2020).

[14] M. Bouchilaoun, « Réalisation de transistors à haute mobilité électronique à enrichissement à base d'hétérostructure AlGaN/GaN pour les applications en électronique de puissance », p. 126.

[15] A. Chakroun, « Passivation de la surface du nitrure de gallium par dépôt PECVD d'oxyde de silicium », 2015, doi: http://hdl.handle.net/11143/6735.

[16] J. L. Hudgins, G. S. Simin, et M. A. Khan, « A new assessment of the use of wide bandgap semiconductors and the potential for GaN », in *2002 IEEE 33rd Annual IEEE Power Electronics Specialists Conference. Proceedings (Cat. No.02CH37289)*, juin 2002, vol. 4, p. 1747-1752 vol.4. doi: 10.1109/PSEC.2002.1023063.

[17] E. A. Alam, « Développement de briques technologiques pour la réalisation de transistors MOS de puissance en Nitrure de Gallium », p. 195.

[18] S. K. O'Leary, B. E. Foutz, M. S. Shur, et L. F. Eastman, « The sensitivity of the electron transport within bulk wurtzite indium nitride to variations in the crystal temperature, the doping concentration, and the non-parabolicity coefficient: an updated Monte Carlo analysis », *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, vol. 21, nº 3, p. 218-230, mars 2010, doi: 10.1007/s10854-009-9896-1.

[19] E. K. Sichel et J. I. Pankove, « Thermal conductivity of GaN, 25–360 K », *J. Phys. Chem. Solids*, vol. 38, nº 3, p. 330, janv. 1977, doi: 10.1016/0022-3697(77)90112-3.

[20] H. Lahrèche, M. Leroux, M. Laügt, M. Vaille, B. Beaumont, et P. Gibart, « Buffer free direct growth of GaN on 6H–SiC by metalorganic vapor phase epitaxy », *J. Appl. Phys.*, vol. 87, nº 1, p. 577-583, janv. 2000, doi: 10.1063/1.371902.

[21] O. Briot, J. P. Alexis, M. Tchounkeu, et R. L. Aulombard, « Optimization of the MOVPE growth of GaN on sapphire », *Mater. Sci. Eng. B*, vol. 43, nº 1-3, p. 147-153, janv. 1997, doi: 10.1016/S0921-5107(96)01852-1.

[22] Y. Fu, D. A. Gulino, et R. Higgins, « Residual stress in GaN epilayers grown on silicon substrates », *J. Vac. Sci. Technol. Vac. Surf. Films*, vol. 18, nº 3, p. 965-967, mai 2000, doi: 10.1116/1.582284.

[23] N. Watanabe, « GaN-on-Si Technology for High-power Transistors », vol. 12, nº 4, p. 6, 2014.

[24] A. A. Arendarenko, E. N. Vigdorovich, et Yu. N. Sveshnikov, « The growth rate of GaN epilayers in HVPE process », *Phys. Status Solidi C*, vol. 0, nº 3, p. 827-830, févr. 2003, doi: 10.1002/pssc.200306243.
[25] C. Hemmingsson, B. Monemar, Y. Kumagai, et A. Koukitu, « Growth of III-Nitrides with Halide Vapor Phase Epitaxy (HVPE) », in *Springer Handbook of Crystal Growth*, G. Dhanaraj, K. Byrappa, V. Prasad, et M. Dudley, Éd. Berlin, Heidelberg: Springer, 2010, p. 869-896. doi: 10.1007/978-3-540-74761-1_26.
[26] H. M. Manasevit, F. M. Erdmann, et W. I. Simpson, « The Use of Metalorganics in the Preparation of Semiconductor Materials: IV . The Nitrides of Aluminum and Gallium », *J. Electrochem. Soc.*, vol. 118, nº 11, p. 1864, nov. 1971, doi: 10.1149/1.2407853.
[27] J.-M. Bethoux, « Relaxation des contraintes dans les hétérostructures épaisses (Al,Ga)N : une piste originale pour la réalisation de diodes électroluminscentes à cavité résonante », p. 182.
[28] N. E. Bondry, « Epitaxie d'hétérostructures innovantes pour la montée en fréquence des HEMTs à base de GaN », phdthesis, Université Côte d'Azur, 2020. Consulté le: avr. 12, 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-03185145
[29] A. Scavennec et S. Delage, « Transistors et circuits intégrés à hétérostructures (III-V) », p. 25, 2011.
[30] T. Mimura, K. Joshin, S. Hiyamizu, K. Hikosaka, et M. Abe, « High Electron Mobility Transistor Logic », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 20, nº 8, p. L598-L600, août 1981, doi: 10.1143/JJAP.20.L598.
[31] J. W. Orton, *The story of semiconductors*. Oxford: Oxford University Press, 2004.
[32] M. Asif Khan, A. Bhattarai, J. N. Kuznia, et D. T. Olson, « High electron mobility transistor based on a GaNAlxGa1−xN heterojunction », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 63, nº 9, p. 1214-1215, août 1993, doi: 10.1063/1.109775.
[33] Z. Bougrioua *et al.*, « Engineering of an insulating buffer and use of AlN interlayers: two optimisations for AlGaN–GaN HEMT-like structures », *Phys. Status Solidi A*, vol. 195, nº 1, p. 93-100, 2003, doi: 10.1002/pssa.200306305.
[34] I. P. Smorchkova *et al.*, « AlN/GaN and (Al,Ga)N/AlN/GaN two-dimensional electron gas structures grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy », *J. Appl. Phys.*, vol. 90, p. 5196-5201, nov. 2001, doi: 10.1063/1.1412273.
[35] J. K. Sheu, M. L. Lee, et W. C. Lai, « Effect of low-temperature-grown GaN cap layer on reduced leakage current of GaN Schottky diodes », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 86, nº 5, p. 052103, janv. 2005, doi: 10.1063/1.1861113.
[36] R. Castagné, C. Rumelhard, J.-P. Duchemin, et G. Maurice, *CIRCUITS INTEGRES EN ARSENIURE DE GALLIUM. Physique, technologie et règles de conception*. 1989. Consulté le: mai 28, 2020. [En ligne]. Disponible sur: https://www.decitre.fr/livres/circuits-integres-en-arseniure-de-gallium-9782225813160.html
[37] D. Hachem, « Méthodes et analyses physico-expérimentales des mécanismes liés à la résistance dynamique dans les composants HEMT GaN de puissance », p. 178.
[38] O. Ambacher *et al.*, « Two-dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization charges in N- and Ga-face AlGaN/GaN heterostructures », *J. Appl. Phys.*, vol. 85, nº 6, p. 3222-3233, mars 1999, doi: 10.1063/1.369664.
[39] « Etudes théoriques et expérimentales de dispositifs à hétérojonction Al(Ga,In)N/GaN pour des applications de puissances en bande Q (40.5 - 43.5GHz », p. 209, 2016.
[40] M. Su, C. Chen, et S. Rajan, « Prospects for the application of GaN power devices in hybrid electric vehicle drive systems », *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 28, nº 7, p. 074012, juill. 2013, doi: 10.1088/0268-1242/28/7/074012.
[41] M. J. Scott *et al.*, « Merits of gallium nitride based power conversion », *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 28, nº 7, p. 074013, juill. 2013, doi: 10.1088/0268-1242/28/7/074013.
[42] W. B. Lanford, T. Tanaka, Y. Otoki, et I. Adesida, « Recessed-gate enhancement-mode GaN HEMT with high threshold voltage », *Electron. Lett.*, vol. 41, nº 7, p. 449, 2005, doi: 10.1049/el:20050161.
[43] W. Saito, Y. Takada, M. Kuraguchi, K. Tsuda, et I. Omura, « Recessed-gate structure approach toward normally off high-Voltage AlGaN/GaN HEMT for power electronics applications », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 53, nº 2, p. 356-362, févr. 2006, doi: 10.1109/TED.2005.862708.
[44] S. D. Burnham *et al.*, « Gate-recessed normally-off GaN-on- Si HEMT using a new O2-BCl3 digital etching technique », *Phys. Status Solidi C*, vol. 7, nº 7-8, p. 2010-2012, 2010, doi: 10.1002/pssc.200983644.
[45] Z. Li et T. P. Chow, « Channel scaling of hybrid GaN MOS-HEMTs », *Solid-State Electron.*, vol. 56, nº 1, p. 111-115, févr. 2011, doi: 10.1016/j.sse.2010.11.009.

[46] N. Ikeda *et al.*, « Over 1.7 kV normally-off GaN hybrid MOS-HFETs with a lower on-resistance on a Si substrate », in *2011 IEEE 23rd International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs*, mai 2011, p. 284-287. doi: 10.1109/ISPSD.2011.5890846.

[47] J. T. Asubar, S. Kawabata, H. Tokuda, A. Yamamoto, et M. Kuzuhara, « Enhancement-Mode AlGaN/GaN MIS-HEMTs With High V_{TH} and High I_{Dmax} Using Recessed-Structure With Regrown AlGaN Barrier », *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 41, nº 5, p. 693-696, mai 2020, doi: 10.1109/LED.2020.2985091.

[48] Y. Uemoto *et al.*, « Gate Injection Transistor (GIT)—A Normally-Off AlGaN/GaN Power Transistor Using Conductivity Modulation », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 54, nº 12, p. 3393-3399, déc. 2007, doi: 10.1109/TED.2007.908601.

[49] X. Hu, G. Simin, J. Yang, M. Asif Khan, R. Gaska, et M. S. Shur, « Enhancement mode AlGaN/GaN HFET with selectively grown pn junction gate », *Electron. Lett.*, vol. 36, nº 8, p. 753-754, avr. 2000, doi: 10.1049/el:20000557.

[50] L.-Y. Su, F. Lee, et J. J. Huang, « Enhancement-Mode GaN-Based High-Electron Mobility Transistors on the Si Substrate With a P-Type GaN Cap Layer », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 61, nº 2, p. 460-465, févr. 2014, doi: 10.1109/TED.2013.2294337.

[51] G. Greco, F. Iucolano, et F. Roccaforte, « Review of technology for normally-off HEMTs with p-GaN gate », *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 78, p. 96-106, mai 2018, doi: 10.1016/j.mssp.2017.09.027.

[52] T. Fujii *et al.*, « Fabrication of enhancement-mode AlxGa1–xN/GaN junction heterostructure field-effect transistors with p-type GaN gate contact », *Phys. Status Solidi C*, vol. 4, nº 7, p. 2708-2711, 2007, doi: 10.1002/pssc.200674790.

[53] O. Hilt, F. Brunner, E. Cho, A. Knauer, E. Bahat-Treidel, et J. Würfl, « Normally-off high-voltage p-GaN gate GaN HFET with carbon-doped buffer », in *2011 IEEE 23rd International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs*, mai 2011, p. 239-242. doi: 10.1109/ISPSD.2011.5890835.

[54] L. Efthymiou, G. Longobardi, G. Camuso, T. Chien, M. Chen, et F. Udrea, « On the physical operation and optimization of the p-GaN gate in normally-off GaN HEMT devices », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 110, nº 12, p. 123502, mars 2017, doi: 10.1063/1.4978690.

[55] I. Hwang *et al.*, « p-GaN Gate HEMTs With Tungsten Gate Metal for High Threshold Voltage and Low Gate Current », *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 34, nº 2, p. 202-204, févr. 2013, doi: 10.1109/LED.2012.2230312.

[56] F. Lee, L.-Y. Su, C.-H. Wang, Y.-R. Wu, et J. Huang, « Impact of Gate Metal on the Performance of p-GaN/AlGaN/GaN High Electron Mobility Transistors », *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 36, nº 3, p. 232-234, mars 2015, doi: 10.1109/LED.2015.2395454.

[57] Y. Huang *et al.*, « AlGaN/GaN high electron mobility transistors with selective area grown p-GaN gates », *J. Semicond.*, vol. 37, nº 11, p. 114002, nov. 2016, doi: 10.1088/1674-4926/37/11/114002.

[58] R. Hao *et al.*, « Normally-off p-GaN/AlGaN/GaN high electron mobility transistors using hydrogen plasma treatment », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 109, nº 15, p. 152106, oct. 2016, doi: 10.1063/1.4964518.

[59] M. Meneghini, O. Hilt, J. Wuerfl, et G. Meneghesso, « Technology and Reliability of Normally-Off GaN HEMTs with p-Type Gate », *Energies*, vol. 10, nº 2, Art. nº 2, févr. 2017, doi: 10.3390/en10020153.

[60] Y. Cai, Y. Zhou, K. M. Lau, et K. J. Chen, « Control of Threshold Voltage of AlGaN/GaN HEMTs by Fluoride-Based Plasma Treatment: From Depletion Mode to Enhancement Mode », *IEEE Trans. ELECTRON DEVICES*, vol. 53, nº 9, p. 9, 2006.

[61] L. Yang *et al.*, « Normally-Off Fluoride-Based Plasma Treatment AlGaN/GaN HEMTs with Maximum fT and fmax of 61GHz/130GHz Using TiN-Based Source Ledge », in *2018 15th China International Forum on Solid State Lighting: International Forum on Wide Bandgap Semiconductors China (SSLChina: IFWS)*, Shenzhen, oct. 2018, p. 1-4. doi: 10.1109/IFWS.2018.8587333.

[62] C. Yi, R. Wang, W. Huang, W. C.-W. Tang, K. M. Lau, et K. J. Chen, « Reliability of Enhancement-mode AlGaN/GaN HEMTs Fabricated by Fluorine Plasma Treatment », in *2007 IEEE International Electron Devices Meeting*, déc. 2007, p. 389-392. doi: 10.1109/IEDM.2007.4418954.

[63] T. Palacios, C.-S. Suh, A. Chakraborty, S. Keller, S. P. DenBaars, et U. K. Mishra, « High-performance E-mode AlGaN/GaN HEMTs », *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 27, nº 6, p. 428-430, juin 2006, doi: 10.1109/LED.2006.874761.

[64] Yong Cai, Yugang Zhou, K. J. Chen, et K. M. Lau, « High-performance enhancement-mode AlGaN/GaN HEMTs using fluoride-based plasma treatment », *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 26, nº 7, p. 435-437, juill. 2005, doi: 10.1109/LED.2005.851122.
[65] H. Chen, M. Wang, et K. J. Chen, « Self-aligned enhancement-mode AlGaN/GaN HEMTs using 25 keV fluorine ion implantation », in *68th Device Research Conference*, juin 2010, p. 137-138. doi: 10.1109/DRC.2010.5551879.
[66] S. Hamady, « Nouveaux concepts de transistors de puissance à haute mobilité électronique (HEMT) en nitrure de gallium (GaN) », These de doctorat, Toulouse 3, 2014. Consulté le: mai 29, 2020. [En ligne]. Disponible sur: https://www.theses.fr/2014TOU30269
[67] A. Chapelle *et al.*, « Première démonstration expérimentale d'un interrupteur HEMT normally-off en GaN avec une région P-GaN enterrée », p. 6.
[68] P. Parikh, Y. Wu, et L. Shen, « Commercialization of high 600V GaN-on-silicon power HEMTs and diodes », in *2013 IEEE Energytech*, Cleveland, OH, USA, juill. 2013, p. 1-5. doi: 10.1109/EnergyTech.2013.6645300.
[69] E. A. Jones, F. F. Wang, et D. Costinett, « Review of Commercial GaN Power Devices and GaN-Based Converter Design Challenges », *IEEE J. Emerg. Sel. Top. Power Electron.*, vol. 4, nº 3, p. 707-719, sept. 2016, doi: 10.1109/JESTPE.2016.2582685.
[70] G. Toulon et C. Mattew, « Transistor HEMT de type normalement ouvert présentant une tension de seuil elevée et une résistance de conduction réduite. », FR 3 047 609-A1
[71] « Sentaurus™ Device User Guide », p. 1494.
[72] L. Sayadi, G. Iannaccone, S. Sicre, O. Haberlen, et G. Curatola, « Threshold Voltage Instability in p-GaN Gate AlGaN/GaN HFETs », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 65, nº 6, p. 2454-2460, juin 2018, doi: 10.1109/TED.2018.2828702.
[73] T. Hashizume, K. Nishiguchi, S. Kaneki, J. Kuzmik, et Z. Yatabe, « State of the art on gate insulation and surface passivation for GaN-based power HEMTs », *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 78, p. 85-95, mai 2018, doi: 10.1016/j.mssp.2017.09.028.
[74] J. Robertson et B. Falabretti, « Band offsets of high K gate oxides on III-V semiconductors », *J. Appl. Phys.*, vol. 100, nº 1, p. 014111, juill. 2006, doi: 10.1063/1.2213170.
[75] T. Hashizume, S. Ootomo, T. Inagaki, et H. Hasegawa, « Surface passivation of GaN and GaN/AlGaN heterostructures by dielectric films and its application to insulated-gate heterostructure transistors », *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanometer Struct.*, vol. 21, nº 4, p. 1828, 2003, doi: 10.1116/1.1585077.
[76] L. Fontaine, « Développement de briques technologiques pour la fabrication de composants de puissance MOS sur diamant », phdthesis, Université Toulouse 3 Paul Sabatier (UT3 Paul Sabatier), 2020. Consulté le: mai 04, 2021. [En ligne]. Disponible sur: https://hal.laas.fr/tel-03046537
[77] P. Javorka, « Von der Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen zur Erlangung des akademisches Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften genehmigte Dissertation », p. 127.
[78] K. Puthankovilakam, « Limitations of Proximity Lithography Printing: Simulations, Experiments, and Applications », p. 117.
[79] R. Voelkel, U. Vogler, A. Bramati, T. Weichelt, N. Unal, et U. Hofmann, « ADVANCED MASK ALIGNER LITHOGRAPHY (AMALITH) », p. 9.
[80] P. Voisin, « Lithographie de nouvelle génération par nanoimpression assistée par UV: étude et développement de matériaux et procédés pour l'application microélectronique », p. 172.
[81] S. Franssila, *Introduction to Microfabrication*. John Wiley & Sons, 2004.
[82] L. Pain, S. Tedesco, et C. Constancias, « Direct write lithography: the global solution for R&D and manufacturing », *Comptes Rendus Phys.*, vol. 7, nº 8, p. 910-923, oct. 2006, doi: 10.1016/j.crhy.2006.10.003.
[83] X. Mellhaoui, « Mécanismes physico-chimiques dans le procédé de gravure plasma du Silicium », p. 197.
[84] R. Blanc, « Développement et caractérisation de procédés de gravure des espaceurs Si3N4 pour les technologies FDSOI », p. 129.
[85] T. Meguro *et al.*, « Digital etching of GaAs: New approach of dry etching to atomic ordered processing », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 56, nº 16, p. 1552-1554, avr. 1990, doi: 10.1063/1.103171.
[86] K. J. Kanarik *et al.*, « Overview of atomic layer etching in the semiconductor industry », *J. Vac. Sci. Technol. Vac. Surf. Films*, vol. 33, nº 2, p. 020802, mars 2015, doi: 10.1116/1.4913379.
[87] E. Despiau-Pujo, « Cours Plasmas Radiofréquence Basse Pression : Des Sources aux Procédés », p. 61, 2014.

[88] R. J. Shul *et al.*, « High temperature electron cyclotron resonance etching of GaN, InN, and AlN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 66, nº 14, p. 1761-1763, avr. 1995, doi: 10.1063/1.113359.
[89] T. Kim *et al.*, « A Two-Step-Recess Process Based on Atomic-Layer Etching for High-Performance $\hboxIn_0.52\hboxAl_0.48\hboxAs\hbox/\hboxIn_0.53 \hboxGa_0.47\hboxAs$ p-HEMTs », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 55, nº 7, p. 1577-1584, juill. 2008, doi: 10.1109/TED.2008.923522.
[90] K. K. Ko et S. W. Pang, « Controllable layer-by-layer etching of III–V compound semiconductors with an electron cyclotron resonance source », *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanometer Struct. Process. Meas. Phenom.*, vol. 11, nº 6, p. 2275-2279, nov. 1993, doi: 10.1116/1.586889.
[91] A. Alian, C. Merckling, G. Brammertz, M. Meuris, M. Heyns, et K. D. Meyer, « InGaAs MOS Transistors Fabricated through a Digital-Etch Gate-Recess Process and the Influence of Forming Gas Anneal on Their Electrical Behavior », *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, vol. 1, nº 6, p. P310, oct. 2012, doi: 10.1149/2.001301jss.
[92] O. L. Bourne, D. Hart, David. M. Rayner, et P. A. Hackett, « Digital etching of III–V multilayered structures combined with laser ionization mass spectroscopy: Photon-assisted depth profiling », *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanometer Struct. Process. Meas. Phenom.*, vol. 11, nº 3, p. 556-561, mai 1993, doi: 10.1116/1.586800.
[93] T. Meguro, M. Ishii, K. Kodama, Y. Yamamoto, K. Gamo, et Y. Aoyagi, « Surface processes in digital etching of GaAs », *Thin Solid Films*, vol. 225, nº 1, p. 136-139, mars 1993, doi: 10.1016/0040-6090(93)90142-C.
[94] S. Takatani et T. Kikawa, « Digital etching of GaAs using Se molecular beam and atomic hydrogen beam », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 65, nº 20, p. 2585-2587, nov. 1994, doi: 10.1063/1.112603.
[95] T. Ohba, W. Yang, S. Tan, K. J. Kanarik, et K. Nojiri, « Atomic layer etching of GaN and AlGaN using directional plasma-enhanced approach », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 56, nº 6S2, p. 06HB06, juin 2017, doi: 10.7567/JJAP.56.06HB06.
[96] M. Meneghini, G. Meneghesso, et E. Zanoni, *Power GaN Devices: Materials, Applications and Reliability*. Springer, 2016.
[97] D. Buttari *et al.*, « Systematic characterization of Cl2reactive ion etching for improved ohmics in AlGaN/GaN HEMTs », *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 23, nº 2, p. 76-78, févr. 2002, doi: 10.1109/55.981311.
[98] Y. Han *et al.*, « Nonselective and smooth etching of GaN/AlGaN heterostructures by Cl2/Ar/BCl3 inductively coupled plasmas », *J. Vac. Sci. Technol. Vac. Surf. Films*, vol. 22, nº 2, p. 407-412, mars 2004, doi: 10.1116/1.1641054.
[99] C. G. Van de Walle et J. Neugebauer, « First-principles calculations for defects and impurities: Applications to III-nitrides », *J. Appl. Phys.*, vol. 95, nº 8, p. 3851-3879, mars 2004, doi: 10.1063/1.1682673.
[100] K. Kim, D. Liu, J. Gong, et Z. Ma, « Reduction of Leakage Current in GaN Schottky Diodes Through Ultraviolet/Ozone Plasma Treatment », *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 40, nº 11, p. 1796-1799, nov. 2019, doi: 10.1109/LED.2019.2944353.
[101] « Demonstration of 1.27 kV Etch-Then-Regrow GaN p - n Junctions With Low Leakage for GaN Power Electronics ». https://ieeexplore.ieee.org/document/8839852 (consulté le avr. 12, 2021).
[102] J. Tajima, T. Hikosaka, M. Kuraguchi, et S. Nunoue, « Improvement of electrical characteristics in regrown AlGaN/GaN MOSFETs by suppression of the residual interface charge », *J. Cryst. Growth*, vol. 509, nov. 2018, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2018.10.051.
[103] Y. Cordier *et al.*, « Quality and uniformity assessment of AlGaN/GaN quantum wells and HEMT heterostructures grown by molecular beam epitaxy with ammonia source », *Phys. Status Solidi C*, vol. 3, nº 6, p. 2325-2328, 2006, doi: https://doi.org/10.1002/pssc.200565423.
[104] N. Baron, « Optimisation de l'épitaxie sous jets moléculaires d'hétérostructures à base de GaN: application aux transistors à haute mobilité d'électrons sur substrat silicium », p. 281.
[105] P. Vennéguès, « Propriétés structurales de films de semi-conducteurs wurtzite hetéroépitaxiés selon des orientations non- et semi-polaires », janv. 2009.
[106] S. Brochen, J. Brault, S. Chenot, A. Dussaigne, M. Leroux, et B. Damilano, « Dependence of the Mg-related acceptor ionization energy with the acceptor concentration in p-type GaN layers grown by molecular beam epitaxy », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 103, nº 3, p. 032102, juill. 2013, doi: 10.1063/1.4813598.
[107] C. Kittel, *Physique de l'état solide*, 7e éd. Dunod, 1998.
[108] D. Bertrand, « Etude des mécanismes de formation des contacts ohmiques pour des transistors de puissance sur Nitrure de Gallium », p. 242.
[109] R. T. Tung, « Recent advances in Schottky barrier concepts », *Mater. Sci. Eng. R Rep.*, vol. 35, nº 1, p. 1-138, nov. 2001, doi: 10.1016/S0927-796X(01)00037-7.

[110] M. Henry, *Physique des semiconducteurs et des composants électronique*. Masson, 1987.
[111] T. D. H. Nguyen, « Réalisation et caractérisation de HEMTs AlGaN/GaN sur silicium pour applications à haute tension », p. 203.
[112] K. A. Rickert *et al.*, « X-ray photoemission determination of the Schottky barrier height of metal contacts to n–GaN and p–GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 92, nº 11, p. 6671-6678, nov. 2002, doi: 10.1063/1.1518129.
[113] J. Bardeen, « Surface States and Rectification at a Metal Semi-Conductor Contact », *Phys. Rev.*, vol. 71, nº 10, p. 717-727, mai 1947, doi: 10.1103/PhysRev.71.717.
[114] X. Kong, K. Wei, G. Liu, et X. Liu, « Role of Ti/Al relative thickness in the formation mechanism of Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures », *J. Phys. Appl. Phys.*, vol. 45, nº 26, p. 265101, juin 2012, doi: 10.1088/0022-3727/45/26/265101.
[115] M. Singh, Y. Zhang, J. Singh, et U. Mishra, « Examination of tunnel junctions in the AlGaN/GaN system: Consequences of polarization charge », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 77, nº 12, p. 1867-1869, sept. 2000, doi: 10.1063/1.1311818.
[116] J. Zhang *et al.*, « Mechanism of Ti/Al/Ti/W Au-free ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures via pre-ohmic recess etching and low temperature annealing », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 107, nº 26, p. 262109, déc. 2015, doi: 10.1063/1.4939190.
[117] L. Wang, F. M. Mohammed, et I. Adesida, « Differences in the reaction kinetics and contact formation mechanisms of annealed Ti/Al/Mo/Au Ohmic contacts on n-GaN and AlGaN/GaN epilayers », *J. Appl. Phys.*, vol. 101, nº 1, p. 013702, janv. 2007, doi: 10.1063/1.2402791.
[118] F. Iucolano, G. Greco, et F. Roccaforte, « Correlation between microstructure and temperature dependent electrical behavior of annealed Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 103, nº 20, p. 201604, nov. 2013, doi: 10.1063/1.4828839.
[119] G. Greco, F. Iucolano, et F. Roccaforte, « Ohmic contacts to Gallium Nitride materials », *Appl. Surf. Sci.*, vol. 383, p. 324-345, oct. 2016, doi: 10.1016/j.apsusc.2016.04.016.
[120] S. Heikman, S. Keller, Y. Wu, J. S. Speck, S. P. DenBaars, et U. K. Mishra, « Polarization effects in AlGaN/GaN and GaN/AlGaN/GaN heterostructures », *J. Appl. Phys.*, vol. 93, nº 12, p. 10114-10118, mai 2003, doi: 10.1063/1.1577222.
[121] Y. Zhang *et al.*, « Charge control and mobility in AlGaN/GaN transistors: Experimental and theoretical studies », *J. Appl. Phys.*, vol. 87, nº 11, p. 7981-7987, mai 2000, doi: 10.1063/1.373483.
[122] O. Ambacher *et al.*, « Two dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization in undoped and doped AlGaN/GaN heterostructures », *J. Appl. Phys.*, vol. 87, nº 1, p. 334-344, déc. 1999, doi: 10.1063/1.371866.
[123] J.-C. Gerbedoen, « DOCTEUR DE L'UNIVERSITE Spécialité : MICROONDES & MICROTECHNOLOGIES », p. 325, 2009.
[124] D. C. Look, G. C. Farlow, P. J. Drevinsky, D. F. Bliss, et J. R. Sizelove, « On the nitrogen vacancy in GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 83, nº 17, p. 3525-3527, oct. 2003, doi: 10.1063/1.1623009.
[125] Y.-J. Lin, Q. Ker, C.-Y. Ho, H.-C. Chang, et F.-T. Chien, « Nitrogen-vacancy-related defects and Fermi level pinning in n-GaN Schottky diodes », *J. Appl. Phys.*, vol. 94, nº 3, p. 1819-1822, juill. 2003, doi: 10.1063/1.1591417.
[126] A. Minko, « Technologie des composants de type HEMTs AlGaN/GaN sur substrat silicium pour des applications en amplification de puissance et faible bruit », These de doctorat, Lille 1, 2004. Consulté le: févr. 05, 2021. [En ligne]. Disponible sur: http://www.theses.fr/2004LIL10109
[127] J. S. Foresi et T. D. Moustakas, « Metal contacts to gallium nitride », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 62, nº 22, p. 2859-2861, mai 1993, doi: 10.1063/1.109207.
[128] M. E. Lin, Z. Ma, F. Y. Huang, Z. F. Fan, L. H. Allen, et H. Morkoç, « Low resistance ohmic contacts on wide band-gap GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 64, nº 8, p. 1003-1005, févr. 1994, doi: 10.1063/1.111961.
[129] B. P. Luther, S. E. Mohney, T. N. Jackson, M. Asif Khan, Q. Chen, et J. W. Yang, « Investigation of the mechanism for Ohmic contact formation in Al and Ti/Al contacts to ***n*** -type GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 70, nº 1, p. 57-59, janv. 1997, doi: 10.1063/1.119305.
[130] B. Van Daele, G. Van Tendeloo, W. Ruythooren, J. Derluyn, M. R. Leys, et M. Germain, « The role of Al on Ohmic contact formation on n-type GaN and AlGaN/GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 87, nº 6, p. 061905, août 2005, doi: 10.1063/1.2008361.
[131] S. N. Mohammad, « Contact mechanisms and design principles for alloyed ohmic contacts to n-GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 95, nº 12, p. 7940-7953, juin 2004, doi: 10.1063/1.1712016.
[132] C.-T. Lee et H.-W. Kao, « Long-term thermal stability of Ti/Al/Pt/Au Ohmic contacts to n-type GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 76, p. 2364-2366, avr. 2000, doi: 10.1063/1.126347.

[133] A. Motayed, R. Bathe, M. C. Wood, O. S. Diouf, R. D. Vispute, et S. N. Mohammad, « Electrical, thermal, and microstructural characteristics of Ti/Al/Ti/Au multilayer Ohmic contacts to n-type GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 93, nº 2, p. 1087-1094, déc. 2002, doi: 10.1063/1.1528294.
[134] D.-F. Wang *et al.*, « Low-resistance Ti/Al/Ti/Au multilayer ohmic contact to n-GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 89, nº 11, p. 6214-6217, juin 2001, doi: 10.1063/1.1350617.
[135] V. Kumar, L. Zhou, D. Selvanathan, et I. Adesida, « Thermally-stable low-resistance Ti/Al/Mo/Au multilayer ohmic contacts on n–GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 92, nº 3, p. 1712-1714, juill. 2002, doi: 10.1063/1.1491584.
[136] Z. Fan, S. N. Mohammad, W. Kim, Ö. Aktas, A. E. Botchkarev, et H. Morkoç, « Very low resistance multilayer Ohmic contact to n-GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 68, nº 12, p. 1672-1674, mars 1996, doi: 10.1063/1.115901.
[137] E. F. Chor, D. Zhang, H. Gong, G. L. Chen, et T. Y. F. Liew, « Electrical characterization and metallurgical analysis of Pd-containing multilayer contacts on GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 90, nº 3, p. 1242-1249, juill. 2001, doi: 10.1063/1.1383977.
[138] D. Selvanathan, F. M. Mohammed, A. Tesfayesus, et I. Adesida, « Comparative study of Ti/Al/Mo/Au, Mo/Al/Mo/Au, and V/Al/Mo/Au ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures », *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanometer Struct.*, vol. 22, nº 5, p. 2409-2416, sept. 2004, doi: 10.1116/1.1798811.
[139] B. Jacobs, M. Kramer, E. Geluk, F. Karouta, et J. Mullin, « Optimisation of the Ti/Al/Ni/Au ohmic contact on AlGaN/GaN FET structures », *J. Cryst. Growth*, vol. 241, p. 15-18, mai 2002, doi: 10.1016/S0022-0248(02)00920-X.
[140] R. Gong *et al.*, « Analysis on the new mechanisms of low resistance stacked Ti/Al Ohmic contact structure on AlGaN/GaN HEMTs », *J. Phys. Appl. Phys.*, vol. 43, nº 39, p. 395102, sept. 2010, doi: 10.1088/0022-3727/43/39/395102.
[141] J. Liu, J. Wang, H. Wang, L. Zhu, et W. Wu, « Improved Ohmic-contact to AlGaN/GaN using Ohmic region recesses by self-terminating thermal oxidation assisted wet etching technique », *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 864, p. 012019, juin 2017, doi: 10.1088/1742-6596/864/1/012019.
[142] N. Chaturvedi, U. Zeimer, J. Würfl, et G. Tränkle, « Mechanism of ohmic contact formation in AlGaN/GaN high electron mobility transistors », *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 21, nº 2, p. 175-179, janv. 2006, doi: 10.1088/0268-1242/21/2/014.
[143] W. S. Lau, J. B. H. Tan, et B. P. Singh, « Formation of Ohmic contacts in AlGaN/GaN HEMT structures at 500 °C by Ohmic contact recess etching », *Microelectron. Reliab.*, vol. 49, p. 558-561, mai 2009, doi: 10.1016/j.microrel.2009.02.010.
[144] D. Selvanathan, L. Zhou, V. Kumar, et I. Adesida, « Low resistance Ti/Al/Mo/Au Ohmic contacts for AlGaN/GaN heterostructure field effect transistors », *Phys. Status Solidi Appl. Res.*, vol. 194, nº 2 SPEC., p. 583-586, déc. 2002, doi: 10.1002/1521-396X(200212)194:2<583::AID-PSSA583>3.0.CO;2-3.
[145] L. Wang, D.-H. Kim, et I. Adesida, « Direct contact mechanism of Ohmic metallization to AlGaN/GaN heterostructures via Ohmic area recess etching », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 95, nº 17, p. 172107, oct. 2009, doi: 10.1063/1.3255014.
[146] C. Wang et N.-Y. Kim, « Electrical characterization and nanoscale surface morphology of optimized Ti/Al/Ta/Au ohmic contact for AlGaN/GaN HEMT », *Nanoscale Res. Lett.*, vol. 7, nº 1, p. 107, févr. 2012, doi: 10.1186/1556-276X-7-107.
[147] H. W. Jang, C. M. Jeon, J. K. Kim, et J.-L. Lee, « Room-temperature Ohmic contact on n-type GaN with surface treatment using Cl2 inductively coupled plasma », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 78, nº 14, p. 2015-2017, mars 2001, doi: 10.1063/1.1360784.
[148] S. Rouvimov *et al.*, « Microstructure of Ti/Al and Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts for n-GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 69, p. 1556-1558, sept. 1996, doi: 10.1063/1.117060.
[149] L. Wang, F. M. Mohammed, B. Ofuonye, et I. Adesida, « Ohmic contacts to n + -GaN capped AlGaN /AlN/GaN high electron mobility transistors », 2007, doi: 10.1063/1.2754371.
[150] M. W. Fay *et al.*, « Structural and electrical characterization of AuTiAlTi/AlGaN/GaN ohmic contacts », *J. Appl. Phys.*, vol. 92, nº 1, p. 94-100, juin 2002, doi: 10.1063/1.1481960.
[151] S. Fernández, R. Peña, M. T. Rodrigo, M. Verdú, F. J. Sánchez, et M. T. Montojo, « Optimization of surface morphology and electrical properties of Ti/Al/Ti–W/Au ohmic contacts to n-GaN by two-step annealing method », *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 23, nº 4, p. 045021, mars 2008, doi: 10.1088/0268-1242/23/4/045021.
[152] F. M. Mohammed, L. Wang, I. Adesida, et E. Piner, « The role of barrier layer on Ohmic performance of Ti/Al-based contact metallizations on AlGaN/GaN heterostructures », *J. Appl. Phys.*, vol. 100, nº 2, p. 023708, août 2006, doi: 10.1063/1.2218766.

[153] J. K. Kim, J.-L. Lee, J. W. Lee, H. Eoi Shin, Y. Jo Park, et T. Kim, « Low resistance Pd/Au ohmic contacts to p-type GaN using surface treatment », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 73, nº 20, p. 2953-2955, nov. 1998, doi: 10.1063/1.122641.
[154] X. J. Zhou, K. Qiu, C. J. Ji, F. Zhong, X. H. Li, et Y. Q. Wang, « Low-resistance Ohmic contact on undoped AlGaN /GaN heterostructure with surface treatment using CCl2F2 reactive ion etching », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 91, p. 103511, sept. 2007, doi: 10.1063/1.2779248.
[155] B. Ofuonye, « Electrical and microstructural properties of thermally annealed Ni/Au and Ni/Pt/Au Schottky contacts on AlGaN/GaN heterostructures », *Semicond Sci Technol*, p. 11, 2014.
[156] S. P. Grabowski, M. Schneider, H. Nienhaus, R. Dimitrov, O. Ambacher, et M. Stutzmann, « Electron affinity of AlxGa1-xN„0001… surfaces », p. 4.
[157] J. Kotani, S. Kasai, T. Hashizume, et H. Hasegawa, « Lateral tunneling injection and peripheral dynamic charging in nanometer-scale Schottky gates on AlGaN/GaN hetrosturucture transistors », *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanometer Struct. Process. Meas. Phenom. Off. J. Am. Vac. Soc.*, vol. 23, juill. 2005, doi: 10.1116/1.1942507.
[158] I. R. Gatabi *et al.*, « PECVD Silicon Nitride Passivation of AlGaN/GaN Heterostructures », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 60, nº 3, p. 1082-1087, mars 2013, doi: 10.1109/TED.2013.2242075.
[159] « Composants à semi-conducteur pour l'électronique de puissance ». https://bibliotheque.utc.fr/EXPLOITATION/doc/ALOES/0194160/composants-a-semi-conducteur-pour-l-electronique-de-puissance (consulté le avr. 13, 2021).