



Epitaxie d'hétérostructures innovantes pour la montée en fréquence des HEMTs à base de GaN

Nadia El Bondry

► To cite this version:

Nadia El Bondry. Epitaxie d'hétérostructures innovantes pour la montée en fréquence des HEMTs à base de GaN. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Université Côte d'Azur, 2020. Français. NNT : 2020COAZ4080 . tel-03185145

HAL Id: tel-03185145

<https://theses.hal.science/tel-03185145>

Submitted on 30 Mar 2021

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

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



$$\rho \left(\frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla \mathbf{v} \right) = -\nabla p + \nabla \cdot \mathbf{T} + \mathbf{f}$$

$$e^{i\pi} + 1 = 0$$

THÈSE DE DOCTORAT

Epitaxie d'hétérostructures innovantes
pour la montée en fréquence des
HEMTs à base de GaN

Nadia EL BONDRY

Centre de Recherche sur l'Hétéro-Epitaxie et ses Applications (CRHEA)

Présentée en vue de l'obtention du grade docteur en Physique de l'Université Côte
d'Azur

Soutenue le : 08/12/2020

Devant le jury, composé de :

Magali Morales	Maître de conférences, Université de Caen Normandie	<i>Rapporteuse</i>
Jean-Guy Tartarin	Professeur, Université Toulouse 3 Paul Sabatier	<i>Rapporteur</i>
Marie Leseq,	Maître de conférences, Université de Lille	<i>Examinatrice</i>
Philippe Lorenzini	Professeur, Université Côte d'Azur	<i>Examineur</i>
Yvon Cordier	Directeur de recherches, CRHEA-CNRS	<i>Directeur</i>
Piero Gamarra	Ingénieur, III-V Lab (Thales)	<i>Encadrant</i>
Sylvain Delage	Ingénieur, III-V Lab (Thales)	<i>Invité</i>



Epitaxie d'hétérostructures innovantes pour la montée en fréquence des HEMTs à base de GaN

Composition du Jury

- **Rapporteurs :**

Magali Morales, *Maître de conférences, Université de Caen Normandie*

Jean-Guy Tartarin, *Professeur, Université Toulouse 3 Paul Sabatier*

- **Examineurs :**

Marie Leseq, *Maître de conférences, Université de Lille*

Philippe Lorenzini, *Professeur, Université Côte d'Azur*

- **Directeur :**

Yvon Cordier, *Directeur de recherches, CRHEA-CNRS*

- **Encadrant :**

Piero Gamarra, *Ingénieur, III-V Lab (Thales)*

- **Invité :**

Sylvain Delage, *Ingénieur, III-V Lab (Thales)*

Résumé

Les travaux de cette thèse portent sur le développement et l'étude de transistors à haute mobilité électronique à base de GaN comportant une approche innovante pour leur montée en fréquence de fonctionnement. Cette technologie repose sur l'épitaxie localisée de caissons de GaN fortement dopé de type n au niveau des contacts ohmiques. Ces caissons ont la particularité d'être en contact direct avec le gaz d'électrons du canal, ce qui doit permettre de réduire les résistances de contact. La conduction des électrons dans le contact et à l'interface avec le gaz d'électrons est facilitée si le dopage de type n est suffisamment élevé. La zone d'interface entre le gaz d'électrons et le n-GaN est une zone sensible, ce qui demande une préparation adaptée avant l'épitaxie localisée. Les résistances d'interface ont été extraites des mesures des différents motifs de test TLM afin de qualifier la qualité de l'interface. La réduction des distances entre contacts de source, de grille et de drain, permet d'augmenter la fréquence de fonctionnement des transistors. L'approche développée ici permet également de garantir un meilleur contrôle des distances en s'affranchissant du recuit des contacts ohmiques à haute température responsable du fluage des métaux. Cette thèse comprend trois volets principaux : l'étude de la croissance localisée de caissons de GaN fortement dopé n par deux techniques d'épitaxie largement utilisées dans le domaine (MBE et MOVPE), le développement du procédé technologique de fabrication ainsi que la caractérisation électrique des transistors avec des caissons de n-GaN au niveau des contacts ohmiques. L'étude a été réalisée sur différentes structures HEMT avec des barrières en alliages ternaires (AlGaIn) et quaternaires (InAlGaIn).

Mots-clés : transistor à haute mobilité électronique (HEMT), nitrure de gallium (GaN), contacts ohmiques, recroissance, épitaxie, MOVPE, MBE, montée en fréquence, AlGaIn, InAlGaIn, n-GaN, dopage, TLM

Abstract

This thesis focuses on the design, the fabrication and the characterization of GaN-based high electron mobility transistors (HEMTs) including the localised regrowth of highly doped n-type GaN to side contact the bi-dimensional electron gas (2DEG). These regrowth regions have the particularity of being in direct contact with the 2DEG, resulting in lower ohmic contact resistances. The approach developed here also ensures better lateral definition of the contacts by avoiding or reducing the high-temperature anneal of ohmic contacts, which is responsible for metal diffusion. This allows the reduction of the distance between source and drain contacts, resulting in an increase of the operating frequency and of the efficiency of the transistors.

This thesis covers three main topics: the study of the localized growth of heavily n-doped GaN regions by two epitaxy techniques widely used in the field (MBE and MOVPE), the development of the technological manufacturing process and the electrical characterization of transistors with n-GaN regrowth at the ohmic contacts. The study was carried out on different HEMT structures with ternary (AlGaIn) and quaternary (InAlGaIn) alloy barriers. We took into account and studied several parameters, including the topology of the devices, the metallization schemes, the doping level and the conductivity of the n-GaN layers. In addition, we studied suitable surface preparations before the regrowth as well as the impact of the n-GaN growth conditions on the critical interface zone between the 2DEG and the n-GaN.

We extracted the contact resistances on a large number of samples from the measurements of Transmission Line Method (TLM) patterns in order to quantify the different contributions, including the quality of the interface. We then used the best sets of parameters to fabricate GaN-based RF devices and we investigated their DC characteristics and RF performances.

Keywords: High Electron Mobility Transistors (HEMT), Gallium Nitride (GaN), ohmic contacts, regrowth, epitaxy, MOVPE, MBE, AlGaIn, InAlGaIn, n-GaN, doping, TLM

Remerciements

J'ai eu l'opportunité d'effectuer ma thèse en collaboration avec deux laboratoires : le III-V Lab (à Palaiseau) dans l'équipe GaN dirigée par Sylvain Delage et le CRHEA-CNRS (à Valbonne) dans l'équipe Electro dirigée par Yvon Cordier. Pour cela, je tiens à adresser mes remerciements à ces deux structures, acteurs nationaux incontournables en termes de transistors à hautes mobilités électroniques à base de nitrure de gallium, de m'avoir accueilli dans leurs locaux.

Si on me demandait de décrire brièvement ces années de thèse : *Je répondrais que trois ans passent très très vite....*

Mais je dirais surtout que la particularité de ma thèse réside dans le fait d'avoir eu la chance de travailler avec des outils à la pointe de la technologie, d'avoir pu réaliser mes propres composants sur mes propres épitaxies et d'avoir travaillé dans une atmosphère à la fois professionnelle et chaleureuse. Je veux donc vous remercier pour la confiance et l'autonomie que vous m'avez accordé.

Cette expérience a été pour moi très enrichissante aussi bien d'un point de vue scientifique que du point de vue humain. Je souhaite exprimer ma profonde gratitude et reconnaissance à Yvon Cordier que je considère comme un directeur thèse exceptionnel. Yvon a toujours été très réactif, cordial et à mon écoute. C'est pour moi les qualités essentielles d'un directeur de thèse. Sa bienveillance à mon égard durant la thèse et également pendant la rédaction m'ont touché et ont été pour moi une source de motivation. Merci Yvon !

Je souhaite également remercier infiniment mon encadrant de thèse Piero Gamarra. Son aide au quotidien, son écoute et son suivi de mes avancements m'ont beaucoup apporté. Il a veillé au bon déroulement de ma thèse. Je tiens également exprimer ma reconnaissance à Cédric Lacam pour son aide en épitaxie et ses conseils. Cédric m'a formé à l'utilisation du bâti de MOVPE et des équipements de caractérisation. Il m'a donné l'occasion de participer à des interventions maintenance (ce qui ne fut pas choses faciles), qui m'ont permis de mieux comprendre le fonctionnement du bâti. Je tiens donc aussi à le remercier pour sa patience et le temps qui m'aura accordé. Ton organisation en salles blanches m'aura tant appris. Tu resteras une grande inspiration pour le rangement de mon bureau. Pour ces remerciements, je n'oublie pas Nicolas Michel, toujours là en cas de coup dur en techno. Je veux ainsi lui exprimer ma sympathie et mon respect. Nicolas a été mon référent en salle blanche, J'ai beaucoup apprécié sa rigueur, ses conseils et le temps précieux qu'il m'a accordé. Travailler avec toi a été un réel plaisir.

J'en profite aussi pour exprimer ma gratitude à toute l'équipe GaN du III-V Lab : Sylvain, Stéphane, Olivier, Raphaël, Stéphanie, Laurent, Mourad, Didier, Tiphaine, Jorge, Philippe, Eric, Christian et Sébastien avec qui j'ai pu échangé et travaillé. J'ai particulièrement apprécié l'harmonie de l'équipe. Je n'oublie pas les réunions du lundi matin qui pour moi, sont le reflet de cette cohésion d'équipe. Je garde un excellent souvenir des discussions avec Jorge, Jean-François et Fabrice, toujours aussi philosophiques. Je veux également remercier les équipes de Nokia du III-V lab et plus particulièrement Alexandre Garreau qui m'a conseillé pour la poursuite de ma carrière et Catherine Fortin qui m'a apporté une écoute, une bonne humeur et d'excellents gâteaux!

Je veux également adresser ma reconnaissance à l'équipe du LTCA de Thales, et plus particulièrement Odile Bezencenet et Stéphane Xavier, qui m'ont fait découvrir la microélectronique, qui m'ont donné goût à cette discipline et l'envie de poursuivre avec une thèse. C'est à ce moment que j'ai réalisé que l'infiniment petit est infiniment grand !

Je tiens aussi à remercier les membres du CRHEA notamment Benjamin, Mathieu, Sébastien, Éric, Fabrice, Virginie, Philippe, Jean-Michel, Mohamed, Aimeric et Jean-Yves. Lors de chacun de mes déplacements à Valbonne, j'ai toujours été accueillie dans une atmosphère chaleureuse au CRHEA. J'ai apprécié la disponibilité, les conseils, l'aide que vous m'avez apporté et la sympathie que vous m'avez témoigné. Je ne pourrais pas oublier l'aide que vous m'avez apporté lorsque le bâti de MOVPE est tombé en panne au III-V Lab et que vous m'avez laissé l'opportunité de manipuler avec votre réacteur MOVPE. Je vous en suis reconnaissante et je veux vous exprimer ma gratitude pour votre soutien et votre confiance que vous m'avez accordé.

Je finirais par remercier tous ceux qui de près ou de loin m'ont apporté un soutien, une aide, une écoute et également une bonne humeur pendant cette thèse. J'espère du plus profond de mon cœur que les collaborations entre le CRHEA et le III-V Lab continuent car dans les deux entités se trouvent des talents et je pense qu'ensemble de grandes choses peuvent être construites.

Enfin, je témoigne également une grande et profonde reconnaissance à mes proches qui m'ont soutenu pendant la thèse.

Merci à tous !

Table des matières

RESUME	3
ABSTRACT	4
REMERCIEMENTS	5
INTRODUCTION.....	10
I. LES TRANSISTORS A HAUTE MOBILITE ELECTRONIQUE A BASE DE MATERIAUX III-N	12
1.1. LES MATERIAUX III-N	12
1.1.1. Propriétés cristallines.....	12
1.1.2. Effets de polarisation	13
1.1.3. Propriétés électriques et optiques.....	15
1.1.4. Applications	18
1.2. GENERALITES SUR LES HEMTs	18
1.2.1. Présentation générale d'un HEMT	18
1.2.2. Structure épitaxiale.....	18
1.2.3. Formation du gaz d'électrons 2D	21
1.2.4. Caractéristiques électriques des HEMTs	25
1.2.5. Les effets limitant le potentiel des transistors HEMTs	35
1.3. LA MONTEE EN FREQUENCE DES HEMTs.....	37
1.3.1. Contexte	37
1.3.2. Moyens permettant la montée en fréquence	38
1.3.3. Les contacts ohmiques.....	39
1.3.4. La reprise d'épitaxie.....	41
1.3.5. Etat de l'art	42
CONCLUSION DU CHAPITRE I	43
II. LES TECHNIQUES EXPERIMENTALES UTILISEES	44
2.1. TECHNIQUES DE CROISSANCE (MOVPE, MBE).....	44
2.1.1. L'épitaxie en phase vapeur aux organométalliques.....	44
2.1.2. L'épitaxie par jets moléculaires.....	50
2.2. CARACTERISATIONS STRUCTURALES DES MATERIAUX	52
2.2.1. Le microscope à force atomique	52
2.2.2. Diffraction des rayons X.....	53
2.2.3. La réflectivité des rayons X	56
2.2.4. L'interférométrie en lumière blanche.....	57
2.2.5. La microscopie électronique.....	58
2.3. CARACTERISATION ELECTRIQUE DES MATERIAUX.....	60
2.3.1. Mesure de l'effet Hall par la méthode de Van Der Pauw.....	60
2.3.2. La mesure de la résistance de feuille (Sheet résistance)	62
2.3.3. Mesures Capacité – Tension (C-V avec une sonde au mercure).....	63
CONCLUSION DU CHAPITRE II	65
III. TECHNOLOGIE AVEC REPRISE EPITAXIALE LOCALISEE DE N-GAN AU NIVEAU DES CONTACTS OHMIQUES POUR LA MONTEE DE FREQUENCE DES HEMTs	66
3.1. DESIGN DES STRUCTURES EPITAXIALES.....	66
3.2. CONCEPTION DES TRANSISTORS	68

3.3.	ETAPES TECHNOLOGIQUES AVANT REPRISE EPITAXIALE.....	73
3.3.1.	Dépôt du masque diélectrique par PECVD	73
3.3.2.	Gravure localisée du masque diélectrique	74
3.3.3.	Gravure localisée du matériau III-N	76
3.4.	RECROISSANCE LOCALISEE DE N-GAN	76
3.4.1.	Recroissance localisée de n-GaN par MBE.....	77
3.4.2.	Recroissance localisée de n-GaN par MOVPE	81
3.5.	ETAPES TECHNOLOGIQUES APRES RECROISSANCE LOCALISEE DE N-GAN	105
3.5.1.	Les marques d'alignement.....	105
3.5.2.	Retrait du masque diélectrique ayant servi à la recroissance.....	105
3.5.3.	Les contacts ohmiques.....	105
3.5.4.	L'isolation.....	106
3.5.5.	La grille.....	106
3.5.6.	La passivation	107
3.5.7.	L'interconnexion.....	107
	CONCLUSION DU CHAPITRE III	108
IV.	LES CONTACTS OHMIQUES AVEC RECROISSANCE DE N-GAN	109
4.1.	ETUDE PRELIMINAIRE DE L'INTERET DU N-GAN POUR LES CONTACTS OHMIQUES.....	109
4.1.1.	L'influence du choix de la métallisation sur la résistance de contact	109
4.1.2.	L'influence du dopage n de la couche de GaN sur la résistance de contact.....	111
4.2.	METHODOLOGIE DE MESURE DES CONTACTS OHMIQUES.....	112
4.2.1.	Les différentes composantes de la résistance de contact ohmique totale d'une structure avec recroissance de n-GaN.....	113
4.2.2.	Méthode d'extraction des différentes composantes de la résistance de contact ohmique totale	117
4.3.	ESSAIS DE RECROISSANCE LOCALISEE DE N-GAN PAR MBE.....	118
4.3.1.	Etude de la reprise localisée de n-GaN sur la conduction électrique des structures HEMTs avec des barrières AlGaIn.....	118
4.3.2.	Etude de la reprise localisée de n-GaN sur la conduction électrique des structures HEMTs avec des barrières InAlGaIn.....	132
4.4.	ESSAIS DE RECROISSANCE LOCALISEE DE N-GAN PAR MOVPE	145
4.4.1.	Influence de la pression lors de la croissance du n-GaN sur la résistance de contact	147
4.4.2.	Influence de l'épaisseur de n-GaN ré-épitaxiée par MOVPE sur la résistance de contact	148
4.4.3.	Influence de la barrière d'une structure HEMT sur la résistance de contact	151
4.4.4.	Influence de l'inclinaison des flancs des caissons de n-GaN	153
	CONCLUSION DU CHAPITRE IV	154
V.	EVALUATION DES PERFORMANCES DES TRANSISTORS	156
5.1.	LES CARACTERISTIQUES STATIQUES I-V	156
5.1.1.	Le courant de saturation I_{dss} et I_{ds+1V}	158
5.1.2.	La tension de pincement (V_p).....	160
5.1.3.	La transconductance G_{max}	162
5.1.4.	Les courants de fuite de la structure HEMT.....	164
5.2.	CARACTERISATIONS DES TRANSISTORS EN REGIME IMPULSIONNEL.....	170
5.2.1.	Mesures en régime impulsionnel sur l'échantillon TS929	171
5.2.2.	Mesures en régime impulsionnel sur l'échantillon TS1072	174
5.3.	MESURE DES PARAMETRES S.....	175
5.2.3.	Extraction des paramètres extrinsèques des transistors.....	175
5.2.4.	Extraction des fréquences de transition caractéristiques des transistors	179

5.2.5.	<i>Comparaison des différents transistors</i>	180
5.3.	MESURES DE PUISSANCE EN HYPERFREQUENCES EN MODE LOAD-PULL	208
5.3.1.	<i>La puissance de sortie (P_{out})</i>	210
5.3.2.	<i>Le rendement de puissance ajoutée (PAE)</i>	211
5.3.3.	<i>Meilleure performance obtenue sur le design NT26I</i>	213
CONCLUSION DU CHAPITRE V		214
CONCLUSION ET PERSPECTIVES		216
ANNEXE 1 : INFLUENCE DES POTENTIELS DE SURFACE DE DIFFERENTES STRUCTURES HEMTS DE TYPE		
INALGAN/GAN		218
1.	LA REACTIVITE DE SURFACE DE DIFFERENTES STRUCTURES INALGAN/GAN SUR SiC	218
1.1.	<i>Evolution de la résistance de feuille avec le temps</i>	219
1.2.	<i>Evolution des propriétés du 2DEG</i>	221
2.	<i>La réactivité de surface d'une structure HEMT InAlGa_N/Ga_N sur SiC avec passivation in-situ</i>	223
CONCLUSION		224
ANNEXE 2 : EXTRACTION DES PARAMETRES EXTRINSEQUES		225
1.	TRANSISTORS T2x20	225
2.	TRANSISTORS NT21	225
3.	TRANSISTORS NT26	226
BIBLIOGRAPHIE		228

Introduction

Le domaine des dispositifs à semi-conducteurs est dominé par les technologies à base de silicium. Cependant, l'évolution du marché des télécommunications civiles et militaires mène à l'émergence de nouvelles filières car ce marché doit répondre à une demande de plus en plus exigeante en termes de fréquences de travail, de fortes densités de puissances, de rendements énergétiques, de fiabilité sous des conditions environnementales particulières (température, humidité). De nouvelles filières comme celle du nitrure de gallium se sont présentées comme d'excellents candidats pour ces applications par rapport aux technologies basées sur des semiconducteurs tels que le silicium ou l'arséniure de gallium. En effet, le nitrure de gallium (GaN) et ses alliages démontrent des performances intéressantes dans les transistors à haute mobilité électronique (HEMT) permettant d'atteindre des fréquences de fonctionnement élevées avec de forts niveaux de puissance. La large bande interdite, la haute mobilité électronique associées à la bonne conductivité thermique du GaN confèrent à ce matériau les caractéristiques idéales pour la montée en fréquence et en puissance.

Différents moyens permettent d'augmenter les fréquences de fonctionnement dans un transistor de type HEMT:

- La diminution des distances entre les contacts ohmiques
- La diminution de la taille de la grille
- La réduction des résistances d'accès
- L'amélioration du confinement des électrons dans le gaz 2D

Cette thèse s'inscrit dans la réduction des résistances d'accès d'un transistor en ayant recours à la recroissance de GaN fortement dopé N au niveau du contact ohmique et dans la diminution des distances entre les contacts ohmiques. Nous étudierons des caissons de n-GaN épitaxiés par MBE et des caissons épitaxiés par MOVPE.

Les travaux dans le cadre de cette thèse CIFRE a impliqué deux acteurs français incontournables dans le domaine du nitrure de gallium :

- le Centre de Recherche sur l'Hétéro-Epitaxie et ses Applications (CRHEA), laboratoire du CNRS
- le III-V Lab, groupement d'intérêt économique (GIE) regroupant Thales, Nokia et le CEA-LETI

Cette thèse a été dirigée par Yvon Cordier (CRHEA) et encadrée par Piero Gamarra (III-V Lab).

Le design des masques permettant la fabrication des transistors, les croissances des structures épitaxiales, les étapes de fabrication des HEMTs et les caractérisations électriques ont été réalisées au III-V Lab.

Les reprises épitaxiales par MBE et une grande partie des reprises épitaxiales des caissons de n-GaN par MOVPE ont été réalisées au CRHEA.

Ce manuscrit est composé de cinq chapitre et d'annexes reprenant les travaux réalisés.

Le premier chapitre rappelle les propriétés physiques des matériaux III-N, le principe de fonctionnement des HEMTs avec une explication sur l'origine du gaz bidimensionnel des électrons et une section sur les moyens permettant d'augmenter la fréquence de fonctionnement dans les transistors.

Le second chapitre présente les techniques expérimentales utilisées dans le cadre de cette thèse. Une première partie portera sur les techniques de croissance par MOVPE et MBE. Ensuite on détaillera les techniques de caractérisations structurales des couches épitaxiées puis on s'arrêtera sur les outils permettant la caractérisation électrique des composants.

Le troisième chapitre sera consacré à la présentation des technologies avec reprise épitaxiale localisée de n-GaN au niveau des contacts ohmiques pour la montée en fréquence des transistors à haute mobilité électronique. Dans ce chapitre nous aborderons le design des structures HEMTs, les différentes topologies de transistors ainsi que les différentes étapes technologiques entrant dans la fabrication des transistors HEMTs. Nous nous focaliserons sur les études de recroissance de caissons de n-GaN par MBE et par MOVPE.

Le chapitre 4 portera sur l'influence des caissons de n-GaN sur les contacts ohmiques notamment sur les résistances. Dans ce chapitre, on présentera la méthode employée pour déterminer les différentes contributions de la résistance de contact. Une étude préliminaire démontre l'intérêt du n-GaN au niveau des contacts ohmiques ; ensuite une seconde partie aborde les résultats obtenus avec les caissons de n-GaN épitaxiés par MBE au CRHEA et une dernière partie se concentre sur les résultats de résistances de contact obtenues avec des structures avec des caissons de n-GaN épitaxiés par MOVPE.

Le dernier chapitre est dédié à la caractérisation approfondie des différents transistors en régime statique, en régime impulsionnel et en régime hyperfréquence. Cette étude approfondie sera réalisée sur trois échantillons avec des caissons de n-GaN épitaxiés par MBE au CRHEA. Cette caractérisation permettra d'identifier la topologie et la structure épitaxiale les plus adaptées pour la montée en fréquence de fonctionnement des transistors HEMTs.

I. Les transistors à haute mobilité électronique à base de matériaux III-N

Dans ce chapitre, nous allons nous intéresser aux propriétés physico-chimiques des matériaux III-N qui les rendent particulièrement attractifs pour des composants microélectroniques. Ensuite, nous nous focaliserons sur les composants HEMTs et on portera une attention particulière à la montée en fréquence de ces derniers.

1.1. Les matériaux III-N

1.1.1. Propriétés cristallines

Les matériaux semi-conducteurs III-V sont composés d'éléments de la colonne III et V de la classification périodique de Mendeleïev. Ainsi, les matériaux III-N tels que le nitrure de gallium (GaN), le nitrure d'indium (InN) et le nitrure d'aluminium (AlN) sont ainsi constitués d'un atome de la colonne III de la classification périodique (gallium, indium, aluminium) et d'un atome d'azote (atome de la colonne V de la classification périodique). Les atomes III et l'atome d'azote sont reliés entre eux par une liaison covalente. L'azote étant plus électronégatif que l'élément III, la liaison III-N est polaire.

Les nitrures d'éléments III peuvent être synthétisés selon trois formes cristallographiques différentes : la structure würtzite, la structure Zinc-Blende et la structure sel-gemme. La synthèse de ces différentes structures dépend de plusieurs paramètres dont les paramètres de croissance des cristaux (pression, température, ratio III-V, etc...) et du substrat choisi (orientation cristallographique de celui-ci).

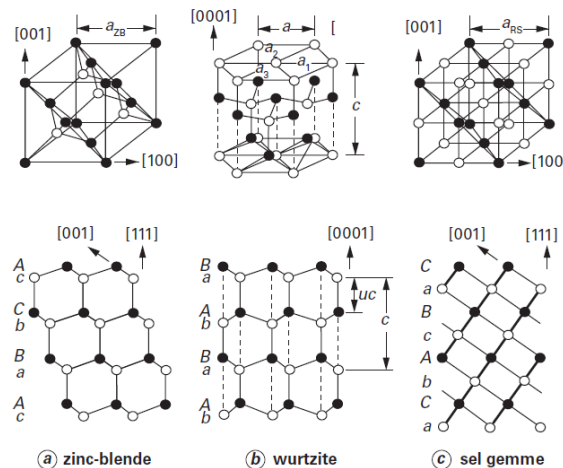


Figure 1: Représentations des mailles cristallines du GaN : (a) zinc-blende, (b) würtzite et (c) sel-gemme [1]

La structure würtzite est la forme la plus stable thermodynamiquement. Il s'agit de la structure la plus utilisée dans la fabrication des composants électroniques et optoélectroniques à base de GaN. Dans ce type de structure, on distingue deux sous-réseaux hexagonaux compacts l'un pour les éléments de types III (Al, Ga, In) et le second pour les atomes d'azote (N) décalés de $5/8$ selon l'axe c , correspondant à l'axe de croissance. La forme würtzite présente l'empilement atomique AaBb le long de l'axe $[0001]$

(Figure 1). Les différents paramètres de maille des structures cristallines de type würtzite pour le GaN, l'AlN, et l'InN sont rapportés dans le Tableau 1. La structure würtzite ne possède pas de centre d'inversion, les différentes directions $[0001]$ et $[000\bar{1}]$ ne sont pas équivalentes. L'axe $[0001]$ est par convention orienté du métal vers l'azote. On parle alors de polarité gallium lorsque les structures sont épitaxiées selon l'orientation $[0001]$ et selon l'orientation $[000\bar{1}]$, on parle de polarité azote (Figure 2).

	GaN	AlN	InN
a (en nm)	0,3189	0,3111	0,3544
c (en nm)	0,5185	0,4978	0,5718

Tableau 1: Paramètres de mailles des structures cristallines de type würtzite pour le GaN, l'AlN, l'InN [2]

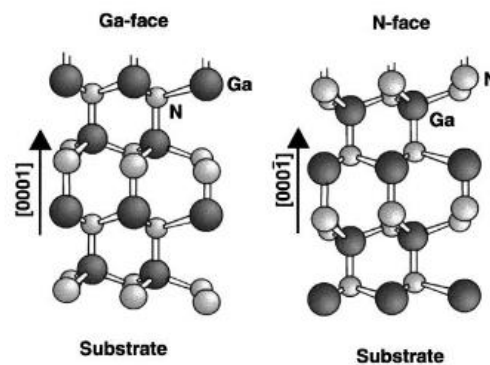


Figure 2: Structures du GaN sous sa forme würtzite face gallium et face azote [3]

La structure zinc-blende correspond à deux réseaux cubiques faces centrées occupés l'un par les atomes d'éléments III, le second par les atomes d'azote et décalés d'un quart de la diagonale principale de la maille soit $(\frac{1}{4}, \frac{1}{4}, \frac{1}{4})$. Il s'agit d'une structure métastable.

La structure sel gemme est une structure particulière pouvant être obtenue directement par épitaxie et nécessite des conditions de pressions supérieures à 50 GPa [2].

Dans le cadre de cette thèse, nous nous intéresserons uniquement à la structure de type würtzite.

1.1.2. Effets de polarisation

Sous leur forme würtzite, les matériaux III-N présentent à la fois une polarisation spontanée et une polarisation piézoélectrique [4], en raison de la non-coïncidence des charges positives et des charges négatives. Ces composés appartiennent également à la famille des matériaux pyroélectriques.

- Polarisation spontanée

Les matériaux III-N sous leur forme cristalline würtzite se caractérisent par la présence d'une polarisation spontanée, en l'absence de contraintes extérieures. Cette polarisation est essentiellement liée au fait que la liaison métal-azote possède un fort moment dipolaire lié à la position dissymétrique des électrons de valence.

Une structure würtzite idéale se définit par une longueur de liaisons entre anions et cations (u) et un rapport des paramètres de maille c/a suivant :

$$u = 3/8 = 0,375 \text{ et } c/a = \sqrt{8/3} = 1,633$$

La structure würtzite des matériaux III-N présente un écart par rapport à la structure idéale. Cet écart est à l'origine de la présence de la polarisation spontanée. Le Tableau 2 reprend les paramètres de mailles c/a , u et la polarisation spontanée (P_{sp}) des matériaux III-N[5].

	c/a	U	$P_{sp} \text{ (C.m}^{-2}\text{)}$
GaN	1,634	0,376	-0,029
AlN	1,619	0,380	-0,081
InN	1,627	0,377	-0,032

Tableau 2: Paramètres c/a , u et polarisation spontanée P_{sp} pour les matériaux III-N[5]

Les tétraèdres formant le cristal sont donc déformés ce qui implique que la longueur des liaisons entre les atomes à fort caractère ionique varie suivant l'axe de croissance. Par conséquent, chaque tétraèdre a un dipôle élémentaire. La polarisation spontanée correspond donc à la somme vectorielle de chacun de ces dipôles.

La Figure 3 illustre la distribution des moments dipolaires P_1 à P_4 conduisant à la création de la polarisation spontanée dans le cas du GaN face gallium et dans le cas du GaN face azote.

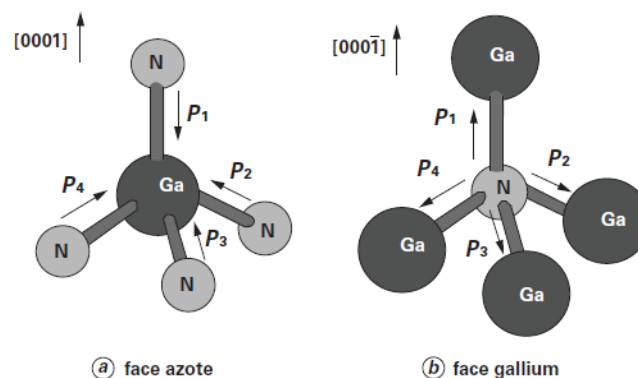


Figure 3: Schéma de la distribution des moments dipolaires dans le cas du GaN (a) face azote et (b) face gallium[1]

- Polarisation piézoélectrique

Les matériaux III-N présentent une autre forme de polarisation lorsqu'ils sont soumis à une contrainte mécanique. On parle de polarisation piézoélectrique.

Dans le cadre de couches minces monocristalline de matériaux piézo-électriques, la polarisation piézoélectrique apparaît chaque fois que la maille cristalline est déformée.

Dans le cas d'épitaxie de matériaux III-N, elle apparaît lors de la croissance de ces matériaux sur un substrat ou sur une couche ayant des paramètres de maille différents. L'adaptation des paramètres de maille lors de la croissance engendre, sous l'effet de la contrainte, une modification de la symétrie du cristal des matériaux III-N. Il apparaît donc une polarisation piézoélectrique.

Sous l'action des contraintes mécaniques, il résulte la création d'une charge électrique aux interfaces et par conséquent l'apparition d'un champ électrique.

L'expression de la polarisation piézoélectrique induite par la déformation ε_{zz} le long de l'axe de croissance (0001) dans une structure hexagonale de type III-N wurtzite s'écrit de la manière suivante :

$$\vec{P}_{Pz} = P_{Pz} \cdot \vec{e}_z = 2\varepsilon_{xx}(e_{31} - e_{33} \frac{C_{13}}{C_{31}}) \vec{e}_z \quad \text{Équation 1}$$

Où

- ε_{xx} représente la déformation de la maille dans le plan de croissance perpendiculaire à l'axe c et peut s'écrire $\varepsilon_{xx} = (a - a_0)/a_0$ (où a est le paramètre de maille contraint et a_0 est le paramètre de maille relaxé)
- e_{31} et e_{33} sont les coefficients piézoélectriques
- C_{13} et C_{31} sont les constantes élastiques

Les valeurs des coefficients piézoélectriques et les constantes élastiques des matériaux III-N sont rapportées dans le Tableau 3.

	$e_{31} \text{ (C.m}^{-2}\text{)}$	$e_{33} \text{ (C.m}^{-2}\text{)}$	$C_{13} \text{ (GPa)}$	$C_{33} \text{ (GPa)}$
GaN	-0,49	0,73	103	405
AlN	-0,58	1,55	108	373
InN	-0,57	0,97	92	224

Tableau 3: Coefficients piézoélectriques et élastiques des matériaux III-N [6]

1.1.3. Propriétés électriques et optiques

- *Energie de gap*

Le nitrure de gallium (GaN), le nitrure d'indium (InN) et le nitrure d'aluminium (AlN) sont des matériaux présentant un gap direct c'est-à-dire que le minimum de la bande de conduction et le maximum de la bande de valence sont situés au centre de la première zone de Brillouin (vallée Γ).

La différence entre le minimum de la bande de conduction et le maximum de la bande de valence correspond à la largeur de la bande interdite appelée l'énergie du gap E_g . Ainsi le GaN, l'InN et l'AlN ont une énergie de gap de 3.4 eV, 0.7 eV et 6.2 eV respectivement. Comparés à l'InP ou encore GaAs, le GaN est considéré comme un matériau à grand gap.

Du fait de leur largeur de bande interdite, à température ambiante, les matériaux III-N peuvent couvrir un large spectre de longueurs d'onde allant de l'infrarouge (1,77 μm) à l'ultraviolet profond (200 nm).

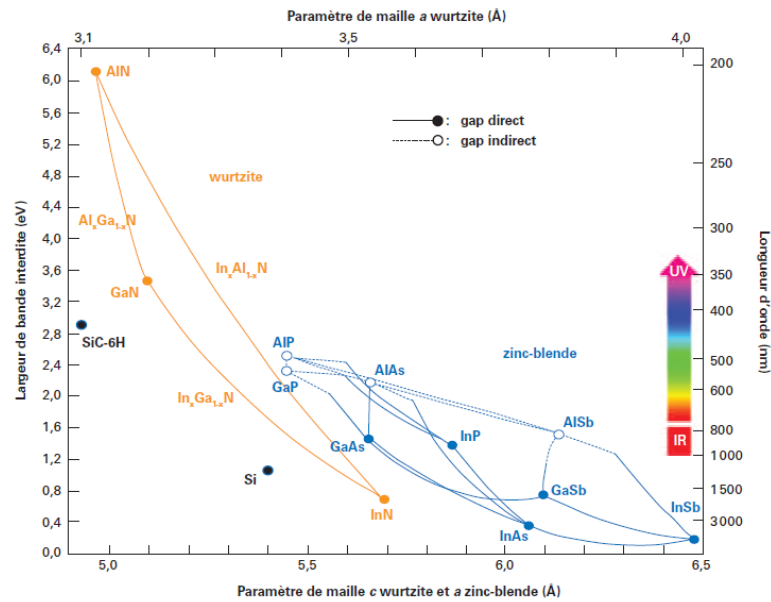


Figure 4: Graphe représentant la largeur de bande interdite en fonction du paramètre de maille pour les différents matériaux III-N (en orange) et différents semi-conducteurs (en bleu) [1]

Aussi, il est possible d'accéder à toute la plage de bande interdite par l'obtention de couches ternaires $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{N}$ ou quaternaires $\text{In}_{1-x-y}\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{N}$.

- Mobilité des porteurs

La mobilité est une grandeur permettant de mesurer l'aptitude des porteurs à se déplacer dans le réseau cristallin. La mobilité est sensible à toute perturbation du réseau cristallin qui pourrait être provoquée par une élévation de température, par l'incorporation de dopants ou de défauts structuraux.

Dans le cas du GaN, la mobilité des porteurs est plus faible que dans l'arséniure de gallium ; du fait que les masses effectives soient plus grandes. La mobilité est dépendante de la qualité du matériau. En général, la mobilité est limitée par les effets des défauts structuraux tant qu'ils ne sont pas écrantés par les porteurs en densité suffisante. Elle peut être limitée par différents mécanismes intervenant selon la température. A basse température, la mobilité est sensible à la diffusion par les impuretés neutres ou chargées. A température moyenne (150 K), ce sont les phonons acoustiques par l'intermédiaire du potentiel de déformation et le champ piézoélectrique, particulièrement important pour le GaN du fait de la forte polarité des liaisons, qui s'imposent. Au-delà de 300 K, la mobilité est surtout limitée par les phonons optiques.

- Vitesse de saturation

Dans un matériau, la vitesse des porteurs s'exprime de la manière suivante :

$$v = \mu E \quad \text{Équation 2}$$

Où μ et E sont respectivement la mobilité des porteurs et le champ électrique appliqué.

Le comportement n'est linéaire que pour des faibles champs. Cependant, sous de forts champs électriques, la mobilité des porteurs n'augmente plus avec le champ appliqué et sature. On définit ainsi la vitesse de saturation des porteurs (v_{sat}).

Dans le cas des matériaux III-N, la vitesse de saturation des électrons à 300K vaut $1,75 \cdot 10^7 \text{ cm.s}^{-1}$ pour le GaN, $1,5 \cdot 10^7 \text{ cm.s}^{-1}$ pour l'AlN et $1,4 \cdot 10^7 \text{ cm.s}^{-1}$ pour l'InN (Figure 5). La valeur de la vitesse de saturation du GaN est environ le double que le GaAs.

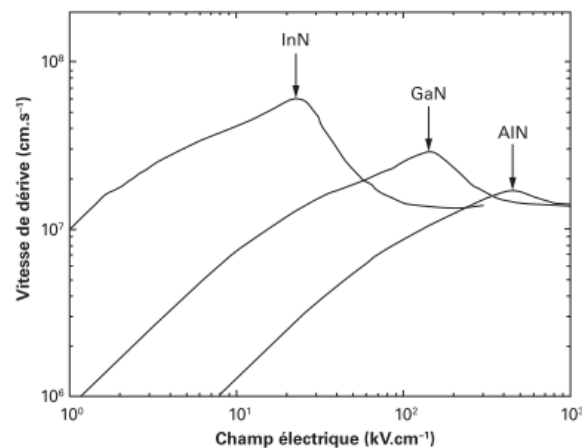


Figure 5: Graphe représentant la vitesse de dérive des électrons en fonction du champ électrique à 300 K dans les matériaux massifs GaN, AlN et InN (approche Monte Carlo) [1]

Les vitesses de saturation élevées dans les matériaux III-N sont une caractéristique importante pour les HEMTs fonctionnant à hautes fréquences.

- Champ de claquage

Le champ de claquage correspond au champ électrique maximum que peut supporter le matériau. Il s'agit d'un paramètre clé pour les transistors HEMTs de puissance. Plus ce paramètre est élevé et plus le transistor est apte à supporter des tensions de fonctionnement élevées.

Le champ de claquage (E_c) est proportionnel à l'énergie du gap (E_g) selon la relation suivante :

$$E_c \propto (E_g(T))^{\frac{3}{2}} \quad \text{Équation 3}$$

Pour le GaN et l'AlN, le champ de claquage est important et vaut 3,3 MV/cm et 11 MV/cm respectivement.

De plus, dans les composants, les champs électriques sont très inhomogènes dans les composants électroniques à base de semi-conducteurs III-N et la conception de ces derniers doit prendre en compte ce point pour éviter un claquage prématuré dans les zones soumises à un fort champ électrique.

1.1.4. Applications

Les propriétés physiques des matériaux III-N sont exploitées dans diverses applications tels que les composants d'électronique RF et de puissance, les diodes électroluminescentes, les diodes lasers et les photodétecteurs.

Dans le cadre de notre thèse, nous intéresserons tout particulièrement aux transistors à haute mobilité d'électrons (HEMT). Les matériaux III-N sont d'excellents candidats pour ce type d'application en raison du champ de claquage élevé, de la haute mobilité des porteurs et d'une grande vitesse de saturations des électrons.

1.2. Généralités sur les HEMTs

1.2.1. Présentation générale d'un HEMT

Un HEMT est un transistor à effet de champ caractérisé par deux contacts ohmiques (appelés source et drain) et d'un contact Schottky (appelé grille). Le principe de fonctionnement de ce type de transistor repose sur la modulation de la densité du gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG) entre la source et le drain par l'action électrostatique de la grille. Ainsi, en appliquant une tension entre la grille et la source (V_{GS}), on peut moduler la densité d'électrons dans le canal et par conséquent le courant I_{DS} établi entre le drain et la source après application d'une tension V_{GS} . L'application d'une tension de grille négative V_{GS} a pour effet de rehausser la bande de conduction et donc plus ou moins désertier le canal bidimensionnel d'électrons.

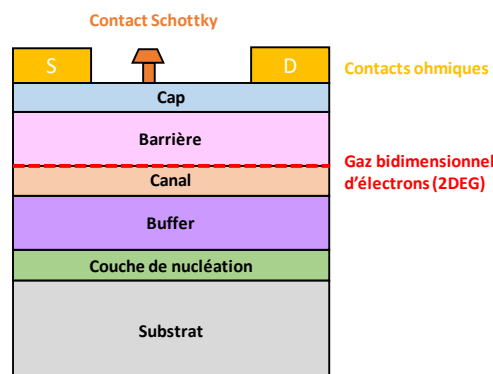


Figure 6: Structure d'un transistor HEMT

La Figure 6 montre l'empilement des différentes couches épitaxiales dans un HEMT standard.

1.2.2. Structure épitaxiale

Le transistor HEMT est basé sur l'hétérojonction dû à l'association de deux semi-conducteurs de largeur de bandes différentes. Il est constitué de l'empilement de différentes couches épitaxiales sur un substrat.

- *Le cap*

Ce qu'on appelle cap est une couche qui a pour rôle de protéger la surface afin d'éviter l'oxydation de l'aluminium contenu dans la barrière et donc vise à protéger la barrière. Dans la littérature on trouve différents types de caps notamment en GaN et en SiN. Le cap de GaN a pour rôle de rehausser la hauteur effective de la barrière de potentiel grâce aux polarisations régnant à l'interface cap/barrière entraînant une diminution des courants de fuites par effet tunnel [7]. Cependant, plus cette couche de protection est épaisse et plus la barrière de potentiel métal/ semi-conducteur sera élevée ce qui conduit à une diminution de la densité surfacique d'électrons dans le puit de potentiel. Il est donc nécessaire de trouver un compromis entre protection de l'oxydation de la barrière et une forte densité électronique. Dans la littérature, le cap de GaN est très souvent associé à des barrières d'AlGaIn, tandis que les travaux qui mentionnent l'utilisation d'un cap de GaN sur InAlN, InAlGaIn ou AlN sont plus rares. A l'heure actuelle, il est également possible de déposer un autre type de cap. Il s'agit d'un cap SiN déposé in-situ dans les réacteurs d'épitaxie juste après la croissance de la barrière [8]. Contrairement au GaN, ce cap amorphe ne rehausse pas la hauteur de barrière de potentiel, mais produit une passivation de la surface qui au final permet d'augmenter la densité du gaz d'électrons.

- *La barrière*

La barrière, tout comme le canal, fait partie des couches actives d'une structure HEMT. L'apparition du gaz bidimensionnel d'électrons est due au transfert d'électrons libres vers l'interface entre la barrière et le canal de GaN. A cette interface, la différence d'énergie de bande interdite conduit à une discontinuité des bandes de conduction. A cet effet s'ajoute la présence d'une discontinuité de charge de polarisation. La formation du gaz 2D sera abordée de manière plus précise dans la suite de ce manuscrit.

Dans le cadre de cette thèse, deux barrières différentes ont été utilisées : les barrières ternaires AlGaIn et les barrières quaternaires InAlGaIn.

- *La couche d'exclusion d'AlN*

On trouve parfois entre le canal GaN et la barrière une couche AlN avec une épaisseur de l'ordre du nanomètre. Elle permet de confiner les électrons dans le gaz 2D et ainsi de réduire la pénétration des électrons dans la barrière. En effet, du fait de la large bande interdite de l'AlN (6,2 eV), la discontinuité de bandes de conduction entre la barrière et le canal est accentuée [9]. Par ailleurs, la couche d'AlN réduit les effets de fluctuation d'alliage à l'interface entre la barrière et le canal ce qui a pour effet d'augmenter la mobilité des électrons [10]. Aussi, l'incorporation de cette couche dans une structure HEMT a pour effet d'augmenter la quantité d'aluminium dans la barrière et par conséquent la densité d'électrons du gaz 2D.

- *la « back barrier »*

Parfois, pour améliorer le confinement des électrons dans le canal GaN la couche tampon est constituée d'un alliage tel que l'AlGaIn. Du fait de son gap plus élevé que celui de GaN et du fait d'une charge de polarisation négative à l'interface GaN/AlGaIn la bande de conduction est relevée ce qui repousse les électrons du canal vers la barrière. On peut alors parler de HEMT à double hétérojonction

(DH-HEMT) [11] ou de back-barrier. Il existe un autre type de back barrier, qui utilise une couche fine en InGaN [12] qui introduit également un champ électrique répulsif sous le canal. Toutefois, on rencontre plus souvent des back barriers en AlGaIn, du fait du plus grand gap de ce matériau.

La back barrier permet de limiter le phénomène de « punch-through » lié à l'injection de porteurs dans le buffer à fort champ et augmente ainsi la tension de claquage.

- *Le buffer et canal de GaN*

Le tampon (buffer) est généralement constitué de GaN voire d'un alliage AlGaIn. Cette couche doit présenter une bonne qualité cristalline et une bonne isolation électrique. La qualité cristalline du buffer dépend de la qualité cristalline de la couche de nucléation. Afin d'assurer la meilleure fiabilité des transistors et leur fonctionnement optimal, on cherche à minimiser la densité de dislocations responsables de pièges. Au-delà d'une épaisseur de 200 nm environ, la couche tampon peut relaxer une grande partie des contraintes ce qui y réduit considérablement la polarisation piezoélectrique engendrée par les contraintes mécaniques lors de la croissance.

En ce qui concerne l'isolation électrique, l'utilisation de dopants de types accepteurs comme le fer ou le carbone permet de compenser le dopage résiduel de type N et donc améliorer la résistivité de la couche.

Au-dessus de cette couche, on trouve le canal de GaN. Il s'agit d'une couche à faible dopage résiduel pour améliorer la mobilité et dont l'épaisseur varie selon les applications.

- *La couche de nucléation*

La couche de nucléation est une couche déposée sur le substrat permettant d'assurer la transition avec notamment la couche tampon (buffer) de GaN épais et relaxé dans la plupart des cas. La qualité de cette couche joue un rôle primordial dans la réduction du taux de dislocations dans la structure HEMT. La croissance d'une couche de GaN à basse température ou bien d'AlN peut être utilisée pour la nucléation sur saphir [13]. Une couche de nucléation en AlN est généralement utilisée lors de la croissance sur Si ou SiC.

- *Le substrat*

A l'heure actuelle, les substrats de GaN résistifs ne sont commercialement disponibles que pour de petites dimensions (inférieure à 3 pouces). Par conséquent, la croissance des composés III-N pour les transistors HEMT a lieu sur des substrats de nature différente. On parle ainsi d'hétéroépitaxie. La différence de paramètre de maille entre le matériau épitaxié et le substrat ainsi que les différences de coefficients de dilatation thermique entre le matériau épitaxié et le substrat sont les deux paramètres importants jouant un rôle sur la qualité cristalline des couches. Ces différences engendrent des contraintes dans la couche de GaN hétéroépitaxié qui finissent par se relaxer et créer des dislocations voire des fissures dans le matériau. Les dislocations sont principalement des dislocations traversantes c'est-à-dire qu'elles se propagent de l'interface avec le substrat jusqu'à la surface de la couche de GaN. Le nombre de ce type de dislocations est aux alentours de 10^8 - 10^{10} cm⁻² pour du GaN épitaxié sur un substrat de saphir ou de SiC. Ces dislocations altèrent les performances des transistors HEMTs [14] [15], il est donc nécessaire de limiter leur densité lors de l'hétéroépitaxie.

Le choix du substrat s'avère donc essentiel pour des applications de dispositifs HEMTs à base de GaN. En effet, l'hétéroépitaxie engendre l'adaptation de la maille du matériau à épitaxier avec celle du substrat et en premier une contrainte biaxiale dans le plan perpendiculaire à l'axe de la croissance. Cette contrainte peut être soit en compression quand le paramètre de maille du substrat est plus petit que le paramètre de maille relaxé du matériau épitaxié soit en tension dans le cas contraire. Pour minimiser les contraintes mécaniques, il est donc nécessaire d'utiliser un substrat ayant un paramètre de maille le plus proche possible du GaN. Les deux substrats les plus couramment utilisés dans la filière du GaN sont le saphir (Al_2O_3) et le carbure de silicium (SiC).

Le saphir est un substrat semi-isolant stable, disponible jusqu'à au moins 100 mm de diamètre et à coût relativement abordable. Il présente un désaccord de maille important avec le GaN (16%). L'incorporation d'une couche de nucléation très fine d'AlN ou de GaN déposée à faible température a permis d'accommoder ce désaccord de maille en générant des dislocations pour la plupart confinées dans le bas des couches tampon. Cependant, sa faible conductivité thermique est un inconvénient majeur pour des applications de puissance hyperfréquence.

Quant au carbure de silicium, il se présente comme un excellent candidat pour les applications de puissance hyperfréquence. En effet, il présente un désaccord de maille inférieur à 4%, une différence de coefficient de dilatation thermique avec le GaN faible (25%). Son atout majeur pour les composants de puissances est lié à son excellente conductivité thermique améliorant la dissipation thermique et évitant les chutes de courant liées à l'auto-échauffement. Par ailleurs, l'incorporation d'une fine couche de nucléation d'AlN permet d'améliorer considérablement la qualité cristalline car celui-ci possède un désaccord de paramètre de maille aux alentours de 1% avec le SiC. Cependant, l'inconvénient majeur de ce substrat est lié à son coût relativement élevé, surtout pour les substrats à haute résistivité électrique nécessaire pour la RF, même si ce dernier a considérablement diminué durant les dix dernières années.

Le substrat de silicium hautement résistif est l'un des substrats les plus attractifs pour l'électronique GaN RF de puissance. La disponibilité de wafers de grande taille allant jusqu'aux 12 pouces, le faible coût et de la maturité technologique sont les grands avantages de l'utilisation du silicium. Cependant, lors de la croissance, la différence de paramètre de maille (17%) avec le GaN et la différence de coefficient d'expansion thermique (54%) sont responsables de la courbure du substrat et de la présence de craquelures dans les couches lors du refroidissement. En effet, le GaN est en tension lorsqu'il est épitaxié sur le silicium. Afin de pallier ce problème, il est nécessaire d'utiliser une couche de nucléation d'AlN et une série de couches d'adaptation pour gérer les contraintes pendant la croissance et lors du refroidissement (par exemple l'empilement de super-réseaux d'AlN/GaN ou de couches d'AlGaIn).

1.2.3. Formation du gaz d'électrons 2D

La formation du gaz d'électrons est liée à la polarisation et aux discontinuités de bandes au niveau de l'hétérojonction barrière III-N/GaN.

- Effets de polarisation au niveau de l'hétérojonction

▪ Hétérojonction AlGaIn / GaN

Comme nous avons pu le voir dans la partie 1.1.2, les matériaux III-N présentent une polarisation spontanée, en l'absence de contraintes.

A la polarisation spontanée, s'ajoute une polarisation piézoélectrique engendrée par la croissance pseudomorphique de l'AlGaIn sur le GaN. Lors de la croissance sur du GaN suffisamment épais pour être relaxé, la maille d'AlGaIn est déformée ce qui se traduit par la génération d'une polarisation piézoélectrique. La couche d'AlGaIn a une épaisseur bien inférieure à celle du buffer. Dans le plan de croissance, la barrière AlGaIn est soumise à une déformation en extension puisque le paramètre de maille de cette couche est nettement inférieur à celui d'une couche de GaN. La couche d'AlGaIn étant en tension, les polarisations spontanées et piézoélectriques ont la même direction et sont orientées selon la direction [000-1]. Cependant, si la celle-ci était en compression, la polarisation piézoélectrique pointerait dans la direction opposée [3].

La polarisation totale de la barrière d'AlGaIn est la somme des composantes piézoélectrique ($P_{AlGaIn}^{piézo}$) et spontanée (P_{AlGaIn}^{sp}).

Dans le cas où le buffer de GaN est relaxé, il apparaît une différence de polarisation ΔP :

$$\Delta P = P_{AlGaIn}^{sp} + P_{AlGaIn}^{piézo} - P_{GaN}^{sp} \quad \text{Équation 4}$$

A l'interface entre l'AlGaIn et le GaN, la discontinuité des vecteurs de polarisation engendre l'apparition d'une charge de polarisation électrostatique. Dans l'hypothèse d'une interface abrupte et que le buffer soit totalement relaxé, la densité de charges de polarisation induite (σ_p) peut s'écrire :

$$\sigma_p = -\nabla P = P_{GaN} - P_{Al_xGa_{1-x}N} \quad \text{Équation 5}$$

La polarisation est dirigée perpendiculairement à l'interface de l'hétérojonction AlGaIn/GaN. On a une densité de charges fixes à l'interface (σ_{int}) qui peut s'écrire comme :

$$\sigma_{int} = P_{GaN}^{sp} - \left(P_{Al_xGa_{1-x}N}^{sp} + P_{Al_xGa_{1-x}N}^{piézo} \right) \quad \text{Équation 6}$$

Les électrons de la structure notamment ceux qui occupent les états de surface de l'AlGaIn viennent compenser la charge positive due aux polarisations à l'interface. La densité de charges surfaciques de polarisation vaut donc :

$$\sigma_s = \sum_i \frac{\sigma_{int}}{q} \quad \text{Équation 7}$$

Où q est la charge de l'électron.

Par ailleurs, il est possible de quantifier la densité théorique n_s de porteurs dans le puits en utilisant le modèle électrostatique fondé sur la neutralité de la charge dans l'ensemble de l'hétérostructure :

$$n_s = \frac{\sigma_{int}}{q} - \left(\frac{\epsilon_0 \epsilon_r}{dq^2} \right) (q\phi_b + E_F - \Delta E_C) \quad \text{Équation 8}$$

Où d représente l'épaisseur de la barrière, ϵ_0 est la constante diélectrique du vide, ϵ_r est la constante diélectrique de la barrière, ϕ_b est la hauteur de la barrière Schottky, E_F est la position du niveau de Fermi et ΔE_c est la discontinuité de la bande de conduction à l'interface barrière/canal.

Contrairement aux structures à base de GaAs, il n'est pas nécessaire d'avoir recours au dopage. Des variations de concentrations d'aluminium ainsi que des variations d'épaisseurs de barrière peuvent influencer sur la concentration de porteurs. La Figure 7 est un graphe illustrant la concentration d'électrons dans le gaz bidimensionnel (n_s) en fonction de la concentration en aluminium et pour différentes épaisseurs de barrière AlGaIn. Une augmentation du taux d'aluminium entraîne une élévation de la densité de porteurs.

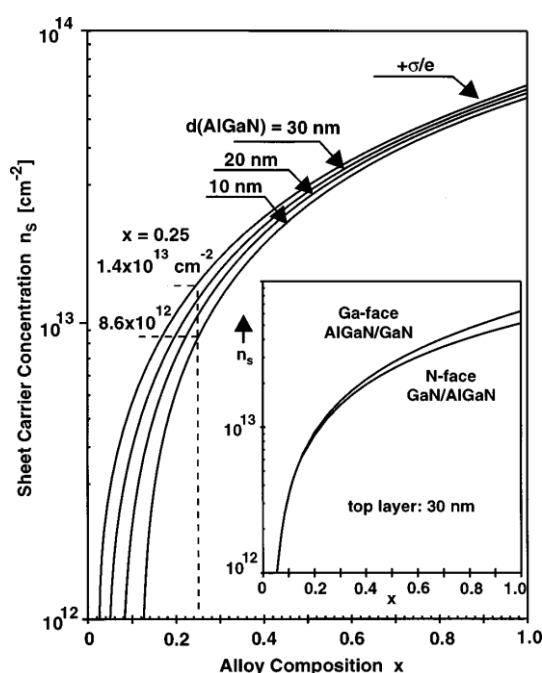


Figure 7: Evolution de la concentration d'électrons dans le gaz bidimensionnel d'électrons au niveau de l'interface AlGaIn/GaN en fonction de la concentration d'aluminium et pour différentes épaisseurs de barrière AlGaIn [3]

Cependant, pour des concentrations d'aluminium trop élevées l'augmentation des contraintes peut mener à une dégradation de la qualité cristalline de la barrière, des effets de rugosité d'interface et une chute de la mobilité des porteurs.

■ Hétérojonction InAlGaIn / AlN / GaN

Les structures HEMTs ayant une hétérojonction InAlGaIn / AlN / GaN présente des densités d'électrons dans le gaz bidimensionnel (2DEG) plus importantes que les structures AlGaIn/GaN.

Les structures étudiées dans le cadre de cette thèse ont un taux d'aluminium comprises entre 24% et 28% pour les structures AlGaIn. Les structures InAlGaIn ont un taux d'aluminium de 80% et un taux d'indium de 12%.

Dans ce type d'hétérojonction, les effets de polarisations sont plus importants. Comme dans l'hétérojonction AlGaIn/GaN, la polarisation totale est la somme de la polarisation spontanée et la polarisation piézoélectrique. Cependant l'analyse de la polarisation est un peu plus complexe.

L'expression de la polarisation spontanée en utilisant la formule de Vegard est la suivante :

$$P_{sp}^{Al_xIn_yGa_{1-x-y}N} = xP_{sp}^{AlN} + yP_{sp}^{InN} + (1-x-y)P_{sp}^{GaN} + b_{AlGaIn}x(1-x-y) + b_{InGaIn}y(1-x-y) + b_{AlInN}x \quad \text{Équation 9}$$

Avec b_{AlGaIn} , b_{InGaIn} et b_{AlInN} sont les « bowing parameters » des alliages ternaires III-N

La polarisation piézoélectrique a pour expression :

$$P_{piézo}^{Al_xIn_yGa_{1-x-y}N} = xP_{piézo}^{AlN,\eta_1} + yP_{piézo}^{InN,\eta_1} + (1-x-y)P_{piézo}^{GaN,\eta_1} \quad \text{Équation 10}$$

Où η_1 est le « basal strain » ; ce paramètre est défini de la manière suivante [16] :

$$\eta_1(Al_xIn_yGa_{1-x-y}N) = \frac{x(a^{GaN} - a^{AlN}) + y(a^{GaN} - a^{InN})}{xa^{AlN} + ya^{InN} + (1-x-y)a^{GaN}} \quad \text{Équation 11}$$

La polarisation totale (P_{tot}) de la barrière est donc égale à :

$$P_{tot}^{Al_xIn_yGa_{1-x-y}N} = P_{sp}^{Al_xIn_yGa_{1-x-y}N} + P_{piézo}^{Al_xIn_yGa_{1-x-y}N} \quad \text{Équation 12}$$

La charge à l'interface (notée σ_{int}) [17] qui est générée au niveau de l'hétérointerface vaut :

$$\sigma_{int} = P_{tot}^{GaN} - P_{tot}^{Al_xIn_yGa_{1-x-y}N} - P_{tot}^{AlN} \quad \text{Équation 13}$$

- Origine du gaz bidimensionnel d'électrons

Le transistor HEMT est basé sur l'hétérojonction barrière/buffer ou barrière/AlN/buffer.

L'origine du gaz bidimensionnel d'électrons s'explique par le modèle d'Ibbetson [18]. Les électrons du gaz bidimensionnel ont pour origine les donneurs en surface et les impuretés résiduels de la barrière ionisés. L'épaisseur de la barrière est le paramètre clé dans l'origine du gaz bidimensionnel d'électrons. On introduit une nouvelle grandeur qui est l'épaisseur critique de la barrière que l'on note t_{cr} :

$$t_{cr} = \frac{E_D - \Delta E_c}{q\sigma_{PZ}} \epsilon_{barrière} \quad \text{Équation 14}$$

Où E_D est l'énergie des donneurs en surface, ΔE_c représente la discontinuité de la bande de conduction à l'interface barrière/canal, $\epsilon_{barrière}$ la constante diélectrique de la barrière et σ_{PZ} la densité de charges de polarisation.

Lorsque l'épaisseur de la barrière est inférieure à l'épaisseur critique ($t < t_{cr}$), le potentiel de surface est situé sous le niveau de Fermi, il n'y a donc pas de gaz bidimensionnel d'électrons. Cependant, lorsque l'épaisseur de la barrière est supérieure à l'épaisseur critique ($t > t_{cr}$), le niveau des états de surface et le niveau de Fermi coïncide. Par l'intermédiaire du champ électrique régnant dans la barrière, les électrons se dirigent des états de surface vers le puits à l'interface barrière/canal (Figure 8). Il y a donc création du gaz bidimensionnel d'électrons. La densité de porteurs s'exprime de la manière suivante :

$$qn_s = \sigma_{PZ} \left(1 - \frac{t_{cr}}{t}\right) \quad \text{Équation 15}$$

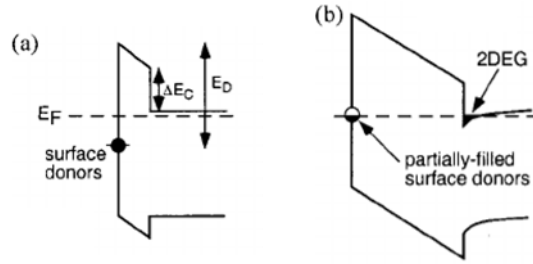


Figure 8: Diagramme de bandes d'une structure AlGaIn/GaN illustrant le modèle du donneur de surface avec l'épaisseur de la barrière AlGaIn non dopée (a) inférieure et (b) supérieure à l'épaisseur critique pour la formation du 2DEG [18]

1.2.4. Caractéristiques électriques des HEMTs

Après la fabrication du dispositif HEMTs, ces derniers sont mesurés par le biais de diverses caractérisations qui permettent de remonter aux grandeurs nécessaires à l'évaluation des performances des HEMTs. Il s'agit de caractérisations des contacts ohmiques, des caractéristiques statiques, caractérisations en régime pulsé et caractérisations en régime hyperfréquence.

- Caractérisations des contacts ohmiques

La qualité d'un contact ohmique se définit par sa résistance de contact (R_c) et sa résistivité spécifique de contact ρ_c . Pour évaluer la qualité, on utilise la méthode introduite par Shockley [19] en 1964 nommée en anglais Transmission Line Method (TLM). Cette méthode consiste à mesurer la résistance de contact en utilisant des motifs composés de plusieurs plots métalliques de longueur W et de largeur L espacés de distances croissantes (d_i). Un schéma d'un motif TLM est représenté sur la Figure 9.

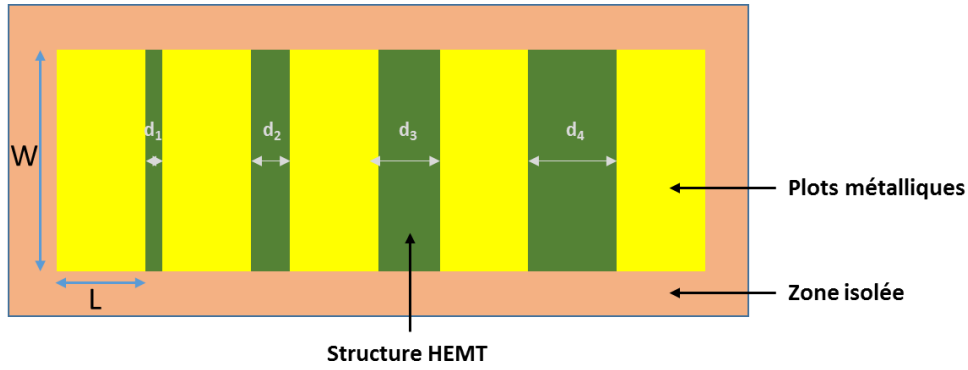


Figure 9: Schéma d'un motif TLM

La mesure des résistances est réalisée à partir de la méthode des 4 points. Celle-ci présente l'avantage de s'affranchir des résistances de pointes de mesures. Un courant est injecté entre deux points posées sur deux contacts voisins et la différence de potentiel est mesurée à l'aide deux autres pointes. A partir des valeurs de courant injecté et de la tension mesurée, on peut calculer aisément la résistance totale.

La résistance totale (R_T) est la somme des deux résistances de contacts (R_c) et la résistance carrée (R_{sheet}) c'est-à-dire la résistance du gaz bidimensionnel d'électrons dans le cas d'une structure HEMT (Figure 10) ou la résistance de feuille dans le cas d'une couche uniformément dopée.

$$R_T = 2R_c + \frac{R_{sheet}}{W} d_i \quad \text{Équation 16}$$

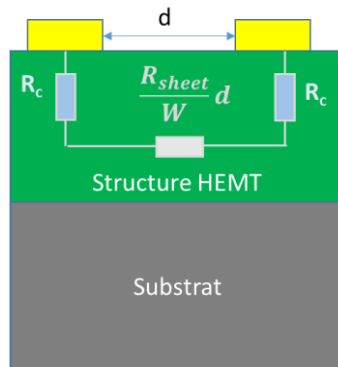


Figure 10: Schéma d'une structure HEMT avec les différentes contributions de résistances

Avec cette technique, il est possible d'extraire les résistances de contact.

Si le contact est ohmique, la courbe représentant la résistance totale mesurée (R_T) en fonction de la distance entre les plots métalliques (d_i) est une droite (Figure 11) dont l'ordonnée à l'origine correspond à deux fois la résistance de contact. La pente de cette droite correspond à $\frac{R_{sheet}}{W}$.

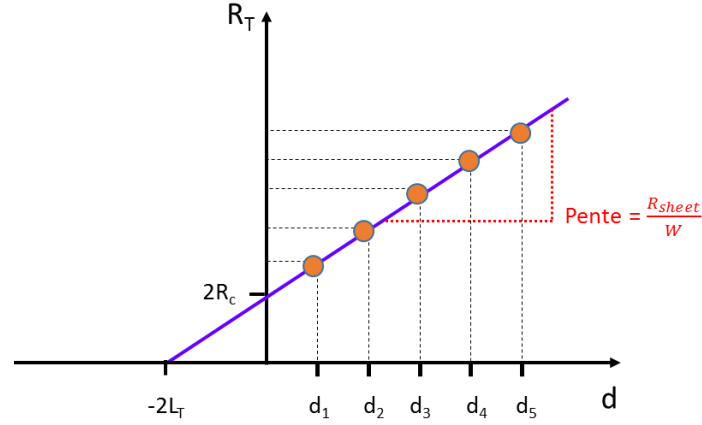


Figure 11: Courbe représentant la résistance totale obtenue en fonction de la distance entre les contacts ohmiques

La résistance spécifique de contact (ρ_c) est une grandeur largement utilisée. Cette grandeur correspond à la résistance de contact multipliée par la surface utile du contact. Elle s'exprime généralement en $\Omega \cdot \text{mm}^2$.

L'intensité du courant et par conséquent la résistance R_c sont dépendantes de la largeur des plots métalliques. Plus la largeur des plots est importante et plus le R_c résultant est faible.

La résistance de contact est normalisée par rapport à la largeur afin de pouvoir comparer la résistance des contacts de différentes largeurs :

$$R_c(\Omega \cdot \text{mm}) = R_c(\Omega) \cdot W \quad \text{Équation 17}$$

Il est nécessaire d'introduire une nouvelle caractéristique qui est la longueur de transfert notée L_T . Ainsi, lors de la conduction du courant, la largeur du plot métallique n'est pas intégralement utilisée. Seule une partie de la largeur du plot contribue à la conduction du courant. Cette largeur effective est appelée Longueur de transfert.

Pour minimiser la résistance de contact, il est indispensable que L_T soit inférieure à W [20]. Il existe une relation reliant L_T à ρ_c :

$$L_T = \sqrt{\frac{\rho_c}{R_{sheet}}} \quad \text{Équation 18}$$

Dans le cas où $W > L_T$, on a :

$$R_c = \frac{\rho_c}{L_T W} \quad \text{Équation 19}$$

En combinant les équations précédentes, on obtient :

$$R_c = \frac{L_T R_{sheet}}{W} \quad \text{Équation 20}$$

Lorsqu'on remplace la valeur de R_c dans l'Équation 16, on obtient :

$$R_T = \frac{R_{sheet}}{W}(d_i + 2L_T) \quad \text{Équation 21}$$

Il est possible de déduire la valeur de L_T grâce au graphe. L'intersection de la droite avec l'axe des abscisses vaut $-2L_T$.

L'expression de la résistance de contact spécifique (ρ_c) est déduite à partir de l'Équation 19:

$$\rho_c = R_c L_T W \quad \text{Équation 22}$$

Une seconde écriture de (ρ_c) peut être obtenu en utilisant l'Équation 20 :

$$\rho_c = R_{sheet} L_T^2 \quad \text{Équation 23}$$

Dans la pratique, on utilise principalement l'équation suivante :

$$\rho_c = \frac{(R_c W)^2}{R_{sheet}} \quad \text{Équation 24}$$

La valeur de (ρ_c) nous renseigne sur la surface où le courant circule (autrement dit si le courant circule via toute la surface du contact ou bien sur une zone limitée). Ainsi, une valeur élevée de (ρ_c) est le signe que la surface nécessaire à la circulation du courant est importante.

Il existe une seconde géométrie pour les TLM qui sont des motifs en géométrie circulaires. L'avantage de cette géométrie réside dans le fait qu'il ne soit pas nécessaire d'isoler les contacts. En effet, les lignes de courant s'établissent entre le plot central et le plot de masse. Ces derniers n'ont pas été étudiés dans notre étude.

Dans le cadre de la thèse, la caractérisation des contacts ohmiques est nécessaire. La méthode TLM est ainsi utilisée. Différentes configurations de TLM ont été utilisées pour évaluer les différentes contributions intervenant avec des contacts ohmiques avec recroissance n-GaN (cf Chapitre IV)

- *Les caractérisations en régime statique des HEMTs*

Les caractérisations statiques des HEMTs permettent de caractériser les performances électriques des HEMTs en fournissant un certain nombre de paramètres clés tels que :

- La résistance R_{on}
- La tension de pincement V_p
- La tension de claquage
- Le courant maximum

▪ Les mesures I_D - V_{DS}

La courbe idéale des mesures I_D - V_{DS} est représentée à la Figure 12.

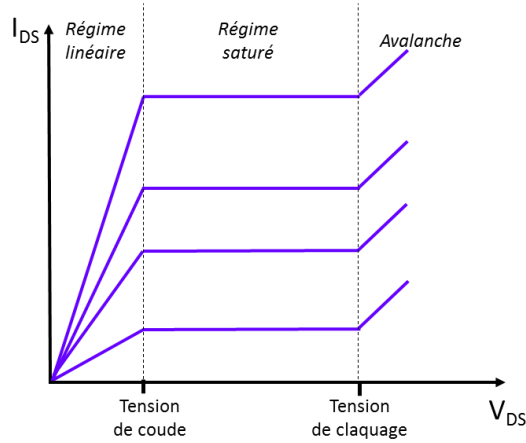


Figure 12: Caractéristique $I_{DS}(V_{GS})$ pour un HEMT idéal

On distingue trois régions :

- le régime linéaire où I_D et V_{DS} sont proportionnels
- le régime de saturation où le courant de drain est sensiblement indépendant de V_{DS}
- le régime d'avalanche où le courant augmente brutalement ce qui peut conduire à la détérioration du composant [21].

Par la mesure I_D - V_{DS} , il est possible d'extraire différentes valeurs clés pour la caractérisation électrique des composants HEMTs. La tension de coude V_c est un de ces paramètres clés, elle correspond à la tension V_{DS} marquant le passage du régime linéaire au régime de saturation.

Un second paramètre important est la tension de claquage qui correspond à la tension limite au-delà de laquelle il y a un risque élevé d'une détérioration permanente du composant.

En prenant en considération la zone linéaire, il est possible de remonter la résistance R_{on} du transistor qui est l'inverse de la dérivée du courant de drain I_{DS} par rapport à la tension V_{DS} :

$$R_{ON} = \left(\frac{\partial I_{DS}}{\partial V_{DS}} \right)^{-1} \quad \text{Équation 25}$$

La résistance R_{on} [22] correspond :

$$R_{ON} = R_S + \frac{1}{g_d} + R_D \quad \text{Équation 26}$$

- R_S est la résistance d'accès de source
- R_D est la résistance de drain
- g_d est la conductance de sortie de la grille

Le courant de drain I_D peut être modélisé de la manière suivante :

$$I_D = q \cdot n_s \cdot v_d(E) \cdot W \quad \text{Équation 27}$$

Où :

- q est la charge élémentaire de l'électron
- n_s est la densité bidimensionnelle d'électrons dans le gaz 2D
- $v_d(E)$ est la vitesse de dérive des électrons qui dépend du champ électrique E
- W représente le développement du transistor

Avec ce type de mesures DC, on peut également observer des phénomènes liés à l'auto-échauffement des composants. Dans le régime saturé, on peut observer une légère diminution du courant, généralement due à des effets thermiques pour des tensions V_{DS} élevées. Les forts niveaux de courant circulant dans le gaz bidimensionnel d'électrons engendrent des effets thermiques importants liés à l'augmentation des collisions entre les électrons et le réseau cristallin. Par conséquent, la mobilité des électrons diminue. Ce phénomène influence également les performances RF où on observera une diminution de la transconductance ou de la puissance de sortie.

▪ Caractéristiques I_d - V_{GS}

Il est également pertinent de mesurer les caractéristiques I_d - V_{GS} afin d'estimer les performances du transistor.

Un paramètre important à prendre en compte est la transconductance g_m qui correspond à l'aptitude de la grille à moduler le courant via la densité de porteurs situés sous le contact Schottky. Cette caractéristique permet d'évaluer la qualité de la commande de la grille et de déterminer la tension de pincement du transistor.

$$g_m = \left(\frac{\partial I_D}{\partial V_{GS}} \right)_{V_{DS}=\text{constante}} \quad \text{Équation 28}$$

La qualité du pincement peut être évaluée en utilisant la mesure de la pente sous le seuil S . elle représente la tension V_{GS} à appliquer pour diminuer le courant I_D d'une décade et s'exprime en mV/décade

L'expression de S est égale à :

$$S = \ln(10) \cdot \frac{dV_{GS}}{d \ln(I_D)} \quad \text{Équation 29}$$

A une température de 300K, la valeur de S vaut 60 mV/décade pour un transistor HEMT idéal. Cependant, en présence de canal court, cette valeur est supérieure à la valeur théorique.

▪ Caractéristique $I_{DS}(V_{GS})$

La caractéristique $I_{DS}(V_{GS})$ permet de remonter à la tension de seuil (V_{TH}) qui correspond à la tension de grille au-delà de laquelle le canal commence à s'ouvrir permettant la conduction des porteurs.

Par ailleurs, on peut également définir la tension de pincement (V_p) qui représente la tension où les électrons ont déserté l'espace sous la grille. La tension de seuil et de pincement sont en général identiques exceptés pour les transistors à canal court.

Il existe plusieurs méthodes pour remonter à la tension de seuil :

- La méthode de la tangente : Dans la partie linéaire, la valeur de la tension de seuil correspond à l'intersection entre la tangente et l'axe des abscisses

- La méthode quadratique : Dans la partie quadratique, on détermine la tension de seuil en traçant $\sqrt{I_{DS}}$ en fonction de V_{GS} . L'intersection de cette caractéristique avec l'axe des abscisses est égale à la tension de seuil.

L'expression générale de la tension de seuil est :

$$V_{TH} = \varphi_B - \Delta E_c - \frac{q N_s d}{\varepsilon} \quad \text{Équation 30}$$

- φ_B est la hauteur de la barrière Schottky,
- q la charge élémentaire,
- ΔE_c la discontinuité de la bande de conduction,
- d l'épaisseur de la barrière
- ε la permittivité de la barrière

Dans le cas d'un HEMT ayant une structure AlGaIn/ GaN [23], l'expression de la tension seuil est la suivante :

$$V_{TH} = \frac{\varphi_B(T)}{q} - \frac{\Delta E_c(T)}{q} + \frac{\Delta E_{F0}(T)}{q} - \frac{q d \sigma_{pol}(T)}{\varepsilon_{AlGaIn}} - \frac{q N_d(T) d^2}{2\varepsilon_{AlGaIn}} \quad \text{Équation 31}$$

Où

- V_{TH} est le tension de seuil (en V)
- φ_b est la hauteur de la barrière de contact entre le métal de la grille et la couche barrière en AlGaIn.
- ΔE_c est le décalage de la bande de conduction à l'interface AlGaIn / GaN.
- ΔE_{F0} est la différence d'énergie entre le niveau intrinsèque de Fermi et la limite de la bande de conduction du GaN bulk
- σ_{pol} est la charge nette de polarisation à l'interface AlGaIn / GaN
- N_d est la concentration de dopage dans la couche d'AlGaIn
- ε_{AlGaIn} est la permittivité d'AlGaIn

Dans le cadre de cette thèse, trois paramètres sont introduits :

- I_{DSS} qui correspond au courant de saturation lorsque $V_{GS}=0V$ et $V_{DS}=10V$
- I_{DPLUS} qui correspond au courant de saturation lorsque $V_{GS}=+1V$ et $V_{DS}=10V$
- V_{G100} qui correspond la tension de grille qui produit un courant 100 fois plus faible que I_{DSS} et que $V_{DS}=10V$.

- Les caractéristiques en régime pulsé

La mesure en régime impulsionnel est une caractérisation électrique du transistor qui consiste à appliquer des impulsions de tension aux composantes continues appliquées sur la grille V_{GS0} et le drain V_{DS0} . Ces tensions permettent de décrire l'état du transistor à son point de repos.

Ces mesures en régime impulsionnel présentent l'avantage de s'affranchir des effets thermiques et de mettre en évidence des pièges en appliquant de brèves impulsions autour du point de polarisation de repos choisi. Deux paramètres sont importants pour minimiser les effets thermiques : la durée des impulsions et le temps d'attente entre deux impulsions. Ainsi, la durée des impulsions doit être la plus

faible et doit permettre d'effectuer la mesure. Le temps d'attente entre deux impulsions doit être suffisamment long pour mettre au composant de revenir à sa température à son état d'équilibre.

Pour évaluer les phénomènes de dégradation des performances électriques des transistors à partir des caractéristiques pulsées [24], nous utiliserons trois points de polarisation continue différents (V_{GS0} - V_{DS0}) :

- Le point de polarisation ($V_{GS0}=0V$, $V_{DS0}=0V$) est le point servant de référence. Il permet de s'affranchir des effets de dégradation liés à la thermique et de ceux dus aux pièges activés par effet de champ.
- Le point de polarisation ($V_{GS0} < V_p$, $V_{DS0}=0V$) permet de mesurer les dégradations apportées par une modification du potentiel de grille à partir d'une tension bien inférieure à la tension de pincement V_p . Ces dégradations sont liées au phénomène de gate-lag.
- Le point de polarisation ($V_{GS0} < V_p$, $V_{DS0} \neq 0V$) est le point correspondant au fonctionnement du transistor. Ce type de mesures permet de déterminer les dégradations apportées par un changement du potentiel de drain à partir de la tension de fonctionnement V_{DS0} . Il s'agit du phénomène appelé drain-lag qui est lié aux pièges situés sous le canal et en surface dans l'espace grille-drain.

Les phénomènes de gate-lag et de drain-lag sont quantifiés par une chute du courant notamment en sortie de coude de la caractéristique $I_{DS}(V_{DS})$. Les effets de gate-lag sont généralement attribués aux pièges localisés sous la grille et les effets de drain-lag sont liés aux états de pièges situés en surface dans l'espace grille-drain et dans le buffer.

- *Les caractéristiques en régime hyperfréquence*

La modélisation du HEMT en régime petit signal est obtenue à partir d'un quadripôle linéaire ou par une matrice de paramètres S_{ij} dépendant du point de polarisation considéré. Ce type de modélisation permet de déterminer les paramètres du schéma équivalent d'une structure HEMT par l'intermédiaire des paramètres S_{ij} . Les paramètres pertinents à évaluer dans ce type de composant sont la fréquence de coupure notée F_T et la fréquence maximale d'oscillation notée F_{max} .

▪ Le schéma équivalent d'une structure HEMT

Une structure peut être modélisée en un circuit électrique (Figure 13).

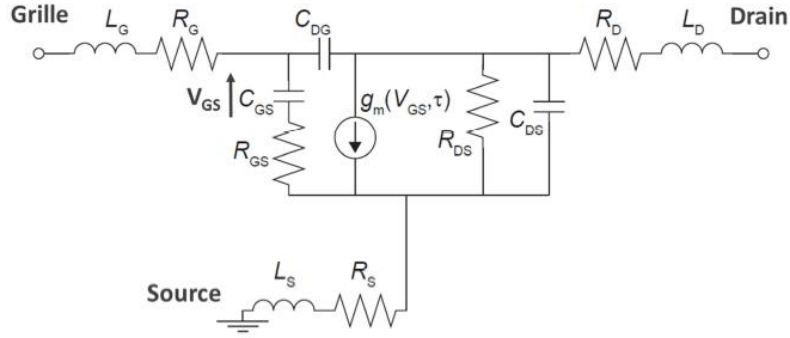


Figure 13: Schéma équivalent d'un transistor HEMT[6]

On définit R_s , R_d , R_g qui sont respectivement les résistances d'accès de source, de drain et de grille. On note L_s , L_d , L_g les inductances respectives de source, de drain, et de grille.

Les capacités grille-source, grille-drain et drain-source C_{GS} , C_{GD} et C_{DS} .

Un paramètre important à prendre en compte est la conductance de sortie entre source et drain G_{ds} qui décrit les phénomènes de canal court et les fuites de courant à travers le buffer.

Le paramètre g_m correspond à la transconductance définie précédemment, exprimée ici en dynamique.

▪ Les fréquences caractéristiques pour le fonctionnement d'un HEMT

Dans le cadre de cette thèse, les transistors ont été mesurés en régime hyperfréquence. La fréquence de coupure du gain en courant f_T et la fréquence de coupure du gain en puissance f_{max} sont deux paramètres permettant d'évaluer les potentialités des transistors en fréquence.

La fréquence de coupure du gain en courant f_T est un paramètre représentant le temps mis par le gaz bidimensionnel d'électrons pour transiter sous la grille. La fréquence de transition f_T représente la fréquence pour laquelle le module du gain en courant ($|H_{21}|$) est égal à 1. Elle s'exprime de la manière suivante :

$$f_T = \frac{g_m}{2\pi\{(C_{gs} + C_{gd})[1 + g_{ds}(R_s + R_d)] + g_m C_{gd}(R_s + R_d)\}} \quad \text{Équation 32}$$

La fréquence de coupure du gain en puissance f_{max} est aussi appelée la fréquence maximale d'oscillation. Elle correspond à la fréquence maximale pour laquelle la commande est amplifiée en puissance. La fréquence maximale d'oscillation f_{max} correspond à la fréquence de fonctionnement du transistor pour laquelle le gain en puissance vaut l'unité. L'expression de f_{max} est :

$$f_{max} = \frac{f_T}{\sqrt{4g_{DS}(R_g + R_s + R_{gs}) + 2\frac{C_{gd}}{C_{gs}}\left[\frac{C_{gd}}{C_{gs}} + g_m(R_s + R_{gs})\right]}} \quad \text{Équation 33}$$

▪ Les caractéristiques du gain

Les mesures en hyperfréquences nécessitent de prendre en considération différentes puissances intervenant lors de la mesure (Figure 14). On définit ainsi deux puissances d'entrée : la puissance injectée et la puissance absorbée. La puissance injectée notée P_{inj} est la puissance hyperfréquence émise à l'entrée du transistor à une fréquence donnée. La Puissance absorbée notée P_{abs} est un paramètre prenant en compte la composante réfléchie à l'entrée du transistor suite à une désadaptation de l'impédance d'entrée. On définit également la puissance continue d'alimentation du transistor P_{DC} qui est égale à la somme des puissances continues permettant d'alimenter la grille et le drain et celle-ci est liée à la classe de fonctionnement du transistor. La puissance dissipée P_{dis} par effet joule aussi est liée à la classe de fonctionnement du transistor. Une dernière puissance doit être prise en compte avec les mesures en hyperfréquence, il s'agit de la puissance de sortie P_{out} correspondant à la puissance hyperfréquence absorbée par la charge en sortie du transistor.

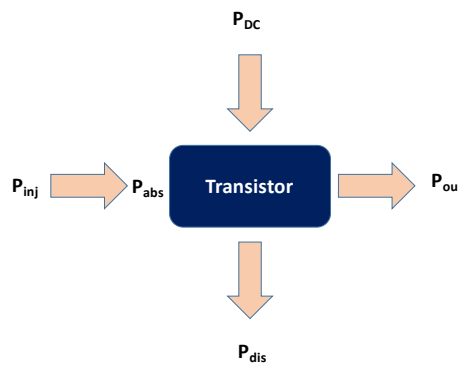


Figure 14: différentes puissances intervenant dans les mesures hyperfréquences d'un transistor HEMT

Ces puissances permettent de caractériser les transistors en hyperfréquence et permettent de définir des grandeurs : le gain de puissance et le rendement de PAE.

Le gain de puissance noté G_p est égal au rapport entre les puissances hyperfréquences absorbées en sortie et en entrée du transistor, prenant en compte les coefficients de réflexion en entrée et en sortie du transistor. Cette grandeur est couramment utilisée car elle permet de quantifier les performances du composant en régime grand signal. Son expression est la suivante :

$$G_p(dB) = 10 \log_{10} \left(\frac{P_{out}}{P_{abs}} \right) \quad \text{Équation 34}$$

Le rendement de puissance ajoutée noté PAE est égal au rapport entre la différence entre la puissance en sortie et la puissance absorbée en entrée avec la puissance en continue. Cette grandeur traduit l'efficacité de la conversion de puissance du transistor. Ainsi, Une PAE élevée limite les pertes par dissipation thermique.

L'expression de cette grandeur est la suivante :

$$PAE = \frac{P_{out} - P_{abs}}{P_{DC}} \times 100\% \quad \text{Équation 35}$$

1.2.5. Les effets limitant le potentiel des transistors HEMTs

Les dispositifs HEMTs promettent en théorie d'excellentes performances. Cependant, ces performances sont limitées par des effets tels que les effets de pièges et les effets liés à la dissipation thermique.

- Les effets de pièges

Les structures HEMTs obtenues par hétéroépitaxie présentent des densités de défauts importantes. Ces défauts peuvent correspondre à des dislocations, des lacunes, à la présence d'impuretés. Certains peuvent agir comme des pièges à électrons ; en effet, ces défauts capturent les électrons du canal. Les électrons capturés ne participent donc pas à la conduction ce qui aura des conséquences sur le courant du transistor. En fonctionnement grand signal, ces phénomènes se traduisent par une saturation de la puissance de sortie avec V_{DS} et une diminution de la PAE. Les effets des pièges peuvent être également mis en évidence par des mesures en régime pulsé. Les comportements liés aux pièges sont regroupés en deux catégories selon les réactions aux changements de polarisation : les effets de « drain-lag » et les effets de « gate-lag ». Le phénomène de drain-lag apparaît lors de variations brusques de la tension de drain. Il se traduit par une chute brutale du courant de drain, suite à la capture d'électrons pendant l'augmentation de la tension de drain. Le phénomène de gate-lag quant à lui apparaît lors d'une variation brusque de la tension appliquée sur l'accès de la grille. Ainsi, au cours de l'impulsion, l'électron capturé est lentement réémis [25].

Le phénomène de gate-lag est généralement attribué à des pièges se situant en surface tandis que l'effet de drain-lag pour les pièges dans le buffer.

- Les effets liés à la thermique

Les effets thermiques sont non négligeables et peuvent nuire au bon fonctionnement du transistor HEMT et dégrader la fiabilité du composant.

La puissance électrique consommée par le transistor HEMT est dissipée par effet joule (P_{diss}) et s'exprime en fonction de la puissance continue fournie (P_{DC}) et le rendement de puissance ajoutée (PAE) :

$$P_{diss} = P_{DC}(1 - PAE) \quad \text{Équation 36}$$

La puissance dissipée est à l'origine de l'auto-échauffement du dispositif. L'évacuation de la chaleur s'opère par des phénomènes de conduction. Il est ainsi primordial de choisir un substrat ayant une bonne conductivité thermique. Le SiC est un bon candidat pour la réalisation de HEMTs à base de GaN (Tableau 4).

Matériau	Si	Saphir	GaN	4H-SiC
Conductivité thermique à 300K (W.cm⁻¹.K⁻¹)	1,48	0,42	1,30	3,70

Tableau 4: La conductivité thermique de différents matériaux [1]

L'auto-échauffement a une influence sur les caractéristiques des matériaux III-N tels que la hauteur de gap, la mobilité des porteurs et la conductivité thermique :

- Influence sur la hauteur de gap

Une élévation de température engendre une dilatation du matériau en raison de la dilatation des paramètres de maille du cristal. La hauteur du gap est reliée à la température selon l'expression suivante :

$$E_g(T) = E_g(0) - \alpha \frac{T^2}{T + \beta} \quad \text{Équation 37}$$

GaN	
E_g(0) (en eV)	3,47
α (eV/K)	7,7.10 ⁻⁴
β (K)	600

Tableau 5: Paramètres de dépendance thermique de la hauteur de barrière dans le cas du GaN

Le Tableau 5 renseigne sur les paramètres utiles à l'équation de la hauteur de gap en fonction de la température.

La hauteur de gap est donc dépendante de la température et des paramètres de mailles. Lors d'une élévation de température, la hauteur de gap diminue. Il en résulte que la tension de claquage des composants HEMTs diminue avec une augmentation de la température.

- Influence sur la mobilité

L'élévation de la température perturbe le cristal avec la création de vibrations entraînant une plus grande quantité de phonons [26]. Les électrons ont une probabilité plus élevée d'interagir avec un phonon ce qui a pour effet de diminuer la mobilité.

- Influence sur la conductivité thermique

Dans des conditions où la température est de plus en plus importante et en raison de l'augmentation de la concentration de phonons, la conductivité thermique du GaN devient inversement proportionnelle à la température.

La dépendance en température de la conductivité thermique peut s'écrire sous la loi empirique suivante :

$$K(T) = K_0(\rho_D) \left(\frac{T}{300} \right)^{-\alpha} \quad \text{Équation 38}$$

Où ρ_D la densité de dislocations et K_0 et α sont des constantes d'ajustage.

Une augmentation de température se traduit par une diminution de la conductivité thermique du matériau.

L'augmentation de la température a donc un effet néfaste sur différents paramètres, ce qui limite les performances des dispositifs HEMTs. La gestion thermique est un paramètre crucial pour les HEMTs fonctionnant à des puissances élevées.

- *Les effets liés à l'ionisation par impact*

Lors du fonctionnement d'un transistor HEMT, à partir d'une certaine tension de drain, les électrons du gaz bidimensionnel arrivent en sortie de grille coté drain. Ces derniers peuvent entrer en collisions avec le réseau cristallin de la structure, lorsque l'énergie de ces porteurs est suffisamment importante. Il s'agit de collisions inélastiques qui s'accompagnent de la création d'une paire électron-trou, participant également au phénomène de conduction des porteurs. Il est également possible que lorsque les porteurs aient acquis une énergie encore plus élevée et que les charges issues de la collision inélastique peuvent être à leur tour à l'origine de la création de nouvelles charges par ce même phénomène. On parle ainsi de phénomène d'avalanche ayant pour conséquence une augmentation significative du courant de drain et de grille. Cette augmentation de courants peut être la cause de la dégradation voir même de la destruction du composant à la suite de l'auto-échauffement excessif de ce dernier. Il est toutefois possible d'optimiser la répartition du champ électrique dans les composants via différentes topologies de grilles et par conséquent limiter le phénomène d'avalanche.

- *Les effets liés au dopage résiduel*

Dans une structure HEMT, le buffer de GaN doit présenter une bonne qualité cristalline ainsi qu'une bonne isolation électrique. L'amélioration de l'isolation électrique est assurée par l'incorporation de dopants de types accepteurs (tels que le fer ou le carbone) afin de compenser le dopage résiduel de type n du GaN. Lors de la croissance de matériaux III-N, les matériaux peuvent être non intentionnellement dopés. En l'occurrence, le GaN est naturellement dopé n. Ce dopage provient des précurseurs utilisés, de la chambre de croissance et de la présence de lacunes N. Les dopants n sont ainsi dus à l'incorporation d'oxygène, de silicium ou encore la présence de lacunes N [21].

La compensation du dopage résiduel du buffer ainsi que la qualité cristalline de ce dernier permettent de limiter les courants de fuites dans les composants HEMTs [27].

Il existe donc un certain nombre d'effets limitants le potentiel des transistors HEMT. Idéalement, une conception adéquate de la topologie des transistors associée à des structures épitaxiales HEMTs présentant une bonne qualité cristalline permettent de s'affranchir de ces effets limitatifs.

1.3. La montée en fréquence des HEMTs

1.3.1. Contexte

Comme nous avons pu le voir précédemment, la qualité des structures est primordiale pour la fiabilité des composants. La présence de pièges altère les performances des transistors HEMTs. La thermique est également un critère limitant le fonctionnement optimal de ces composants. Ces effets limitatifs ont des impacts importants sur des systèmes à plus hautes fréquences ou à très forte puissance.

A l'heure actuelle, la montée en fréquence des HEMTs à base de GaN est un axe de recherche mondial majeur pour un large spectre d'applications notamment dans le domaine des communications. L'amélioration des performances des systèmes de télécommunications comme les communications spatiales nécessitent l'utilisation de technologies de plus en plus performantes à hautes fréquences. Du fait de leurs propriétés physiques, les composés III-N se présentent comme d'excellents candidats pour la montée en fréquence des transistors HEMTs comparés à des technologies utilisant d'autres

semi-conducteurs (Figure 15). A l'heure actuelle, ces transistors couvrent des applications répondant aux besoins SATCOM sol-satellite dont les fréquences sont comprises entre 2 et 40 GHz. Un des axes principaux de recherche est d'étendre le spectre de fonctionnement des HEMTs à 86 GHz afin de couvrir de nouvelles applications comme le « data backhauling », les systèmes 5G et au-delà ainsi qu'un certain nombre de systèmes de détection fonctionnant dans la région des ondes millimétriques.

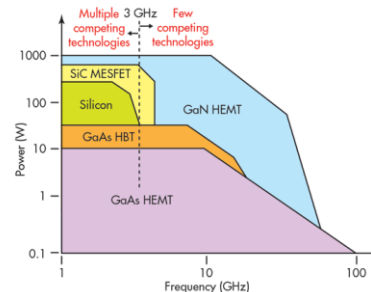


Figure 15: Comparaison des gammes de fonctionnement de différentes technologies [28]

1.3.2. Moyens permettant la montée en fréquence

La montée en fréquence des HEMTs peut-être réalisée par différentes voies :

- Diminution des distances entre les contacts ohmiques
- Diminution de la longueur de grille
- Diminution des résistances d'accès
- Bon confinement des électrons.

Ces différents moyens s'expliquent en s'appuyant sur l'expression de la fréquence de coupure f_T (Équation 32).

Pour augmenter cette fréquence, on cherche à maximiser la transconductance g_m et à diminuer les capacités C_{gs} , C_{gd} et les résistances R_s et R_d . La transconductance peut être améliorée en augmentant le nombre de porteurs, en confinant mieux dans le canal et en limitant la présence de pièges. La montée en fréquence des dispositifs HEMTs passe donc par une optimisation de la structure épitaxiale. L'augmentation des porteurs dans le gaz bidimensionnel est rendue possible grâce aux barrières avec une forte polarisation (AlN, InAlN, InAlGaN avec un taux d'Al au-delà de 70%). De plus, la densité de porteurs dans le gaz 2D baisse avec l'épaisseur de la barrière, comme illustré précédemment. Cependant, lorsque l'épaisseur de barrière est plus faible, le gaz bidimensionnel d'électrons est nettement plus sensible aux charges de surface qui modulent le potentiel de surface.

La diminution des capacités (C_{gs} et C_{gd}) peut être réalisée par une diminution de la distance source-drain et une diminution de la longueur de grille. Cette diminution de taille de composants nécessite de développer des briques technologiques, pour le contrôle des distances.

La montée en fréquence passe également par la diminution des résistances d'accès (R_s et R_d). La réalisation de contacts ohmiques sur des structures HEMTs à base de matériaux III-N n'est pas aisée pour la raison que ces matériaux soient des matériaux à grand gap. Nous allons porter une attention particulière aux contacts ohmiques.

1.3.3. Les contacts ohmiques

- Définition du contact ohmique

Un contact ohmique est un contact entre un métal et un semi-conducteur et présente une faible résistance de contact. Le contact est considéré comme ohmique lorsque l'intensité I est proportionnelle à la tension U avec un facteur de proportionnalité $1/R_c$. On définit la résistance de contact spécifique ρ_c comme étant le produit de R_c par la surface de contact utile au passage du courant. Cette résistance de contact spécifique peut être également définie via la densité de courant J et s'exprime en $\Omega \cdot \text{cm}^2$:

$$\rho_c = \left(\frac{\partial J}{\partial V} \right)_{V=0}^{-1} \quad \text{Équation 39}$$

A l'interface, il se forme une barrière de potentiel s'opposant au passage du courant. Il y a trois mécanismes [29][30] pouvant intervenir dans l'établissement du courant selon le dopage N_d du semi-conducteur dopé n :

- Le franchissement de la barrière par thermo-émission : ce type de conduction intervient dans les semi-conducteurs peu dopés c'est-à-dire lorsque $N_d < 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. La zone désertée qui se forme près du contact est étendue et joue le rôle d'une barrière de potentiel large rendant le passage par effet tunnel peu probable.
- Le franchissement de la barrière par effet tunnel assisté thermiquement : ce type de conduction est vrai pour les semi-conducteurs moyennement dopés. L'émission thermionique et l'effet tunnel jouent alors un rôle important dans les mécanismes de conduction
- Le franchissement de la barrière par effet tunnel : Ce type de conduction se réalise pour les semi-conducteurs fortement dopés c'est-à-dire ayant un dopage $N_d > 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. Le semi-conducteur étant très dopé, la zone désertée est plus petite ce qui permet ce type de conduction.

La Figure 16 illustre ces différents mécanismes de conduction entre un métal et un semi-conducteur pour différents dopages.

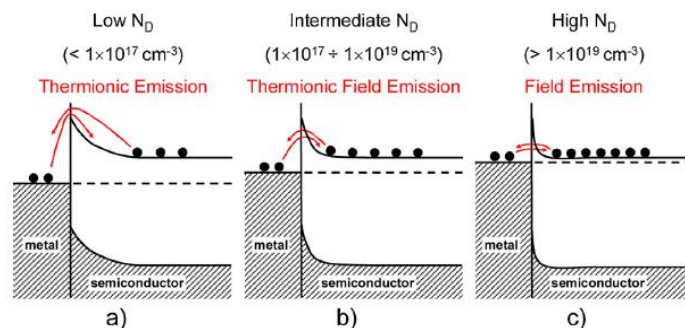


Figure 16: Schéma des mécanismes de conduction des électrons au travers d'une barrière métal semi-conducteur pour différents dopages [29]

Dans la littérature, les contacts ohmiques sont généralement réalisés par l'intermédiaire d'empilements métalliques basés sur Ti/Al qui sont recuits à haute température. L'empilement largement utilisé est Ti/Al/Ni/Au recuit à 850°C.

Le recuit à haute température engendre le fluage latéral des contacts métalliques associé à un état de surface rugueux ce qui impacte le contrôle des distances des contacts ohmiques avec la grille (Figure 17).

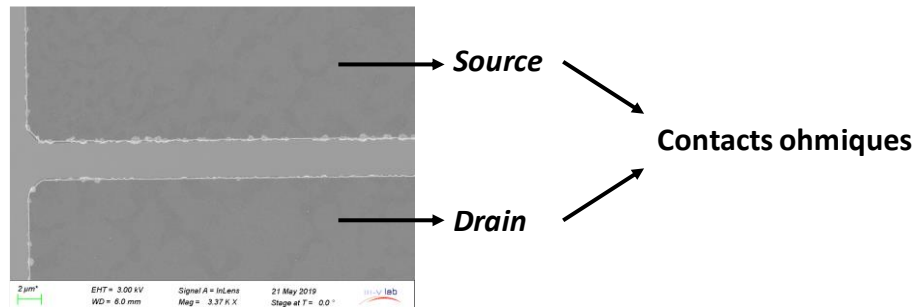


Figure 17: Fluage latéral des contacts ohmiques suite au recuit

Mohammad [31] explique le rôle de chaque couche de métaux impliqués dans la réalisation du contact ohmique allié.

Dans l'empilement Ti/Al/Ni/Au [29] (Figure 18), le titane joue le rôle de couche de contact (en anglais contact layer). Celui-ci présente un faible travail de sortie ($\phi_m = 4,33$ eV) et limite la diffusion des métaux sur le GaN. Par ailleurs, le titane interagit avec le GaN pour former l'alliage TiN. La formation de cet alliage présente de nombreux avantages. En effet, la diffusion des atomes d'azote du GaN entraîne la formation de lacunes d'azote se comportant comme des donneurs et augmentant la concentration de porteurs nets en dessous de l'interface métal/semi-conducteur. Lors du recuit, les contacts ohmiques à base de Ti permettent de réduire la formation de l'oxyde natif (Ga_2O_3) qui se forme spontanément à la surface du GaN.

La couche de Titane est suivie d'une couche d'aluminium (Al) appelée surcouche (en anglais Overlayer) qui présente un faible travail de sortie ($\phi_m = 4,28$ eV). La couche d'aluminium permet de réduire l'agressivité de la réaction du titane avec le GaN ou l'AlGaN, responsable de la formation de porosités à l'interface entre le métal-semi-conducteur [32]. La troisième couche métallique est le nickel (Ni) appelée couche de barrière (en anglais barrier layer). Le nickel est un élément ayant un point de fusion élevé ($>1200^\circ\text{C}$) ce qui permet de limiter les phénomènes d'inter-diffusion des autres métaux.

La quatrième couche est l'or (Au). Celle-ci est appelée couche supérieure (en anglais cap layer). Cette couche présente une utilité pour éviter les phénomènes d'oxydation des métaux présents sous cette couche d'or.

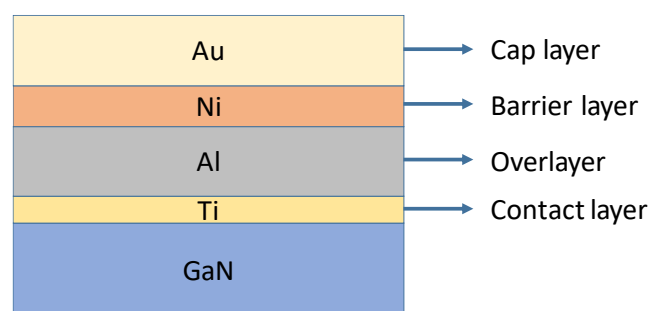


Figure 18: Schéma de l'empilement métallique standard utilisé dans la fabrication des contacts ohmiques dans les HEMTs

Pour obtenir des contacts ohmiques non-alliés, il existe différents moyens : la reprise d'épithaxie fortement dopé n au niveau des contacts ohmiques [33] et l'implantation ionique de silicium [34] au niveau des contacts ohmiques. L'implantation ionique de silicium au niveau des contacts ohmiques est une technique nécessitant des recuits d'activation à des températures élevées ($> 1100^{\circ}\text{C}$), pouvant altérer les propriétés physico-chimiques de la structure HEMT [35]. Les hautes températures d'activation des atomes de silicium implantés constituent la limite de cette approche. Toutefois, Tzou et al [36] ont pu activer localement le silicium via un recuit laser pulsé sans détériorer les propriétés de la structure HEMT. Cependant cette dernière technique est difficile à mettre en œuvre dans un environnement industriel et nécessite de temps d'exposition longues pour effectuer les recuits sur toutes les zones de reprise. De plus, après l'activation du dopant, cette technique nécessite également un recuit de contacts ohmiques à hautes températures (850°C).

Par la suite, nous allons nous focaliser sur la reprise d'épithaxie.

1.3.4. La reprise d'épithaxie

- Principe de la technique

La reprise de n-GaN fortement dopé au niveau des contacts ohmiques (Figure 19) est une méthode intéressante pour la diminution des résistances de contact et par conséquent pour la montée en fréquence des transistors HEMTs. Cette technique permettrait également de diminuer la distance source-drain qui serait désormais définis non plus par les empilements de métaux mais par les zones de croissance des couches de n-GaN. Cette méthode présente l'avantage d'avoir des contacts ohmiques non alliés et de s'affranchir du recuit à haute température qui induit un fluage et un manque de contrôle des dimensions.

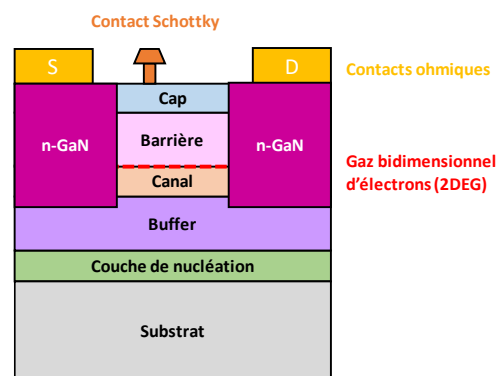


Figure 19: Structure HEMT avec recroissance n-GaN au niveau des contacts ohmiques

Le process standard de fabrication des composants HEMT est modifié. Les étapes technologiques du process seront explicitées dans le chapitre III, qui présente les approches choisies dans le cadre de cette thèse.

1.3.5. Etat de l'art

La recroissance de n-GaN au niveau des contacts ohmiques dans les HEMTs a été largement étudiée par différents laboratoires à l'échelle mondiale (Tableau 6). Celle-ci est généralement obtenue par MBE et par MOVPE.

La croissance localisée de n-GaN par MBE présente l'avantage d'être effectuée à plus basse température par rapport à la MOCVD. Ainsi, la température de croissance par MBE est entre [630-750°C] [37][38][39] alors que par MOCVD la température de recroissance est comprise entre [1000-1100°C] [33][40][41]. Des températures de recroissance plus basses permettent de limiter les réorganisations, la diffusion d'impuretés ou de contaminants issus du process technologiques, et de limiter la dégradation de la structure HEMTs qui pourrait impacter les propriétés du gaz bidimensionnel d'électrons. A des températures de recroissance supérieures à 900°C, les structures HEMTs contenant de l'indium (tels que les barrières de type InAlN ou bien InAlGaIn) peuvent être sujettes à la désorption de l'indium.

Par ailleurs, la qualité de l'interface est particulièrement importante pour notre objectif de diminuer la résistance de contact. La présence de résidus issue du process génère des résistances parasites supplémentaires. Pour pallier ce problème, le nettoyage de la surface permet de limiter la présence de contaminants. S. Joglekar et al. [39] ont montré que la qualité de la gravure et les traitements de surface avant la recroissance ont un impact sur la résistance des contacts ohmiques.

Pour obtenir un dopage de type n, différents dopants peuvent être utilisés comme le silicium ou le germanium. S. Fritze et al. [42] ont mis en évidence que lors de la croissance par MOVPE, une augmentation significative de la contrainte de tension est observée avec le silicium alors que ce n'est pas le cas dans le cas du germanium. Le dopage avec le germanium peut atteindre $2,9 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ tandis que dans le cas du silicium, la croissance devient 3D à partir de $1,9 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$.

Lors de la croissance localisée, le choix du masque diélectrique est primordial en termes de sélectivité et de tenue en température. Dans la littérature, dans le cas de la recroissance de n-GaN, on retrouve différents masques : SiO_2 [39] [43], SiN [40], et l'empilement SiO_2/SiN [33].

Des résultats prometteurs ont été obtenu avec la recroissance de n-GaN. K. Shinohara et al [44] obtiennent d'excellents résultats en termes de résistances de contacts ohmiques ($R_c=0,101 \Omega \cdot \text{mm}$).

Le tableau ci-dessous regroupe quelques résultats de R_c obtenues avec de la recroissance localisée de n-GaN pour différentes structures.

Structure	substrat	recroissance	dopant	R_c	ref
AlGaN / GaN	saphir	MOCVD	Si	0,44 Ω .mm	[45]
AlGaN / GaN	saphir	MBE		0.15–0.18 Ω .mm	[46]
AlGaN / GaN	silicium	MOCVD	Ge	0,23 Ω .mm	[47]
AlGaN / GaN	Silicium	MBE	Si	0,10 Ω .mm	[48]
AlGaN / GaN	GaN	MOCVD	Si	0,35 Ω .mm	[41]
				0,38 Ω .mm	[49]
AlN / GaN	silicium	MOCVD	Si	0,27 Ω .mm	[43]
AlN / GaN / AlGaN	saphir	MOCVD		0,22 Ω .mm	[50]
AlN / GaN / AlGaN	SiC	MBE		0,101 Ω .mm	[44]
InAlN / GaN	SiC	NH ₃ -MBE	Si	0,25 Ω .mm	[38]
InAlN / AlN / GaN	SiC	MOCVD	Si	0,40±0,23 Ω .mm	[37]
			Si	0,26-0,28 Ω .mm	[33]

Tableau 6: Mesures issues de la littérature de résistance de contact (R_c) avec de la recroissance localisée de n-GaN au niveau des contacts ohmiques pour différentes structures

Conclusion du chapitre I

Dans ce chapitre, nous avons pu mettre en avant les propriétés physico-chimiques des matériaux III-N. Le fort champ de claquage, la haute mobilité électronique accompagnée d'une grande vitesse de saturation sont les propriétés qui rendent ces matériaux particulièrement attractifs pour des applications de transistor HEMT fonctionnant à hautes puissances et hautes fréquences. Le mode de fonctionnement du HEMT basé sur la présence du gaz bidimensionnel d'électrons a été rappelé dans ce chapitre. Les caractéristiques statiques, pulsées et hyperfréquences ont été introduites et les résultats de ces caractéristiques dans le cadre de notre étude seront présentés dans le chapitre V.

A l'heure actuelle, la montée en fréquence des HEMTs est un axe de recherche important. Différentes voies existent pour l'augmentation de la fréquence de fonctionnement de ces transistors. Nous nous intéresserons ici plus particulièrement à la méthode impliquant la recroissance de n-GaN fortement dopé au niveau des contacts ohmiques. Cette technique est avant tout utilisée pour réduire les résistances de contacts et donc par conséquent augmenter la fréquence de fonctionnement des HEMTs à base de GaN. Elle permet également de s'affranchir du recuit des contacts ohmiques à hautes températures et de réduire les distances source-drain.

Dans le chapitre suivant, nous aborderons l'ensemble des techniques de croissance épitaxiale ainsi que les techniques de caractérisation permettant d'évaluer la qualité structurale, morphologique et électrique des croissances et recroissances.

II. Les techniques expérimentales utilisées

Ce chapitre présente les différentes techniques de croissance et techniques de caractérisation des matériaux utilisées dans la thèse. On distinguera les techniques de caractérisation in-situ (durant la croissance), les techniques de caractérisation structurales et morphologiques et enfin les caractérisations électriques.

La méthodologie employée dans le cadre de l'étude de transistors comportant du n-GaN réépitaxiés au niveau des contacts ohmiques est illustrée dans la Figure 20.

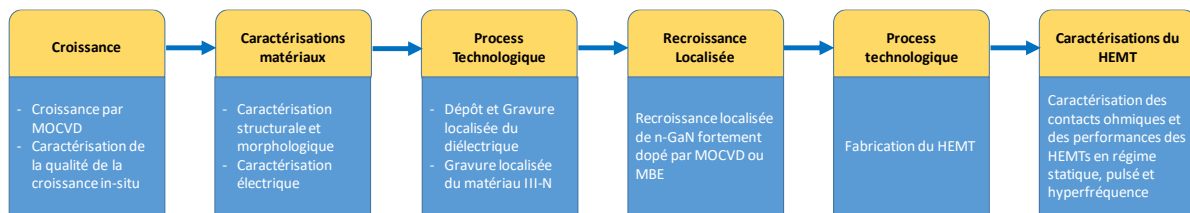


Figure 20: Méthodologie utilisée dans la thèse

2.1. Techniques de croissance (MOVPE, MBE)

Le chapitre précédent a montré que les transistors HEMT à base de GaN sont constitués de zones actives faites d'empilements de couches minces complexes aux dimensions nanométriques. Ces spécificités, au niveau des composants, sont rendues possibles grâce aux progrès accomplis depuis la découverte des matériaux III-V sur la qualité et le contrôle des couches minces, obtenues à partir de procédés d'épitanie. L'épitanie est le procédé de croissance d'un film cristallin sur un substrat monocristallin orienté.

L'épitanie permet le dépôt de couches semi-conductrices très minces avec une bonne précision verticale, un bon contrôle des compositions, une bonne uniformité et une faible densité de défauts cristallins, ce qui va permettre de réaliser les hétérostructures voulues.

Plusieurs techniques d'épitanie ont émergé au fil des dernières décennies. Elles ont évolué selon les progrès technologiques, les exigences de pureté et d'uniformité d'épaisseur et de composition des matériaux.

Les deux techniques les plus couramment utilisées dans l'industrie des semi-conducteurs III-V sont l'épitanie en phase vapeur aux organométalliques et l'épitanie par jets moléculaires.

2.1.1. L'épitanie en phase vapeur aux organométalliques

L'épitanie en phase vapeur aux organométalliques (également appelée en anglais Metal Organic Vapor Phase Epitaxy - MOVPE) est une technique largement répandue dans l'industrie des semi-conducteurs III-V. Cependant, cette technique implique des processus complexes [51] à la surface de la croissance en raison des hautes températures et des espèces gazeuses actives en présence.

Les éléments d'indium, d'aluminium et de gallium ne pouvant être apportés directement dans la chambre de croissance sous forme gazeuse, cette technique repose sur l'utilisation

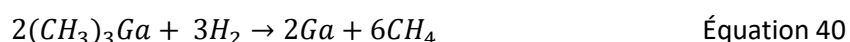
d'organométalliques. Un organométallique est une molécule qui contient un (ou des) atome(s) métallique(s) associées à des atomes de carbone par des liaisons covalentes. Ainsi les composés organométalliques tels que le tri-méthyl-gallium, le tri-méthyl-aluminium et le tri-méthyl-indium sont stockés dans un bulleur à température constante et ils sont acheminés vers la chambre de croissance par l'intermédiaire d'un gaz vecteur (le dihydrogène ou le diazote).

L'ammoniac (NH₃) est utilisé comme précurseur d'azote (N). Ce gaz se décompose thermiquement mais la cinétique de décomposition est très lente. L'utilisation de l'ammoniac présente l'avantage de stabiliser la surface des couches III-N qui auraient spontanément tendance à se décomposer sous les conditions de températures de croissance élevées et sous une pression d'azote inférieure à la pression d'équilibre.

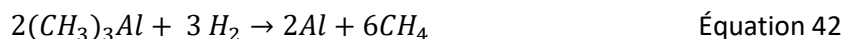
La croissance MOVPE se produit au niveau d'une couche de transition (couche limite) entre la phase vapeur et le cristal (phase solide). Pour atteindre cette zone, les espèces sont transportées en phase vapeur via des phénomènes régis par la mécanique des fluides et le transport de masse. Il faut également prendre en compte des aspects de cinétique et de thermodynamique en phase gazeuse et en phase solide. En général, les précurseurs subissent plusieurs décompositions successives avant que les atomes d'éléments III ou V ne s'incorporent dans le cristal.

Les réactions de décomposition intervenant dans la croissance de matériaux III-N sont les suivantes :

▪ **Formation du GaN**



▪ **Formation de l'AlN**



▪ **Formation de l'InN**



La température, la pression et le rapport entre les précurseurs du groupe III et du groupe V sont les paramètres clés pour la croissance. Il est nécessaire d'adapter ces paramètres afin de maximiser la diffusion des précurseurs à la surface et le taux de désorption des résidus de la réaction tels que le méthane (CH₄) et le dihydrogène (H₂).

Les croissances de couches minces de semi-conducteurs III-N ont généralement lieu à des températures comprises entre 750°C et 1300°C. Le substrat est placé sur un suscepteur en graphite chauffé par l'intermédiaire de résistances ou par induction.

La pression à l'intérieur de la chambre de croissance se situe généralement entre 50 et 1000 Torr. Le transport des gaz réactifs s'effectue donc dans un régime visqueux.

La pureté des gaz utilisés est essentielle afin d'obtenir des couches épitaxiales de qualité. Des purificateurs sont systématiquement utilisés pour améliorer la pureté des gaz vecteurs introduits dans

la chambre. Dans le cas de l'hydrogène, le gaz est purifié en faisant diffuser l'hydrogène à travers une membrane de palladium chauffée.

Les vitesses de croissance obtenues dépendent des conditions de croissance et varient généralement entre 0.1 à 5 μm par heure. Ainsi, l'épithaxie en phase vapeur aux organométalliques est largement utilisée dans l'industrie compte-tenu des vitesses de croissances, de la qualité cristalline et de la possibilité d'utiliser des réacteurs industriels de grande capacité. Pour donner un exemple, le fournisseur allemand Aixtron propose aujourd'hui des réacteurs avec une capacité maximale de 5 plaques de 200 mm de diamètre ou 8 plaques de 150 mm.

Avec la technique MOVPE, il est possible de doper les couches III-N pendant la croissance. Dans le cas du dopage n, on utilise généralement le silicium comme dopant et le silane (SiH_4) comme précurseur. Le germanium [52] a été également utilisé avec des résultats très prometteurs, en utilisant le germane (GeH_4) ou l'isobuthyl-germanium comme précurseurs. Dans le cas du dopage p, on utilise généralement le magnésium comme dopant et le Bis(cyclopentadienyl)magnésium (Cp_2Mg) comme précurseur.

Il existe trois types de configurations principales de réacteur : le réacteur vertical où les gaz arrivent par le haut (perpendiculairement à la surface du substrat), le réacteur planétaire où les gaz arrivent au centre et s'évacuent vers la périphérie et le réacteur horizontal où les gaz arrivent parallèlement à la surface du substrat.

Les croissances pour cette étude ont été réalisées dans deux réacteurs verticaux Aixtron de type CCS (de l'anglais Close Coupled Showerhead) (Figure 21) : le premier, installé au III-V Lab, a été utilisé pour réaliser les structures HEMT et les échantillons de calibration de GaN dopé n sur saphir, tandis que le deuxième, installé au CRHEA, a été utilisé pour les reprises d'épithaxie.



Figure 21: Photo réacteur Aixtron Close Couple Showerhead multi wafers

Dans ce type de réacteur, l'introduction des gaz dans la chambre se fait par le showerhead (pomme de douche) qui présente un très grand nombre de canaux fins. Le design du showerhead permet d'assurer que les gaz soient toujours distribués uniformément sur le wafer. Le showerhead est positionné à une distance inférieure à 2 cm par rapport au suscepteur chauffé via un ensemble de résistances chauffantes en tungstène – rhénium et qui est retenu sur un support en quartz en rotation. Cette faible distance entre l'injection des gaz et le substrat contribue à réduire les réactions parasites dans la phase gazeuse.

La température de croissance est mesurée par l'intermédiaire d'un thermocouple placé au centre du système de chauffage et sous le suscepteur. Le réacteur installé au III-V Lab offre la possibilité de croissance épitaxiale sur des substrats avec différentes tailles allant de 2 pouces à 150 mm. En effet, il y a quatre configurations de suscepteurs compatibles avec ce réacteur : 19x2", 7x3", 4x100 mm et 1x150 mm.

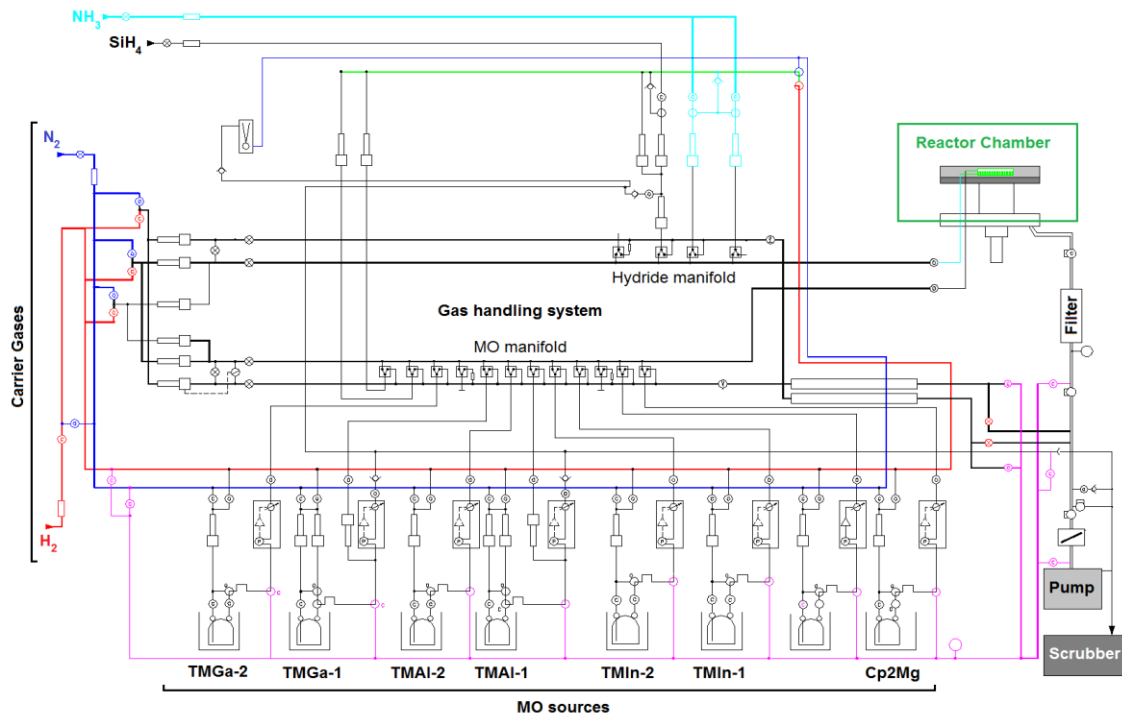


Figure 22: Schéma de la configuration du Réacteur CCS 19x2"

- Caractérisations in-situ

Avec la technique de croissance MOVPE, il est possible de suivre l'évolution de la qualité de la croissance par le biais de techniques optiques in-situ permettant de contrôler les épaisseurs de couches de faible rugosité et d'évaluer la qualité des interfaces.

Le réacteur est équipé de six ports optiques. Pour suivre la qualité de la croissance épitaxiale, deux systèmes sont installés : le Laytec EpiTT permettant de suivre la réflectivité et la température par pyrométrie à correction d'émissivité et le Laytec EpiCurve permettant d'évaluer la déformation (courbure) du substrat.

Le Laytec EpiTT permet d'obtenir le spectre de réflectométrie in-situ d'une croissance. Ce type de mesures fournit des informations sur la croissance telles que la vitesse de croissance, l'épaisseur déposée et la rugosité des couches.

Sous incidence normale, un faisceau lumineux de longueur d'onde donnée (λ) est envoyé vers la surface de l'échantillon. Si l'énergie de l'onde incidente est inférieure au gap des semi-conducteurs, il subit des réflexions dues aux différentes interfaces surface-couche et couche-substrat. Le principe de la technique repose sur la mesure de l'intensité du faisceau réfléchi qui arrive sur le détecteur, au cours de la croissance (Figure 23).

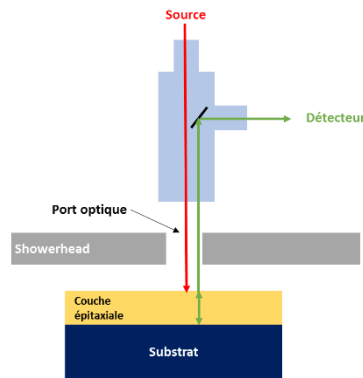


Figure 23: Schéma de fonctionnement de L'EpiTT

Pour un matériau donné d'indice différent de celui du substrat, l'intensité réfléchie par l'échantillon tracé en fonction du temps est une fonction sinusoïdale dont la période vaut :

$$\frac{4\pi n e(t)}{\lambda} \quad \text{Équation 46}$$

où n est l'indice de réfraction de la couche à la température de croissance, $e(t)$ l'épaisseur déposée et λ est la longueur d'onde du laser.

La mesure d'une période permet de déterminer la vitesse de croissance. Avec cette technique, on peut également suivre l'évolution de la rugosité. Une diminution importante de l'amplitude des oscillations est caractéristique d'une augmentation de la rugosité. Tout comme, une augmentation de l'amplitude des oscillations est un signe d'une diminution de la rugosité de la couche.

Le LayTec EpiTT utilisé est un équipement qui combine la mesure la réflectivité et la température de surface de l'échantillon par pyrométrie à correction d'émissivité au cours d'une croissance épitaxiale. Le système contient deux sources LED à 633nm et à 950nm. La source LED à 950 nm est utilisée pour les mesures de la température par pyrométrie à correction d'émissivité.

L'échantillon étant en rotation pendant la croissance, il est possible d'obtenir une mesure la réflectivité et la température par pyrométrie à correction d'émissivité à différents endroits de l'échantillon.

En 1998, Ng et al. [53] ont publié leurs mesures de réflectance optique obtenues in situ au cours d'une croissance MOCVD d'AlGaIn.

▪ Mesure de courbure

Dans le cas d'une hétéroépitaxie ; la différence de paramètre de maille entre le substrat et la couche introduit une déformation du réseau cristallin. Ainsi, la couche épitaxiée peut être contrainte en tension ou bien en compression. En retour cette contrainte peut courber le substrat.

La mesure de courbure de l'échantillon en rotation est réalisée en temps réel pendant la croissance avec le LayTec épiCurve.

Deux faisceaux lasers parallèles sont pointés vers l'échantillon, via le même port optique avec une distance initiale Δx_0 . Les faisceaux réfléchis à la surface sont détectés par un capteur image 2D et la distance entre les deux faisceaux (Δx_D) est calculée par le logiciel.

- Si l'échantillon ne se courbe pas, la distance entre les deux faisceaux reste inchangée après réflexion. On a ainsi $\Delta x_0 = \Delta x_D$.
- Si l'échantillon présente une courbure concave ($R_c > 0$), alors on a $\Delta x_D < \Delta x_0$.
- Si l'échantillon présente une courbure convexe ($R_c < 0$), alors on a $\Delta x_D > \Delta x_0$.

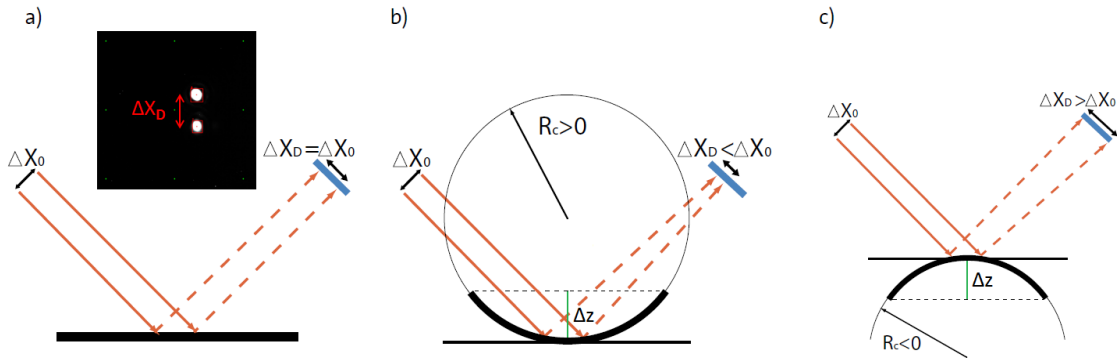


Figure 24: Principe des mesures de courbure de L'EpiCurve (Dans le système, le laser est perpendiculaire au susceptible. Il a été représenté incliné pour un souci de clarté [54])

Il existe une relation qui relie la distance entre les deux faisceaux après réflexion (Δx_D) et l'inverse du rayon de courbure (R_c) : «on définit la courbure K comme l'inverse du rayon de courbure R_c »

$$K = \frac{1}{R_c} = -\frac{\Delta x_D - \Delta x_0}{2\Delta x_D Z_D} \quad \text{Équation 47}$$

Il n'est cependant pas aisé de déterminer Z_D le chemin optique entre l'échantillon et le détecteur notamment lorsque le système est installé sur le réacteur. Ainsi, pour les calibrations, Il est ainsi nécessaire d'utiliser à des échantillons de références c'est-à-dire des échantillons dont on connaît la courbure.

A partir du rayon de courbure, il est possible de déduire la flèche (que l'on nomme en anglais bow) qui correspond à la distance verticale maximale entre le bord et le centre du wafer. Pour une valeur fixe de R_c , la flèche dépend du diamètre du wafer noté d . Ainsi, on a :

$$bow = \Delta_z = R_c - \sqrt{R_c^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2} \quad \text{Équation 48}$$

La courbure de l'échantillon est un paramètre important pour la qualité de la croissance. En effet, ce paramètre joue un rôle prépondérant sur l'uniformité de la température durant la croissance. La courbure de la structure épitaxiée impacte également la suite du process technologique, notamment les étapes d'alignement en lithographie optique.

On peut citer quatre facteurs qui induisent ou modifient la courbure de l'échantillon pendant la croissance :

- La courbure initiale du substrat qui est due à la découpe et au polissage de ce dernier
- Un gradient de température sur l'ensemble de l'échantillon ou entre les deux faces du substrat
- Les contraintes dues aux différences de paramètres de maille entre le substrat et les couches épitaxiées
- Les contraintes dues aux différences de coefficients d'expansion thermiques entre le substrat et les couches.

La courbure de l'échantillon correspond à l'équilibre mécanique du système. Dans le cas d'une contrainte biaxiale isotrope, il existe une relation reliant la courbure de l'échantillon à la contrainte que l'on nomme *équation de Stoney* [55]:

$$\sigma_f = \frac{E_s}{1 - \nu_s} \frac{t_s^2}{6t_f} \left(\frac{1}{R} - \frac{1}{R_0} \right) \quad \text{Équation 49}$$

où σ_f est la contrainte dans le film, R et R_0 sont respectivement les rayons de courbure de l'échantillon avant et après croissance, t_f est l'épaisseur du film, t_s est l'épaisseur du substrat, E_s et ν_s sont le module d'Young et le coefficient de Poisson du substrat

La mesure de courbure est une technique qui renseigne d'une certaine manière que la qualité de la croissance.

2.1.2. L'épitaxie par jets moléculaires

L'épitaxie par jets moléculaires [56] est une technique de croissance de couches minces sous ultravide. Les sources d'éléments III (ex : Gallium, Aluminium, Indium) sont portées à haute température au-dessus de leur point de fusion dans des creusets spécifiques. Il se produit alors l'évaporation de ces éléments sous ultravide. Les flux d'atomes ou de molécules viennent se déposer sur le substrat qui est chauffé à une température adaptée à la croissance épitaxiale. Dans le cas de l'épitaxie de matériaux III-N, il existe deux moyens pour apporter l'élément azote (élément V) : soit le craquage de molécules d'ammoniac, soit l'excitation de molécules de diazote à l'aide d'une source plasma radiofréquence.

Dans le cas d'une MBE utilisant une source d'ammoniac (NH_3 -MBE,) la décomposition est rendue possible à partir de 450°C. Au-delà de cette température se produit le craquage thermique de l'ammoniac à la surface du substrat. Il est à noter que l'efficacité de la décomposition de l'ammoniac est relativement faible ($\approx 4\%$ à 800°C) et l'élément N est particulièrement volatil, ce qui nécessite des flux d'ammoniac relativement importants[57].

Dans le cadre de cette thèse, la recroissance localisée de n-GaN a été étudiée en utilisant le réacteur NH_3 -MBE Riber Compact 21T du CRHEA (réacteur PTC GaN). En dehors des croissances, la chambre de croissance est maintenue sous une pression résiduelle de 10^{-10} Torr. Le réacteur est équipé d'un panneau cryogénique refroidi à l'azote liquide ($>77\text{K}$) dont le rôle est de piéger les impuretés résiduelles sur les parois de la chambre ce qui a pour effet de diminuer la pression et d'améliorer la pureté des couches épitaxiales. L'apport de l'élément V (N) est rendu possible grâce au craquage des molécules d'ammoniac à la surface du substrat. L'élément III (Ga) et le dopant (Si) sont maintenus dans

les cellules d'effusion dont la température est régulée au moyen d'un thermocouple afin de contrôler le flux d'atomes.

Le substrat est chauffé à partir de la face arrière par rayonnement et le contrôle de la température de croissance s'effectue par pyrométrie infrarouge sur la face avant de l'échantillon. Dans le cadre de la thèse, la température de croissance du n-GaN était dans la gamme de [720-780°C].

La configuration du réacteur permet d'utiliser des substrats dont la taille peut aller jusqu'à 4 pouces.

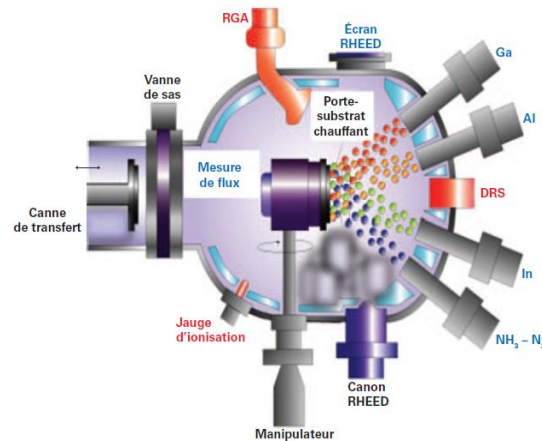


Figure 25: Schéma de la chambre de croissance d'un bâti d'épitaxie sous jet moléculaire[1]

Avec l'épitaxie sous jets moléculaires, les températures de croissance d'un matériau donné sont plus faibles qu'en MOVPE en raison des mécanismes de nucléation différents. Les faibles températures permettent de limiter les phénomènes de diffusion dans le volume et d'inter-diffusion au niveau des interfaces. Lors de la croissance, différents mécanismes physico-chimiques entrent en jeu (l'adsorption d'atomes, la diffusion sur la surface, l'incorporation des atomes au sein du réseau cristallin).

Les faibles vitesses de croissance (généralement inférieures à 1µm par heure) ainsi que le système de caches situés à la sortie de chaque cellule permettent de déposer les différentes couches épitaxiales en ayant un contrôle précis des épaisseurs. Par ailleurs, la qualité cristalline des couches peut être contrôlée in-situ par l'intermédiaire du système de diffraction d'électrons de haute énergie sous incidence rasante RHEED (en anglais Reflection High Energy Electron Diffraction).

- Caractérisations in-situ

■ Le RHEED (en anglais Reflection High Energy Electron Diffraction)

Le fait que l'enceinte soit sous ultra-vide a permis l'accès à des techniques de caractérisation in-situ telles que la diffraction d'électrons à haute énergie en incidence rasante (RHEED, Reflection High Energy Electron Diffraction) qui permet d'étudier la croissance et la reconstruction de surface en temps réel, avec une meilleure précision par rapport aux techniques optiques utilisées en MOVPE.

Le principe de fonctionnement du RHEED repose sur l'interaction d'un faisceau d'électrons monochromatique de haute énergie (entre 10kV et 100kV) avec la surface, sous une incidence quasi rasante. L'angle d'incidence du faisceau faible, entre 0.5 et 3°, permet de limiter la pénétration des électrons à quelques plans atomiques. Une partie du faisceau est réfléchi par la surface et forme au

centre du cliché RHEED la tâche spéculaire. L'autre partie du faisceau est diffractée par les premiers plans de la surface. L'image observée est un cliché de diffraction qui correspond à l'intersection de la sphère d'Ewald avec le réseau réciproque de la surface. Ce cliché permet de déterminer la structure cristalline, les paramètres de mailles et les réorganisations de surface.

▪ Autres analyses in-situ

Comme pour l'épitaxie MOVPE, le système MBE peut-être équipé d'une mesure de réflectivité, de pyrométrie corrigée et de courbure [58].

2.2. Caractérisations structurales des matériaux

Après l'élaboration des couches minces, il est nécessaire d'évaluer la qualité cristalline de ces dernières. Les différentes caractérisations présentées dans cette sous-partie apportent des renseignements sur la morphologie, la structure cristallographique, l'épaisseur des couches minces, la présence de défauts. Ces différentes techniques sont complémentaires pour une caractérisation la plus complète des structures HEMTs.

2.2.1. *Le microscope à force atomique*

La microscopie à force atomique (appelée AFM pour Atomic Force Microscopy en anglais) est une technique de microscopie à sonde locale permettant d'obtenir la topographie tridimensionnelle de la surface d'un échantillon. Cette technique a été développée par G.Binnig, CF. Quate et C.Gerber en 1986 [59].

Le principe de l'AFM repose sur la mesure de différentes forces d'interaction (forces de Van der Waals, forces électrostatiques, etc...) entre la surface de l'échantillon et une pointe sonde nanométrique fixée sur un micro-levier (cantilever). La pointe balaie la surface en suivant la topographie. Les interactions entre la pointe et la surface déforment le levier. La flexion du levier est détectée via la réflexion d'un faisceau laser sur le levier et dirigée vers un des quadrants de la photodiode qui traduit le signal lumineux en tension électrique. La déviation sur la photodiode est proportionnelle à l'intensité des forces entre la surface et la pointe.

Il existe trois modes de fonctionnement de l'AFM : mode contact, mode non-contact et le mode intermittent :

- Le mode contact : la pointe entre en contact avec la surface et sonde les forces de répulsion de courtes portées.
- Le mode non-contact : la pointe ne touche pas l'échantillon et le levier oscille à une fréquence voisine de sa fréquence de résonance. La pointe est maintenue à une distance fixe de l'échantillon et la déviation du levier est le résultat des interactions attractives entre la pointe et la surface. Pour une meilleure résolution, il est vivement conseillé d'utiliser ce mode sous vide.

- Le mode contact intermittent (tapping mode) : La pointe oscille à une fréquence proche de sa fréquence de résonance. Lorsque la pointe interagit avec la surface, l'amplitude des oscillations du levier diminue. Il s'agit du mode le plus utilisé.

Dans le cadre de la thèse, l'AFM a été utilisé en mode tapping pour caractériser l'épithaxie des surfaces des HEMTs, les états de surface après gravure et les reprises d'épithaxies de n-GaN. Cette technique permet de quantifier la rugosité d'une surface et mesurer des marches. Pour la quantification de la rugosité, le paramètre rugosité moyenne quadratique (RMS ou Root Mean Square en anglais) a été utilisé.

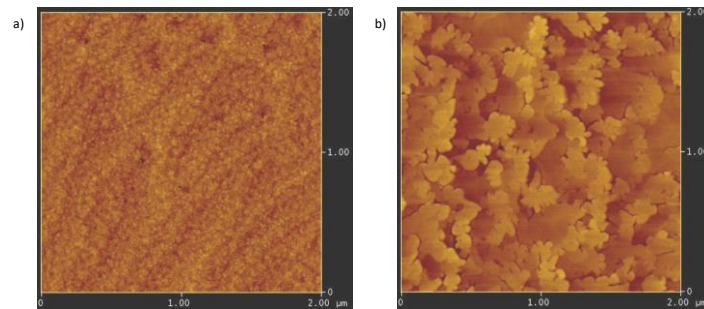


Figure 26: Images AFM (a) structure HEMT InAlGaIn/GaN sur SiC ; (b) structure HEMT AlGaIn/GaN sur saphir

La Figure 26 présente des images de morphologies de structures HEMT différentes obtenues à l'AFM en mode Tapping.

2.2.2. Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est une technique non destructive permettant de déterminer la structure cristallographique d'un matériau, la composition, les contraintes et la qualité du matériau. Cette technique est bien adaptée pour les couches minces.

Un faisceau monochromatique de rayons X parallèles est produit par une anticathode de cuivre et dirigé vers l'échantillon. Les longueurs d'onde des rayons X sont du même ordre de grandeur que les distances interatomiques. Les faisceaux diffractés de rayons X sont le résultat d'interférences constructives dans le réseau atomique. Ils sont diffractés dans des directions privilégiées de l'espace que l'on nomme angles de Bragg.

Les conditions de diffraction sont données par la loi de Bragg :

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad \text{Équation 50}$$

- λ est la longueur d'onde des rayons X
- d est la distance inter-réticulaire
- θ est l'angle d'incidence des rayons X par rapport au plan atomique considéré
- n est un entier

La Figure 27 représente schématiquement le principe de la diffraction des rayons X. L'angle ω correspond à l'angle entre le faisceau incident des rayons X et la surface de l'échantillon.

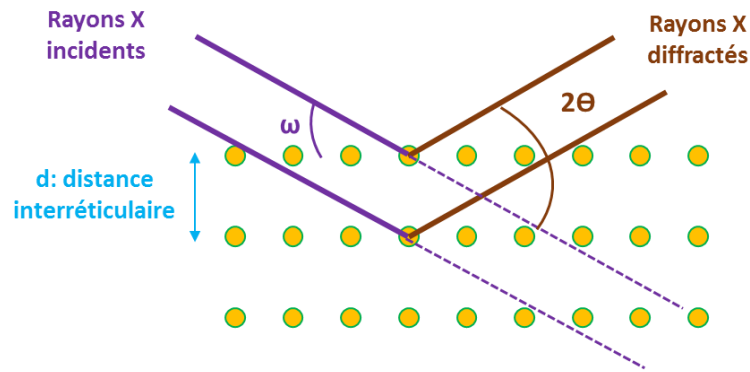


Figure 27: Schéma sur le principe de la diffraction des rayons X

- Configurations

■ La diffraction en géométrie θ - 2θ

Un faisceau de rayons X est pointé sur l'échantillon. Le système est réglé de manière à satisfaire la relation de Bragg pour un ordre n donné pour l'un des matériaux étudiés (par exemple le substrat). Ensuite, l'échantillon et le détecteur tournent de manière à ce que pour un mouvement provoquant une variation $d\omega$ de l'angle entre la source et le plan considéré, le détecteur se déplace d'une quantité double pour recevoir les rayons diffractés par les plans atomiques parallèles au plan initial et satisfaisant la relation de Bragg. On a l'habitude de parler de configuration symétrique lorsque les plans atomiques considérés sont parallèles à la surface de l'échantillon. Dans ce cas l'angle d'incidence ω et l'angle d'émergence Θ sont égaux.

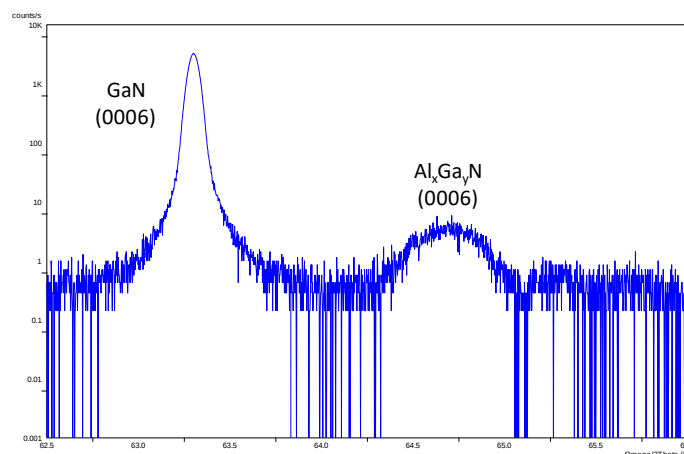


Figure 28: Spectre de diffraction des rayons en X en configuration ω - 2θ des plans (0006) d'une structure HEMT AlGa_xN/GaN sur Saphir (TS851)

La Figure 28 montre un exemple de spectre de diffraction ω - 2θ en configuration symétrique des plans (0006) d'une structure HEMT AlGa_xN/GaN sur substrat saphir 3 pouces.

La configuration symétrique permet de déterminer les paramètres de mailles selon l'axe de la croissance qui correspond dans notre cas à l'axe c de la maille hexagonale. Pour connaître les

paramètres de maille dans d'autres directions, il est nécessaire de pointer des plans atomiques inclinés par rapport à la surface. On parle alors de réflexions asymétriques car les angles d'incidence et d'émergence ne sont plus égaux. Par extension, ces réflexions asymétriques permettent d'estimer le paramètre de maille dans le plan de croissance et par combinaison avec les mesures en configuration symétrique elles permettent de déterminer si la maille cristalline est relaxée ou déformée à cause d'une éventuelle contrainte biaxiale en compression ou en tension. De plus, elles permettent de mesurer la composition des alliages via la loi de Vegard.

▪ Rocking curve

En variant l'angle de faisceau d'incidence (ω) et en maintenant le détecteur en position angulaire fixe par rapport à l'échantillon, il est possible de déterminer la désorientation relative des grains d'une couche texturée. Le détecteur est donc placé en condition de diffraction à l'angle 2θ pour une famille de plans (hkl) choisie. La largeur à mi-hauteur de la raie appelée FWHM (Full Width at Half Maximum) renseigne sur la mosaïcité d'une couche c'est-à-dire qu'elle nous permet d'évaluer la désorientation relative des grains autour de l'orientation moyenne. Dans le cas d'un cristal parfait, le pic de diffraction mesuré en balayage en 2ω devrait être très fin et conditionné par la pureté chromatique et la collimation de la source de rayons X. La présence de grains et de défauts tels que les dislocations induit un élargissement du pic. Les variations relatives de la largeur FWHM [60] témoignent de la présence de défauts dans la structure. Les dislocations vis sont responsables de l'inclinaison du cristal (tilt) et peuvent être mesurées par l'intermédiaire d'un balayage en configuration symétrique dans laquelle on sonde la dispersion d'orientation de l'axe c. Les dislocations coins entraînent une torsion (twist) autour de l'axe (0001) et ne déforment pas les plans dans l'axe (Figure 29). Ce type de dislocations peut être mis en évidence par des analyses DRX en balayage en configuration asymétrique.

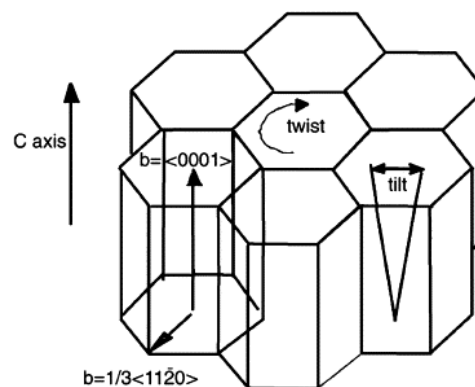


Figure 29: Schéma des déformations twist et tilt dans une structure GaN [61]ⁱ

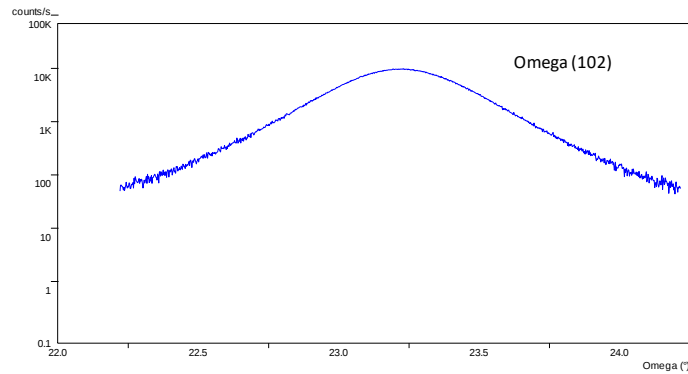


Figure 30: Balayage en ω pour la réflexion (102) de GaN dans une structure HEMT InAlGaN/GaN sur SiC (TS 1160)

La Figure 30 montre un exemple de balayage en ω en configuration asymétrique pour évaluer la dispersion d'orientation des plans (102) de GaN dans une structure HEMT InAlGaN/GaN sur substrat SiC 3 pouces.

2.2.3. La réflectivité des rayons X

La réflectivité des rayons X (en anglais X-ray reflectivity) [62] est une technique non-destructive permettant de remonter à l'épaisseur, à la densité électronique des couches ainsi qu'à la rugosité des interfaces. Cette technique permet de caractériser des couches de surface dont l'épaisseur est comprise entre quelques nanomètres et 200 nm.

Un faisceau de rayons X est envoyé sous incidence rasante sur l'échantillon et ce faisceau est réfléchi par sa surface. L'angle incident est faible et il est compris entre 0,1° et 10°.

Le principe de la méthode consiste donc à mesurer l'intensité de la réflexion spéculaire en fonction de l'angle d'incidence.

Un angle critique de réflexion totale θ_c existe puisque l'indice de réfraction d'un milieu matériel (n) est plus petit que 1 pour le rayonnement X.

Au-delà de l'angle critique, le faisceau pénètre dans l'échantillon. Aux interfaces des couches minces, le faisceau est plus fortement réfléchi à cause de la variation plus importante de l'indice de réfraction. Des oscillations (appelées franges de Kiessig) apparaissent suite aux interférences des ondes réfléchies par les interfaces.

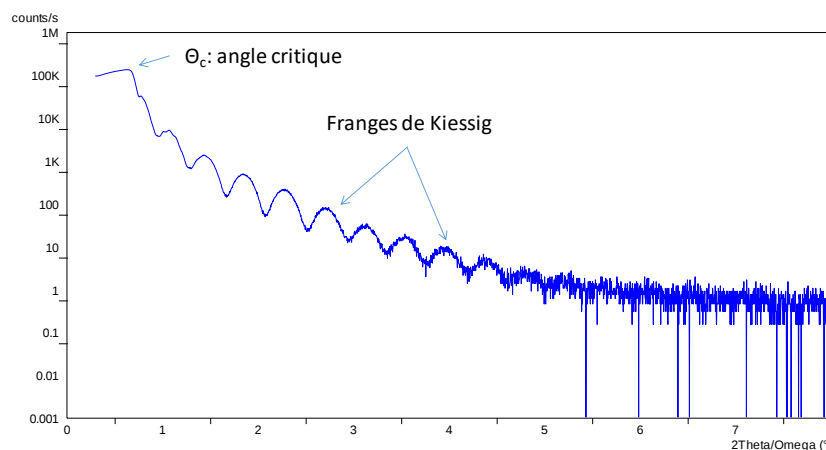


Figure 31: Spectre de réflectivité des rayons X sur une plaque ayant une structure AlGaIn/GaN sur SiC (TS929)

Cette technique est sensible à la rugosité à la surface et aux interfaces. La rugosité de surface diminue l'intensité de toute la courbe et la rugosité au niveau des interfaces donne lieu à un amortissement des franges de Kiessig.

La Figure 31 est un exemple de mesures en réflectivité des rayons X sur une structure HEMT AlGaIn/GaN sur SiC.

2.2.4. L'interférométrie en lumière blanche

L'interférométrie en lumière blanche est une technique sans contact et non destructive permettant d'évaluer l'épaisseur d'une couche déposée sur un substrat d'un matériau différent. Avec cette technique, l'épaisseur de couches minces peut être déterminée pour des épaisseurs allant de 200 nm à plusieurs microns. Un faisceau incident de lumière blanche est envoyé perpendiculairement à la surface. La lumière réfléchi par l'échantillon arrive sur une lentille, traverse un réseau de diffraction et atteint finalement un détecteur CCD.

La Figure 32 (a) illustre le principe de la mesure et la Figure 32 (b) est un graphe qui représente l'intensité de la lumière réfléchi en fonction de la longueur d'onde dans le cas d'une couche de GaN sur un substrat saphir.

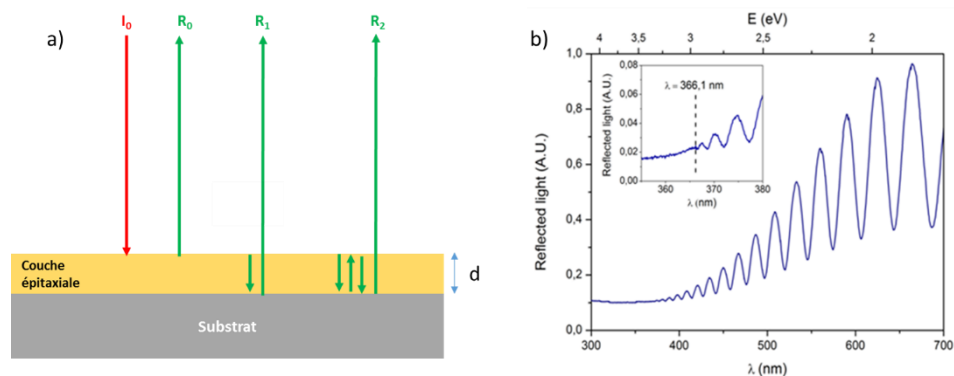


Figure 32: (a) Schéma du principe des mesures d'épaisseur par interférométrie en lumière blanche (b) le spectre d'une structure GaN sur saphir représentant la lumière réfléchi en fonction de la longueur d'onde (λ) (dans l'encadré, un zoom au niveau de la longueur d'onde de 365nm est présenté et correspond au bandgap du GaN) [54]

La lumière réfléchi est constante et peu intense lorsque l'énergie des photons est supérieure au gap de GaN (E_g). La réflexion (R_0) se produit uniquement à la surface et l'absorption a lieu dans la couche de GaN.

Lorsque l'énergie des photons incidents est inférieure à E_g du GaN (c'est-à-dire des longueurs d'ondes inférieures à environ 366 nm), des oscillations de Fabry-Perrot sont enregistrées. Dans ce cas, la lumière incidente n'est que partiellement réfléchi par la surface et une autre partie pénètre dans la couche. Ensuite, celle-ci est partiellement réfléchi à l'interface entre la couche et le substrat. Ce faisceau réfléchi revient à la surface de la couche, où ce processus se répète : le faisceau est en partie réfléchi et l'autre partie sort de l'échantillon.

L'intensité globale de la lumière réfléchi est la superposition de l'ensemble des faisceaux réfléchis. Il existe ainsi une différence de phase entre ces différents faisceaux. Il se produit donc des interférences pouvant être soit constructives, soit destructives ou bien intermédiaires.

Le déphasage est donné en utilisant une approximation du 1^{er} ordre :

$$\Delta\varphi = \frac{4\pi n(\lambda) d}{\lambda} \quad \text{Équation 51}$$

Où n représente l'indice de réfraction de la couche et d l'épaisseur

L'enregistrement des maxima et minima de réflectance renseignent sur la différence de chemin optique au sein de la couche, ce qui permet de remonter à l'épaisseur de la couche si l'indice de réfraction de la couche, en fonction de λ , est connu. Les maxima du signal réfléchi se produisent lorsque la différence de chemin optique est un multiple entier de la longueur d'onde. Dans le cas de plusieurs couches de nitrure, le modèle physique est plus complexe. De ce fait, l'analyse ne peut être effectuée que par simulation. En première approximation, puisque la différence d'indice de réfraction entre deux couches de nitrures est inférieure à la différence entre les couches et l'air, l'oscillation de Fabry-Perot résulte principalement de l'interférence du faisceau réfléchi par la surface et du faisceau réfléchi par l'interface entre la couche et le substrat.

L'outil utilisé est un système Nanometrics RPM2000 permettant d'avoir la cartographie d'échantillons dont la taille peut aller de 2 à 6 pouces avec une résolution spatiale maximale de 0,1 mm.

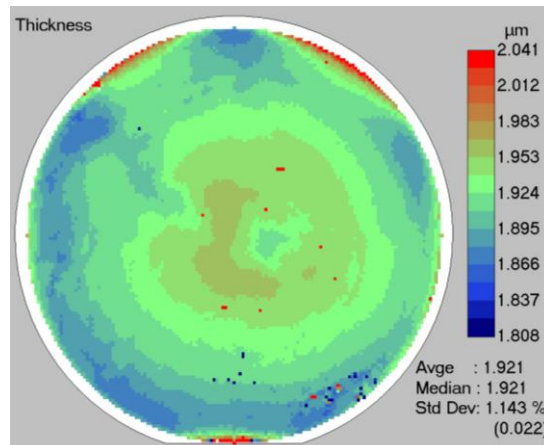


Figure 33: Cartographie d'épaisseur par interférométrie en lumière blanche pour une structure HEMT AlGaIn/GaN sur substrat SiC (TS929)

La Figure 33 est une cartographie de l'épaisseur totale d'une structure HEMT à base de GaN épitaxiée sur substrat SiC qui sera étudiée par la suite.

2.2.5. La microscopie électronique

La microscopie électronique est largement employée dans l'industrie du semiconducteur. Le principe de fonctionnement de la microscopie électronique à balayage et la microscopie électronique en transmission est présenté ci-dessous [63].

- *La microscopie électronique à balayage (MEB)*

La microscopie électronique à balayage (MEB ou SEM en anglais pour Scanning Electron Microscopy) est une technique permettant l'observation de la topographie d'une surface. Cette technique repose sur les interactions électrons-matière. L'échantillon est balayé par un faisceau d'électrons. Dans notre équipement, ce faisceau d'électrons est accéléré par une tension pouvant atteindre 30kV. Différents détecteurs recueillent les signaux résultant de l'interaction entre les électrons primaires et l'échantillon. L'image est reconstruite point par point en balayant de façon synchrone la surface de l'échantillon.

Avec le MEB, il est possible d'obtenir des informations sur la topographie de l'échantillon (contraste topographique) et sur la composition chimique (contraste chimique).

Les électrons du faisceau incident interagissent donc avec l'échantillon. Différents types d'électrons sont émis suite à cette interaction :

- les électrons secondaires résultent de chocs inélastiques entre les électrons incidents et les atomes de l'échantillon. Lors du choc, il y a transfert d'énergie entre l'électron incident et un électron des orbitales atomiques. Au sein de l'atome, ce gain d'énergie conduit généralement à une ionisation et à l'émission d'un électron dit secondaire. Les électrons secondaires ont une énergie cinétique inférieure à 50 eV et sont issus des couches les plus proches de la surface. Le nombre d'électrons secondaires détectés dépend de l'angle d'incidence du faisceau primaire d'électrons : lorsque le faisceau rencontre une zone présentant un fort relief, cela apparaîtra en blanc tandis que lorsque le faisceau rencontre un creux, le rendement d'électrons secondaires sera faible et cela apparaîtra donc en sombre. La détection d'électrons secondaires permet ainsi d'obtenir un contraste topographique (Figure 34).

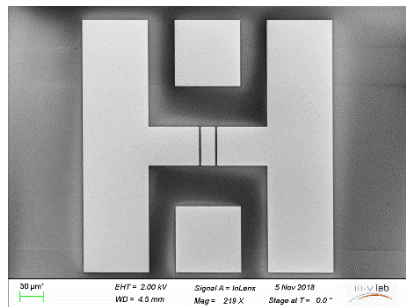


Figure 34: Image MEB d'un transistor HEMT obtenue en détectant les électrons secondaires émis (détecteur Inlens)

- les électrons rétrodiffusés résultent de l'interaction des électrons du faisceau avec les atomes de l'échantillon. Il s'agit de chocs quasi élastiques c'est-à-dire que l'énergie de ces électrons est proche de l'énergie des électrons incidents. L'intensité d'émission de ces électrons est fonction du numéro atomique (Z) des éléments de l'échantillon. Autrement dit, les zones de l'échantillon ayant un Z élevé seront plus claires. La détection des électrons rétrodiffusés permet d'obtenir un contraste chimique.

Dans le cadre de la thèse, le MEB est utilisé en détectant les électrons secondaires soit avec le détecteur Inlens soit avec le détecteur SE2. Ces deux détecteurs se distinguent de la manière suivante : le détecteur Inlens est un détecteur à scintillateur monté dans la colonne avec photomultiplicateur couplé permettant la détection sensible en surface à haut rendement des électrons secondaires et le détecteur SE2 est un détecteur Everhart-Thornley à haut rendement permettant d'acquérir des images à une vitesse de balayage élevée.

- *La microscopie électronique à transmission (MET)*

La microscopie électronique en transmission (MET ou TEM en anglais pour Transmission Electron Microscopy) est une technique permettant d'imager un échantillon et d'analyser la composition élémentaire. Un faisceau d'électrons accélérés à l'aide d'une tension comprise entre 200 et 1000 kV traversent un échantillon puis il est focalisé à l'aide de lentilles vers un écran ou une caméra. La résolution est de l'ordre de 1 à 2 Å. Cette technique nécessite la préparation de l'échantillon à observer en lame ultra-mince (épaisseur entre 20 et 100 nm)

Il y a différents modes d'utilisations :

- En mode image. Les électrons traversent l'échantillon. L'absorption des électrons dépend de l'épaisseur, la densité et la nature chimique. Lorsque le détecteur est placé dans le plan image on obtient une image agrandie.
- En mode diffraction. Ce mode est basé sur le caractère ondulatoire des électrons. Il y a diffraction lorsque l'onde rencontre un atome : l'onde est déviée et la direction de l'onde diffractée dépend de la nature et de l'agencement des atomes. On recueille plusieurs faisceaux diffractés dans le plan focal afin d'obtenir le cliché de diffraction de l'échantillon.
- En haute résolution. On fait interférer un faisceau transmis en ligne directe avec un faisceau diffracté. On obtient une figure d'interférences dans laquelle on peut distinguer les plans atomiques (points noirs ou blancs). Avec ce mode, on obtient des informations sur la structure cristalline et sur la présence de défauts tels que les dislocations.

2.3. Caractérisation électrique des matériaux

Dans une structure HEMT, la conduction électrique se fait via le gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG). Après l'élaboration de la structure et l'évaluation de sa qualité, les propriétés électriques sont sondées par les mesures d'effet Hall, les mesures de la résistance de feuille par courant de Foucault et les mesures C(V).

2.3.1. Mesure de l'effet Hall par la méthode de Van Der Pauw

La mesure d'Effet Hall par la méthode de Van Der Pauw [64] permet de mesurer directement la résistance de feuille (R_{sheet}) et la concentration de feuille de porteurs (n_H), de déterminer le type de

porteurs (électrons ou lacunes), de calculer la mobilité (μ) et de remonter à la densité volumique de porteurs actifs (n) dans le cas d'une couche homogène d'épaisseur connue. Cette technique présente le désavantage d'être destructive car il est nécessaire de découper un échantillon en carré (idéalement en trèfle) et déposer à chaque coin un contact métallique ou encore de réaliser une succession d'étapes de lithographie.

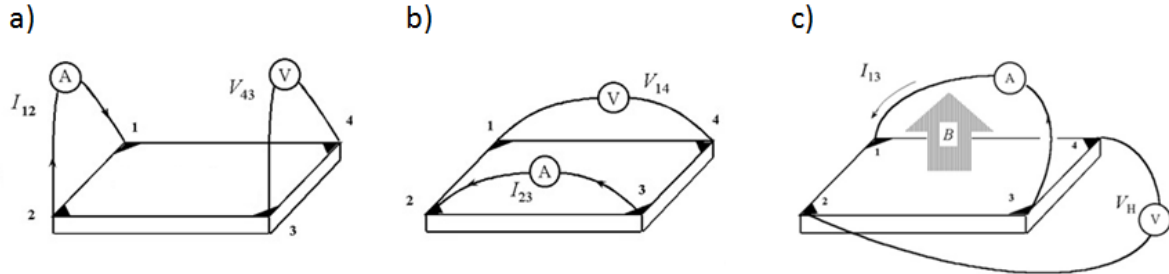


Figure 35: Schéma du principe des mesures de résistance de feuille en utilisant la technique de Van der Pauw (a,b) et les mesures d'effet Hall (c)

Van Der Pauw a montré que la résistance de feuille peut être déduite à partir de deux résistances $R_A = V_{43}/I_{12}$ et $R_B = V_{14}/I_{23}$:

$$e^{(-\pi \frac{R_A}{R_{sheet}})} + e^{(-\pi \frac{R_B}{R_{sheet}})} = 1 \quad \text{Équation 52}$$

A partir de cette formule dite formule de Van der Pauw, la résistance de feuille peut être extraite.

Dans la mesure d'effet Hall, l'échantillon est parcouru par un courant I et il est soumis à un champ magnétique $\vec{B}$ qui est perpendiculaire au déplacement des porteurs de charges. Une tension nommée tension de Hall (notée V_H) apparaît dans la direction perpendiculaire au déplacement des porteurs. Sur la Figure 35, un courant est appliqué entre les contacts 1 et 3 et la tension de Hall est mesurée entre les contacts 2 et 4.

Il est possible de déduire le type de porteurs libres (c'est-à-dire s'il s'agit d'un matériau n ou p) avec le signe de la tension de Hall.

La concentration des porteurs (n_H) est déterminée à partir de l'équation suivante :

$$n_H = \frac{I B}{e |V_H|} \quad \text{Équation 53}$$

Où e est la charge élémentaire

A partir de (n_H) et R_{sheet} , on peut calculer la mobilité :

$$\mu = \frac{1}{e n_H R_{sheet}} \quad \text{Équation 54}$$

Dans le cadre de la thèse, les mesures d'effet Hall ont été réalisées à température ambiante et sous un champ magnétique de 0,334 Tesla.

2.3.2. La mesure de la résistance de feuille (Sheet résistance)

Dans le cas des HEMTs, la conduction a lieu via le gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG). La mesure de la résistance de feuille (appelée en anglais Sheet Resistance R_{sheet}) est un paramètre important. Celle-ci dépend de la concentration de porteurs dans le gaz d'électrons (n_s) et de la mobilité des porteurs (μ). L'équation suivante traduit cette dépendance :

$$R_{sheet} = \frac{1}{n_s e \mu} \quad \text{Équation 55}$$

Où e est la charge élémentaire

Dans le cas d'une couche conductrice, la résistance de surface peut s'écrire en prenant en compte la résistivité (ρ) et l'épaisseur de la couche (d) :

$$R_{sheet} = \frac{\rho}{d} \quad \text{Équation 56}$$

- *Mesure de la résistance de contact par courant de Foucault*

Il s'agit d'une méthode sans contact, donc non-destructive, permettant de mesurer rapidement la résistance de feuille (R_{sheet}) d'un échantillon, sans procéder aux mesures d'effet Hall décrites auparavant.

Le principe de la mesure repose sur l'adsorption d'une onde RF par les courants de Foucault générés dans une couche conductrice. L'échantillon est ainsi placé entre deux bobines RF : la première étant l'émetteur et la deuxième étant le récepteur.

Miller et al.[65] ont été les premiers à utiliser cette méthode, qui est aujourd'hui largement utilisée dans l'industrie des semi-conducteurs.

Le système utilisé dans le cadre de cette thèse est un Leighton LEI1510E permettant d'obtenir des cartographies de l'échantillon avec une résolution spatiale d'environ 1 cm^2 . Ce type de mesure permet d'apprécier l'uniformité des propriétés électriques d'un échantillon.

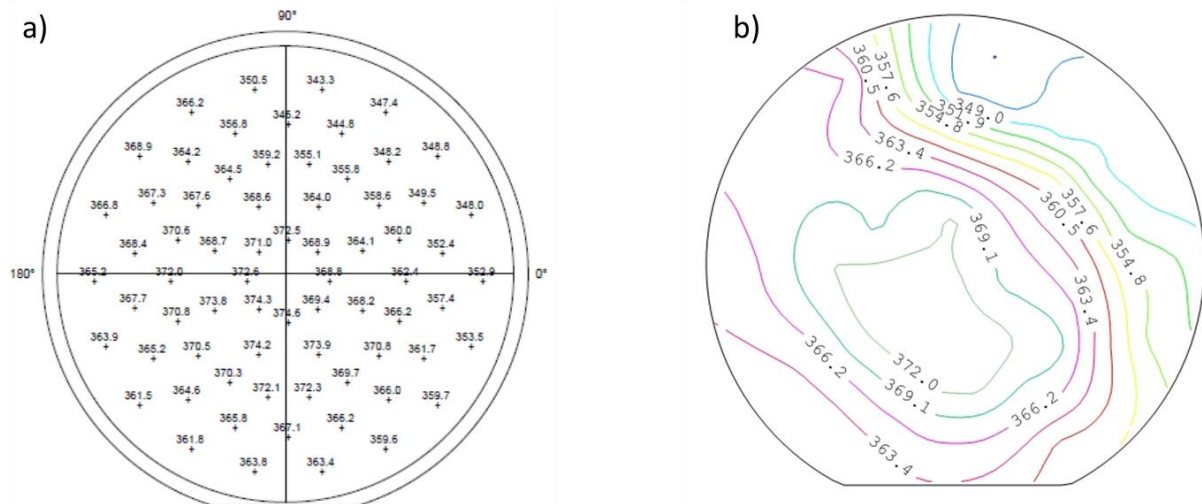


Figure 36: Cartographie des mesures de la résistance de feuille sur la plaque TS929 structure HEMT AlGaIn sur saphir 3''pouces [a) avec les points de mesures et b) sous forme de tracé de lignes]

La Figure 36 représente la cartographie de la plaque TS929 qui est une structure HEMT AlGaIn sur saphir 3 pouces et qui sera étudié dans la suite de la thèse.

Ce type de mesures, particulièrement pratique et rapide, demande cependant que le substrat utilisé soit résistif pour faire en sorte que la conduction ait lieu seulement au niveau du gaz 2D. Elle est donc particulièrement adaptée aux HEMTs à base de semi-conducteurs III-N pour applications RF étudiés dans cette thèse.

2.3.3. Mesures Capacité – Tension (C-V avec une sonde au mercure)

Il s'agit d'une mesure non-destructive utilisant deux billes de mercure de taille différente pour réaliser une diode Schottky à la surface de l'échantillon. Cette technique permet d'évaluer le profil de dopage d'un semi-conducteur et, dans le cas d'une structure HEMT, d'évaluer la densité d'électrons dans le gaz bidimensionnel et sa position dans la structure.

Le principe consiste à mesurer la variation de la capacité inverse d'une diode Schottky en fonction de la tension appliquée. Le système comporte deux contacts : un contact circulaire de petit diamètre polarisé en inverse (contact Schottky) et un contact de plus grand diamètre en série de très grande capacité, qui sert de référence (masse).

La Figure 37 (a) montre le comportement d'une structure HEMT lorsqu'une tension V est appliquée et que l'on mesure une capacité C . Ainsi, le profil présente un plateau de capacité initiale (C_0), puis une zone où la capacité chute brusquement. Cette chute de capacité s'explique par la désertion du canal jusqu'à la désertion totale pour une tension dite de pincement (V_p). Au-delà de la tension de pincement, on observe une capacité résiduelle ($C_{rés}$). La capacité résiduelle est un paramètre important car il met en exergue le comportement résistif du buffer de GaN et la présence éventuelle de charges à l'interface entre le substrat et les couches III-N.

L'intégrale de la courbe (C-V) entre $V_{gs}=0V$ et $V_{gs}=V_p$ est égale à la densité surfacique de charges assimilées aux électrons dans le gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG) :

$$n_s = \frac{1}{e \cdot A} \int_{V_p}^0 (C_{mesurée} - C_{rés}) \cdot dV \quad \text{Équation 57}$$

- e est la charge élémentaire de l'électron
- A est l'aire du contact Schottky

Grâce à la relation du condensateur plan $C = \epsilon_0 \epsilon_r A/h$, le plateau de capacité permet d'estimer la distance h entre la surface et le 2DEG, et donc vérifier l'épaisseur des couches supérieures de la structure HEMT. Aussi on peut construire un profil de la densité de charges dans la structure en fonction de la profondeur (x) :

$$N(x) = \frac{2}{q \cdot \epsilon_r \cdot \epsilon_0 \cdot \frac{\partial}{\partial V} \left(\frac{1}{C^2} \right)} \quad \text{Équation 58}$$

Où ϵ_0 est la permittivité du vide et ϵ_r est la permittivité relative du matériau

Cependant, ce profil peut également présenter des artefacts à cause de la présence de pièges qui perturbent la désertion du 2DEG. Pour cette raison, il est intéressant d'effectuer les mesures à différentes fréquences afin de mettre en évidence la présence d'éventuels pièges dans la structure HEMT.

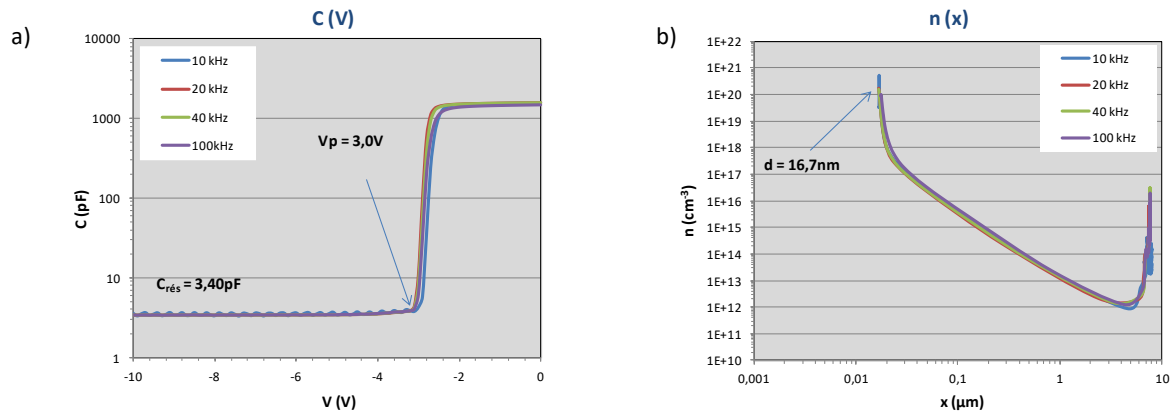


Figure 37: Mesures $C(V)$ d'une structure HEMT AlGaIn/GaN sur SiC (plaque TS929) et profils de charges extraits de ces mesures.

La Figure 37 montre les mesures $C(V)$ et la position du gaz bidimensionnel d'électrons de l'échantillon TS929 qui est une structure HEMT AlGaIn/GaN sur SiC. Après désertion du 2DEG la densité apparente de donneurs chute dans la profondeur de la structure pour atteindre une valeur minimale de $10^{12} /cm^3$, ce qui est bénéfique à l'obtention d'une couche tampon de grande résistivité.

Conclusion du chapitre II

Dans ce chapitre, nous avons pu voir les techniques de croissance employée. La MOVPE sera utilisée pour la croissance épitaxiale des structures HEMTs et également pour la recroissance localisée de n-GaN au niveau des contacts ohmiques. Dans le cadre de la thèse, la MBE sera uniquement utilisée pour la recroissance des caissons de n-GaN. Les techniques de caractérisation présentées nous permettent d'évaluer la qualité structurale, morphologique et électrique de nos structures épitaxiées.

Le chapitre suivant portera sur la reprise d'épitaxie localisée de n-GaN au niveau des contacts ohmiques pour la montée de fréquence des HEMTs.

III. Technologie avec reprise épitaxiale localisée de n-GaN au niveau des contacts ohmiques pour la montée de fréquence des HEMTs

Dans ce chapitre, une présentation des structures épitaxiales utilisées dans le cadre de cette thèse sera exposée. Ensuite, nous aborderons les topographies des différents éléments conçus pour cette thèse (transistors et composants pour l'évaluation de la technologie). Enfin, nous nous intéresserons aux différentes étapes technologiques nécessaires pour la fabrication des transistors HEMT avec croissance localisée de GaN dopé n. Nous porterons une attention particulière aux études de recroissance de caissons de n-GaN par MBE et par MOVPE en termes de qualité cristalline et de propriétés électriques.

3.1. Design des structures épitaxiales

Dans le cadre de cette thèse, deux types de structures HEMT ont été épitaxiées par MOVPE sur substrats saphir et carbure de silicium de diamètre 3'' : des structures avec barrière ternaire AlGaIn et des structures avec barrière quaternaire InAlGaIn.

En utilisant des barrières contenant de l'indium, les performances électriques des transistors HEMTs sont améliorées [66][67][68] comparées à des structures AlGaIn/GaN. Ainsi, les hétérostructures InAl(Ga)N/GaN se caractérisent par des densités d'électrons dans le gaz bidimensionnel pouvant atteindre $2.5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ alors que les hétérostructures AlGaIn/GaN ont, dans la plupart des cas, une densité voisine de $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ [69]. Les structures quaternaires InAlGaIn possèdent une densité électronique d'électrons dans le 2DEG similaire aux hétérostructures InAlN/GaN mais la structure quaternaire se différencie par l'augmentation de la mobilité des porteurs. Par conséquent, les structures HEMTs à base de InAlGaIn présentent de réels potentiels pour la montée en fréquence de fonctionnement des transistors [67].

L'épitaxie de ces structures a été réalisée par la technique MOVPE, dont le principe a été rappelé dans le chapitre II. Après l'élaboration des hétéro-structures HEMTs, celles-ci sont caractérisées afin d'évaluer la qualité structurale, morphologique et électrique (cf. chapitre I).

Le choix des échantillons qui seront étudiés par la suite s'est porté sur différents paramètres physiques des structures, prenant également en compte l'homogénéité des caractéristiques sur l'ensemble de la plaque en épaisseur ainsi qu'en résistance de feuille du gaz d'électrons (R_{sheet}) (Figure 38 et Figure 39).

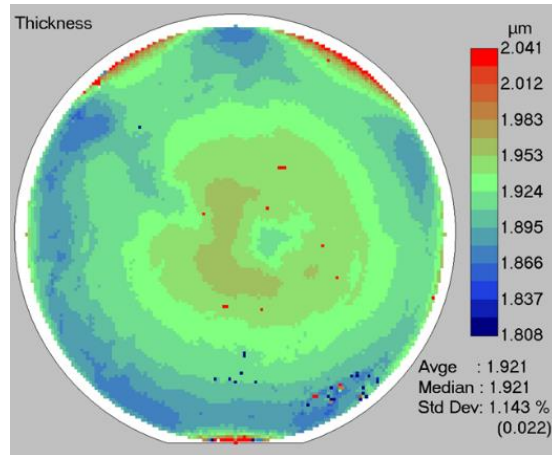


Figure 38: Cartographie en épaisseur totale obtenue par interférométrie en lumière blanche, d'une hétérostructure AlGaIn/GaN sur SiC 3pouces (TS 929)

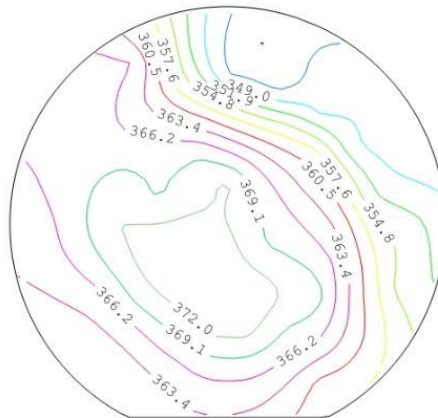


Figure 39: Cartographie en résistivité (R_{sheet}) d'une hétérostructure AlGaIn/GaN sur substrat 3 pouces (TS 929)

Le Tableau 7 résume les caractéristiques épitaxiales des différentes structures HEMT utilisées dans le cadre de cette étude. La teneur en aluminium des barrières ternaires est déterminée à l'aide des mesures de diffraction de rayons x. La composition des barrières quaternaires est déterminée par spectrométrie de photoélectrons induits par rayons X (XPS) sur des échantillons de référence. Les épaisseurs de la barrière sont déterminées par réflectivité des rayons X (cf. chapitre 2).

Après l'épitaxie, une première partie du procédé technologique a été réalisée au III-V Lab, suivie de croissance localisée de n-GaN soit par MBE soit par MOVPE, réalisée au CRHEA ou au III-V Lab. A la suite de cette recroissance, les échantillons ont subi au III-V Lab les autres étapes technologiques permettant la fabrication du transistor HEMT.

Type de structure	Sample	substrat	Epaisseur (nm)		Composition (%)		R_{sheet} moyen HEMT structure (Ω/sq)	regrowth of n-GaN	Dopant
			Cap GaN	barrière	Al	In			
Structure AlGaIn/GaN	TS 1072	saphir	3	26,8	27,0		354,1	MBE @CRHEA	Si
	TS 929	SiC	1	20,3	26,9		363,6	MBE @CRHEA	Si
	TS 960	saphir	3	26,2	27,5		544,0	MBE @CRHEA	Si
	TS 664	SiC	1	25,5	24		350,3	MBE @CRHEA	Si
	TS 820	saphir	1	25,6	26,2		469,9	MBE @CRHEA	Si
	TS 851	saphir	1	25,1	26,5		532,8	MBE @CRHEA	Si
	TS 863	saphir	1	26,9	25,4		460,9	MBE @CRHEA	Si
	TS 833	saphir	1	25,3	26,0		450,1	MOVPE @3-5 Lab	Si
	TS1156	saphir	3	24,8	23,0		403,6	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 868	saphir	1	25,5	26,2		610,8	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 893	saphir	1	26,7	25,3		652,0	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 1132	saphir	3	26,0	27,4		372,3	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 1140	saphir	3	2	29,2		287,3	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 745	saphir	1	25,4	27,0		587,0	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 774	saphir	1	25,1	25,9		435,4	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 759	saphir		31,4	25,1		424,8	MOVPE @CRHEA	Si
Structure InAlGaIn/GaN	TS 1142W1	saphir		9,5	80	12	342,9	MBE @CRHEA	Si
	TS 1142W2	saphir		9,5	80	12	342,8	MBE @CRHEA	Si
	TS 1142W3	saphir		9,5	80	12	344,9	MBE @CRHEA	Ge
	TS1143	SiC			80	12	308,3	MBE @CRHEA	Si
	TS 1160W6	SiC		7,3	80	12	300,5	MBE @CRHEA	Si
	TS 1142W6	saphir		9,5	80	12	340,6	MOVPE @CRHEA	Si
	TS 1141	saphir		9,5	80	12	362,1	MOVPE @CRHEA	Si

Tableau 7: Liste des différents échantillons ayant subi la reprise sélective d'épitaxie de n-GaN

3.2. Conception des transistors

Le jeu de masques dédié à la technologie des transistors HEMT avec recroissance localisée de n-GaN a été conçu à l'aide de deux logiciels : Wavemaker et ADS de Keysight. Ce jeu de masques, appelé POWERGAN, est compatible avec la lithographie par projection, de type « stepper », du III-V Lab et avec toutes les étapes couramment utilisées en industrie pour la réalisation des transistors GaN RF. Le jeu de masques comprend deux réticules composés de nombreux niveaux correspondants chacun à une étape technologique de la fabrication d'un transistor de type HEMT (Figure 40 et Figure 41).

Plusieurs motifs sont répartis sur les deux réticules :

- Des transistors HEMT avec différents développements (entre 1 et 6 doigts, différentes longueurs et largeurs de la grille, plusieurs distances source-grille et source-drain)
- Motifs pour effet Hall, avec et sans recroissance localisée de n-GaN (Figure 42)
- Motifs de "Process Control Monitoring" (PCM), nécessaires pour s'assurer du bon déroulement des procédés de fabrication des composants HEMT. Les PCM comprennent des motifs de test pour évaluer la résistivité des empilements de métaux, des motifs inter digités pour évaluer l'isolation des composants et des motifs de type TLM (de l'anglais « transmission line method »), très importants dans le cadre de cette thèse. Les motifs PCM comprennent également les transistors « FATFET » (FAT Field Effect transistors) qui sont des transistors HEMT à grande surface de grille et les GTLM (Gated Transmission Line Method) qui correspondent à des composants à longueur de grille variables (allant de 100 à 250 μm). Les GTLM seront appelées par la suite « MonoCO_Tr » dont la longueur de grille varie de 100 à 250

μm et « GH15M20 ». Ces deux topologies seront utilisées pour les mesures statiques I-V (cf. chapitre V).

- Un motif spécifique a été conçu pour ces travaux de thèse nommé « araignée » dans la suite de ce manuscrit. Il permet de caractériser la qualité de la recroissance de n-GaN, en fonction de l'orientation des motifs de recroissance par rapport aux plans cristallins de la structure HEMT de départ. Ce motif est composé de bandes, espacées de 30° les unes des autres.

Réticule 1

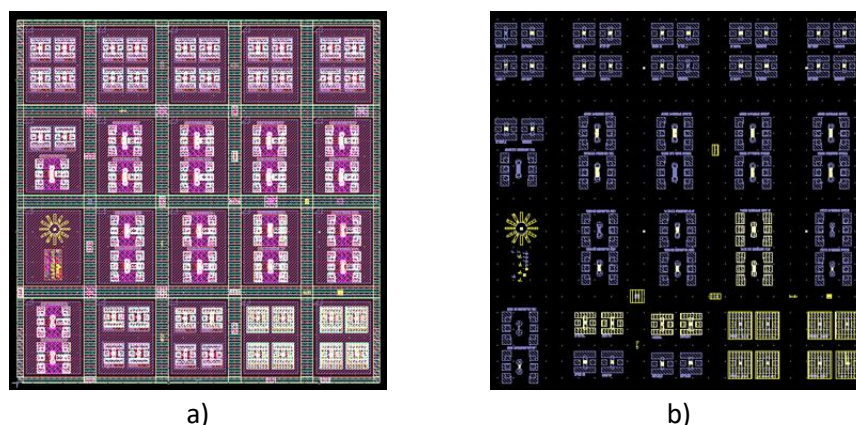


Figure 40: Réticule 1 a) avec tous les niveaux b) avec seulement le niveau contact ohmique (violet) et le niveau recroissance (jaune)

Réticule 2

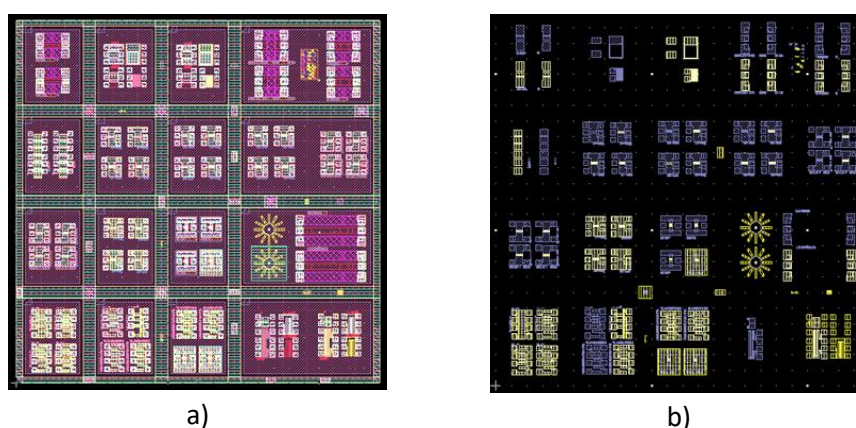
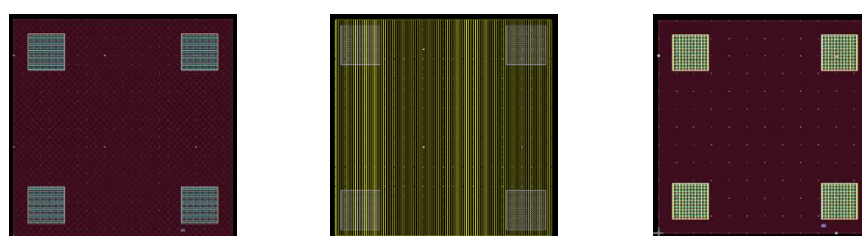


Figure 41: Réticule 2 a) avec tous les niveaux b) avec seulement le niveau contact ohmique (violet) et le niveau recroissance (jaune)

Effet Hall



N1

Pas de recroissance

N2

Recroissance partout

N3

Recroissance au niveau des contacts ohmiques

Figure 42: Différentes configurations des motifs pour effet Hall (avec et sans recroissance)

Une grande variété de transistors a été conçue incluant différentes distances source-drain, différentes positions des caissons de n-GaN par rapport à la métallisation du contact ohmique et différentes tailles de la zone de croissance (Tableau 8 et Tableau 9). La Figure 43 illustre les différentes positions du métal par rapport à la recroissance des caissons de n-GaN. La mise en place de contacts ohmiques avec croissance localisée de GaN fortement dopé présente non seulement l'avantage de contribuer à la diminution de la résistance de contact mais également de pouvoir diminuer la distance source-grille et la distance source-drain. Dans les composants HEMT avec reprise localisée de GaN dopé n, le contact ohmique est défini par l'empilement métallique et également par les caissons de n-GaN. En décalant ces caissons par rapport à l'empilement métallique du contact ohmique, la distance entre contacts peut être réduite. La diminution de la distance entre les contacts ohmiques par l'incorporation des caissons de n-GaN dans la structure permet d'éviter tout contact entre la métallisation de contact ohmique et la grille, ce qui produirait un court-circuit. Les caissons étant dans le plan de la structure HEMT, ils ne peuvent pas être en contact avec la grille.

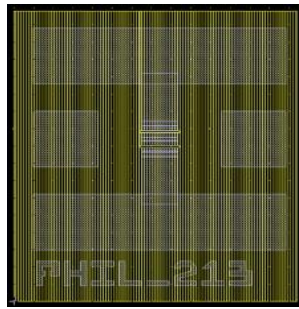
En dopant suffisamment les couches de n-GaN, cette approche permet de s'affranchir ou de réduire sensiblement le recuit du contact métallique à hautes températures. Toutefois, si les couches ne sont pas suffisamment dopées, cette approche permet aussi d'effectuer un recuit après la métallisation sans que la diffusion latérale des métaux ait une influence sur la définition latérale des contacts. Si un recuit est effectué, les résidus métalliques issus du fluage à haute températures resteront sur la zone de n-GaN et ne perturberont pas la définition latérale du contact puisque, dans ce cas, ce sont les bords des caissons de n-GaN qui délimitent le contact ohmique et la distance source-drain.



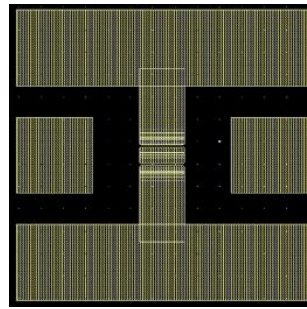
a) Structure HEMT avec recroissance de n-GaN alignée latéralement avec le métal b) Structure HEMT avec recroissance de n-GaN décalée latéralement avec le métal

Figure 43: Différentes configurations de HEMTs avec reprise d'épithaxie sélective de n-GaN

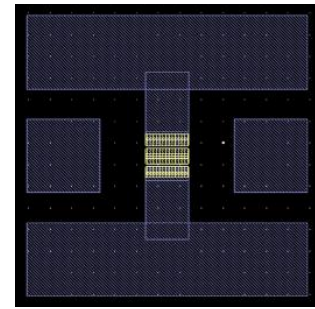
Les transistors conçus présentent différentes topologies pour la recroissance qui sont listées dans le Tableau 8 et le Tableau 9. Dans certaines topologies, la zone de recroissance est limitée aux zones de drain et de source, dans d'autres elle est présente sous toutes les zones métallisées avec des contacts ohmiques et, enfin, dans une topologie qui sera nommée « Phil » la zone de reprise d'épithaxie localisée correspond à un rectangle de 360 x 420 μm avec des ouvertures qui définissent l'espacement entre les contacts ohmiques (Figure 44). La dernière topologie est particulièrement intéressante pour la reprise d'épithaxie de n-GaN par MOVPE où la vitesse de dépôt dans les zones de recroissance est sensible aux proches voisins et à la taille des motifs. Ces phénomènes seront étudiés dans la suite de ce chapitre. Le développement des transistors PHIL, NT26 et NT21 est 2 x 50 μm .



Topologie « Phil »



Topologie où la croissance est au niveau de la totalité des contacts métalliques



Topologie où la croissance est uniquement limitée au niveau du drain et de la source

Figure 44: Différentes topologies de croissance de n-GaN (le métal est en violet et la croissance de n-GaN est en jaune)

Avec le masque POWERGAN, le transistor de plus petite dimension (NT26I) a une distance source-drain de $1,1 \mu\text{m}$ (Tableau 8) alors qu'avec les technologies sans croissance localisée de n-GaN, développées actuellement par le III-V Lab, les distances sources-drain sont de l'ordre de $2,45 \mu\text{m}$. En diminuant les distances source-drain, le courant et donc la densité de puissance augmentent et le temps de transit des électrons du gaz bidimensionnel diminue. Ces propriétés sont essentielles dans l'objectif de la montée en fréquence des HEMTs, comme discuté dans le chapitre II.

Transistor	L_G (μm)	L_{S-G} (μm)	L_{G-D} (μm)	L_{S-D} (μm)	Conditions de la recroissance
NT21A	0,15	0,8	1,5	2,45	pas de recroissance
NT21B		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT21C		0,8	2	2,95	le bord des caissons de n-GaN sont aligné par rapport au bord du métal
NT21D		0,8	1,1	2,05	le bord des caissons de n-GaN sont aligné par rapport au bord du métal
NT21E		0,6	1,8	2,55	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT21F		0,4	1,6	2,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21G		0,6	1,3	2,05	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT21H		0,4	1,1	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21I		0,6	0,9	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT21J		0,4	0,7	1,25	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21K		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21L		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est aligné par rapport au bord du métal
NT21M		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21N		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT21O		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21P		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
NT21Q		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
NT21R		1,8	2,5	4,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
NT26A	0,1	0,8	1,5	2,4	pas de recroissance
NT26B		0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26C		0,8	2	2,9	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26D		0,8	1,1	2	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26E		0,6	1,8	2,5	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT26F		0,4	1,6	2,1	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26G		0,6	1,3	2	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT26H		0,4	1,1	1,6	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26I		0,6	0,9	1,6	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT26J		0,4	0,7	1,2	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26K		0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26L		0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est aligné par rapport au bord du métal
NT26M		0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26N		0,5	0,5	1,1	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26O		0,5	0,5	1,1	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
PHIL_21B	0,15	0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
PHIL_21B_NOIS O		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
PHIL_21K		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
PHIL_21K_NOIS O		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
PHIL_21N		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
PHIL_21N_NOIS O		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
PHIL_21O		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
PHIL_21O_NOIS O		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
PHIL_21P		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
PHIL_21Q		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
PHIL_21R		1,8	2,5	4,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
T2x20_A	0,15	0,8	1,5	2,45	pas de recroissance
T2X20_B		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
T2X20_C		0,4	1,1	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T2X20_K		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal

Tableau 8: Liste des transistors deux doigts du masque POWERGAN (L_G : longueur de grille, L_{S-G} : distance source-grille, L_{G-D} : distance grille-drain et L_{S-D} : distance source-drain)

Transistor	L_G (μm)	L_{S-G} (μm)	L_{G-D} (μm)	L_{S-D} (μm)	Conditions de la recroissance
T4X50_A	0,15	0,8	1,5	2,45	pas de recroissance
T4X50_B		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
T4X50_C		0,4	1,1	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T4X50_D		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est aligné par rapport au bord du métal
T4X50_E		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T4X50_K		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T6x50_A	0,15	0,8	1,5	2,45	pas de recroissance
T6x50_B		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
T6x50_C		0,6	1,3	2,05	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
T6x50_D		0,4	1,1	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T6x50_I		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T6x50_E	0,15	0,8	1,1	2,05	pas de recroissance
T6x50_F		0,8	1,1	2,05	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
T6x50_G		0,6	0,9	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
T6x50_H		0,4	0,7	1,25	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal

Tableau 9: Liste des transistors quatre et six doigts du masque POWERGAN (L_G : longueur de grille, L_{S-G} : distance source-grille, L_{G-D} : distance grille-drain et L_{S-D} : distance source-drain)

3.3. Etapes technologiques avant reprise épitaxiale

La fabrication des transistors HEMT nécessite un certain nombre d'étapes technologiques avant la reprise d'épitaxie de n-GaN qui sont schématisées sur la Figure 45.

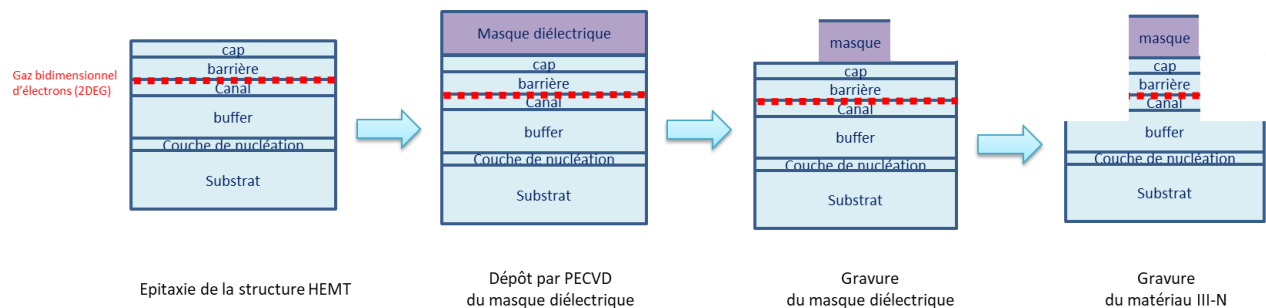


Figure 45: Schéma du process technologique avant la recroissance du n-GaN

3.3.1. Dépôt du masque diélectrique par PECVD

Après l'élaboration et la caractérisation de la structure épitaxiale, la couche de diélectrique qui servira comme masque lors de la reprise de croissance doit être déposée. Différents matériaux ont été étudiés dans la littérature : on retrouve principalement des masques en SiO_2 [41] [29], Si_xN_y [40] et l'empilement $\text{SiO}_2/\text{Si}_x\text{N}_y$ [33]. Durant la croissance MOVPE, le masque SiO_2 présente une meilleure sélectivité pour de la croissance localisée de n-GaN que le masque Si_xN_y . Ceci peut s'expliquer par une réactivité plus élevée que sur le SiO_2 entre le triméthylgallium et l'ammoniac, qui engendre un dépôt polycristallin sur le masque [70]. Cette réactivité est liée à un fort coefficient de collage et/ou à un faible coefficient de diffusion surfacique des précurseurs sur le masque. Cependant, le contraire a été observé avec la technique MBE où le Gallium est uniquement disponible sous sa forme métallique [71].

Par ailleurs, pour les matériaux III-N, Kato et al. [72] et Kitamura et al. [73] ont été les premiers groupes dans la littérature qui ont démontré des études de la SAG (Selective Area Growth) avec du GaN et AlGaN dans des motifs de types bandes et des motifs circulaires utilisant des masques SiO_2 . Dans leurs

travaux ils montrent que la sélectivité de la croissance de GaN est due à une différence de coefficient de collage entre la surface du nitrure de gallium et la surface de SiO₂. D'après J. Huang et al. [74], la différence de coefficient de collage est liée aux différences d'énergie de liaison entre SiO (799,6 kJ/mol), GaO (353,6 kJ/mol) et SiN (439 kJ/mol). Par conséquent, une nucléation de GaN à la surface de SiO₂ (remplaçant un atome de silicium par un atome de gallium) n'est pas favorable énergétiquement car il faudrait une énergie importante pour briser la liaison SiO et remplacer le silicium par le gallium.

Sur la base des résultats publiés dans la littérature, nous avons choisi d'utiliser un masque diélectrique de SiO₂, d'une épaisseur nominale de 100 nm, déposé par voie chimique en phase vapeur assistée par plasma (PECVD, en anglais Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition).

3.3.2. Gravure localisée du masque diélectrique

De la résine est ensuite déposée sur la silice et des motifs sont définis par lithographie optique par projection de type « stepper ». (La lithographie stepper a nécessité la définition de la dose pour le type de résine choisi. Un test de dose a donc été réalisé afin d'évaluer la dose optimale permettant de bien respecter les dimensions des motifs après le développement de la résine.) Sur un échantillon test, lors de l'insolation, on fait varier la dose avec un pas de 25 J/m² en commençant par une dose 350 J/m² (Figure 46). Après l'isolation et le développement de la résine, le microscope optique va permettre de cerner la gamme optimale de dose par l'intermédiaire du contraste de couleur. Les images MEB permettent alors de définir de manière plus fine la dose optimale

Pour un temps de développement fixe, plus la dose d'insolation croît et plus le degré de polymérisation de la résine augmente. Lorsque la dose est faible, le motif est sous-développé et lorsque la dose est très importante on observe un surdéveloppement ce qui a pour conséquence un élargissement des motifs. Sur la Figure 48, on observe que la distance entre les deux caissons de n-GaN diminue avec l'augmentation de la dose. La dose optimale déterminée par le test pour ce niveau est de 500 J/m².

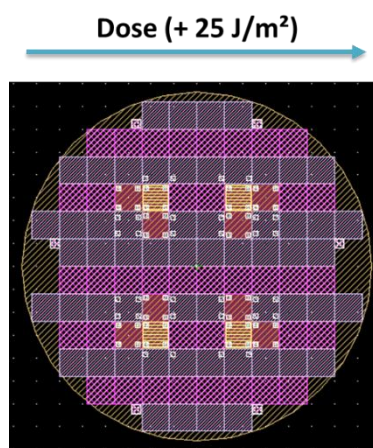


Figure 46: Schéma de la configuration du wafer pour le test de dose d'insolation (dose allant de 350 à 600 J/m²)

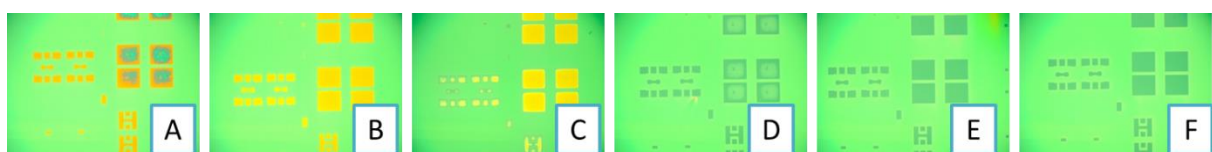


Figure 47: Images de microscopie optique de dose allant de 350 à 500 J/m²

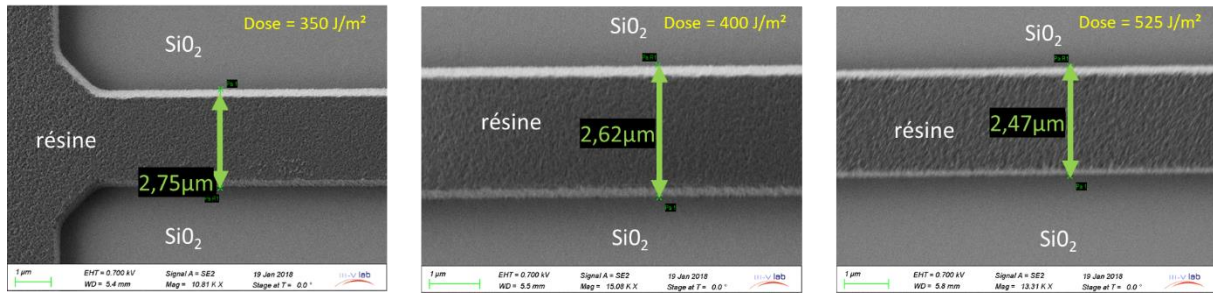
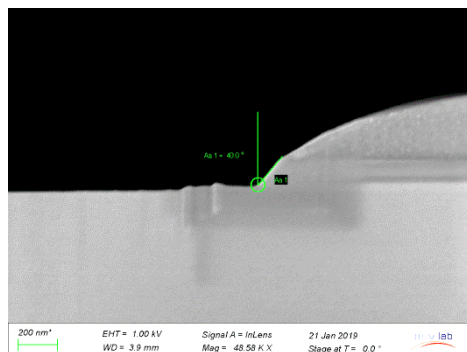


Figure 48: Images MEB du même motif sous différentes doses d'insolation (à gauche : dose = 350 J/m², au centre : dose = 400 J/m² et à droite : dose = 525 J/m²)

Au niveau des ouvertures dans la résine, le masque diélectrique est gravé en utilisant une gravure sèche par bombardement ionique (RIE, en anglais Reactive Ion Etching) à base de SF₆/CHF₃. Nous avons préféré la gravure sèche à la gravure humide (à base d'une solution de BOE) car celle-ci permet de mieux contrôler la définition des motifs en évitant des phénomènes de sous-gravure. La gravure humide est plus difficile à contrôler car elle dépend de la température environnante et de l'agitation. Le contrôle du respect des dimensions des motifs est essentiel après gravure.

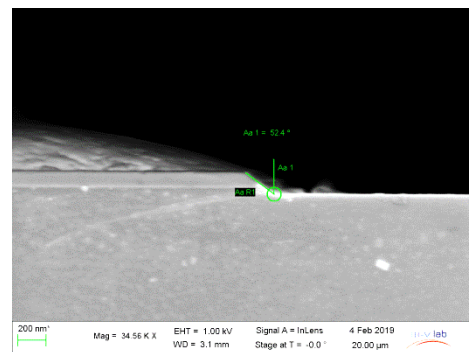
Pour la grande majorité des échantillons étudiés dans le cadre de cette thèse, la gravure du diélectrique, se caractérise par des flancs abrupts excepté quelques échantillons où la résine a été intentionnellement soumise à un fluage afin d'avoir non plus des flancs abrupts mais des flancs inclinés afin de mesurer l'influence des flancs sur la mesure de contacts ohmiques. Les flancs non abrupts sont obtenus en procédant au fluage de la résine après développement à l'aide d'un recuit. Deux températures de recuit ont été étudiées 150°C et 130°C pendant une durée de quinze minutes. Les recuits à 130 °C et à 150 °C permettent d'obtenir une inclinaison de 40° et de 51° respectivement par rapport à la normale au plan de l'échantillon. L'évaluation des angles a été réalisée sur des échantillons tests sur lesquels du SiO₂ a été déposé et gravé (Figure 49).

Dans la littérature, l'inclinaison des flancs des caissons de n-GaN n'est pas conseillée. Joglekar et al. [39] ont montré qu'une plus grande résistance à l'injection des électrons du métal dans la région 2DEG, lorsque les caissons présentent un profil incliné. Cette partie sera expliquée dans le chapitre IV partie 4.2.1.



Fluage → recuit résine 130°C

Inclinaison des flancs par rapport à la normale de 40°



Fluage → recuit résine 150°C

Inclinaison des flancs par rapport à la normale de 51°

Figure 49 : Image MEB de gravure de résines ayant subi un fluage (à gauche : fluage sous un recuit de 130°C et à droite fluage sous un recuit de 150°C)

3.3.3. Gravure localisée du matériau III-N

Il s'ensuit une gravure localisée du cap de GaN, de la barrière et d'une partie du canal GaN dans le but d'aller au-delà du gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG). Cette étape de gravure est délicate afin de conserver des flancs droits, d'avoir une faible rugosité de surface après gravure et également conserver les dimensions des motifs du masque initial.

La gravure est réalisée à l'aide d'une gravure sèche par bombardement ionique ICP-RIE (en anglais, inductively coupled plasma reactive ion etching) en utilisant les gaz BCl_3/Cl_2 . La gravure humide à base de solution KOH (15 wt %) chauffée à 75 °C a également été testée pour graver des îlots de matériau III-N mais celle-ci ne s'est pas avérée pertinente du fait d'une très faible cinétique.

En résumé, après définition des caissons par lithographie optique par projection de type stepper pour la recroissance de n-GaN, ces derniers ont donc été gravés par RIE à base SF_6/CHF_3 pour le retrait du diélectrique et par ICP-RIE à base de BCl_3/Cl_2 pour la gravure du matériau III-N.

La Figure 50 montre les images AFM de la structure HEMT après son épitaxie et après gravure du diélectrique suivie de la gravure du matériau III-N. La morphologie de surface de la structure HEMT ne semble pas être endommagée par les deux gravures sèches.



Figure 50 : Images AFM (à droite : la structure HEMT après épitaxie ; à gauche : la structure HEMT après gravure du diélectrique suivie de la gravure du matériau III-N)

Dans le chapitre IV, nous aborderons les aspects liés à l'influence de l'épaisseur gravée de matériau III-N sur les valeurs des résistances des contacts ohmiques et l'influence de l'angle du flanc de gravure.

3.4. Recroissance localisée de n-GaN

La reprise épitaxiale localisée de n-GaN a lieu dans les caissons gravés et elle a été étudiée par MBE au CRHEA et par MOCVD au III-V lab et au CRHEA (Figure 51). La qualité de cette reprise dépend des conditions de croissance et de l'état de la surface après les étapes de lithographie et de gravures permettant de définir les caissons.

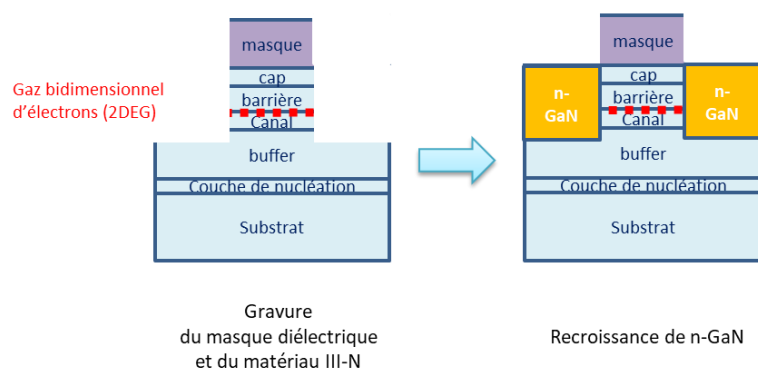


Figure 51: Schéma de la gravure des caissons suivie de la recroissance de n-GaN

3.4.1. Recroissance localisée de n-GaN par MBE

Avant l'introduction dans le réacteur de croissance et avant les traitements chimiques de surface, les échantillons ont été métallisés en face arrière au CRHEA, avec 1 μ m de molybdène pour permettre le contrôle de la température par pyrométrie infra-rouge pendant la croissance.

Les échantillons sont ensuite introduits dans le réacteur de MBE pour réaliser la croissance localisée de GaN fortement dopé n. Avant chaque reprise sélective de n-GaN, les cellules d'effusion du réacteur MBE sont préalablement dégazées afin d'améliorer la pureté des flux et de minimiser les variations de conditions de croissance, entre chaque run.

Les conditions de croissance des différents échantillons avec de la recroissance sélective de n-GaN par MBE sont rappelés dans le Tableau 10. Les niveaux de dopage visés sont supérieurs à 5.10¹⁹ cm⁻³. Le dopage de type n a été majoritairement réalisé en utilisant le silicium (excepté sur un échantillon TS1142W3 sur lequel la recroissance a été réalisée avec du germanium).

échantillon			recroissance de n-GaN			
nom	Substrat	structure	Traitement chimique avant recroissance	dopant	épaisseur (nm)	température (°C)
TS863	Saphir	AlGaIn/GaN	HCl (37%)	Si	50	752
TS960	Saphir	AlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	750
TS941	Saphir	AlGaIn/GaN	HCl (37%) + Balayage ammoniacal	Si	50	740
TS1072	Saphir	AlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%) + Balayage ammoniacal	Si	50	740
TS929	SiC	AlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	752
TS1143	SiC	InAlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	753
TS1142W1	Saphir	InAlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	746
TS1142W2	Saphir	InAlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	768
TS1142W3	Saphir	InAlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Ge	50	760
TS 820	Saphir	AlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	768
TS 851	Saphir	AlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	766
TS 664	SiC	AlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	74	760
TS1160W6	SiC	InAlGaIn/GaN	KOH(45%) + HCl (37%)	Si	50	760

Tableau 10: Conditions de recroissance des couches de n-GaN par MBE

- Influence des traitements de surface sur la recroissance

La qualité d'une croissance sélective dépend fortement de l'état de la surface avant croissance. La présence de contaminants issus des procédés technologiques décrits auparavant peut perturber la qualité de l'épitaxie.

Par ailleurs, dans notre objectif de diminuer la résistance des contacts ohmiques, la présence de contaminants constitue une nouvelle interface et peut ainsi induire une résistance parasite pouvant augmenter la résistance totale des contacts.

Les traitements de surface sont un moyen efficace de limiter la présence de contaminants. Quatre traitements ont été étudiés dans le cadre de cette thèse :

- ✓ Traitement à l'aide d'une solution de HCl diluée à 37% (**échantillon TS863**)
- ✓ Traitement à l'aide d'une solution de KOH diluée à 45% puis d'une solution de HCl diluée à 37% (**échantillon TS960**)
- ✓ Traitement à l'aide d'une solution de HCl diluée à 37% et recuit sous flux d'ammoniac dans le réacteur MBE (**échantillon TS941**)
- ✓ Traitement à l'aide d'une solution de KOH diluée à 45% puis d'une solution de HCl diluée à 37% et recuit sous flux d'ammoniac dans le réacteur MBE (**échantillon TS1072**)

Après les gravures des caissons, les échantillons sont nettoyés avant d'être introduit dans le réacteur de croissance avec une solution de KOH diluée 45% pour éliminer les cristaux de GaN éventuellement présents sur la surface après les procédures de gravure et dans une solution de HCl diluée (15%) pour éliminer l'oxyde de surface, avant la reprise localisée de n-GaN.

Les échantillons TS863, TS960 et TS1072 présentent une croissance de n-GaN sélective dont la rugosité ne dépasse pas les 12 nm (cf. images AFM Tableau 11). L'échantillon TS1072 se distingue des autres échantillons. En effet, après le balayage avec l'ammoniac, l'observation au RHEED a mis en évidence l'apparition de lignes verticales supplémentaire qui sont le signe d'une reconstruction (2x2) typique pour une surface peu contaminée.

L'échantillon TS941 ayant subi un nettoyage à l'aide d'une solution de HCl diluée à 37% et accompagné d'un recuit sous ammoniac après l'introduction dans le réacteur MBE présente une recroissance non sélective. En effet, des îlots de n-GaN sont visibles sur le masque diélectrique (cf. image MEB Tableau 11). Lors de la croissance de n-GaN, la qualité de la croissance a pu être évaluée in situ à l'aide du RHEED. Sur l'image RHEED, la croissance semble être rugueuse et des demi-cercles sont apparues synonymes d'une croissance polycristalline. Il n'est pas simple d'attribuer la non-sélectivité de la recroissance de n-GaN uniquement aux traitements de surface avant reprise. Les échantillons TS863, TS960 et TS1072 présentent une sélectivité lors de la reprise épitaxiale.

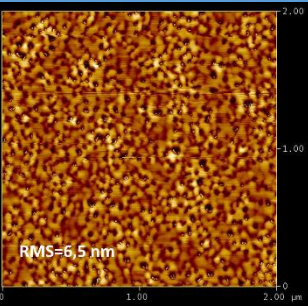
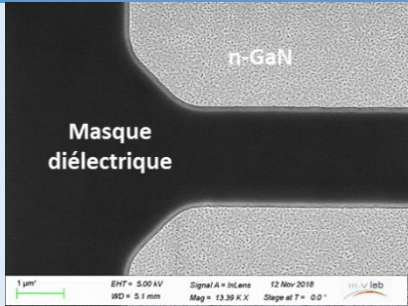
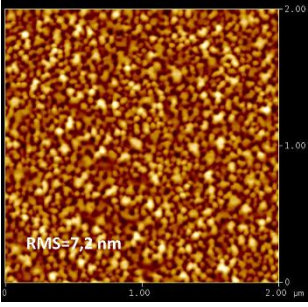
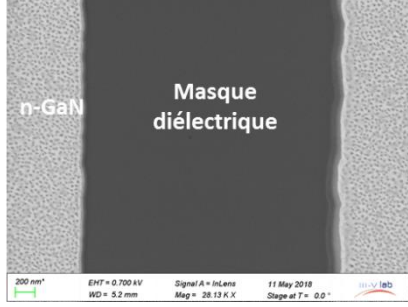
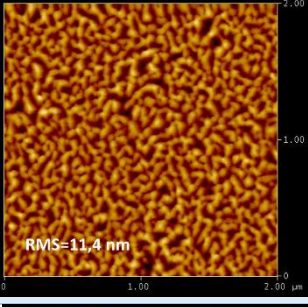
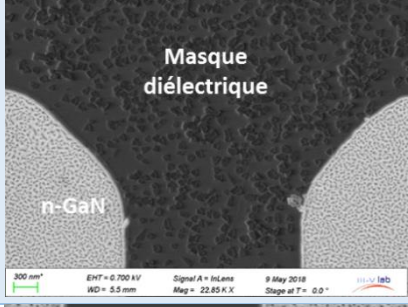
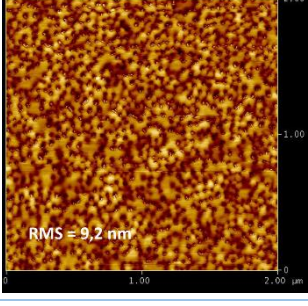
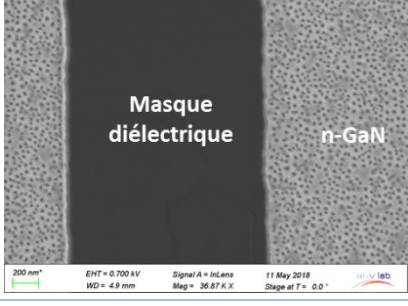
Echantillon	Traitement de surface	Image AFM après reprise	Image MEB après reprise
TS863	HCl (37%)		
TS960	KOH (45%) + HCl (37%)		
TS941	HCl (37%) + Balayage ammoniacal		
TS1072	KOH (45%) + HCl (37%) + Balayage ammoniacal		

Tableau 11: Effets des traitements chimiques sur la croissance de n-GaN par MBE

Le traitement de surface adopté pour les autres échantillons qui seront présentés par la suite est le nettoyage avec un nettoyage à l'aide d'une solution de KOH diluée à 45% permettant le retrait des cristallites de GaN et des zones amorphisées éventuellement présentes sur la surface après les procédures de gravure suivie d'un nettoyage à l'aide d'une solution de HCl diluée à 37% pour éliminer l'oxyde de surface.

- Influence du dopant

Deux dopants du GaN ont été étudiés dans le cadre de ces travaux de thèse : le silicium et le germanium.

Le silicium est le dopant de type n le plus couramment utilisé pour le GaN.

Dans le cas des couches de GaN dopé n avec le dopant Si, nous avons réalisé les reprises d'épitaxie à l'aide du réacteur NH₃-MBE Riber Compact 21T et nous avons utilisé des conditions de croissance optimisées auparavant par le CRHEA pour des applications similaires.

Cependant le dopage avec le Si présente deux inconvénients majeurs. Compte tenu de sa taille atomique bien plus faible que celle du Ge, il introduit des contraintes en tension dans la maille cristalline. De plus, le dopage avec du Si avec des niveaux supérieurs à 10^{19} cm^{-3} , c'est-à-dire au-dessus de la transition de Mott dans le GaN induit rapidement une rugosité de surface des couches de GaN. Le Germanium a récemment été réintroduit comme dopant de type n très favorable dans le GaN [42][52], avec la possibilité d'obtenir de concentrations de dopage plus élevées, sans dégradation du cristal. Le Ge, comme le Si, est un donneur peu profond dans le GaN, avec une énergie d'activation théorique de 31,1 meV. Le rayon ionique de l'atome Ge est similaire à celui du Ga et la longueur de liaison métal-azote change seulement de 1,4% avec Ge, contre 5,5% avec Si. Ainsi le Ge peut occuper le site cristallin du Ga avec moins de distorsion de réseau que les autres dopants comme Si et O.

La reprise épitaxiale de n-GaN avec le dopant germanium a été réalisée par B.Damilano au CRHEA avec le réacteur MBE Riber 32 DELLA à la température de 760°C. Ce bâti a une configuration différente du réacteur de NH₃-MBE Riber Compact 21T du CRHEA utilisé pour la reprise épitaxiale de n-GaN avec le dopant silicium. En effet, dans la chambre de croissance, l'échantillon est en position quasi-verticale avec le bâti MBE Riber 32 DELLA alors qu'il est horizontal le bâti NH₃-MBE Riber Compact 21T. Malheureusement nous n'avons pu effectuer qu'un seul essai de reprise de couches de GaN : Ge, sans pouvoir optimiser les conditions de croissance, qui se sont avérées non optimales (des îlots de GaN sont observés sur le masque diélectrique de SiO₂ - Figure 52).

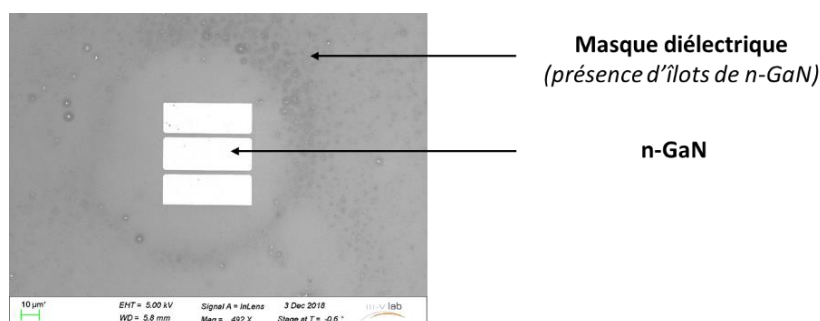


Figure 52: Image MEB d'un transistor avec n-GaN (avec comme dopant le germanium)

Dans les motifs de recroissance, la rugosité des couches de n-GaN dopées avec le germanium est de 10,6 nm (Figure 53). La morphologie de surface avec ce dopant est similaire à celle observée dans le cas des couches de GaN dopé avec le silicium.

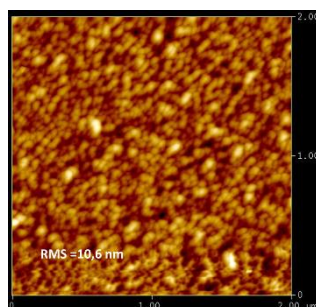


Figure 53: Image AFM de n-GaN avec le germanium comme dopant

3.4.2. Recroissance localisée de n-GaN par MOVPE

La recroissance localisée de n-GaN par MOVPE a nécessité une phase d'étude des conditions de croissance. Ces études ont été réalisées dans un premier temps en réalisant des structures de type n-GaN/GaN n.i.d. sur substrat saphir, sans croissance localisée. Dans un deuxième temps, en nous appuyant sur les résultats obtenus, les reprises sélectives de n-GaN ont été réalisées.

- Optimisation des conditions de croissance

Dans le cadre de notre étude, de forts niveaux de dopage sont recherchés ce qui nécessite l'optimisation des conditions de croissance. Il est également important de prendre en compte le fait que les conditions de recroissance peuvent engendrer une modification de la structure cristalline du HEMT qui pourrait altérer les propriétés du gaz bidimensionnel d'électrons et donc les performances finales du composant. Des phénomènes de diffusion dans la structure, de réorganisations de la maille et des déplacements des dislocations pourraient avoir lieu. De même, les structures HEMT comportant de l'indium dans la barrière peuvent être sujettes à la désorption de ce dernier à des températures supérieures à 900°C, surtout au niveau des ouvertures de masque. Il est donc souhaitable de réaliser la recroissance à une température la plus faible possible, sans pour autant dégrader significativement la qualité des couches de GaN dopé n déposées.

Cela nous amène donc à étudier l'influence de la température de croissance sur les propriétés structurales et électriques de couches de GaN dopé n.

▪ Influence de la température sur la qualité de la croissance

La température est un paramètre important intervenant sur la qualité cristalline des couches de n-GaN. Sous une certaine pression régnant dans la chambre de croissance, les précurseurs organométalliques sont introduits dans le réacteur. Lorsqu'ils atteignent la surface, ces derniers sont chauffés et commencent alors à se décomposer. Ensuite, il va y avoir une diffusion des espèces métalliques jusqu'à ce qu'elles atteignent un site cristallin où elles seront incorporées.

Le mécanisme de croissance par MOVPE dépend de la température. On distingue trois régimes de vitesse de croissance [75] [76] :

- Le régime limité cinétiquement : en dessous une certaine température, la croissance est limitée par la pyrolyse des précurseurs et par la présence de sites libres d'adsorption sur la surface de croissance. La vitesse de croissance est donc limitée par les réactions de surface. Sous ce régime, la vitesse de croissance augmente de façon exponentielle lorsque la température de croissance augmente. Ainsi, pour un même taux de TMGa et débit de NH_3 , une augmentation de température engendrera une augmentation de la vitesse de croissance.
- Le régime limité par le transport : la vitesse de croissance est dépendante du flux de précurseurs dans la chambre de croissance. C'est typiquement sous ce régime que les vitesses de croissance les plus élevées peuvent être obtenues.
- Le régime limité par évaporation : Sous ce régime, la vitesse de croissance diminue fortement car les mécanismes de croissance entrent en compétition avec les phénomènes de désorption

des espèces à la surface du substrat. La température étant suffisamment élevée, la vitesse de croissance devient limitée par la diffusion des espèces à la surface [77].

Le schéma présenté à la Figure 54 illustre ces différents régimes de croissance dépendant de la température [76] :

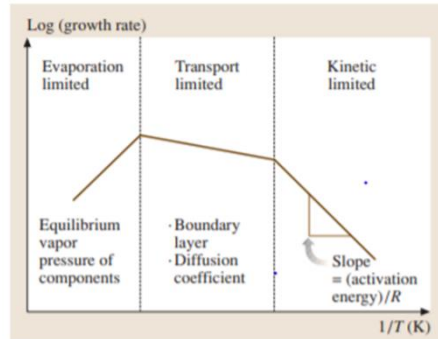


Figure 54: Schéma des mécanismes de croissance dans un bâti de MOVPE [76]

Au III-V Lab, la croissance du n-GaN est réalisée à une température de consigne de 1221°C (correspondant à une température de surface du substrat d'environ 1050°C) avec un débit de TMGa de 160 sccm. Pour l'épitanie localisée, l'idée serait de diminuer la température de croissance en conservant une qualité cristalline acceptable et une résistivité élevée. Une étude sur l'influence de la température a donc été menée, en ne variant que ce paramètre.

La Figure 55 représente l'évolution de la rugosité de surface du n-GaN en fonction de la température de croissance, avec flux de TMGa constant. Pour des températures de croissance supérieures à 1000°C, les couches de GaN dopé n présentent une faible rugosité. Leur morphologie se caractérise par la présence de marches atomiques ainsi que de trous de petite taille, généralement attribués à l'émergence de dislocations mixtes ou vis. En dessous d'une température de 1000°C, la rugosité de surface augmente sensiblement ($RMS > 10$ nm). Les images AFM mettent en évidence l'apparition de nombreuses dislocations et une croissance de type 3D. Cette morphologie peut s'expliquer par une baisse de la mobilité des atomes adsorbés en surface.

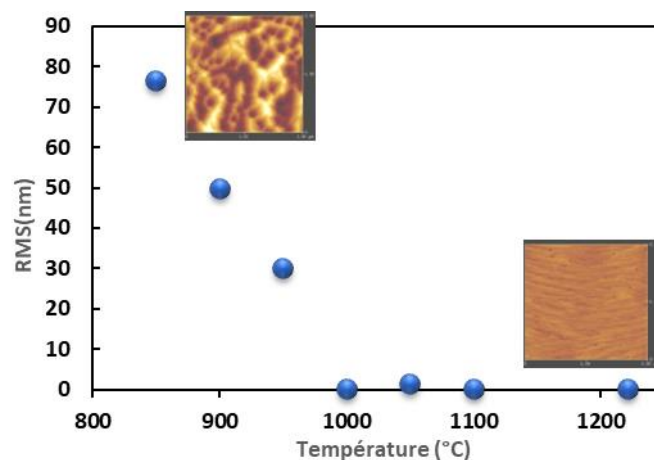


Figure 55: Graphique représentant la rugosité (RMS) des couches de n-GaN en fonction de la température de consigne du réacteur MOVPE lors de la croissance des couches n-GaN. Une température de consigne de 1200°C correspond à une température de surface de l'ordre de 1000-1050°C

Par ailleurs, on peut également voir que plus la température de croissance diminue et plus la résistivité des couches de n-GaN augmente (Figure 56). Ceci peut s'expliquer par différents phénomènes. En premier lieu, la diminution du craquage des molécules de silane fait que moins d'atomes de silicium sont incorporés dans la structure de n-GaN lorsque la température de croissance diminue. De plus, plusieurs études ont montré que l'incorporation du carbone dans les couches de GaN augmente avec la diminution de la température de croissance. Le carbone peut agir comme accepteur et compenser l'effet du dopage silicium. Enfin, la mobilité des électrons dans les couches de GaN dopées n pourrait être dégradée par la morphologie 3D des couches réalisées à basse température.

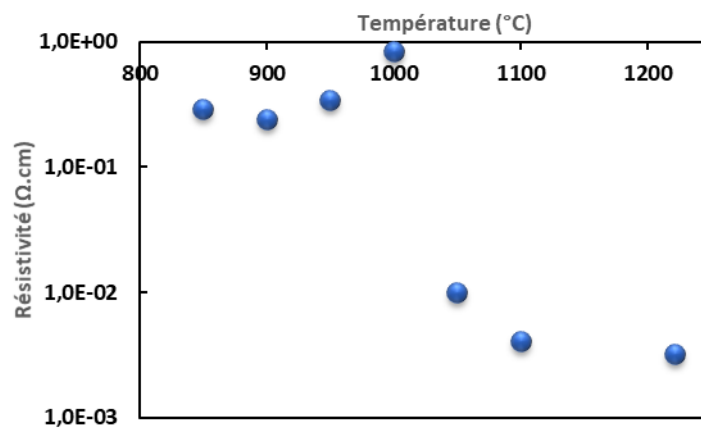


Figure 56: Graphique représentant la résistivité des couches de n-GaN en fonction de la température de croissance

De plus, certains des échantillons ont été analysés avec des mesures SIMS par PROBION afin d'évaluer la teneur en dopants [Si], en hydrogène, en carbone et en oxygène. Tous ces éléments peuvent être incorporés à la suite du processus de craquage des précurseurs organométalliques dans la chambre de croissance. Le Tableau 13 regroupe les conditions de croissance ainsi que les concentrations moyennes des différents éléments constituant les couches de n-GaN.

Toutefois, il convient de préciser que pour les échantillons ayant une surface rugueuse avec notamment la présence de pits, la résolution des profils peut être affectée.

Afin de pouvoir évaluer l'influence de la température sur la composition des couches de n-GaN, les paramètres de croissance des échantillons T1113, TS1117, TS1121 et TS1122 sont identiques exceptée la température de croissance.

La Figure 57 représente la concentration en silicium des couches de n-GaN, extraite des analyses SIMS, en fonction de la température de croissance dans le réacteur de MOVPE. On remarque que plus la température de croissance est élevée et plus la concentration en silicium est élevée. La concentration de dopants en fonction de la température régnant au sein de la chambre de croissance du bâti semble suivre une dépendance exponentielle.

Cette tendance peut s'expliquer par le fait que le craquage des molécules de silane est thermiquement activé. Plus on abaisse la température et moins de molécules de silane se dissocient.

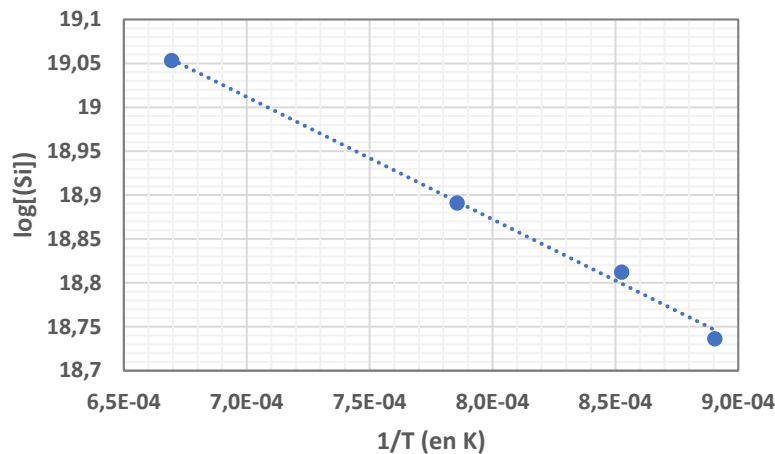


Figure 57 : Evolution de la teneur de dopants silicium des couches de n-GaN en fonction de la température de croissance par MOVPE

Par ailleurs, on note d'après les mesures SIMS que la diminution de température s'accompagne par une augmentation de l'incorporation des éléments carbone, hydrogène et oxygène. L'incorporation du carbone dans nos couches peut sensiblement inhiber le caractère N du GaN.

Bien que le fait que les faibles températures ne favorisent pas le craquage des molécules de silane. Nous continuerons la suite des optimisations à une température de croissance de 850°C dans le but de ne pas endommager la qualité structurale et électrique de la structure HEMT lorsque la reprise épitaxiale par MOVPE aura lieu. Nous étudierons l'influence de chacun des autres paramètres de croissance indépendamment sur la qualité cristalline.

▪ Influence du flux de TMGa sur la qualité de la croissance

Dans un réacteur MOVPE, pour obtenir la bonne stœchiométrie, l'ammoniac est introduit en excès par rapport au TMGa pour deux raisons :

- L'azote est plus volatile que le gallium car le taux de désorption à la surface de l'échantillon de l'azote est important.
- Le faible taux de craquage de l'ammoniac, même aux températures élevées utilisées pour la croissance MOVPE du GaN (plus la température est importante et plus la probabilité de craquage de l'ammoniac est importante).

L'ammoniac est par conséquent en excès dans la chambre de croissance et la vitesse de croissance dépend principalement de la pression partielle des précurseurs des éléments III. Une vitesse de croissance faible a pour effet d'augmenter la longueur de diffusion latérale des espèces réactives et peut modifier l'incorporation d'impuretés et de défauts dans le cristal. Une vitesse de croissance élevée peut amener à une augmentation du nombre de défauts structuraux dans la couche [70].

Dans le cadre de notre étude, différents flux de TMG ont été étudiés. On constate que la résistivité est proportionnelle au flux de triméthylgallium arrivant dans la chambre de croissance. Plus ce flux est élevé et plus la résistivité de la couche de n-GaN est élevée (Figure 58). Ceci s'explique aisément, à flux constant de silane : plus on augmente le flux de TMG et plus la vitesse de croissance augmente : il y a

donc plus d'atomes de gallium et proportionnellement moins d'atomes de Si, incorporés dans les couches épitaxiés.

Par ailleurs lorsque l'on s'intéresse à la morphologie de surface, on peut constater qu'entre 20 et 80 sccm, la rugosité de surface ne semble pas impactée par une variation de la vitesse de croissance. Cependant lorsque le débit de TMG vaut 160 sccm, la rugosité de la couche de n-GaN augmente nettement et elle est de l'ordre de 76 nm (Figure 59).

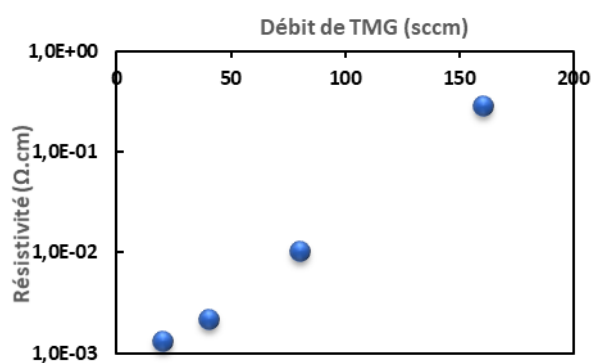


Figure 58 : Résistivité des couches de n-GaN en fonction du débit de triméthylgallium dans la chambre de croissance

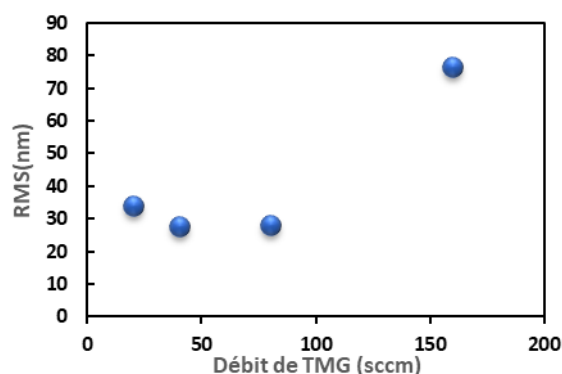


Figure 59 : Rugosité des couches de n-GaN en fonction du débit de triméthylgallium dans la chambre de croissance

Les mesures SIMS ont aussi été réalisées sur les échantillons TS1122, TS1123 et TS1128 qui ont respectivement des débits de TMG de 160, 80 et 20 sccm. Il n'y a que le flux de TGM qui diffère pour chacune des couches de n-GaN épitaxiées à 850°C. On constate que la diminution du flux de précurseur TMG se caractérise par une augmentation de la concentration en dopants silicium. Cela s'explique par le fait qu'en diminuant le flux de TMG arrivant dans la chambre, la vitesse de croissance est ralentie et il y a autant de molécules de silane arrivant dans l'enceinte. De même, moins il y a de précurseurs de TMG et moins il y a d'atomes de carbone qui s'incorporent dans les couches de n-GaN. En effet, cet élément est lié à la décomposition du précurseur de TMG.

Par ailleurs, on observe une augmentation de la concentration en oxygène, lorsque le flux de TMG diminue. Les courbes SIMS de ces trois échantillons sont présentées dans le Tableau 12. Les épaisseurs moyennes des couches de n-GaN valent respectivement 302 nm, 178 nm et 181 nm pour les échantillons TS1122, TS1123 et TS1128.

Échantillon	Flux de TMG (sccm)	Mesures SIMS
TS1122	160	
TS1123	80	
TS1128	20	

Tableau 12 : Mesures SIMS des couches de n-GaN de l'échantillon TS1122, de l'échantillon TS1123 et l'échantillon TS1128

▪ Influence du silane sur la qualité de la croissance

Dans cette section, nous nous proposons d'évaluer l'impact du flux de silane sur la qualité cristalline et la conductivité des couches. Comme précédemment, la température de croissance est fixée à 850°C et le flux de TMG est maintenu constant à 20 sscm. Le débit de TMG a été choisi sur la base des résultats illustrés auparavant, de manière à avoir une vitesse de croissance faible et qui engendre une résistivité et une rugosité de surface réduites. Nous avons ensuite fait varier le flux de silane entre 9 et 36 sscm.

On observe sur la Figure 60 que les propriétés électriques des couches de n-GaN épitaxiées à 850°C dépendent du débit de silane utilisé. Comme attendu, plus le flux de silane est important et plus la résistivité de la couche de n-GaN diminue. Le craquage de la molécule de silane est favorisé lorsque la température est haute. Bien que la température soit fixée à 850°C (température faible), l'augmentation du débit de silane engendre une augmentation du nombre d'atomes de silicium incorporés dans la structure qui se traduit par une augmentation du nombre d'électrons libres dans la structure et une baisse de la résistivité.

Par ailleurs, on observe qu'avec 3 débits de silane différents, la morphologie de surface ne change pas et la rugosité des couches est comprise entre 23 et 36 nm (Figure 61).

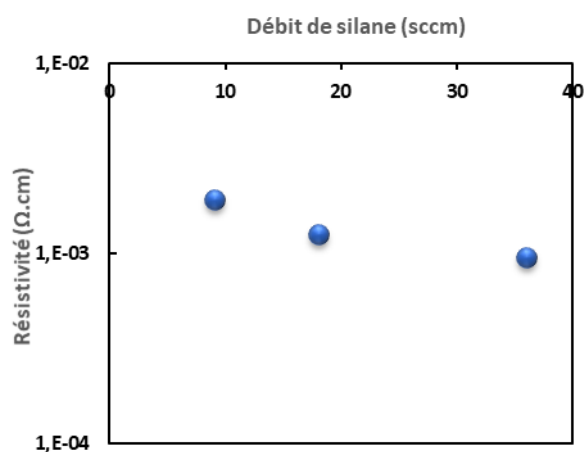


Figure 60: Résistivité de la couche de n-GaN en fonction du débit de silane présent dans la chambre de croissance

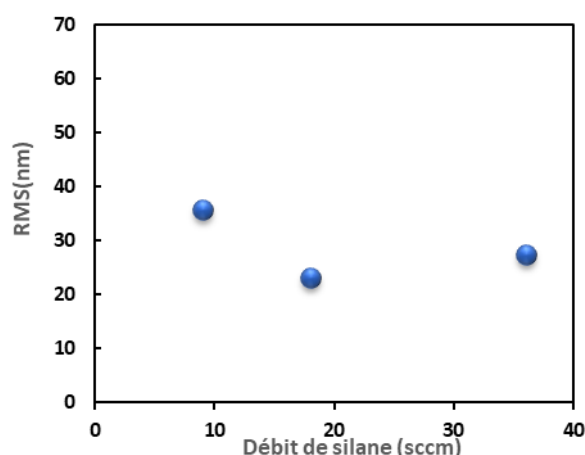


Figure 61: Rugosité de la couche de n-GaN en fonction du débit de silane présent dans la chambre de croissance

▪ Influence de la pression

La pression régnant dans la chambre de croissance MOVPE est un paramètre clé dans l'incorporation des différents éléments. Deux pressions différentes ont été étudiées afin de mesurer l'influence de la pression sur la rugosité de surface de la couche de n-GaN et sur l'incorporation du silicium, de l'oxygène, de l'hydrogène et du carbone. Les échantillons TS1128 et TS1130 ont été respectivement réalisés avec des pressions de 200 et 50 Torr. Les autres paramètres de croissance sont identiques.

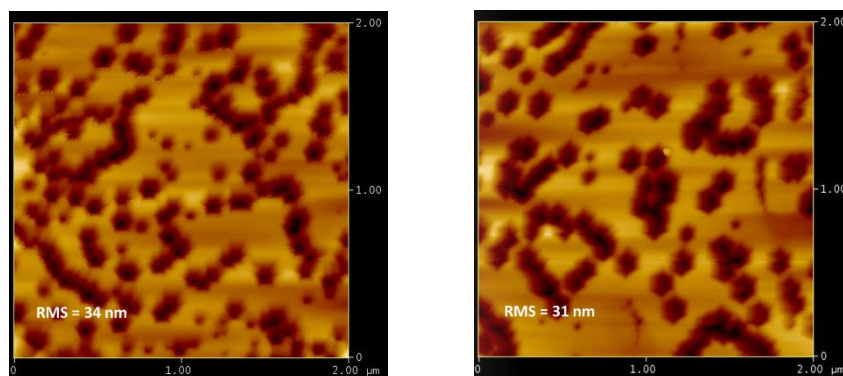


Figure 62 : Images AFM de la surface des couches n-GaN épitaxiés à gauche : avec une pression de 200 mTorr (TS1128) et à droite : avec une pression de 50 mTorr (TS1130)

La rugosité des deux échantillons est aux alentours de 30 nm (Figure 62). Nous pouvons conclure que la pression régnant dans la chambre de croissance n'impacte pas de manière significative la morphologie de surface des couches de n-GaN.

De plus, la vitesse de croissance du GaN ne varie pas entre les deux échantillons.

En revanche, les mesures SIMS ont montré que la pression joue un rôle dans l'incorporation des atomes lors de l'épitaxie. La diminution de pression s'illustre par une diminution de presque un facteur deux de la concentration en atomes de silicium. Ceci laisse à suggérer qu'une pression élevée favoriserait le craquage des molécules de silane.

Le second point est qu'une diminution de la pression se caractérise par une diminution d'environ de trois ordres de grandeurs de la concentration en oxygène et de deux ordres de grandeur de la quantité en hydrogène (Figure 63).

Dans notre cas, nous souhaitons avoir un taux de silicium élevé dans notre structure mais avoir un minimum de carbone et d'hydrogène. Il y a donc un compromis à trouver.

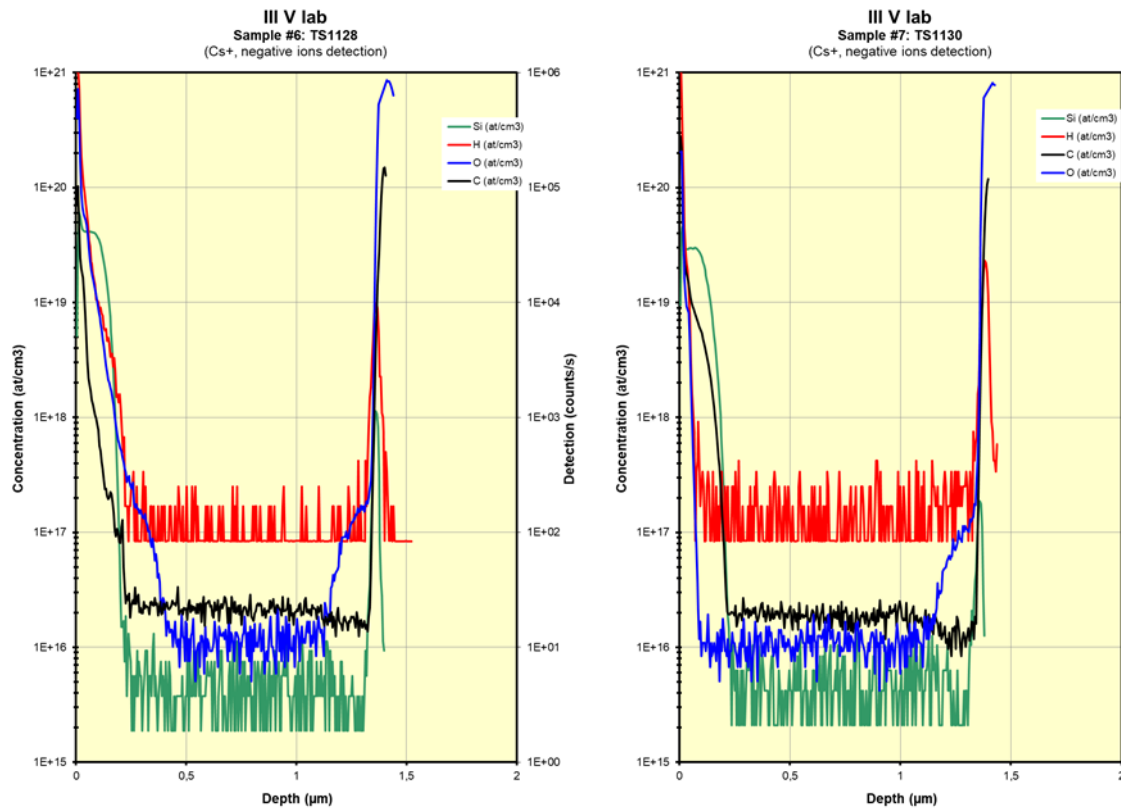


Figure 63 : Mesures SIMS des échantillons TS1128 (à gauche) et TS1130 (à droite) (en vert : teneur en silicium ; en rouge : teneur en hydrogène, en noir : teneur en carbone et en bleu : teneur en oxygène)

■ Influence du gaz vecteur

Les précurseurs sont acheminés dans la chambre de croissance par l'intermédiaire des gaz vecteurs. Leur rôle est donc important dans la croissance car les molécules du gaz vecteur vont donc interagir avec les autres molécules présentes. Dans notre bâti, deux gaz vecteurs peuvent être utilisés le dihydrogène (H_2) et le diazote (N_2). Les échantillons TS 1128 et TS1137 ont été épitaxiés en utilisant respectivement le gaz vecteur le dihydrogène et le diazote. Afin d'évaluer l'influence du gaz vecteur les autres paramètres sont identiques pour ces deux échantillons (la température de croissance est de $850^\circ C$, le flux de TMG est égal à 20 sccm et le flux de silane vaut 18 sccm).

Les images AFM de ces structures sont présentées dans la Figure 64 et Figure 65. L'échantillon (TS1128) dont l'épitaxie a été réalisé en utilisant le dihydrogène comme gaz vecteur présente une morphologie de surface bien distincte de celle de l'échantillon (TS1137) élaboré avec comme gaz vecteur le diazote. L'échantillon TS1128 se caractérise par de grands trous en surface alors que l'échantillon TS1137 se caractérise par une multitude de petits trous. La rugosité mesurée via la valeur du RMS sur l'échantillon TS1128 (RMS= 34 nm) est presque le double de celle de l'échantillon TS1137 élaboré avec comme gaz vecteur le diazote (RMS= 15 nm).

Par ailleurs, la mesure de la résistivité est quasi identique ($R_{TS1128} = 0,013 \Omega.mm$ et $R_{TS1137} = 0,017 \Omega.mm$), ce qui laisse suggérer que l'incorporation du silicium dans la structure ne varie pas de façon

significative et qu'il n'y a que la morphologie de surface qui diffère, probablement à cause des différences dans les phénomènes de diffusion engendrées par le changement de gaz vecteur. La rugosité de surface des couches de n-GaN est un paramètre important à prendre en compte. En effet, l'interface entre le métal et les couches de n-GaN dans un contact ohmique est une zone critique.

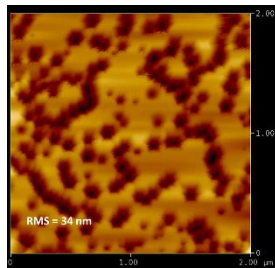


Figure 64: Image AFM de la surface des couches n-GaN épitaxiées avec le dihydrogène comme gaz vecteur (TS1128)

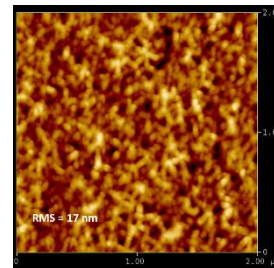


Figure 65: Image AFM de la surface des couches n-GaN épitaxiées avec le diazote comme gaz vecteur (TS1137)

Les mesures SIMS pour ces deux échantillons ne montrent pas de différence notable sur l'incorporation du silicium dans la couche (Figure 66). En revanche, la structure épitaxiée avec le diazote comme gaz vecteur a une plus faible teneur en atomes d'hydrogène et en atomes d'oxygène incorporés dans les couches de n-GaN. Les gros trous observés sur l'image AFM de la Figure 64 pourraient être à l'origine des fortes teneurs en carbone et oxygène.

Le gaz vecteur diazote serait donc un moyen d'éviter trop d'éléments parasites issus de la décomposition des précurseurs et de l'environnement dans la chambre.

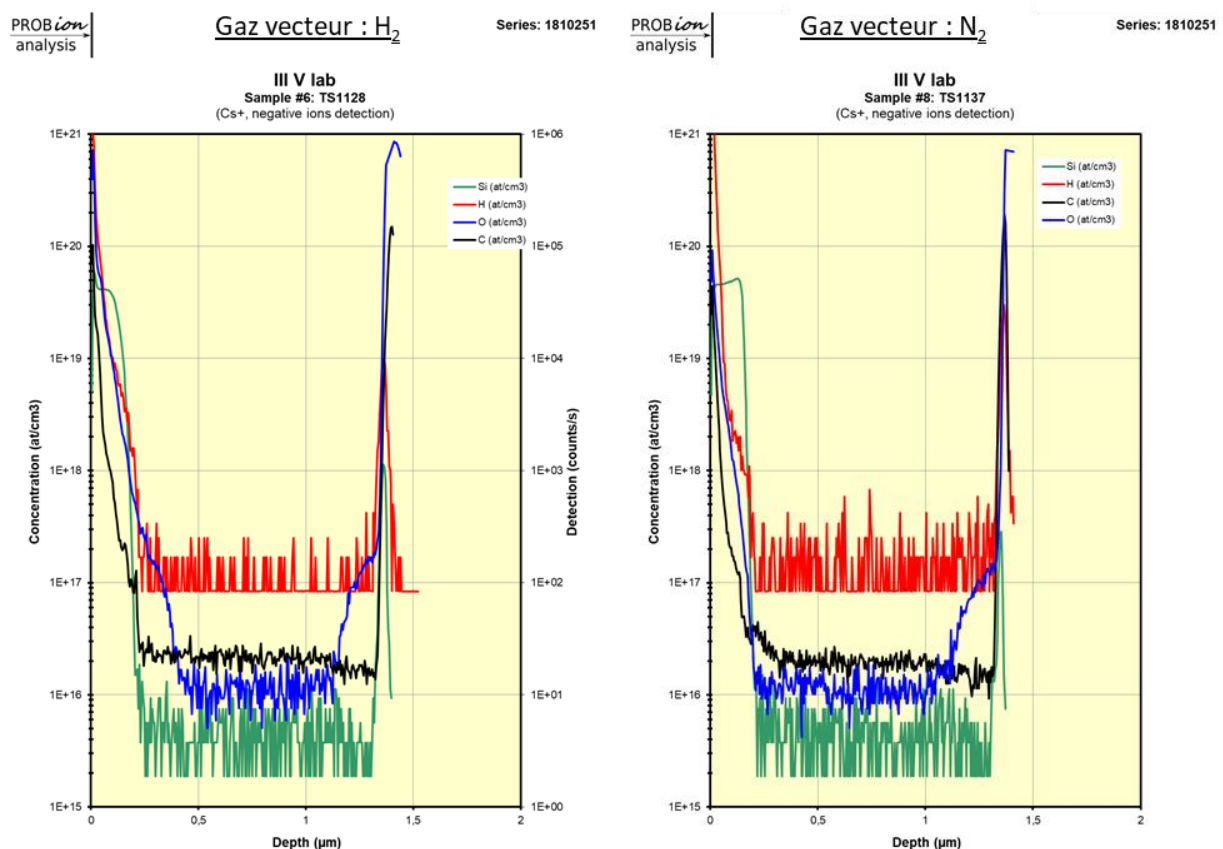


Figure 66: Mesures SIMS des échantillons TS1128 (à gauche) et TS1137 (à droite) (en vert : teneur en silicium ; en rouge : teneur en hydrogène, en noir : teneur en carbone et en bleu : teneur en oxygène)

▪ Influence de l'épaisseur de n-GaN

L'épaisseur de n-GaN épitaxiée est le dernier paramètre étudié dans la phase d'optimisation de la croissance de n-GaN pleine plaque. Il s'agit d'un paramètre important puisque de forts dopages sont recherchés. Plus la couche de n-GaN est épaisse et plus elle est soumise à des contraintes. La présence de défauts est non négligeable et au-delà d'une certaine épaisseur dite épaisseur critique, la couche peut se fissurer.

Différentes épaisseurs de n-GaN ont été épitaxiées. Dans la sous-partie précédente, nous avons vu que le gaz vecteur avait une influence sur la qualité de la surface. C'est pourquoi, l'étude des épaisseurs de n-GaN a été réalisée en utilisant les deux gaz vecteurs.

La Figure 67 montre les images AFM de 4 structures (deux structures d'épaisseurs différentes de n-GaN épitaxiées en utilisant le gaz vecteur de dihydrogène et deux autres structures d'épaisseurs différentes de n-GaN épitaxiées en utilisant le diazote comme gaz vecteur).

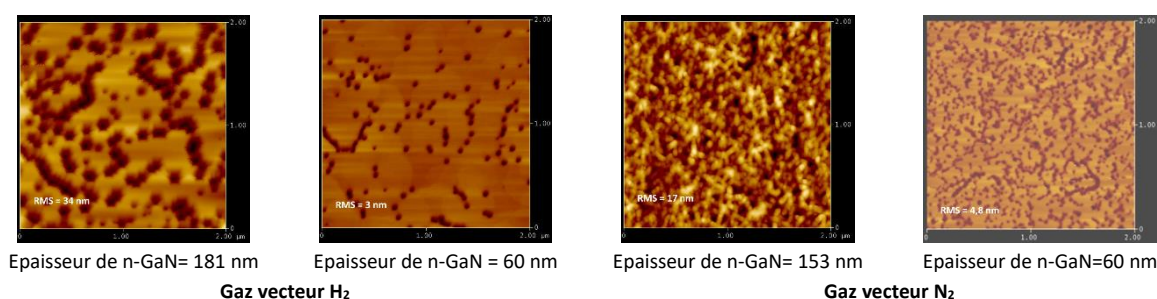


Figure 67: Images AFM de n-GaN de quatre échantillons épitaxiés avec différentes épaisseurs et gaz vecteurs

On constate que les structures ayant une épaisseur égale à 60 nm ont des défauts de plus petites tailles que leurs homologues de plus grandes épaisseurs. Par ailleurs, l'influence du gaz vecteur est également visible sur la Figure 67. L'usage de diazote lors de la croissance augmente sensiblement le nombre de pits liés aux dislocations émergentes à la surface (ceci est visible également pour l'épaisseur plus faible). En ce qui concerne les échantillons dont l'épitaxie a employé le dihydrogène comme gaz vecteur, on observe que le nombre de pits reste similaire mais c'est la taille de ces derniers qui augmente de manière significative avec l'épaisseur. Par ailleurs, on peut noter que la valeur de RMS reste similaire pour les échantillons dont le n-GaN est épais de 60nm, bien que la morphologie de surface soit différente.

Ces différents tests de croissance servant à l'optimisation des couches de n-GaN ont été réalisés pleine plaque et sont essentiels pour la compréhension de l'influence de chacun des paramètres de croissance. Le Tableau 13 résume les paramètres de croissance des couches de n-GaN et les résultats des mesures SIMS.

Pour la reprise épitaxiale localisée de n-GaN, nous nous appuyerons sur les résultats de ces optimisations.

Nous avons vu que la température de croissance facilite l'incorporation de silicium. Cependant, afin de préserver la qualité de l'épitaxie d'une structure HEMT, nous avons choisi de travailler avec une température de consigne de 850°C. Les conditions optimales déterminées à cette température sont les conditions de croissance de l'échantillon TS1137 c'est-à-dire un flux de TMG de 30 sccm, un flux de

silane de 18 sccm, une pression de 200mTorr et le gaz vecteur le plus appropriée à nos structures est le diazote. Ces conditions permettent d’obtenir un dopage N moyen de $4,6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$.

Echantillon	T (°C)	TMG (sccm)	Silane (sccm)	P (Torr)	Gaz vecteur	épaisseur n-GaN(nm)	Si (at/cm³)	H (at/cm³)	C (at/cm³)	O (at/cm³)
TS1113	1221	160	18	200	H ₂	730	1,13E+19	8,39E+16	1,78E+16	9,79E+15
TS1117	1000	160	18	200	H ₂	200	7,78E+18	5,87E+17	6,70E+18	1,51E+16
TS1121	900	160	18	200	H ₂	193	6,49E+18	1,89E+19	1,29E+19	1,91E+18
TS1122	850	160	18	200	H ₂	302	5,45E+18	2,71E+19	1,32E+19	6,61E+17
TS1123	850	80	18	200	H ₂	178	1,16E+19	1,47E+18	1,92E+18	1,13E+18
TS1128	850	20	18	200	H ₂	181	4,02E+19	1,99E+19	1,31E+03	1,63E+19
TS1130	850	20	18	50	H ₂	190	2,80E+19	3,78E+17	6,89E+18	2,89E+16
TS1137	850	20	18	200	N ₂	166	4,64E+19	4,36E+18	3,09E+17	2,93E+18

Tableau 13: Tableau résumant les mesures SIMS obtenues sur chacun des échantillons

- Premier essai avec les conditions de croissance optimisées

Un premier essai de recroissance localisée de n-GaN a été réalisé en nous appuyant sur des conditions de croissance optimisées. Cet essai a été réalisé sur une plaque processée en utilisant le masque POWERGAN selon les étapes technologiques présentées dans la partie 3.3. La structure de l’échantillon (TS833) est une structure AlGaN/GaN sur substrat saphir de taille 3 pouces.

La reprise épitaxiale localisée de n-GaN a été réalisée sous les conditions suivantes :

- Température de recroissance = 850°C
- Débit de TMG= 20 sccm
- Débit de silane =18 sccm
- Pression = 200 mTorr
- Gaz vecteur= N₂

Une température de croissance basse a été choisie afin d’éviter toute modification structurelle pendant la recroissance. La montée en température s’est accompagnée d’un balayage sous ammoniac afin de nettoyer la surface de résidus organiques issus du process technologique avant reprise. La durée de la croissance a été adaptée selon les résultats des optimisations pleine plaque.

Le motif « araignée » qui correspond à des bandes de 30 µm espacées de 30°C a été utilisé pour évaluer si la recroissance évolue selon une direction privilégiée. Il semblerait que la morphologie de surface soit identique pour chacune des directions (Figure 68). Toutes les bandes ont la même dimension latérale ce qui laisse supposer qu’il n’y a pas de direction de recroissance préférentielle avec les conditions de croissance utilisées.

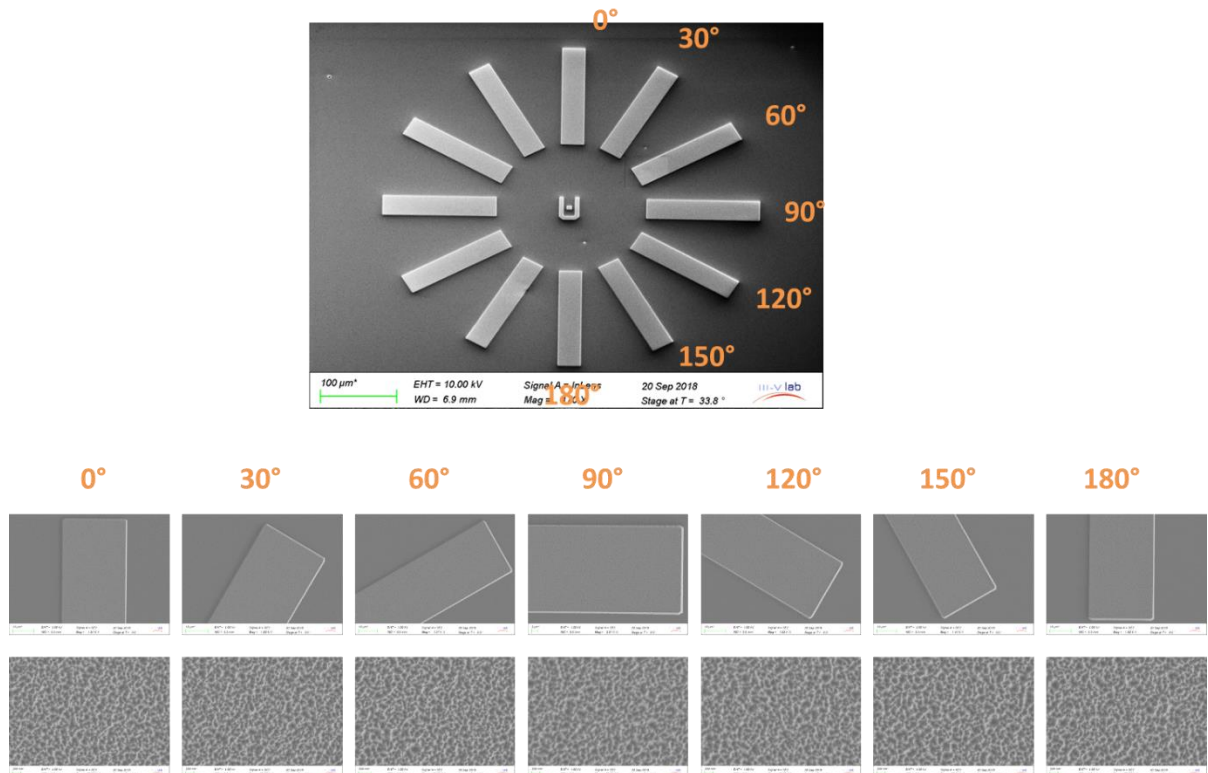


Figure 68: Image MEB du motif "araignée"

Par ailleurs, nous avons constaté que la recroissance n'est pas complètement sélective : des îlots de n-GaN sont observés sur le masque diélectrique. Ces îlots entourent les motifs comme illustré sur la Figure 69 ce qui montre que la diffusion latérale des espèces en surface n'est pas suffisante au regard de la désorption ou de la nucléation sur le masque, probablement à cause de la basse température. Il y a ainsi des atomes qui arrivent à diffuser jusqu'au niveau des caissons les plus proches tandis que d'autres atomes n'y parviennent pas, c'est ce qui explique la non-sélectivité observée. Ainsi, le rayon de la zone sans cristallites donne en première approximation une idée de la longueur de diffusion du gallium. Nous estimons ce rayon à 60 μm sur les motifs NT.

Une température de croissance plus élevée favoriserait la diffusion latérale des espèces ; ainsi le libre parcours moyen des espèces serait plus important et ce rayon serait plus grand.

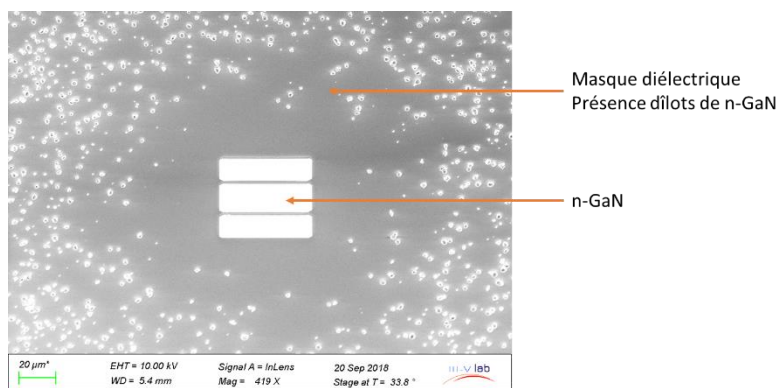


Figure 69: Recroissance de n-GaN non sélective

D'autre part, l'épaisseur de n-GaN épitaxié dépend de la taille des motifs : les ouvertures de petites tailles ont une épaisseur plus importante de n-GaN que les motifs de plus grande taille. La Figure 70 montre l'épaisseur moyenne de n-GaN en fonction de la taille des ouvertures.

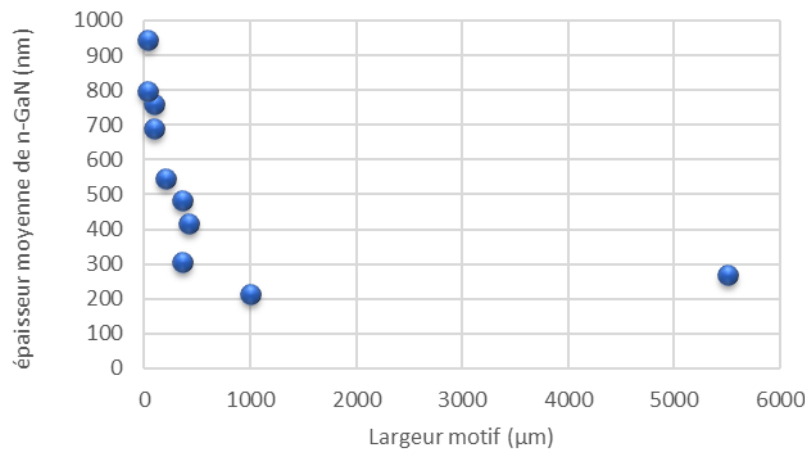


Figure 70: Graphe représentant l'épaisseur moyenne de n-GaN épitaxiée en fonction de la largeur des motifs

De même, la présence de motifs voisins joue un rôle non négligeable sur la qualité de la croissance. Les motifs ayant des proches voisins présentent une plus petite épaisseur que les motifs plus isolés. Dans le cas d'une croissance localisée, la taille ainsi que l'espacement des motifs doivent être pris en compte afin d'homogénéiser les vitesses de croissance sur l'ensemble de l'échantillon. Des vitesses de croissance différentes dans des motifs de tailles différentes pourraient induire un dopage variable selon la taille des motifs si le silicium ne se comporte pas exactement comme le Gallium. On peut ainsi émettre l'hypothèse que les petits motifs isolés seront moins dopés que les motifs plus grands et/ou moins espacés.

De plus, les reprises épitaxiales sélectives sont sujettes aux effets de bords et donc à la non-planéité de la surface. Ainsi, une surcroissance est observée près des bords des motifs. Une forme incurvée de la reprise est obtenue lors d'une mesure au profilomètre (Figure 71). Ce phénomène s'explique par la diffusion de surface. Ces effets sont également sensibles à la présence de motifs voisins. Ainsi, ces effets de bords sont nettement moins marqués du côté proche du motif voisin.

Les phénomènes de surcroissance observées en épitaxie sélective par MOVPE sont liés au potentiel chimique et à la diffusion de surface [78]. Le potentiel chimique est une notion à prendre à compte dans le cadre de l'épitaxie sélective puisqu'elle mesure la tendance de l'interface à se relaxer et à se déformer. Aussi, plus la longueur de diffusion des précurseurs dans la phase vapeur est grande et moins les phénomènes de surcroissances sont visibles [70].

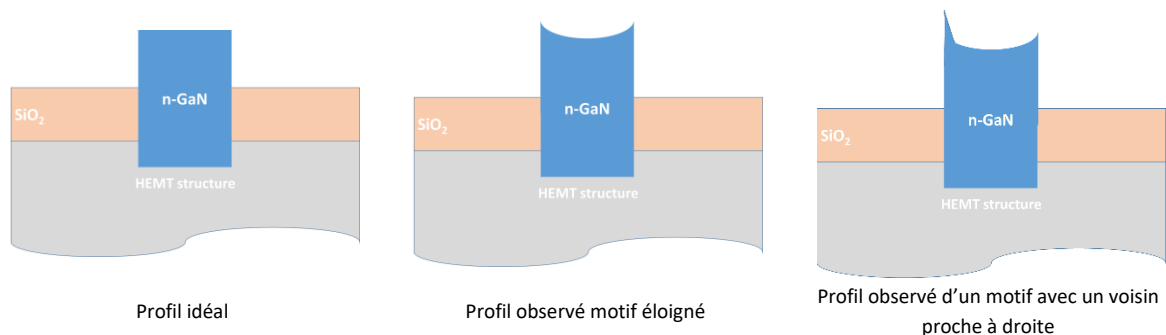


Figure 71: Schéma du Profil de la recroissance de n-GaN par MOVPE

Pour une optimisation de la qualité structurale d'une reprise épitaxiale sélective par MOVPE et une harmonisation des propriétés physico-chimiques, il conviendrait de concevoir un masque idéal dans lequel les motifs seraient de même taille et espacés d'une même distance.

Dans notre cas, compte-tenu des vitesses de recroissance élevées, les motifs « Phil » seraient les plus adaptés pour de la recroissance par MOCVD car les temps de croissance pourraient être raisonnables, supérieurs à la trentaine de secondes. Ces caissons sont des rectangles de $420 \times 360 \mu\text{m}$ avec deux ouvertures. Ces deux ouvertures correspondent aux espacements source-drain. L'avantage de ces motifs réside dans le fait qu'ils sont larges et permettent de mieux contrôler les épaisseurs de croissance avec des temps de croissance raisonnables (cf. Figure 44).

À cause d'un changement nécessaire de chambre de croissance ayant entraîné un arrêt conséquent du réacteur à III-V Lab, les reprises épitaxiales suivantes ont été réalisées au CRHEA par MOVPE à l'aide d'un réacteur CCS assez similaire, hormis pour sa taille significativement plus petite (diamètre maximum 100 mm). Les recroissances de n-GaN se sont appuyées sur les optimisations des conditions de croissance menées au III-V Lab. Des calibrations spécifiques du réacteur MOVPE du CRHEA ont été nécessaires avant la reprise.

- Recroissance de n-GaN par MOVPE au CRHEA

La reprise sélective de n-GaN a été réalisée au CRHEA par MOVPE en employant le silicium comme dopant sur des substrats saphir de taille 3 pouces. Différentes structures HEMTs ont été étudiées pour cette étude : AlGaIn/GaN et InAlGaIn/GaN.

Le premier essai réalisé au III-V Lab avait montré qu'une température de croissance trop faible (850°C) limite le libre parcours moyen des espèces et contribue à la croissance d'îlots de n-GaN sur le masque diélectrique. Dans le but d'améliorer la sélectivité de la croissance, la température a donc été augmentée dans les croissances réalisées au CRHEA. Deux températures de recroissance ont été testées. Des calibrations de dopage ont été réalisées pleine plaque avant les campagnes de recroissance avec ces nouvelles températures. Le dopage n visé est aux alentours de $5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$.

Les essais de reprise épitaxiale localisée de n-GaN ont été réalisés sur des structures préalablement processées comme expliqué dans la partie 3.3.

Nous avons étudié l'impact de différents paramètres de croissance :

- effet de la durée de la croissance sur l'épaisseur de la couche de n-GaN
- effet de la température
- effet de la pression.

▪ Effet des épaisseurs

Le masque POWERGAN présenté dans la partie 3.2 et conçu dans le cadre de cette thèse, comporte des motifs dont la taille varie de quelques micromètres à 6 mm. Comme nous l'avons vu sur la Figure 70, l'épaisseur de n-GaN qui est épitaxié par MOVPE est liée à la taille des ouvertures. Ainsi, plus le motif est petit et plus l'épaisseur épitaxiée est conséquente.

Pour déterminer le temps de croissance, il a fallu choisir un composant type. Quatre temps de croissance de n-GaN ont été testés 150, 100, 30 et 15 secondes. Les autres paramètres de croissance sont fixes : la température est fixée 1080°C et la pression est à 100 Torr.

Nous allons nous intéresser à deux motifs en particulier, de tailles différentes :

- Les motifs Phil qui sont des rectangles de 360 x 420 μm avec une grille au centre
- Les motifs NT où la recroissance est uniquement limitée au niveau du drain et de la source. La recroissance est limitée ainsi aux zones de contacts ohmiques proches de la zone proche de la grille, elle ne comprend donc pas toute la zone métallique. Le développement des caissons est de 50 μm . La bande intérieure a une largeur de 18,5 μm et les deux bandes extérieures de 13,5 μm .
- Les motifs NT où la taille des caissons recouvre l'intégralité du contact métallique

Ces différentes topologies sont illustrées dans La Figure 44.

On observe bien que plus le temps de recroissance est important et plus l'épaisseur déposée est importante. De même, plus la surface du motif est grande et moins l'épaisseur épitaxiée de n-GaN est conséquente. Les motifs NT de plus petite taille ont donc une épaisseur moyenne plus importante (Figure 72).

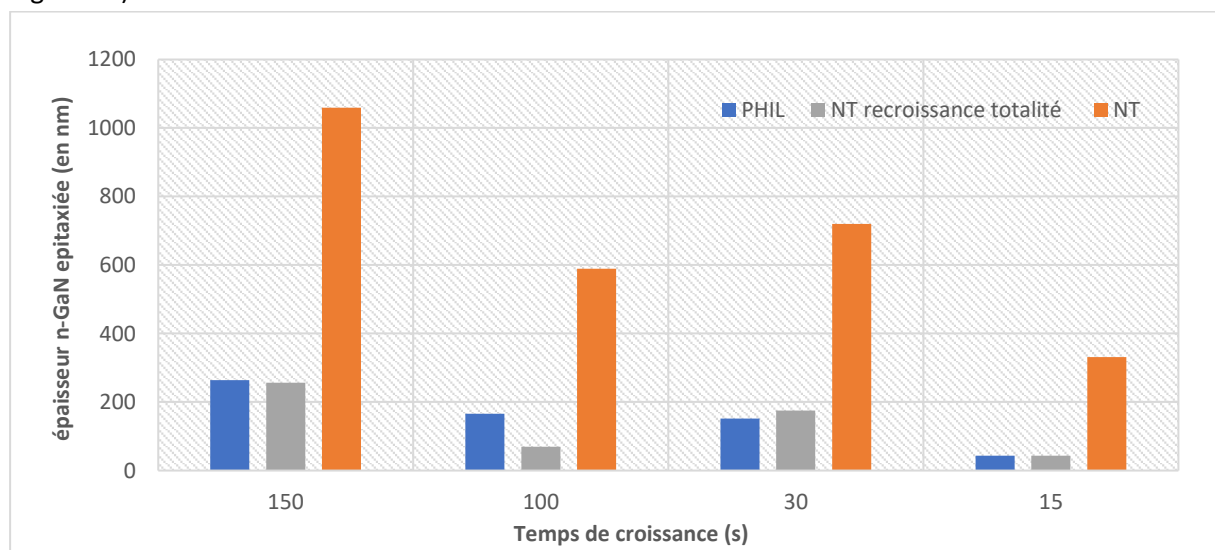


Figure 72: Graphe représentant l'épaisseur épitaxiée de n-GaN en fonction du temps de croissance pour les motifs NT et PHIL

Ces différences d'épaisseur impliquent également une modification de la morphologie des couches réépitaxiées. Le Tableau 14, le Tableau 15 et le Tableau 16 montrent la morphologie de surface de différents motifs (images AFM) et l'épaisseur moyenne de n-GaN réépitaxiées obtenue par profilométrie.

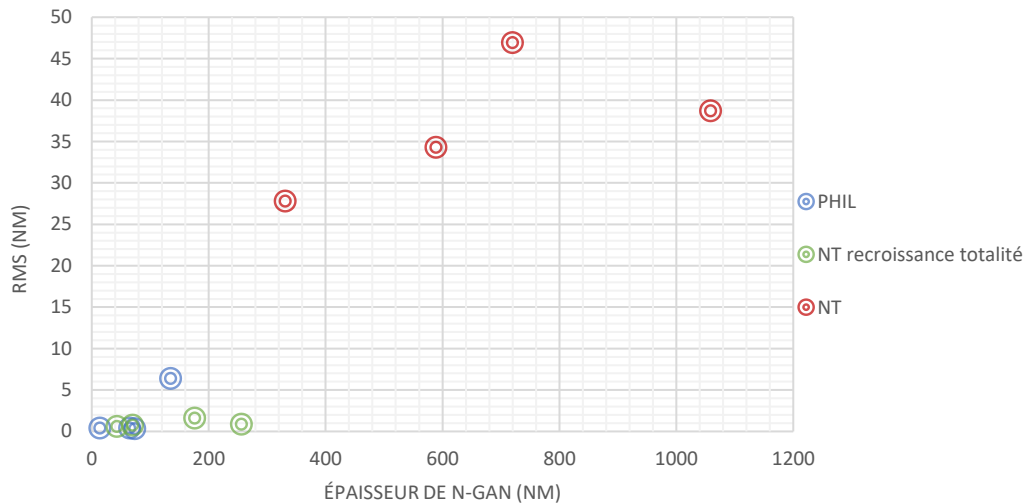


Figure 73 : Evolution de la rugosité en fonction de l'épaisseur de n-GaN selon les motifs

Le graphe de la Figure 73 montre l'évolution de la rugosité en fonction de l'épaisseur de n-GaN selon le type de motifs. On constate que plus l'épaisseur de n-GaN réépitaxié augmente et plus la rugosité de surface est importante. Cette tendance est d'autant plus marquée pour les motifs de faible aire c'est-à-dire les motifs NT. On notera donc que les motifs de grande aire (motif PHIL) ont une épaisseur moins importante de n-GaN et la qualité cristalline est meilleure (moins de défauts visibles sur les images AFM).

La différence d'épaisseur selon la taille des motifs est non négligeable et cette différence d'épaisseur peut avoir une influence dans la suite du process technologique de la fabrication d'un transistor.

❖ Motif Phil

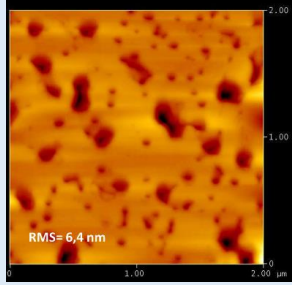
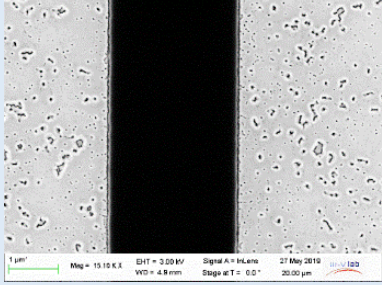
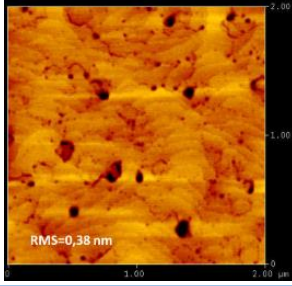
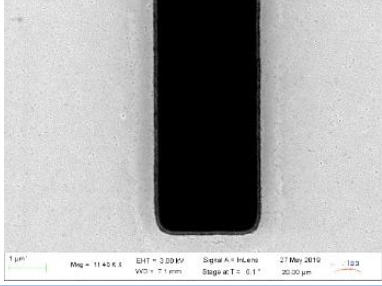
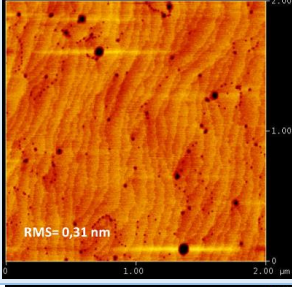
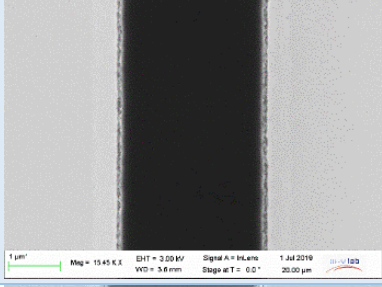
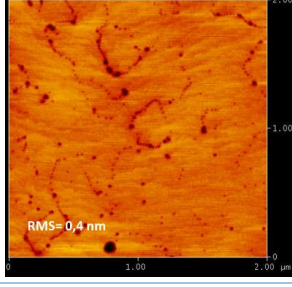
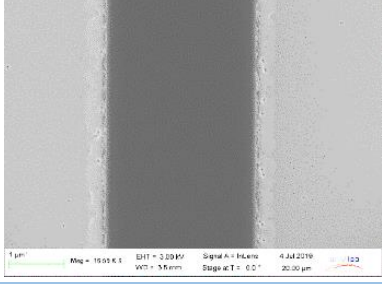
Échantillon	Temps de croissance	Epaisseur moyenne de n-GaN	Image AFM	Image MEB
TS 745	150 s	135 nm		
TS 868	100 s	65 nm		
TS 1132	30 s	74 nm		
TS 1156	15s	14 nm		

Tableau 14: Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN dans le motif PHIL ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différents temps de croissance

❖ Motif NT où la recroissance est sur toute la zone de contacts métalliques

Échantillon	Temps de croissance	Épaisseur moyenne de n-GaN	Image AFM	Image MEB
TS 745	150	256 nm		
TS 868	100	70 nm		
TS 1132	30 s	176 nm		
TS 1156	15 s	43 nm		

Tableau 15: Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN dans le motif NT (où la recroissance est réalisée sur toute la zone de contacts métalliques) ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différents temps de croissance

❖ Motif NT où la recroissance est uniquement limitée au niveau du drain et de la source

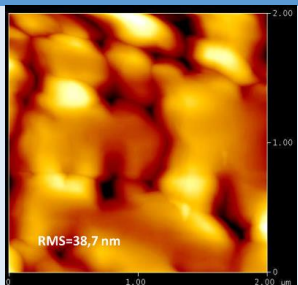
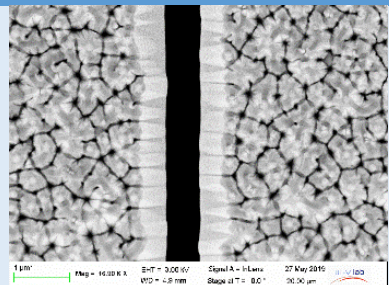
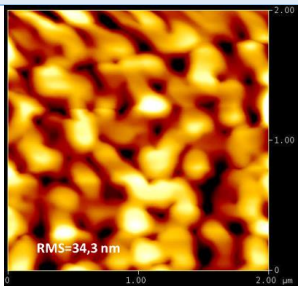
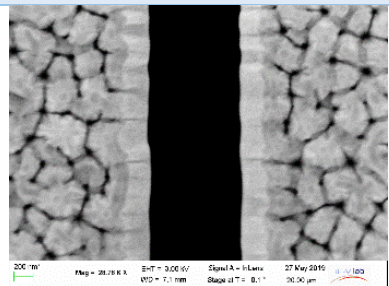
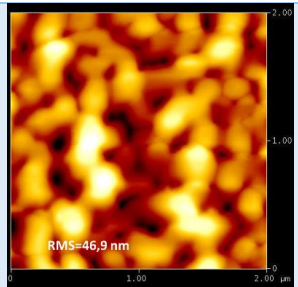
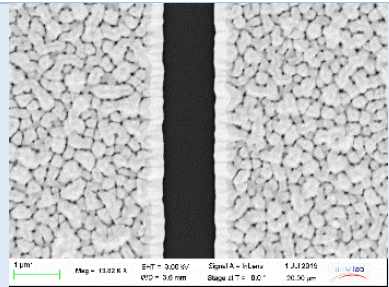
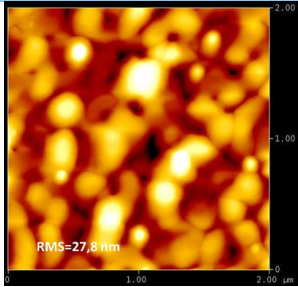
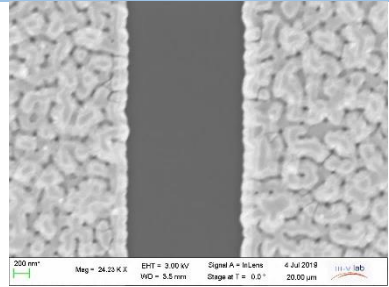
échantillon	Temps de croissance	Epaisseur de n-GaN moyenne	Image AFM	Image MEB
TS 745	150 s	1059 nm		
TS 868	100 s	589 nm		
TS 1132	30 s	720 nm		
TS 1156	15s	331 nm		

Tableau 16:Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN dans le motif NT (où la recroissance est uniquement limitée au niveau du drain et de la source) ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différents temps de croissance.

▪ Effet de la pression

La pression est un paramètre important dans une croissance cristalline localisée de n-GaN. Deux pressions différentes ont été testées. La reprise de croissance localisée de n-GaN a été réalisée sous une pression de 200 mTorr pour l'échantillon TS 1140 et une pression de 100 mTorr pour l'échantillon TS 1156. Les autres paramètres de croissance sont les mêmes (température =1080°C, Temps= 15 s, rapport III/V identiques).

Le Tableau 17, le Tableau 18 et le Tableau 19 montre la morphologie de surface de différents motifs (images AFM) et l'épaisseur de n-GaN réépitaxié obtenue au profilomètre.

❖ **Motif Phil**

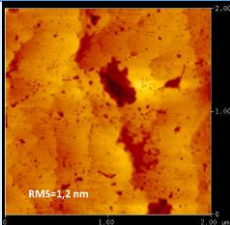
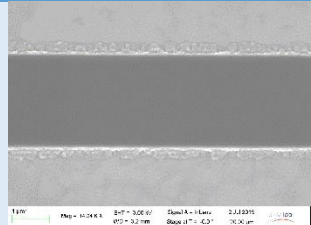
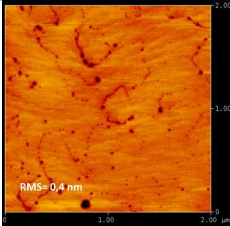
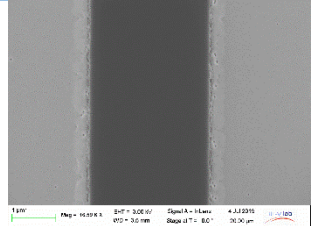
Échantillon	Pression (mTorr)	Épaisseur de n-GaN moyenne mesurée	Image AFM	Image MEB
TS 1140	200	1 nm		
TS 1156	100	14 nm		

Tableau 17: Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN dans le motif PHIL ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différentes pressions de croissance

❖ **Motif NT où la recroissance est sur toute la zone des contacts métalliques**

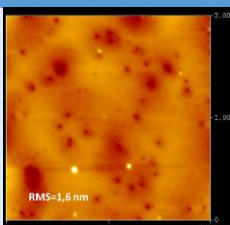
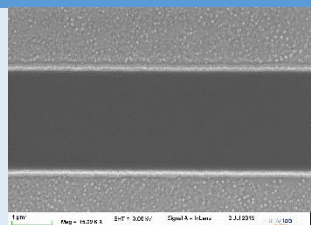
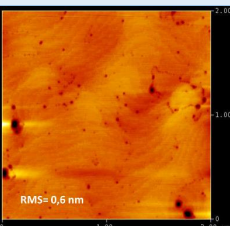
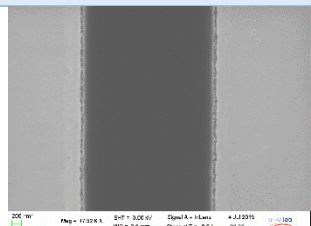
Échantillon	Pression (mTorr)	Épaisseur de n-GaN moyenne mesurée	Image AFM	Image MEB
TS 1140	200	1 nm		
TS 1156	100	43 nm		

Tableau 18: Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN dans le motif NT où la recroissance est sur toute la zone des contacts métalliques) ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différentes pressions de croissance

❖ Motif NT où la recroissance est uniquement limitée au niveau du drain et de la source

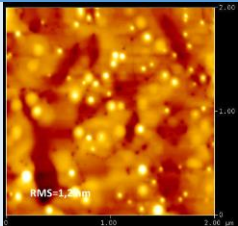
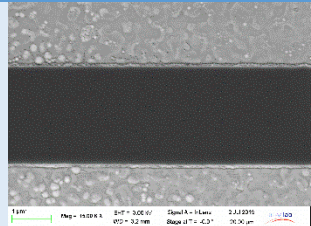
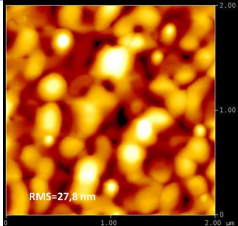
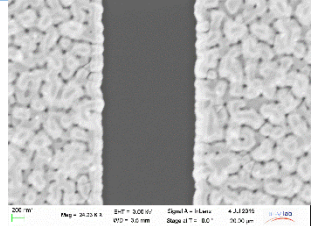
Échantillon	Pression (mTorr)	Épaisseur de n-GaN moyenne mesurée	Image AFM	Image MEB
TS 1140	200	31 nm		
TS 1156	100	331 nm		

Tableau 19: Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN dans le motif NT (où la recroissance est uniquement limitée au niveau du drain et de la source) ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différentes pressions de croissance

Pour les différents motifs, on peut voir que l'épaisseur épitaxiée de n-GaN est moins importante lorsque la pression dans la chambre de croissance est plus importante. Les images AFM semblent suggérer que la croissance de n-GaN présente des îlots 3D (tâches plus claires sur les images AFM visibles sur les motifs NT où la recroissance est uniquement limitée au niveau du drain et de la source).

Une augmentation de la pression a ainsi pour effet de diminuer la vitesse de croissance. Ici on voit que l'effet de la pression est très critique pour certains motifs car la nucléation a l'air très lente pour certains motifs avec quasiment pas de croissance. Lors des essais pleine plaque, nous avons constaté qu'une élévation de pression favorisait le craquage des molécules de silane et nous ne constatons pas de différences au niveau de la morphologie des couches de n-GaN épitaxiées. Dans le cas de l'épitaxiée localisée de n-GaN, on voit que la morphologie des couches est fortement impactée en raison des vitesses de croissance différentes.

▪ Effet de la température

Dans cette sous-partie nous étudions l'influence de la température sur la qualité de la recroissance de n-GaN. Deux températures de croissance ont été étudiées : 1080°C (échantillon TS 745) et 1000°C (échantillons TS774 et TS1141). Les autres paramètres sont identiques (pression dans la chambre de croissance = 100 mTorr, temps de croissance= 150 secondes).

Le Tableau 20 montre la morphologie de surface de différents motifs (images AFM) et l'épaisseur moyenne de n-GaN réépitaxié obtenue au profilomètre.

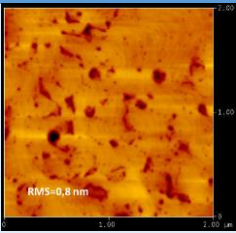
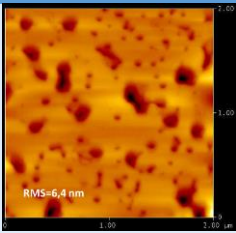
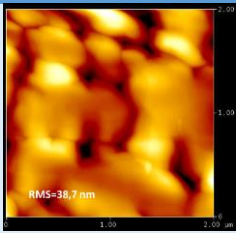
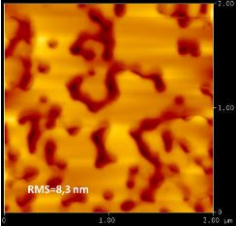
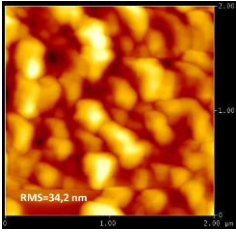
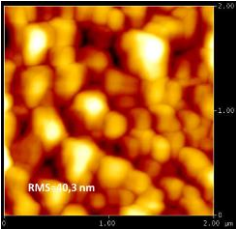
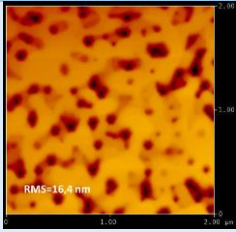
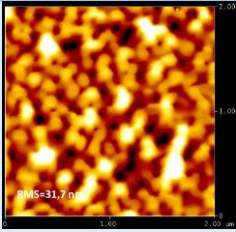
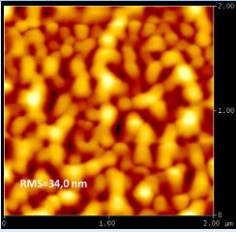
sample	T(°C)	PHIL	NT	NT (uniquement zone source et drain)
TS 745	1080	 RMS=0,8 nm E= 57 nm	 RMS=6,4 nm E= 256 nm	 RMS=38,7 nm E= 1059 nm
TS 774	1000	 RMS=8,3 nm E= 163 nm	 RMS=34,2 nm E= 410 nm	 RMS=40,3 nm E= 1044 nm
TS 1141	1000	 RMS=16,4 nm E= 181 nm	 RMS=31,7 nm E= 412 nm	 RMS=34,0 nm E= 1160 nm

Tableau 20: Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN dans différents motifs ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différentes températures de croissance

On observe que la morphologie de surface est différente selon la température de recroissance de n-GaN. Les motifs de grandes tailles (Phil et NT) présentent une meilleure qualité cristalline à 1080°C. Ainsi, les marches atomiques sont observées sur les motifs PHIL après recroissance à la plus haute température. Les motifs NT présentent une forte rugosité de surface (RMS > 30nm) après recroissance à 1000°C. Pour les motifs de grandes tailles (PHIL et NT), on peut constater qu'une diminution de la température est synonyme d'une augmentation de la vitesse de croissance. On peut émettre l'hypothèse que l'incorporation du silicium à 1000°C est moins importante qu'à 1080°C. Le craquage du silane dépend de la température. Plus la température dans la chambre de croissance est importante et plus le craquage du silane est conséquent.

Afin de préserver la qualité structurale de la structure HEMT et les propriétés électriques du gaz bidimensionnel d'électrons, il est souhaitable que la température de recroissance soit la plus basse que possible. Cependant, nous devons trouver un compromis entre la qualité des couches de n-GaN et le taux de craquage du silane. Plus la température est haute et meilleure est la qualité des couches de n-GaN et plus le dopage en silicium est élevé.

▪ Effet de l'inclinaison des flancs

Dans cette sous partie, on étudie l'effet de l'inclinaison des flancs à la suite du fluage de la résine avant la gravure du diélectrique. Les conditions de croissance sont identiques pour les échantillons TS 1156, TS 759 et TS 893 (température de croissance = 1080°C, P = 100 Torr et temps de croissance = 15 secondes). L'échantillon TS 1156 a des flancs verticaux. Les échantillons TS759 et TS893 présentent des flancs inclinés de 40° et de 51° respectivement par rapport à la normale.

Le Tableau 21 montre la morphologie de surface de différents motifs (images AFM) et l'épaisseur moyenne de n-GaN réépitaxié obtenue au profilomètre.

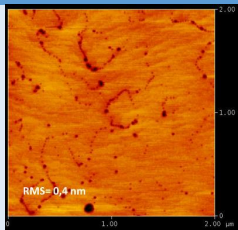
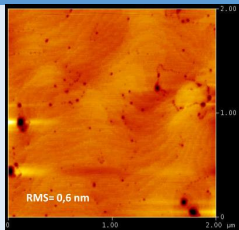
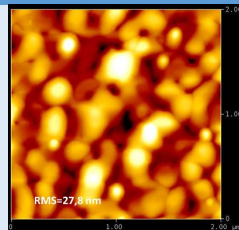
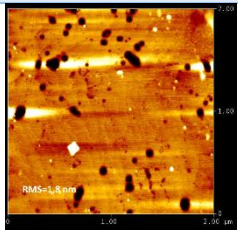
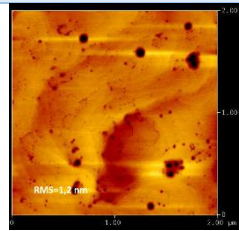
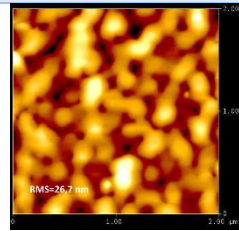
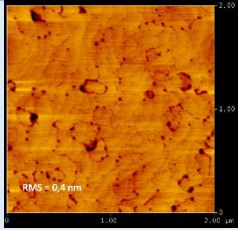
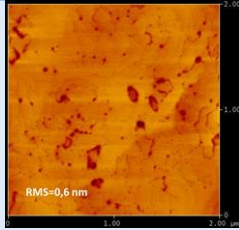
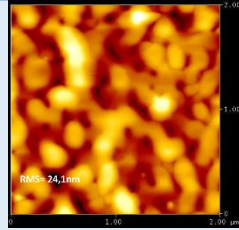
sample	Inclinaison par rapport à la normale	PHIL	NT	NT (uniquement zone source et drain)
TS 1156	0°	 RMS=0,4 nm E= 14 nm	 RMS= 0,6 nm E= 43 nm	 RMS=27,8 nm E= 331 nm
TS 759	40°	 RMS=1,8 nm E= 11 nm	 RMS=1,2 nm E= 35 nm	 RMS=26,7 nm E= 276 nm
TS 893	51°	 RMS= 0,4 nm E= 21 nm	 RMS=0,6 nm E= 53 nm	 RMS= 24,1 nm E= 264 nm

Tableau 21: Tableau représentant la morphologie des couches de n-GaN ainsi que les épaisseurs de ces couches pour différents motifs et différentes inclinaisons des flancs des motifs

La morphologie de surface est identique pour ces trois échantillons ; de même pour l'épaisseur moyenne de n-GaN réépitaxié. La seule différence observable est que les effets de bords (surcroissance au niveau des bords des motifs) sont moins accentués lorsque l'inclinaison par rapport à la normale est plus importante.

Dans cette partie, nous avons pu voir l'impact des paramètres de croissance sur la qualité des couches de n-GaN. Les mesures de TLM dans le chapitre 4 nous permettront de voir l'impact de ces conditions de croissance avec les mesures de résistance contacts ohmiques obtenus ; d'autant plus que l'interface entre le n-GaN et la structure HEMT est un point non négligeable.

3.5. Etapes technologiques après recroissance localisée de n-GaN

Après la croissance localisée de n-GaN, la fabrication du HEMT nécessite différentes étapes technologiques :

3.5.1. Les marques d'alignement

Les marques d'alignement correspondent à des points de repère sur l'échantillon pour les différentes étapes technologiques qui suivront (Figure 74). Pour déposer les marques d'alignements, on s'aligne sur les motifs dédiés à la recroissance. La surface de la recroissance étant quasiment à la même hauteur que la surface de la structure HEMT, il s'avère préférable de conserver le masque diélectrique pour cette étape, afin de maintenir un bon contraste optique au stepper pour l'alignement sur les marques de recroissance. Après avoir défini les marques en lithographie optique stepper, le masque diélectrique est gravé localement par RIE et l'empilement métallique Ti/Pt/Au est déposé par évaporation sous vide par canon à électrons et s'ensuit une étape de lift-off. Ces marques permettront d'aligner le niveau contact ohmique et les autres niveaux successifs.

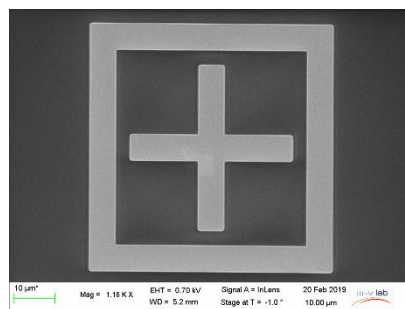


Figure 74: Image MEB d'une croix d'alignement

3.5.2. Retrait du masque diélectrique ayant servi à la recroissance

Les 100 nm de SiO₂ sont ensuite retirés en immergeant la plaque dans une solution de BOE. Une étude préalable montre que les marques métalliques ne sont pas détériorées à la suite de ce traitement. Un contrôle par microscopie à force atomique permet de vérifier que le masque diélectrique a bien été retiré en intégralité.

3.5.3. Les contacts ohmiques

Un contact ohmique se définit comme un contact entre un métal et un semi-conducteur qui présente une caractéristique courant-tension linéaire. Dans le cas des HEMTs fonctionnant à hautes fréquences, les contacts ohmiques doivent répondre à des critères tels que présenter une faible résistance associée à une faible rugosité de la surface et des flancs abrupts. Dans l'optique d'augmenter la fréquence de fonctionnement des transistors HEMTs, il est également nécessaire de diminuer les distances entre les contacts ohmiques afin d'utiliser le maximum de densité de courant tout en minimisant le temps de transit des porteurs.

Pour réaliser la définition des contacts ohmiques en lithographie stepper, une bicouche de résines est utilisée ce qui permet d'obtenir un profil en casquette et l'alignement sur l'échantillon se fait en utilisant les marques d'alignement. La métallisation est réalisée par évaporation sous vide par canon à électrons. Dans le cadre de la thèse, différents empilements ont été utilisés : Ti/Au, Ti/Al/Ni/Au et Ti/Al/Ni/Pt/Au. L'empilement métallique du contact ohmique est expliqué dans le chapitre 1.

3.5.4. L'isolation

Cette étape permet de délimiter la zone active et permet d'isoler les transistors entre eux. Il existe deux procédés pour cette étape : l'isolation par méso et l'isolation par implantation. Dans le cadre de cette thèse, l'isolation a été réalisée par implantation ionique. L'incorporation des ions argon dans le volume modifie les propriétés du semi-conducteur. Le principe de l'implantation ionique repose sur l'accélération des ions à des tensions de 160 keV qui interagissent avec l'échantillon. Les ions entrent en collision avec les atomes de l'hétérostructure et perdent ainsi leur énergie cinétique, ce qui entraîne une désorganisation locale de la structure cristalline rendant le matériau plus ou moins amorphe rendant impossible la conduction électrique.

3.5.5. La grille

La grille est un contact Schottky qui est réalisé en utilisant des métaux à fort travail de sortie tels le nickel ou le platine. Le métal possède ainsi un travail de sortie supérieur à l'affinité électronique du semi-conducteur en surface. Il existe différentes configurations de grilles : grilles en T, grille en Γ , grille en TT et grille en Y.

Dans le cas de cette thèse, la configuration de grille utilisée est celle des grilles en T qui sont réalisées par lithographie électronique qui est une technique de lithographie plus précise que la lithographie stepper et plus adaptée pour des motifs de petites tailles.

Une bicouche de résines électrosensibles est utilisée pour la réalisation de ce type de configuration de grille.

Dans le cas d'une structure AlGaIn, une grille en Ni/Pt/Au est utilisée et dans le cas d'une structure InAlGaIn, une grille en Pt/Au.

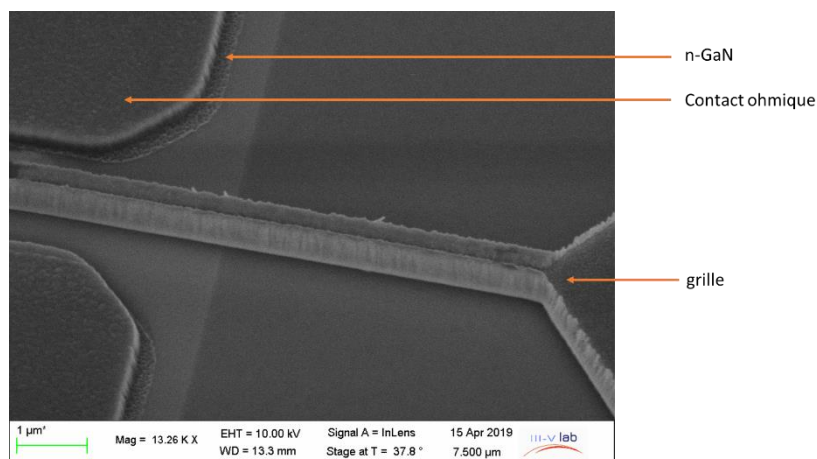


Figure 75: Image MEB de la grille

3.5.6. La passivation

Cette étape du procédé est primordiale dans la fabrication des transistors HEMTs puisqu'elle permet de limiter les effets de pièges de surface sur la variation du courant de drain. Les matériaux III-N se caractérisent par une forte polarité et sont sensibles à l'environnement extérieur. Aussi, la passivation est une couche agissant comme une barrière de protection du composant contre les agressions extérieures.

Avant passivation, il est cependant nécessaire de traiter la surface afin d'éliminer la présence de carbone et d'oxydes de gallium. Dans la littérature, on retrouve différentes couches diélectriques : SiN [79][80], SiO₂ [80], HfO₂ [81], TiO₂ [80], Al₂O₃ [82], MgO [83] ou encore Sc₂O₃ [83].

Dans le cadre de cette thèse, une passivation en SiN/Al₂O₃ est utilisée et préalablement la surface est désoxydée avec une solution de NH₄OH. Cette désoxydation permet de limiter les effets de pièges. Le SiN est déposé par PEVCD et l'Al₂O₃ par ALD.

Après avoir passivé la structure, il est nécessaire d'ouvrir la passivation au niveau des contacts ohmiques afin d'établir un contact avec le métal du niveau d'interconnexions. L'ouverture de la passivation est réalisée en gravant les 30 nm de SiN par ICP-CVD et 60 nm d'Al₂O₃ par ALD.

3.5.7. L'interconnexion

Cette étape permet la réalisation de plots d'épaissement utilisés pour les plots d'accès pour la caractérisation électrique des transistors et pour les accès dans les circuits de type MMIC.

Pour réaliser la définition de ces plots en lithographie stepper, une bicouche de résines est utilisée ce qui permet d'obtenir un profil en casquette. La métallisation Ti/Pt/Au est réalisée par évaporation sous vide par canon à électrons et se termine par un retrait de l'excédent par lift-off dans un solvant.

Conclusion du chapitre III

Ce chapitre permet de comprendre la conception des différents motifs que contient le masque et le design des structures épitaxiales utilisées dans le cadre de la thèse. Les étapes du process avant et après reprise épitaxiale ont été présentées. Nous avons pu voir que la fabrication des HEMTs nécessite un certain nombre d'étapes incluant différentes technologies compatibles pour un transfert vers la production. Lors de la conception du masque, les méthodologies et les motifs déjà existants dans les masques en cours d'utilisation au sein du laboratoire ont été repris et adaptés au nouveau masque conçu. Une série de motifs spécifiques ont été également dessinés.

La reprise de n-GaN a été réalisée avec deux techniques : MBE et MOCVD. Le traitement de surface des structures avant la recroissance localisée de n-GaN est une étape primordiale afin de retirer les résidus de matière organiques, voire des zones amorphisées issus d'étapes de gravure. Durant la thèse, le traitement à base de KOH et de HCl s'est avéré le plus pertinent.

La reprise épitaxiale par MBE offre la possibilité de réaliser la recroissance à des températures inférieures à 800°C tout en étant sélective et homogène selon la taille des motifs. Une température élevée peut-être source d'une modification structurale des couches du HEMT pouvant altérer la qualité du gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG).

La mise en œuvre de la reprise de n-GaN par MOVPE s'est avérée plus compliquée. En premier lieu, la croissance par MOVPE nécessite des températures plus élevées. De plus, l'épaisseur de n-GaN déposée dépend de la taille des motifs : plus le motif est petit et plus l'épaisseur de n-GaN épitaxié est importante. Cette différence d'épaisseur se répercute également sur la morphologie de surface des couches épitaxiées. Des effets de surcroissance au niveau des bords des motifs sont observés mais ils peuvent être atténués par une inclinaison des flancs de gravure.

IV. Les contacts ohmiques avec recroissance de n-GaN

Dans ce chapitre, nous allons évaluer la résistance des contacts lorsque les structures comportent de la recroissance de caissons de nitrure de gallium dopé n au niveau des contacts ohmiques. Dans une première partie, nous porterons une attention particulière sur l'étude préliminaire montrant l'intérêt du n-GaN pour la diminution des résistances des contacts ohmiques. Dans une seconde partie, nous nous focaliserons sur la méthode permettant de mesurer les différentes composantes des résistances de contact. Par la suite, nous verrons l'influence du n-GaN épitaxié par MBE puis par MOVPE sur la résistance de contact ohmiques de structures HEMT processées.

Les conditions de croissance du n-GaN ainsi que les étapes du process de fabrication des transistors HEMTs ont été rappelées dans le chapitre précédent.

4.1. Etude préliminaire de l'intérêt du n-GaN pour les contacts ohmiques

Dans cette partie, nous nous proposons d'évaluer l'impact de la présence du n-GaN sur les contacts ohmiques. Les structures utilisées pour cette étude sont des couches de n-GaN épitaxiées sur des substrats saphir. Des motifs TLM sont définis par photolithographie de contact, ensuite les contacts ohmiques sont déposés. Les motifs sont isolés les uns des autres par gravure de méso.

Nous avons étudié l'influence des métaux déposés sur les couches de n-GaN ainsi que l'influence du niveau de dopage des couches de n-GaN sur la résistance de contact.

4.1.1. *L'influence du choix de la métallisation sur la résistance de contact*

Dans cette sous-partie, nous souhaitons évaluer l'influence de la métallisation de contact ohmique sur une couche de n-GaN. Ainsi, l'étude a été réalisée sur une couche épaisse de n-GaN (300 nm) ayant un niveau de dopage [Si] de $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, épitaxié sur substrat saphir.

Les motifs TLM sont définis par photolithographie optique. Avant l'étape de métallisation, la surface de l'échantillon a été nettoyée à l'aide de solvants sous ultrasons. La propreté de l'interface est un paramètre important à prendre en compte avant la métallisation. La présence de résidus organiques pourrait être responsable d'une augmentation de la résistance de contact. La désoxydation de la surface du matériau III-N n'a cependant pas été réalisée pour cette étude préliminaire. Cette étape consiste au retrait de la surface oxydée ce qui permet la diminution de la hauteur de la barrière Schottky et la profondeur de la zone déplétée sous le contact [84] [27]. Les solutions couramment utilisées sont à base de HCl ou de BOE [85].

Deux métallisations différentes seront testées : Ti/Al/Ni/Au et Ti/Au. L'échantillon est par conséquent clivé en deux : sur la partie que l'on nommera A, l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au est déposé et sur la partie B est déposée l'empilement Ti/Au. Les motifs de ces échantillons sont isolés par des mésas et non par implantation afin de réduire le temps de process (les isolations par implantation ne sont

pas réalisées en interne au III-V Lab : les plaques sont envoyées chez une société extérieure qui réalise ces implantations ioniques en utilisant l'argon). Par la suite, la résistance de contact est mesurée sur les motifs TLM sur chacune des différentes parties de cet échantillon.

Sans recuit de contacts ohmiques, une résistance de contact de $0,18 \Omega \cdot \text{mm}$ sur la partie A a été mesurée et une résistance de $0,19 \Omega \cdot \text{mm}$ sur la partie B. On notera qu'il n'existe pas de différence significative sur la résistance de contact lorsque les métaux sont ne sont pas alliés. Cependant, lorsqu'un recuit à 700°C pendant une minute est préalablement appliqué, une résistance de contact de $0,12 \Omega \cdot \text{mm}$ est obtenue avec l'échantillon A et $0,50 \Omega \cdot \text{mm}$ avec l'échantillon B.

Dans les échantillons A et B, la couche métallique qui est en contact avec le n-GaN est le titane et la dernière couche en contact avec l'air est l'or. Le titane présente l'avantage d'avoir un faible travail de sortie ($\phi_m = 4,33 \text{ eV}$) et contribue à limiter la diffusion des métaux dans le GaN. Celui-ci interagit avec le GaN pour former l'alliage TiN. La diffusion des atomes d'azote du GaN a pour conséquence la formation de lacunes d'azote se comportant comme des donneurs et augmentent la concentration de porteurs nette en dessous de l'interface métal/semi-conducteur. La couche d'or est quant à elle employée afin de protéger les autres métaux présents sous la couche des phénomènes d'oxydation. L'empilement métallique A se différencie de l'empilement B puisqu'il comporte en plus l'aluminium et le nickel. L'aluminium est utile du fait de son faible travail de sortie ($\phi_m = 4,28 \text{ eV}$). De plus, la présence du nickel est non négligeable car celui-ci présente un point de fusion élevée ($>1200^\circ\text{C}$) permettant de limiter les phénomènes d'inter-diffusion des autres métaux [29][31].

Dans l'échantillon B, le recuit à hautes températures engendre une augmentation de la résistance de contact. On peut ainsi émettre l'hypothèse que cette augmentation s'explique par la diffusion des métaux et plus particulièrement de l'or en raison de l'absence de nickel jouant habituellement le rôle de barrière de diffusion. Cette hypothèse semble se vérifier par l'apparition d'une rugosité visible en microscopie optique (Figure 76).

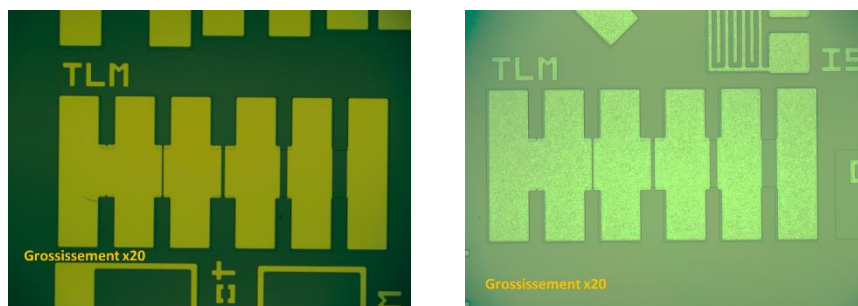


Figure 76: Image de microscopie optique d'un motif TLM avant recuit (à gauche) et après recuit (à droite) de contacts ohmiques (échantillon B)

Cette étude montre que sans recuit, les métallisations Ti/Al/Ni/Au et Ti/Au donnent des résultats de résistance de contacts ohmiques similaires. Cependant, lors d'un recuit, l'empilement Ti/Au a une résistance de contacts ohmiques qui pourrait s'expliquer par la diffusion de l'or. Aussi, la métallisation Ti/Al/Ni/Au est très souvent utilisée dans la littérature pour obtenir des contacts ohmiques sur n-GaN ou sur des HEMTs après des recuits pouvant aller jusqu'à plus de 800°C [29][86].

4.1.2. L'influence du dopage n de la couche de GaN sur la résistance de contact

Après avoir vu l'influence de la métallisation sur la résistance de contacts ohmiques, nous allons maintenant étudier l'influence du niveau de dopage n de la couche de GaN sur la résistance de contacts ohmiques. Deux échantillons supplémentaires, ayant des dopages de n-GaN différents ($1,3 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ et $7 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$) sont processés, afin de définir les motifs TLM. L'empilement métallique utilisé pour la formation des contacts ohmiques est à nouveau la métallisation Ti/Al/Ni/Au car il s'agit de l'empilement le plus stable en cas de recuit du fait de la présence entre autres du nickel qui se comporte comme barrière de diffusion. On note C l'échantillon ayant un dopage de $1,3 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ (TS1123) et D l'échantillon (TS1128) avec un dopage de $7 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$. Les motifs des deux échantillons sont isolés par des mésas, pour les mêmes raisons décrites auparavant.

Sans recuit, une résistance de contact moyenne de $0,12 \Omega \cdot \text{mm}$ est mesurée sur l'échantillon D c'est-à-dire l'échantillon le plus dopé. L'échantillon C quant à lui présente une résistance de contact moyenne nettement plus élevée sans recuit ; une résistance de $1,35 \Omega \cdot \text{mm}$ est mesurée. Le dopage joue un rôle important dans le mode de conduction des électrons au sein d'une structure métal/n-GaN. Lorsque le semiconducteur présente un fort taux de dopage, il en résulte une courbure plus prononcée des bandes entraînant une zone de déplétion moins épaisse ce qui favorise les conductions par effet tunnel et thermoionique.

Par ailleurs, il est possible d'abaisser cette résistance de contact par l'intermédiaire d'un recuit de contact à 500°C pour ces deux échantillons. Avec un recuit de contact ohmique à 500°C , la résistance de contact moyenne est égale à $0,08 \Omega \cdot \text{mm}$ et $0,38 \Omega \cdot \text{mm}$ pour l'échantillon D et C respectivement. Le recuit de métaux permet ainsi la formation de l'alliage TiN. L'énergie apportée par le recuit est suffisante pour former des liaisons TiN. La formation de cet alliage s'accompagne de la formation de lacunes d'azote. Ces lacunes génèrent donc un pseudo-dopage. Dans notre cas, le dopage n est assuré par l'incorporation d'atomes de silicium (donneurs) dans la maille de GaN mais également par la création de lacunes d'azotes lors du recuit. Le dopage dans le GaN sous le contact après recuit est ainsi plus important, ce qui explique la diminution de la résistance de contact pour les deux échantillons.

Au cours de cette étude, nous avons pu voir l'influence de la métallisation et du niveau de dopage des couches de GaN sur la résistance de contact. Le choix de la métallisation est primordial en cas de recuit à hautes températures. Avec un recuit de contact ohmique à 500°C , l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au évitant la diffusion et l'oxydation des métaux.

Nous avons également vu l'importance d'avoir des couches de GaN dopées afin d'obtenir une faible résistance de contact. Un recuit du contact métallique permet d'augmenter localement le dopage par l'intermédiaire de la formation de lacunes.

4.2. Méthodologie de mesure des contacts ohmiques

Après avoir étudié l'influence de différents paramètres sur la résistance de contact sur des structures métal/ semiconducteur dopé pleine plaque, nous allons maintenant nous intéresser à la mesure de la résistance de contact sur des structures HEMTs comportant du n-GaN ré-épitaxiés, en utilisant la technique de TLM.

Dans ce type de structure, la façon d'établir le courant est différente comparé à une structure avec recess de contact ohmique (et sans recroissance de n-GaN). En effet, dans une structure avec recess de contact ohmique, les électrons doivent traverser la couche barrière qui a une énergie de bande interdite supérieure afin de rejoindre le gaz bidimensionnel d'électrons [87] (Figure 77 a). L'épaisseur de la barrière joue donc un rôle important dans ce type de structure.

Dans notre cas, les électrons traversent la couche de GaN dopé n. Cette couche de n-GaN est directement en contact avec le gaz 2D (Figure 77b). L'interface entre n-GaN et gaz 2D constitue une interface particulièrement sensible dans la conduction des électrons. Dans les structures avec un recess de contact ohmique (Figure 77 a), l'interface est suffisamment large dans le plan de la croissance tandis que dans les structures avec les caissons de n-GaN au niveau des contacts ohmiques (Figure 77 b), il y a un contact latéral direct sur le gaz 2D occupant une zone de 1 nm environ. C'est ce contact qui rend cette zone particulièrement sensible car toute perturbation du cristal à ce niveau pourrait engendrer un changement de la densité des porteurs présents dans le canal (N_s) et pourrait impacter la probabilité d'avoir un transfert efficace des électrons.

L'approche utilisant la recroissance de n-GaN au niveau des contacts ohmiques permet également de diminuer les distances entre source et drain et par conséquent diminuer le temps de transit des électrons. En effet, cette technique permet d'obtenir un contact ohmique sans avoir recours à un recuit à hautes températures de ces derniers. L'absence de recuit offre la possibilité de réduire la distance entre les contacts ohmiques avec une excellente définition des contacts sans fluage des métaux composant le contact. Le contrôle latéral des dimensions du motif est bien assuré avec cette technique. Les caissons de n-GaN sont dans le plan de la structure HEMT; ceci facilite la réduction des distances entre les contacts ohmiques, sans risques d'interactions avec la grille.

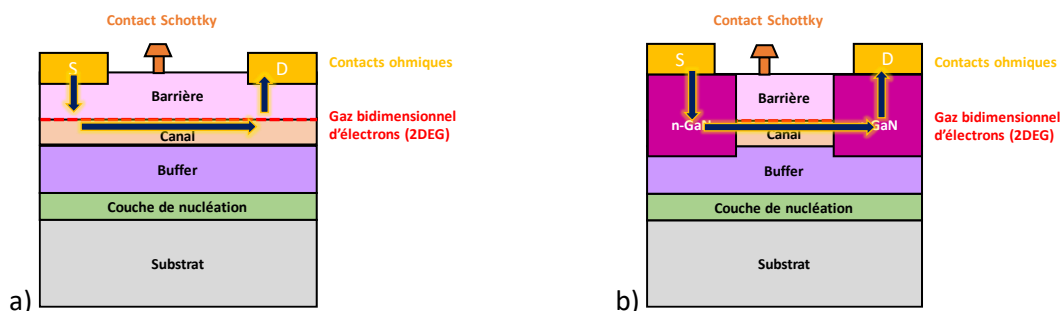


Figure 77: Schéma de deux types de structures HEMTs a) structure avec recess de contacts ohmiques b) structure avec les caissons de n-GaN au niveau des contacts ohmiques (les flèches représentent le chemin des électrons dans la structure HEMT)

4.2.1. Les différentes composantes de la résistance de contact ohmique totale d'une structure avec recroissance de n-GaN

Il est possible d'extraire cette résistance d'interface. En effet, la résistance totale du contact (R_c) peut être divisée en trois composantes (Figure 78) :

- La résistance contact métallique/n-GaN que l'on notera $R_{\text{Métal}}$
- La résistance induite par la couche de n-GaN que l'on notera $R_{\text{n-GaN}}$
- La résistance d'interface entre le n-GaN et le 2DEG que l'on notera $R_{\text{interface}}$

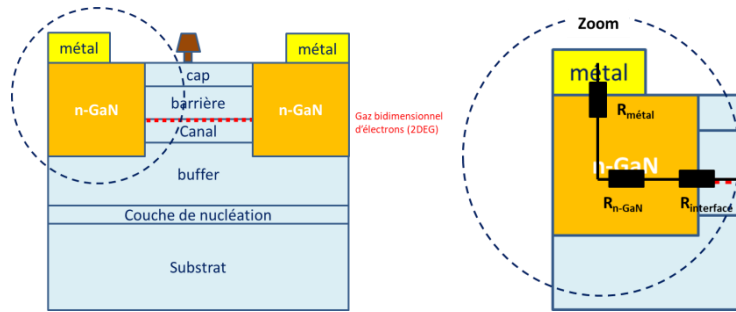


Figure 78: Schéma de la structure HEMT et zoom sur les contacts ohmiques avec chacune des différentes résistances de contact

Ainsi, la résistance de contact ohmique s'exprime comme étant :

$$R_c = R_{\text{métal}} + R_{\text{n-GaN}} + R_{\text{Interface}} \quad \text{Équation 59}$$

La résistance $R_{\text{n-GaN}}$ est égale à la résistance de feuille du n-GaN multipliée par la distance latérale entre le bord de la métallisation et le bord de la zone de recroissance de n-GaN que l'on notera L :

$$R_{\text{n-GaN}} = R_{\text{sheet}} \times L \quad \text{Équation 60}$$

Nous rappelons que nous souhaitons obtenir une résistance de contact la plus faible que possible dans le but d'augmenter la fréquence de fonctionnement des composants.

- Les composantes $R_{\text{métal}}$ et R_{GaN}

Afin d'obtenir une résistance de contact la plus faible que possible, il est nécessaire d'optimiser chacune des composantes. La conduction des électrons par effet tunnel permettrait de diminuer considérablement les composantes $R_{\text{métal}}$ et $R_{\text{interface}}$. Dans le cas d'une conduction des électrons par effet Tunnel, la résistivité de contact spécifique (ρ_c) est inversement proportionnelle au niveau dopage (N_D) qui permet de réduire l'épaisseur de la barrière à traverser [29] [88]:

$$\rho_c \propto \exp\left(\frac{\varphi_B}{\sqrt{N_D}}\right) \quad \text{Équation 61}$$

Où φ_B représente la hauteur de la barrière Schottky métal/semi-conducteur

Pour favoriser la conduction des porteurs par effet Tunnel, il est nécessaire de faire ré-épitaxier des films de GaN fortement dopé. Un dopage supérieur à $1.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ permet de rendre les couches de n-GaN dégénéré, c'est-à-dire que le niveau de Fermi dans le n-GaN bulk se trouve près de, où même

dans la bande de conduction. La résistance de feuille (R_{sheet}) d'une couche de n-GaN diminue avec l'augmentation du nombre de porteurs de type n.

Faria et al. [88] ont étudié l'influence du dopage des films de n-GaN (200 nm) ré-épitaxiés par MBE sur la résistance de contact. Quatre échantillons ont été préparés avec des niveaux de dopage différents : $2.10^{19} \text{ cm}^{-3}$, $5.10^{19} \text{ cm}^{-3}$, $8.10^{19} \text{ cm}^{-3}$, $2.10^{20} \text{ cm}^{-3}$ pour les échantillons A, B, C et D respectivement. On peut voir sur la Figure 79 que la résistance de feuille (R_{sheet}) diminue lorsque le niveau dopage augmente.

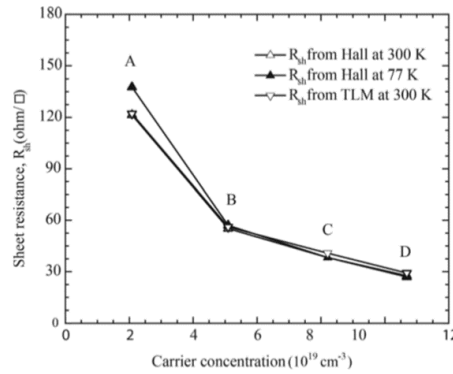


Figure 79: Les courbes de résistance de la feuille en fonction de la concentration du porteur obtenues à partir de mesures TLM à température ambiante et de mesures Hall à température ambiante et à 77K [88]

Par ailleurs, Faria et al. se sont également intéressés à l'évolution des résistances $R_{\text{métal}}$ et R_{GaN} (qu'ils nomment respectivement R_1 et R_2) en fonction du niveau de dopage des couches de n-GaN. La somme des résistances $R_{\text{métal}}$ et $R_{\text{n-GaN}}$ ont été mesurées pour ces différents échantillons pour différentes distances (L) entre la zone de recroissance de n-GaN et l'empilement métallique du contact ohmique (L varie de 0,2 à 2 μm) (Figure 80). Il apparaît que les échantillons B, C et D c'est-à-dire les échantillons ayant un niveau de dopage supérieur à $5.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ présentent une tendance pour les différentes distances L . Plus la distance L est grande et plus la contribution de $R_{\text{n-GaN}}$ est importante (voir l'Équation 60). Pour négliger la contribution de $R_{\text{n-GaN}}$, il est nécessaire de fortement doper les films de n-GaN afin d'avoir une résistance de feuille la plus faible possible favorisant la conduction des électrons. Ainsi, l'intérêt d'augmenter le taux de dopage dans n-GaN est double car il permet à la fois de réduire la résistance $R_{\text{métal}}$ et la résistance $R_{\text{n-GaN}}$.

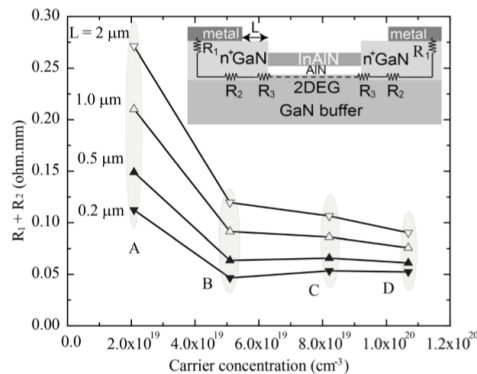


Figure 80: La somme des résistances R_1+R_2 en fonction du dopage des couches de n-GaN pour différentes distances L [88]

Le décalage entre le bord du métal et la recroissance de n-GaN peut s'avérer utile pour deux raisons. En premier lieu, un recuit des contacts ohmiques peut être réalisé sans que le fluage des métaux n'ait

d'impact sur le contrôle des distances. Les métaux qui auraient pu fluer se retrouveraient sur la zone de recroissance de n-GaN. Deuxièmement cela réduit le risque que la grille (notamment le chapeau de la grille) et les métallisations des contacts ohmiques soient en contact. La recroissance de n-GaN avec un décalage avec le métal se présente comme une solution prometteuse pour la montée en fréquence des transistors du fait que la résistance de contacts peut être atténuée et que la résistance d'accès des composants peut être diminuée permettant de réduire le temps de transit des électrons.

- La composante $R_{\text{Interface}}$

La composante $R_{\text{Interface}}$ dépend de la qualité de l'interface entre le n-GaN et la zone barrière/GaN où se trouve le 2DEG. La gravure des matériaux III-N et les conditions de recroissance de n-GaN sont les deux paramètres qui influent sur la qualité de la recroissance.

Solomon et al [89] et Datta et al [90] ont rapporté que la limite quantique de la résistance d'interface minimale entre un grand contact et un 2DEG dépend de la concentration en 2DEG (n_s) près de l'interface :

$$R_c = \frac{\pi \hbar}{q^2} \sqrt{\frac{\pi}{2n_s}} \quad \text{Équation 62}$$

Dans le cas d'une structure HEMT de type InAlN/GaN, une résistance de contact d'interface minimale de 0,019 $\Omega \cdot \text{mm}$ est donc attendue pour une concentration d'électrons dans le gaz bidimensionnel 2DEG (n_s) de $2 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ [33].

Dans la littérature, on peut voir que Shinohara et al. ont rapporté une résistance d'interface avec le n-GaN et le 2DEG faible de l'ordre de 0,026 $\Omega \cdot \text{mm}$ [44]. Il s'agit d'une valeur à l'état de l'art.

Par ailleurs, Guo et al.[33] ont obtenu une résistance de contact (R_c) comprise entre 0,23 et 0,26 $\Omega \cdot \text{mm}$ entre 4K et 350K sur des structures HEMTs InAlN/AlN/GaN/SiC avec de la recroissance de n-GaN par MBE et ont pu extraire une résistance d'interface de 0,05 $\Omega \cdot \text{mm}$. Ils expliquent qu'au niveau de l'interface n-GaN-2DEG, le bord de la bande de conduction du GaN est probablement surélevé en raison des impuretés et des liaisons brisées qui pourraient vraisemblablement être causées par les dommages liés à la gravure. Toutefois, celui-ci est toujours inférieur au niveau de Fermi car il en résulte une résistance au contact raisonnablement faible. On constate donc que la zone d'interface entre GaN dopé et 2DEG est une zone sensible pour le passage des électrons. Les conditions de gravure et probablement de nettoyage jouent un rôle dans la qualité d'interface résultante.

Les effets des conditions de gravure et des traitements de surface sur la résistance de contact ohmique obtenu après reprise épitaxiale de n-GaN par MBE sur des structures HEMT AlGaIn/GaN ont également été étudiés par Joglekar et al [39]. Ainsi, afin d'évaluer l'influence des conditions de gravure sur la résistance de contact, la tension de bias RF varie entre 50 et 200V. Les auteurs mettent en évidence qu'en dessous de 75V, la résistance de contact mesurée est élevée. En effet, la résistance de contact moyenne est maximale pour une tension de bias RF de 50 V (0,68 $\Omega \cdot \text{mm}$) et diminue quand cette tension augmente (avec une gravure à 200V RF elle descend jusqu'à 0,31 $\Omega \cdot \text{mm}$) (Figure 81). Ils

suggèrent que pour des faibles bias RF, il y a un changement du processus de gravure en particulier la gravure devient de nature plus chimique.

Joglekar et al. mentionnent également que pour un bias RF supérieur à 75V, le taux de gravure augmente rapidement avec le bias RF et l'anisotropie du processus augmente également.

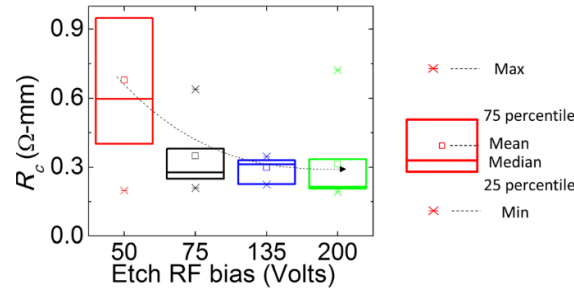


Figure 81: La résistance de contact mesuré par TLM en fonction de la tension de bias RF lors de la gravure du matériau III-N à base de chlore [39]

Joglekar et al. [39] ont évalué l'influence de différents traitements (indium adlayer et TMAH) avec différents processus de gravure (à 50 V et 200 V de bias RF). L'adlayer d'indium a été réalisée en exposant la surface à un flux d'indium de 0,5 ML/s pendant 25 secondes à la température de croissance, juste avant la croissance de GaN dopé N. Cette couche est utilisée pour améliorer la diffusivité des adatoms de gallium et d'azote à la surface pendant la croissance. Les auteurs montrent qu'une structure gravée sous des conditions de faibles bias RF est plus sensible à des effets de surface qu'une structure gravée sous une tension de bias de 200 V (Figure 82).

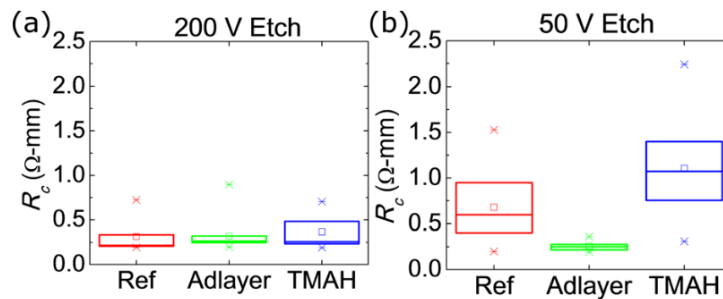


Figure 82: Graphes représentant la résistance de contact ohmique pour des composants avec ou sans traitements chimiques pour des structures ayant vu une gravure sous une tension de bias RF de (a) 200V et (b) 50V [39]

Par ailleurs, ces conditions de gravure différentes sont responsables de profils de gravure distincts notamment en termes d'angle par rapport au plan horizontal. Avec un bias de 200 V, un angle de 58° des caissons gravés est obtenu et avec un bias de 50 V, un angle de 42° est mesuré. La variation de l'angle du caisson gravé explique la diminution de la résistance de contact lors de l'augmentation de la tension de bias RF. En raison du profil en biseau de la barrière AlGaIn gravée, la zone où cette barrière est suffisamment fine pour que le 2DEG soit déplété par la surface s'étend davantage. Par conséquent, il y a une plus grande résistance à l'injection d'électrons du métal dans la région 2DEG.

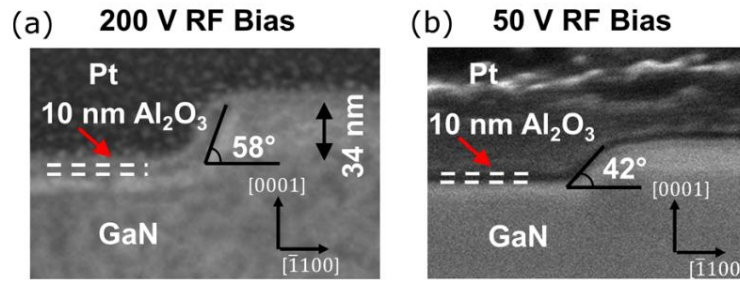


Figure 83: Images MEB en coupe transversale montrant le profil de la gravure (a) après gravure en polarisation RF 200V et b) après gravure avec polarisation RF à 50V [39]

De plus, ces variations d'angles entraînent une modification des plans cristallographiques exposés : probablement le plan $\{10\bar{1}1\}$ dans le cas de la gravure à 200 V de bias RF et $\{10\bar{1}2\}$ et $\{10\bar{1}3\}$ dans le cas de la gravure à 50 V de bias RF. Les densités de liaisons pendantes diffèrent selon le plan cristallographique. Celles-ci ont été simulées afin de pouvoir les quantifier. La densité de liaisons pendantes est plus élevée pour les plans $\{10\bar{1}2\}$ et $\{10\bar{1}3\}$, c'est-à-dire pour les faces exposées après la gravure 50 V. Une densité élevée de liaisons pendantes entraîne une élévation de la bande de conduction à l'interface n-GaN- 2DEG au-dessus du niveau de Fermi, ce qui conduit également à une résistance d'interface plus élevée. Ce résultat explique entre autres la sensibilité aux traitements chimiques des structures ayant subi une gravure à une tension de bias RF de 50 V.

Chaque composante joue un rôle non négligeable dans la résistance de contact totale. Les composantes $R_{\text{métal}}$ et $R_{\text{n-GaN}}$ peuvent être diminuées grâce à un niveau de dopage important permettant d'établir une conduction par effet Tunnel et par diffusion. La composante $R_{\text{interface}}$ est quant à elle en premier lieu dépendante de la qualité de l'interface entre le n-GaN et le 2DEG.

4.2.2. Méthode d'extraction des différentes composantes de la résistance de contact ohmique totale

Maintenant, nous allons nous intéresser à la méthode permettant d'extraire cette résistance d'interface et par conséquent évaluer la qualité d'interface. Cette méthode est également utilisée dans la littérature [33],[38],[43]. Ainsi, la détermination de cette résistance est rendue possible par la mesure de résistance de contact sur deux types de TLM : des TLM où les contacts ohmiques sont déposés sur la couche de GaN dopé et des TLM où le métal est déposé sur des caissons de n-GaN obtenus par reprise épitaxiale localisée sur la structure HEMT (Figure 84).

La première structure de TLM nous permet de déterminer $R_{\text{métal}}$ et la résistance de feuille R_{sheet} de la couche de n-GaN. Connaissant le R_{sheet} ainsi que le décalage entre le bord de contact métallique et celui de la couche de n-GaN, on peut aisément calculer la résistance induite par la couche de n-GaN dans la deuxième structure et l'extraire de la résistance totale de contact ohmique (R_c) pour déterminer la résistance d'interface de la couche de n-GaN avec le 2DEG.

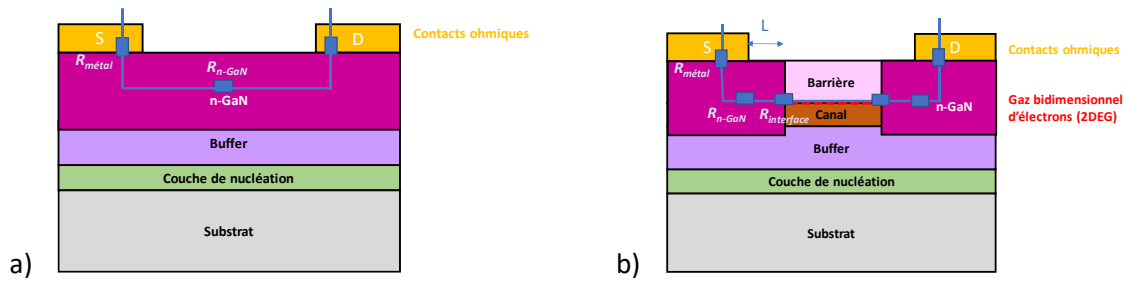


Figure 84: Schéma configurations TLM a) configuration V00 permettant de mesurer de $R_{\text{métal}}$ et $R_{\text{n-GaN}}$ et b) configuration V01, V02, V03 permettant de mesurer résistance de contact totale (R_c)

Dans le cadre de cette thèse, la configuration de TLM où le métal est déposé sur une couche de n-GaN permettant de remonter à $R_{\text{n-GaN}}$ et $R_{\text{métal}}$ est nommée V00. Notre masque compte trois topologies différentes des TLM sur une structure HEMT avec recroissance de n-GaN au niveau des contacts ohmiques. La topologie V01 est un composant TLM sur une structure HEMT où la couche de n-GaN est alignée verticalement avec le contact ohmique ($L = 0 \mu\text{m}$). Cette configuration permet de négliger la contribution de la composante $R_{\text{n-GaN}}$. Les topologies V02 et V03 présentent un décalage de la recroissance par rapport au métal, L , de 0,4 et 1 μm respectivement. Ces deux topologies sont particulièrement intéressantes étant donné notre objectif de diminuer les distances entre contacts dans les transistors en décalant les zones de recroissance.

4.3. Essais de recroissance localisée de n-GaN par MBE

4.3.1. Etude de la reprise localisée de n-GaN sur la conduction électrique des structures HEMTs avec des barrières AlGaN

- Influence de la métallisation

Dans cette partie, on se propose d'étudier l'influence de la métallisation sur la résistance de contact ohmique totale d'une structure HEMT. L'échantillon sur lequel a été menée l'étude est un échantillon ayant une hétérostructure AlGaN/GaN épitaxié sur substrat saphir (TS1072). La structure épitaxiale de cet échantillon est illustrée sur la Figure 85. Afin de favoriser la conduction par effet tunnel des électrons dans la structure HEMT, la recroissance sélective des caissons de n-GaN s'est réalisée dans des conditions de croissance par MBE permettant de viser un dopage n de $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. Sur une partie de l'échantillon, une métallisation standard Ti/Al/Ni/Au a été déposée et sur la seconde partie de l'échantillon, une métallisation Ti/Au. La métallisation n'a subi aucun recuit. Le but de cette expérience est d'évaluer comment et dans quelle mesure le choix de la métallisation va influencer la résistance entre métal et la couche de semi-conducteur dopé ($R_{\text{métal}}$).

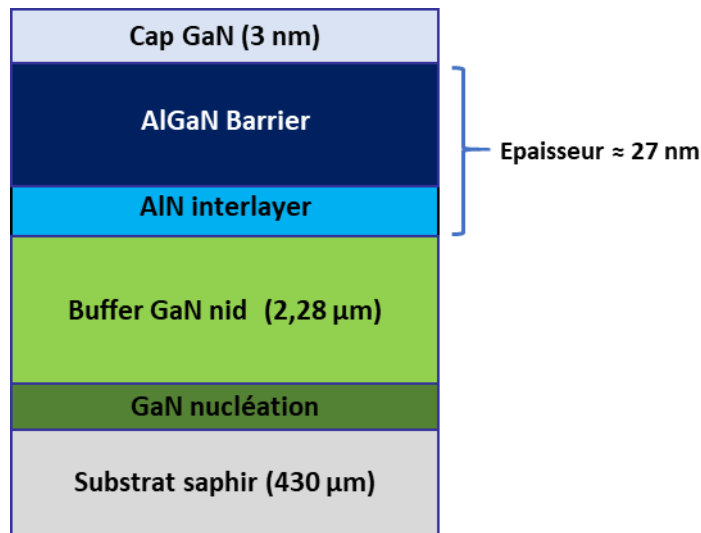


Figure 85: Structure épitaxiale de l'échantillon TS1072

Avant passivation de la surface, les mesures de contact ohmique des TLM ne montrent aucune différence significative entre les deux parties. Avec la configuration V00, c'est-à-dire la configuration permettant de remonter à la somme des résistances $R_{\text{métal}}$ et $R_{\text{n-GaN}}$, une résistance médiane de 0,22 $\Omega\cdot\text{mm}$ est mesurée sur la partie avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au et une résistance médiane de 0,24 $\Omega\cdot\text{mm}$ est mesurée sur la partie avec la métallisation Ti/Au.

On constate également que sur la cartographie, les valeurs des résistances sont relativement homogènes sur l'ensemble de la plaque (Figure 86).

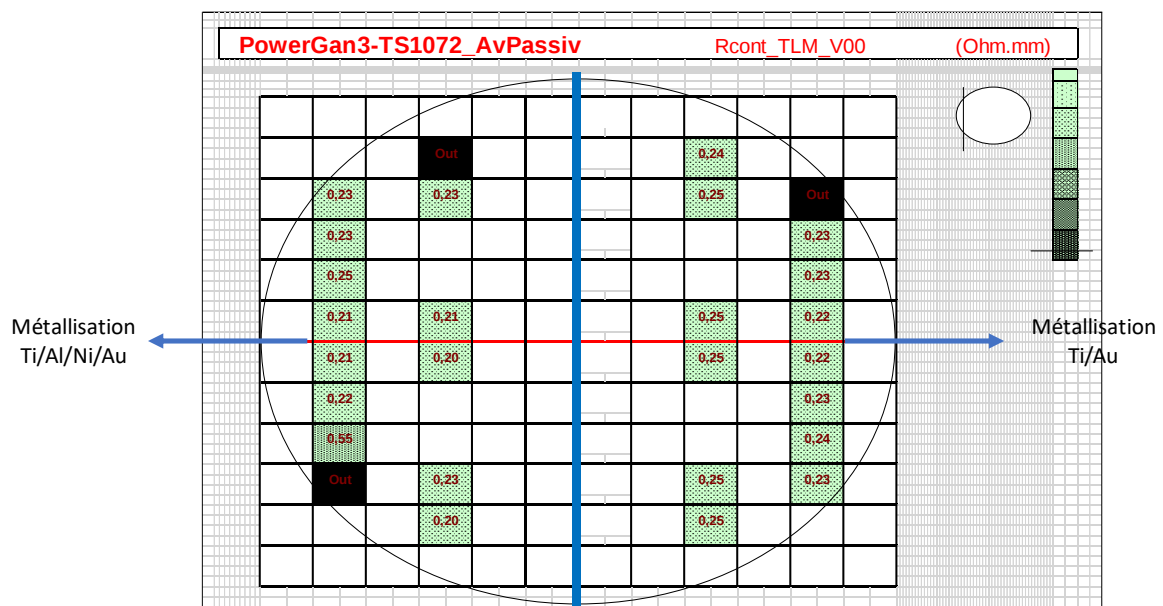


Figure 86: Cartographie des mesures de résistances de contacts obtenues sur les TLM V00 (à droite : une métallisation Ti/Au et à gauche : une métallisation Ti/Al/Ni/Au) avant passivation

Ce résultat montre que le dopage de la couche de n-GaN est suffisamment élevé pour permettre un bon passage des électrons, même sans aucun recuit de la métallisation.

Par ailleurs, la résistance de feuille médiane, mesurée sur la couche de n-GaN, vaut 142,8 Ω/square sur la partie avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au et 152,2 Ω/square sur la partie avec la métallisation Ti/Au sur les motifs TLM V00 où l'épaisseur de n-GaN réépitaxié par MBE est égale à 50 nm. Cette différence

est, comme attendu, très faible et elle atteste de la bonne uniformité de l'épaisseur et du dopage de la couche de GaN dopé n. Les TLM avec les configurations V01, V02 et V03 ont également été mesurées. On a ainsi pu déterminer la résistance de contacts ohmiques d'une structure pour différents décalages L entre le métal et la zone de recroissance et dissocier la valeur de chacune des contributions grâce à la configuration de TLM V00. Le Tableau 22 rapporte la valeur de chacune des contributions et la résistance totale des contacts pour chacune des contributions.

Tout d'abord, nous pouvons noter qu'avec la métallisation Ti/Au, les résistances de contacts ohmiques sont légèrement plus élevées qu'avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au. De plus, on constate que la résistance de contact ohmique augmente lorsque le décalage L augmente. Ceci s'explique par le fait que la contribution $R_{n\text{-GaN}}$ devient plus importante, d'où la nécessité de doper davantage les 50 nm de GaN afin d'abaisser la valeur de R_{sheet} . En effet, la résistance $R_{n\text{-GaN}}$ est la résistance de feuille de la couche multipliée par la longueur (Équation 60). Avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au et sans passivation de la surface, on mesure une résistance de contact de 0,27 $\Omega\cdot\text{mm}$ et de 0,35 $\Omega\cdot\text{mm}$ respectivement pour le motif TLM V01 (c'est-à-dire lorsque les caissons de n-GaN sont à la même hauteur le métal du contact ohmique) et pour le motif TLM V02 (c'est-à-dire que les caissons de n-GaN et le métal sont décalés de 0,4 μm). Malgré cette augmentation les valeurs de résistances sont acceptables mais on constate que la $R_{n\text{-GaN}}$ joue un rôle non négligeable. Une augmentation du dopage n en incorporant davantage de silicium permettrait de diminuer notablement l'influence de cette composante.

D'autre part, la résistance d'interface est environ égale à 0,05 $\Omega\cdot\text{mm}$, ce qui est une valeur comparable à celle obtenu par Guo et al, sur des structures HEMTs InAlN/AlN/GaN/SiC avec de la recroissance de n-GaN par MBE. On rappelle que la résistance d'interface témoigne de la qualité de l'interface de reprise d'épitaxie.

Avant passivation						
	Ti/Al/Ni/Au			Ti/Au		
Configuration	V01	V02	V03	V01	V02	V03
L (μm)	0	0,4	1	0	0,4	1
$R_{\text{métal}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)	0,22	0,22	0,22	0,24	0,24	0,24
$R_{n\text{-GaN}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)		0,06	0,14		0,06	0,15
R_{int} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	0,05	0,07	0,04	0,05	0,06	0,05
$R_{\text{c, total}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)	0,27	0,35	0,4	0,29	0,36	0,44

Tableau 22: Mesures des différentes configurations des TLM de l'échantillon TS1072 avant passivation (une partie de l'échantillon avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au et une autre partie de l'échantillon avec la métallisation Ti/Au)

A la suite de ces mesures, la plaque a subi une étape de passivation (cf chapitre III partie 3.5.6). Après l'enchaînement d'un certain nombre d'étapes du process technologiques et des mesures des transistors, la résistance de contact a de nouveau été mesurée sur les différentes configurations.

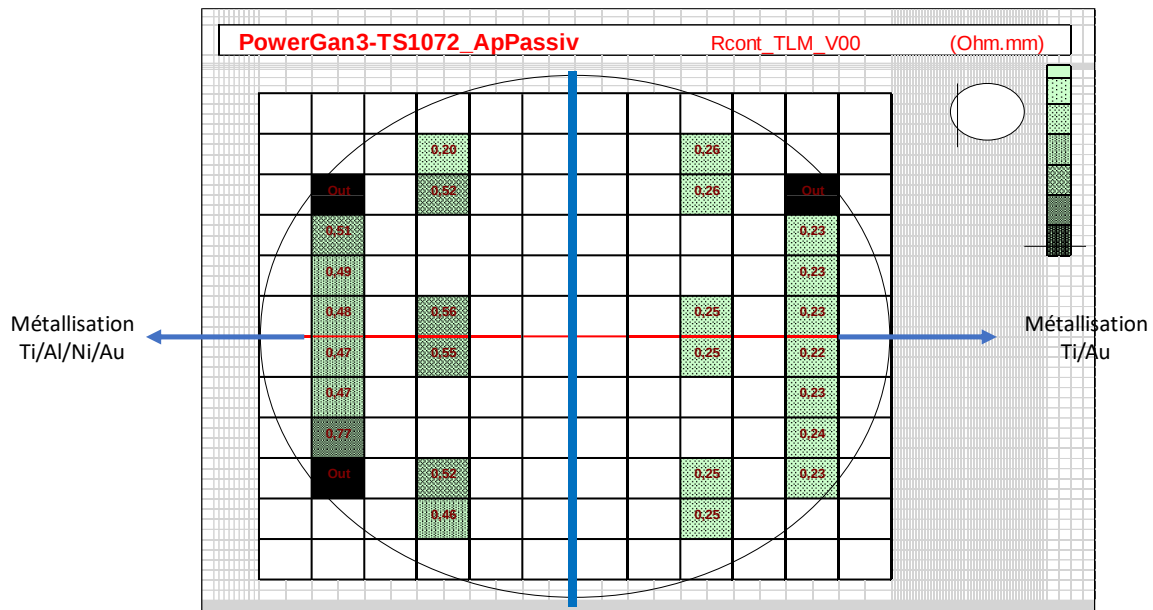


Figure 87: Cartographie des mesures de résistances de contacts obtenues sur les TLM V00 (à droite : une métallisation Ti/Au et à gauche : une métallisation Ti/Al/Ni/Au) après passivation

Avec la configuration V00, on mesure que la somme des résistances $R_{\text{métal}}$ et $R_{\text{n-GaN}}$ médiane est égale à 0,49 $\Omega \cdot \text{mm}$ sur la partie avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au et à 0,24 $\Omega \cdot \text{mm}$ sur la partie avec la métallisation Ti/Au. Si on compare avec les mesures précédentes sans passivation avec celle-ci, on remarquera que la résistance de contact avec la métallisation Ti/Au reste presque inchangée tandis qu'avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au, celle-ci a presque doublée. Cette augmentation pourrait éventuellement être liée à l'aluminium et plus précisément à son oxydation. Après la métallisation, les différentes étapes nécessitent des recuits (recuits de résines, dépôt de SiN, Al_2O_3) et l'utilisation d'un certain nombre de solvants organiques. Il paraît donc probable que l'aluminium se soit oxydé, ce qui aurait pour effet d'augmenter son travail de sortie.

La résistance de feuille médiane de la couche de n-GaN est très légèrement inférieure aux valeurs obtenues avant passivation. Cette différence est inférieure à 10 Ω/square dans les deux cas. On trouve 135,6 Ω/square sur la partie Ti/Al/Ni/Au et 142,9 Ω/square sur la partie Ti/Au. La passivation a pour but de stabiliser les états de surface et dans le cas de GaN, AlGaIn ou InAlGaIn, elle a pour effet déplacer le niveau de Fermi vers la bande de conduction ce qui réduit la déplétion des charges par la surface et par voie de conséquence la résistance de feuille.

Avec les configurations V01, V02 et V03, nous avons pu mesurer les résistances de contact sur une structure HEMT. Le Tableau 23 rapporte les valeurs. En comparant ce tableau avec le Tableau 22, on remarque que la résistance totale R_c est légèrement diminuée dans le cas de la métallisation Ti/Au. On constate également une diminution de la résistance d'interface pour les deux types de métallisations. Cette diminution pourrait avoir pour origine de plus faibles effets de surface dans les zones de bord de contact avec plus d'électrons libres disponibles.

Après passivation						
	Ti/Al/Ni/Au			Ti/Au		
Configuration	V01	V02	V03	V01	V02	V03
L (μm)	0	0,4	1	0	0,4	1
R _{métal} ($\Omega.\text{mm}$)	0,49	0,49	0,49	0,24	0,24	0,24
R _{n-GaN} ($\Omega.\text{mm}$)		0,05	0,14		0,06	0,14
R _{int} ($\Omega.\text{mm}$)	0,02	0,01	0,00	0,02	0,01	0,02
R _{c, total} ($\Omega.\text{mm}$)	0,51	0,55	0,63	0,26	0,31	0,4

Tableau 23: Mesures des différentes configurations des TLM de l'échantillon TS1072 après passivation (une partie de l'échantillon avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au et une autre partie de l'échantillon avec la métallisation Ti/Au)

La Figure 88 résume l'évolution de la résistance totale de contacts ohmiques pour les deux types de métallisation avec et sans passivation.

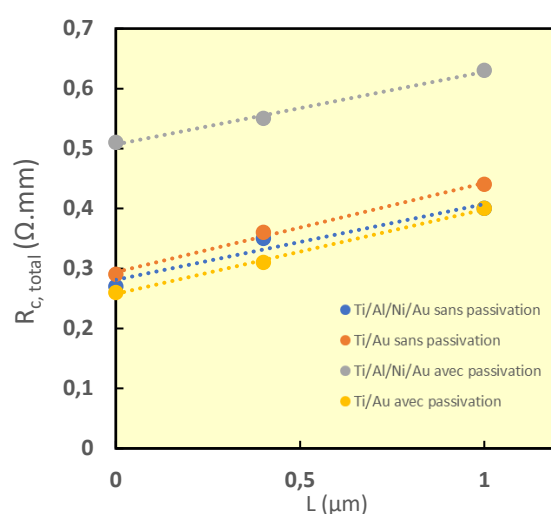


Figure 88: Graphe représentant $R_{c, total}$ en fonction de la distance L pour chacune des métallisations et avec/sans passivation

Dans cette sous-partie, nous avons pu voir que le type de métallisation employé joue un rôle important dans la stabilité des propriétés du transistor.

D'autre part, pour une meilleure compréhension de la qualité de l'interface, la microscopie électronique en transmission a été réalisée sur un échantillon se caractérisant par une structure HEMT de type AlGaIn/GaN sur substrat saphir et ayant suivi le même process de gravure que l'échantillon TS1072 ainsi qu'une recroissance de n-GaN dans des conditions identiques (TS960). Cet échantillon après la ré-épitaxie a été analysé par TEM, il n'a donc pas reçu la métallisation des contacts ohmiques. Les images TEM (en configuration STEM-HAADF) de cette structure ont été réalisées par Philippe Vennégues sur le microscope de la société Imra Europe basée à Sophia Antipolis et sont rapportées dans la Figure 89. Elles ont été obtenues après gravure par faisceau d'ions Ga⁺ (FIB) et prélèvement des lames minces au sein de la plateforme du CP2M à Marseille. Sur ces images, on peut noter que l'interface du n-GaN avec l'AlGaIn/AlN est abrupte et verticale. Le n-GaN est donc en contact direct avec la structure HEMT. Il n'existe pas d'interface visible entre le n-GaN et le buffer GaN. On notera toutefois quelques défauts dans le n-GaN monocristallin, peut-être liés au dopage élevé en Silicium.

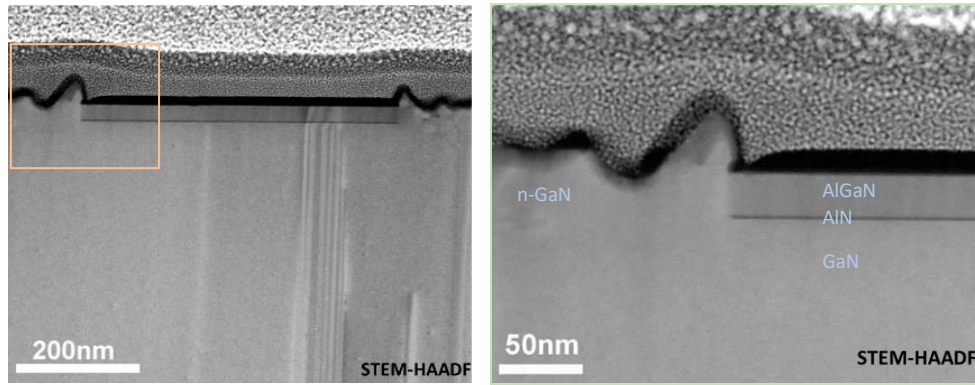


Figure 89: Images STEM-HAADF (à droite : Image d'une structure HEMT AlGaIn avec recroissance de n-GaN au niveau des contacts ohmiques b) Zoom sur l'encadré orange)

- Validation sur substrat SiC

Le choix du substrat joue un rôle primordial sur la qualité cristalline de la structure HEMT, comme nous l'avons vu dans le chapitre 1. Bien que les structures sur substrat saphir sont de bons candidats pour les études et les tests préliminaires en raison du faible coût du substrat, le substrat SiC est utilisé pour la fabrication de dispositifs et de circuits RF en GaN, grâce à ses propriétés physiques (désaccord de maille avec l'AlN et le GaN, conductivité thermique élevée).

Ici, nous allons comparer deux structures AlGaIn : l'une épitaxiée sur un substrat saphir (TS1072), la seconde sur un substrat SiC (TS929). La structure épitaxiale de l'échantillon TS1072 est illustrée sur la Figure 85 et celle de l'échantillon TS929 est illustrée sur la Figure 90.

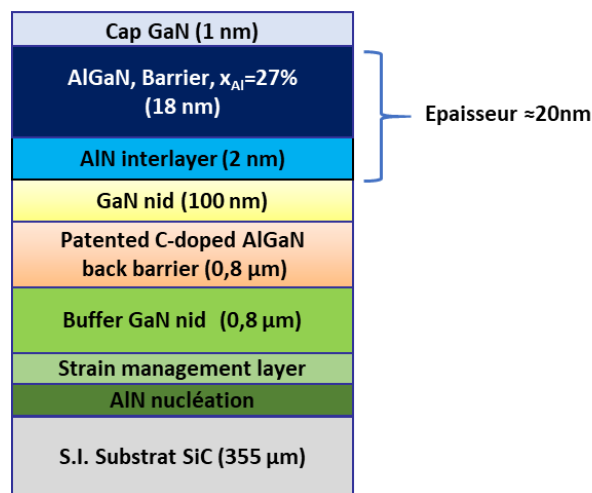


Figure 90: Structure épitaxiale de l'échantillon TS929

La résistance de feuille moyenne de la structure HEMT est quasi similaire pour les deux structures : celle-ci vaut 354,1 $\Omega/\text{carré}$ pour l'échantillon sur substrat saphir et 363,6 $\Omega/\text{carré}$ pour l'échantillon sur substrat SiC. L'échantillon TS1072 a reçu sur une partie une métallisation Ti/Al/Ni/Au et sur l'autre partie une métallisation Ti/Au. L'échantillon TS929 a reçu une métallisation Ti/Al/Ni/Au. Nous allons donc mener l'étude uniquement sur la partie avec la métallisation Ti/Al/Ni/Au afin de voir l'influence du substrat et non celle du choix du métal. Le Tableau 24 regroupe les différentes contributions des résistances ainsi que la résistance totale des contacts ohmiques.

TLM	L (μm)	TS1072 (substrat saphir)				TS929 (substrat SiC)			
		$R_{\text{m\u00e9tal}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{n-GaN}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{c,total}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{m\u00e9tal}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{n-GaN}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{c,total}}$ ($\Omega.\text{mm}$)
V01	0	0,22		0,05	0,27	0,066		0,17	0,23
V02	0,4	0,22	0,06	0,07	0,35	0,066	0,05	0,18	0,30
V03	1	0,22	0,14	0,04	0,40	0,066	0,12	0,14	0,32

Tableau 24: Mesures des diff\u00e9rentes configurations des TLM des \u00e9chantillons TS1072 et TS929

Les r\u00e9sistances de contact obtenues sont plus faibles que celles obtenues sur l'\u00e9chantillon TS1072. On constate une r\u00e9sistance $R_{\text{n-GaN}}$ quasi identique sur les deux \u00e9chantillons en raison des m\u00eames conditions de croissance des 50nm de n-GaN. D'autre part, on observe une forte diminution de la r\u00e9sistance $R_{\text{m\u00e9tal}}$ sur l'\u00e9chantillon TS929. L'interface entre le m\u00e9tal et le n-GaN est de meilleure qualit\u00e9. D'ailleurs, la couche de n-GaN est moins rugueuse sur cet \u00e9chantillon (Figure 91). En revanche, on constate que la r\u00e9sistance R_{int} est un peu plus \u00e9lev\u00e9e au niveau de cet \u00e9chantillon. Ceci peut s'expliquer par la diff\u00e9rence de pr\u00e9paration de surface avant la reprise \u00e9pitaxiale par MBE. En effet, l'\u00e9chantillon TS1072 a subi une pr\u00e9paration de surface HCl et KOH accompagn\u00e9 d'une exposition sous flux d'ammoniaque quelques minutes avant la reprise alors que l'\u00e9chantillon TS929 n'a subi qu'un traitement chimique KOH et HCl. L'exposition au flux d'ammoniaque permettrait de nettoyer la surface et am\u00e9liorer la qualit\u00e9 de l'interface entre le n-GaN et le gaz 2D.

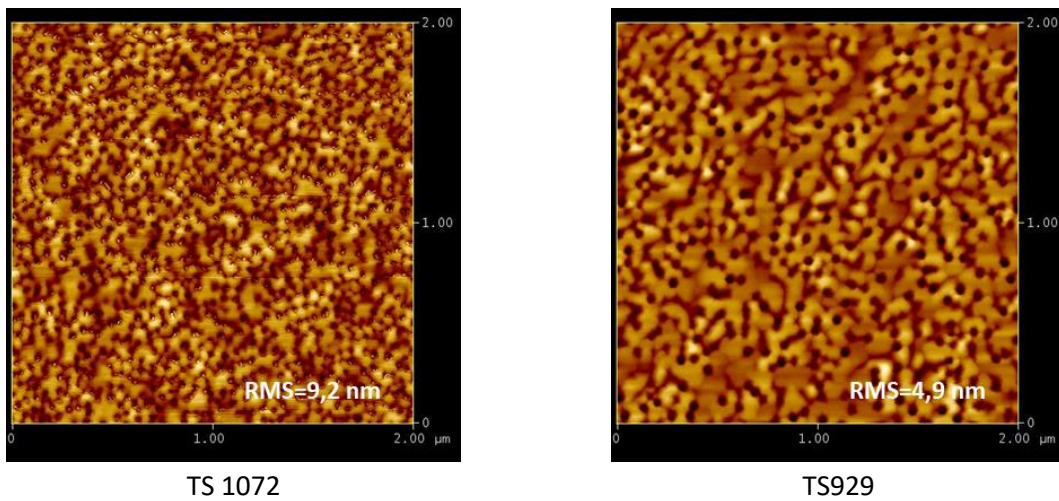


Figure 91: Images AFM des caissons de n-GaN (à gauche : sur l'\u00e9chantillon TS1072 et \u00e0 droite : sur l'\u00e9chantillon TS929)

Les valeurs m\u00e9dianes obtenues sur l'\u00e9chantillon TS929 sont particuli\u00e8rement encourageantes pour la mont\u00e9e en fr\u00e9quence des composants HEMTs. Sur le motif TLM V01 (c'est-\u00e0-dire le motif o\u00f9 les caissons de n-GaN sont align\u00e9s avec le m\u00e9tal) et sur le motif V03 (c'est-\u00e0-dire le motif o\u00f9 les caissons de n-GaN sont d\u00e9cal\u00e9s de 1 μm), les r\u00e9sistances de contacts m\u00e9dianes valent respectivement 0,23 et 0,32 $\Omega.\text{mm}$. On rappelle que les composants HEMT du m\u00eame type, sans croissance localis\u00e9e de GaN dop\u00e9 n et avec recess de contacts ohmiques, ont des r\u00e9sistances de contacts proches de 0,5 $\Omega.\text{mm}$. La reprise de croissance localis\u00e9e de n-GaN permet \u00e0 la fois de diminuer la r\u00e9sistance de contact et diminuer les distances sources-drain.

Les caract\u00e9risations \u00e9lectriques des transistors HEMTs obtenus \u00e0 partir de cette h\u00e9t\u00e9rostructure seront \u00e9tudi\u00e9es dans le chapitre V.

- *Influence de l'épaisseur de la profondeur de gravure du matériau III-N*

Dans le cadre de cette thèse, nous souhaitons mettre en contact directement le gaz bidimensionnel avec le film de GaN fortement dopé n. Comme nous avons pu le voir dans la partie 4.2.2., l'interface est une zone particulièrement sensible aux procédés liés à la gravure et aux conditions de recroissance. Avant la recroissance de n-GaN, nous venons graver localement le masque diélectrique ainsi que les matériaux III-N jusqu'à une certaine profondeur permettant de ne plus avoir localement de matériau barrière (AlGaIn ou InAlGaIn) au niveau du contact ohmique. En effet, on cherche à abaisser la résistance de contact ohmique, en faisant passer les électrons du métal dans le n-GaN fortement dopé. Ces derniers traversent cette couche fortement dopée et viennent rejoindre le gaz bidimensionnel d'électrons.

Dans cette partie, nous allons étudier l'influence de quatre profondeurs de gravure sur la résistance de contact ohmique. Ainsi, à l'aide d'un système de cache permettant de protéger les trois quarts d'un échantillon lors de la gravure du matériau III-N, nous avons pu graver les motifs d'un seul quart à la fois. En ne modifiant que le temps de gravure, cela nous permet d'obtenir quatre profondeurs de gravure différentes. L'échantillon TS664 sur lequel a été menée l'étude présente une épaisseur totale de cap GaN, barrière AlGaIn et canal de 25,5 nm. Nous avons choisi quatre profondeurs différentes : 25, 36, 46 et 74 nm. A 25 nm de profondeur gravée, le fond du caisson se situe à un niveau très proche du gaz 2D, à 36 nm le canal a été intégralement gravé et on se situe dans le buffer supérieur. Au-delà de 40 nm, on considère qu'on est intégralement dans le buffer. La Figure 92 schématise les profondeurs de gravure du matériau III-N de la structure HEMT.

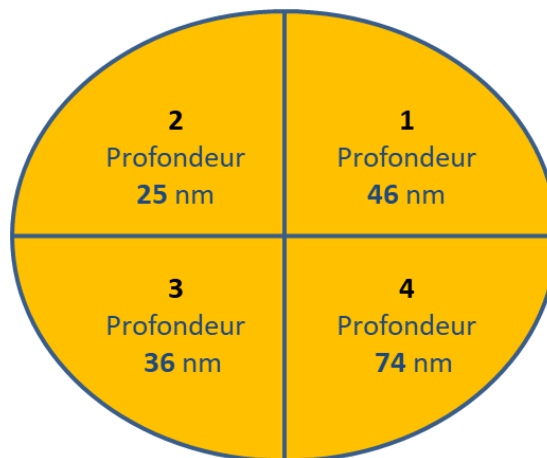


Figure 92: Schéma des différentes profondeurs de gravure de la structure HEMT de l'échantillon TS664

Les caissons de n-GaN qui ont été épitaxiés localement ont une épaisseur de 74 nm. La hauteur des caissons par rapport à la structure HEMT est différente pour chacun des quarts. Malgré cette différence, on constate d'après les images MEB et AFM des caissons de n-GaN (cf Tableau 25) que la morphologie de surface semble être identique. Sur les images AFM, on note que les couches de n-GaN ont une rugosité RMS inférieure à 5 nm. La rugosité du fond de gravure, avant la reprise épitaxiale, était inférieure à 0,3 nm sur chacun des quarts.

Après la recroissance des caissons de n-GaN, le contact métallique a été réalisé en Ti/Al/Ni/Au et l'échantillon a été isolé par implantation ionique. Les motifs TLM ont ensuite été mesurés sans que la surface ait été passivée. La morphologie des caissons de n-GaN joue un rôle notamment sur la

composante $R_{\text{métal}}$ (c'est-à-dire la résistance entre le contact métallique et le GaN dopé). La rugosité, la présence de trous pourraient impacter la conduction des électrons notamment au niveau de l'interface.

En utilisant les TLM de la configuration V00, on a mesuré la résistance de contact ohmique sur les couches de n-GaN. On note que la médiane de la résistance de contact $R_{\text{métal}}$ vaut 0,03 $\Omega\cdot\text{mm}$. La Figure 93 montre la cartographie des mesures TLM de la configuration où l'on peut noter que les mesures de $R_{\text{métal}}$ sont homogènes sur l'ensemble de la plaque. Ce résultat suggère que le dopage des couches de n-GaN par MBE est également homogène sur l'échantillon.

Les 74 nm de n-GaN réépitaxiés localement présentent une résistance de feuille (R_{sheet}) de 46 $\Omega/\text{carré}$ en moyenne sur la plaque.

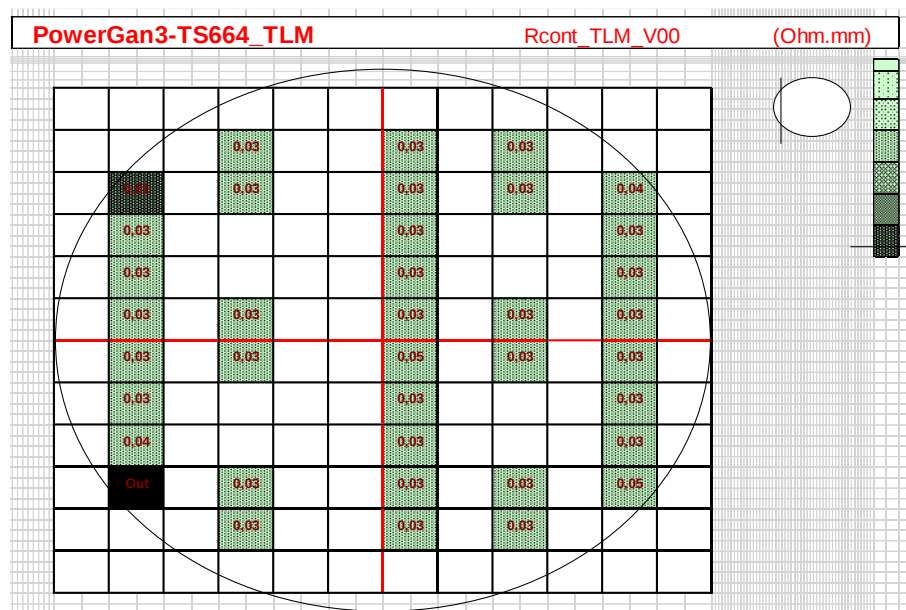


Figure 93: Cartographie des TLM de la configuration V00 des couches de n-GaN

Les images MEB et AFM des caissons de n-GaN sont présentées dans le Tableau 25. On remarque que plus l'épaisseur de matériau III-N gravée est importante et plus la rugosité du n-GaN augmente. Cette fluctuation de rugosité reste néanmoins faible. En effet, la rugosité des caissons de n-GaN passe de 3,5 nm lorsque l'épaisseur gravée de matériau III-N est de 25 nm à 4,4 nm lorsque cette épaisseur vaut 74 nm. La Figure 94 montre un lien existant entre l'épaisseur gravée et la rugosité des caissons de n-GaN. Malgré les différentes rugosités sur chacun des quarts des échantillons, il n'y a pas de différence sur la résistance à l'interface entre le métal et la surface du n-GaN ($R_{\text{métal}}$).

de gravure de la structure HEMT vaut 25nm), les résistances de contacts ohmiques sont légèrement supérieures aux autres résistances obtenues avec des profondeurs de gravure plus grandes.

Par ailleurs, on remarque que cet échantillon présente une résistance d'interface bien plus élevée pour chacun des quarts de ce dernier par rapport aux autres échantillons traités ayant vu une reprise d'épithaxie par MBE. Cette augmentation de résistance d'interface ne semble pas être liée aux profondeurs de gravure car aucune distinction notable n'est observable sur les valeurs de résistances d'interfaces.

Toutefois, malgré la résistance d'interface plus élevée, on note une résistance entre le n-GaN et le métal ($R_{\text{métal}}$) ainsi qu'une résistance de la couche de n-GaN ($R_{\text{n-GaN}}$) particulièrement faible liée au fort niveau de dopage. Ainsi, l'augmentation de la distance L (correspondant au décalage du métal avec la recroissance de n-GaN) s'accompagne d'une faible augmentation de la résistance de contact ohmique. Ainsi, on peut voir que dans chacune des profondeurs de gravure du matériau III-N, avec une distance L égale à 1 μm , la résistance de contact ohmique totale est inférieure à 0,25 $\Omega\cdot\text{mm}$. Ce résultat est particulièrement intéressant pour la montée de fréquence des transistors HEMTS car à la fois, il nous montre que la fabrication des composants avec de la recroissance de n-GaN permet de diminuer d'un facteur de deux la résistance de contact ohmique (comparé à un process avec recess de contact ohmique) et la diminution des distances entre les contacts est rendu possible (sans risque de contact de la grille avec le contact ohmique). Aussi, on pourrait penser que le poids donné à un paramètre tel que $R_{\text{interface}}$ est tout à fait relatif et selon les cas peut fluctuer au gré de l'incertitude sur d'autres paramètres tels que $R_{\text{métal}}$, et que seul compte le résultat, soit la résistance totale R_c . Cependant, dans le cas présent, il se peut que le dopage extrêmement élevé de la couche n-GaN (supérieur à $10^{20}/\text{cm}^3$) qui permet certes d'atteindre une résistance de feuille de 46 Ohms/carré, soit une résistivité de 0.34 mOhm.cm, soit aussi responsable de la génération de défauts gênant le passage des électrons à l'interface.

Profondeur de gravure	TLM	L (μm)	$R_{\text{métal}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)	$R_{\text{n-GaN}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	$R_{c,\text{total}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)
25 nm	V01	0	0,03		0,17	0,20
	V02	0,4	0,03	0,02	0,18	0,23
	V03	1	0,03	0,04	0,17	0,24
36 nm	V01	0	0,03		0,11	0,14
	V02	0,4	0,03	0,02	0,13	0,18
	V03	1	0,03	0,05	0,13	0,21
46 nm	V01	0	0,03		0,15	0,18
	V02	0,4	0,03	0,02	0,17	0,22
	V03	1	0,03	0,05	0,16	0,24
74 nm	V01	0	0,03		0,13	0,16
	V02	0,4	0,03	0,02	0,16	0,21
	V03	1	0,03	0,05	0,13	0,21

Tableau 26: Mesures des différentes configurations des motifs TLM de l'échantillon TS664 pour les différentes profondeurs de gravure des caissons

- *Influence de la recroissance d'une fine couche de SiN/n-GaN sur la résistance de contact ohmique*

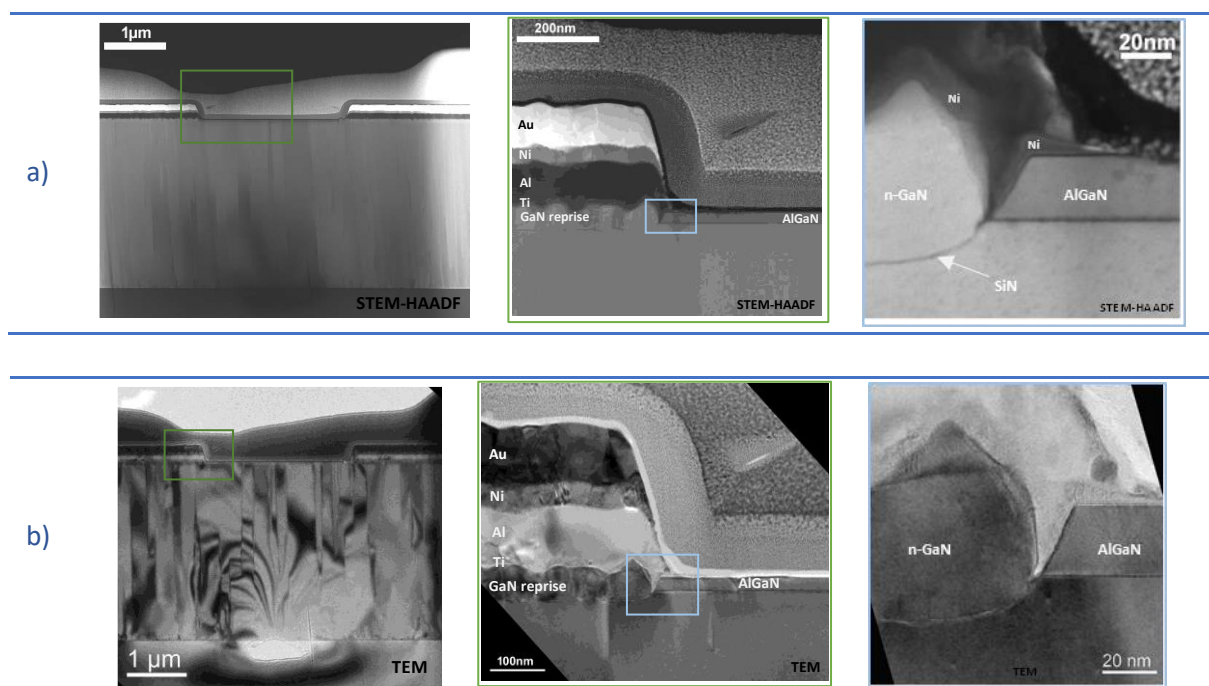
Pour aller encore plus loin dans cette hypothèse sur la sensibilité de l'interface, nous avons examiné un cas extrême qui est un échantillon pour lequel une fine couche de SiN s'est formée « accidentellement » avant la reprise de croissance d'une couche de n-GaN à cause d'un problème d'ouverture du cache de la cellule de Gallium du réacteur MBE. L'échantillon TS863 qui est une structure HEMT AlGaIn/GaN épitaxiée sur substrat saphir a ainsi eu une recroissance par MBE d'un empilement SiN/n-GaN.

TLM	L, (μm)	R _{métal} (Ω.mm)	R _{n-GaN} (Ω.mm)	R _{int} (Ω.mm)	R _{c,total} (Ω.mm)
V01	0	0,11		1,31	1,43
V02	0,4	0,11	0,11	1,68	1,91
V03	1	0,11	0,29	2,60	3,00

Tableau 27: les différentes résistances pour les configurations V00, V01, V02 et V03 pour l'échantillon TS863

Après la recroissance des caissons de n-GaN, l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au est déposé pour définir le contact ohmique puis les composants sont isolés par implantation ionique et les motifs TLM sont ensuite mesurés. Pour les différentes configurations de TLM V00, V01, V02 et V03, on remarque que les résistances de contact totales pour ce type de structure sont largement supérieures à 1 Ω.mm (Tableau 27). On note que la qualité de l'interface entre le SiN/n-GaN et le 2DEG est responsable des hautes valeurs de résistances, tandis que les deux autres composantes montrent des valeurs raisonnables. Cette couche ne se comporte pas comme un plan de dopage Silicium de densité extrêmement élevée dans GaN.

Afin de mieux comprendre ces hautes valeurs de résistances de contacts, il nous a paru intéressant de réaliser une analyse TEM sur un motif TLM de cette structure.



Les images TEM présentées dans la Figure 95 permettent de visualiser la qualité de l'interface. Tout d'abord, on note que la reprise de croissance de n-GaN est bien en-dessous de l'interface AlGaIn/GaN ce qui veut dire que les caissons ont été gravés avec la profondeur prévue. Sur les images en HAADF, on observe un contraste sombre à l'interface entre n-GaN et buffer GaN non dopé qui correspond à la présence d'un élément plus léger qui peut être le silicium. Par ailleurs, les images à fort grossissement nous permettent de constater qu'il n'y a pas de contact direct entre la recroissance n-GaN et l'AlGaIn. La formation de SiN est connue pour limiter la probabilité de nucléation de GaN et dans le cas présent il semble que le phénomène soit plus accentué sur le flanc de la barrière AlGaIn. Le contact électrique est assuré par le titane et l'aluminium.

L'absence de contact entre la recroissance n-GaN et la barrière AlGaIn peut engendrer une désertion du gaz bidimensionnel d'électrons dans cette zone et expliquer les fortes résistances de contact mesurées pour les TLM V01, V02 et V03.

Cet exemple illustre un cas extrême de dopage Silicium avec de très fortes teneurs. Néanmoins, même pour des teneurs de l'ordre de $10^{20}/\text{cm}^3$, des contraintes en tension notables commencent à apparaître dans GaN, de même qu'une tendance à développer des trous (V-pits). Des effets d'auto-compensation du dopage plus ou moins prononcés peuvent également apparaître selon les conditions de croissance.

- Influence de l'inclinaison des flancs

L'interface de la recroissance du n-GaN avec le 2DEG de la structure HEMT est une zone particulièrement sensible comme nous avons pu le voir dans la partie 4.2.2. Il apparaît alors intéressant de comparer différentes inclinaisons des flancs de gravure des motifs. La variation des inclinaisons des flancs est rendue possible en faisant fluer la résine après la définition des motifs par photolithographie. Le fluage est réalisé en chauffant la résine, ce qui induit un étalement de la résine, permettant d'avoir des flancs non abrupts c'est-à-dire que l'angle entre la structure HEMT et la zone gravée dans laquelle se trouvera le n-GaN forme un angle supérieur à 0° par rapport à la normale de l'échantillon (Figure 96). Plus la température est importante et plus l'étalement de résine est important et donc plus l'angle est grand. Ce profil génère alors un angle lors de la gravure sèche du masque et des caissons qui n'est pas sélective par rapport à la résine. Dans notre cas, pour le fluage, deux températures ont été testées : 130°C et 150°C pendant 15 minutes. À la suite des optimisations des conditions de fluage sur substrat silicium, nous avons trouvé qu'un fluage à 130°C génère un angle de 40° et un fluage à 150° entraîne un fluage de 52° par rapport à la normale de l'échantillon (cf chapitre III partie 3.3.3).

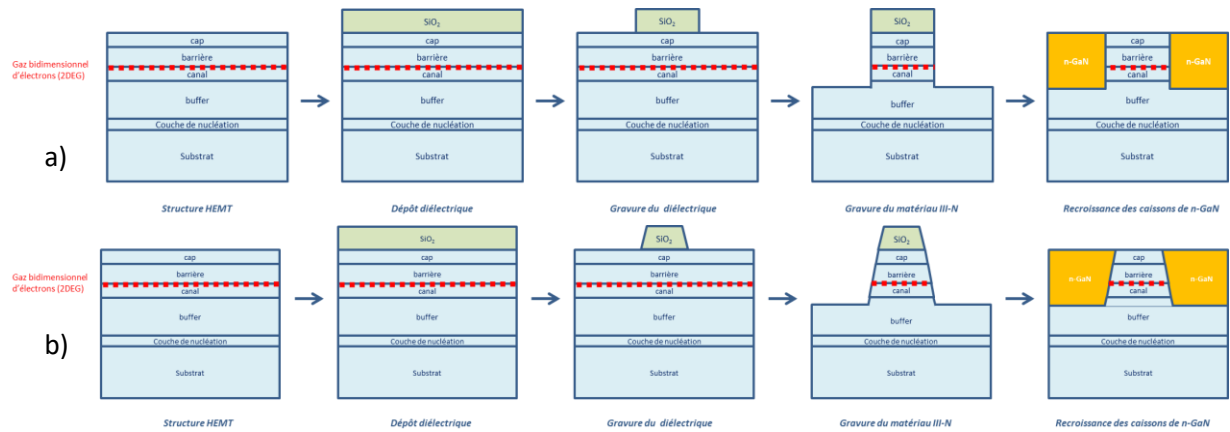


Figure 96: Schéma des étapes permettant la recroissance de n-GaN (a) les caissons de n-GaN forment un angle de 0° avec la normale du plan de la structure (b) les caissons de n-GaN forment un angle supérieur à 0° avec la normale du plan de la structure suite au fluage de la résine

TLM	L (μm)	TS1072				TS820				TS851			
		Angle de 0° par rapport à la normale de l'échantillon				Angle de 40° par rapport à la normale de l'échantillon				Angle de 52° par rapport à la normale de l'échantillon			
		$R_{\text{m\u00e9tal}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{n-GaN}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{c,total}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{m\u00e9tal}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{n-GaN}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{c,total}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{m\u00e9tal}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{n-GaN}}$ ($\Omega.\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega.\text{mm}$)	$R_{\text{c,total}}$ ($\Omega.\text{mm}$)
V01	0	0,22		0,05	0,27	0,087		0,14	0,23	0,07		0,12	0,19
V02	0,4	0,22	0,06	0,07	0,35	0,087	0,05	0,16	0,29	0,07	0,05	0,17	0,28
V03	1	0,22	0,14	0,04	0,40	0,087	0,12	0,18	0,38	0,07	0,12	0,20	0,39

Tableau 28: Mesures des différentes configurations des TLM des échantillons TS1072, TS820 et TS851

L'échantillon TS820 présente des caissons de n-GaN avec des flancs inclinés de 40° par rapport à la normale à la surface et l'échantillon TS851 des flancs inclinés de 52°. Ces deux échantillons sont des structures HEMTs AlGaIn/GaN épitaxiées sur substrat saphir. Au-dessus des caissons, une métallisation à base de Ti/Al/Ni/Au a été déposée sur chacun des échantillons. Les composants ont été isolés par implantation ionique puis les motifs TLM ont été mesurés sans que la passivation de la surface ne soit réalisée. Nous avons comparé ces deux structures avec l'échantillon TS1072 qui est également une structure HEMT AlGaIn /GaIn épitaxié sur substrat saphir mais dont les caissons de n-GaN ont des flancs droits.

On note que lorsqu'il existe un angle non nul par rapport à la normale à la surface, la résistance d'interface est doublée comparée à la structure HEMT TS1072 présentant un angle nul (cf. Tableau 28). On observe que les valeurs de la résistance d'interface sont plus ou moins similaires pour les deux échantillons TS820 et TS851. Par ailleurs, on constate que la résistance d'interface (R_{int}) augmente en même temps que la résistance $R_{\text{n-GaN}}$. L'augmentation de la résistance d'interface lorsque les bords des caissons de n-GaN présentent un profil incliné peuvent s'expliquer par une déplétion locale du gaz 2DEG à l'interface avec le n-GaN. La génération du 2DEG nécessite une certaine épaisseur de matériau de barrière. En effet, en deçà de cette épaisseur critique, l'énergie du niveau donneur est inférieure à l'énergie du niveau de Fermi. Le gaz 2D est inexistant en raison des états donneurs entièrement occupés [18].

4.3.2. Etude de la reprise localisée de n-GaN sur la conduction électrique des structures HEMTs avec des barrières InAlGaN

Les structures HEMTs InAlGaN/AlN/GaN présentent de réelles potentialités pour la montée en fréquence de fonctionnement des transistors. En effet, ce type de structures se caractérise par de fortes densités d'électrons dans le gaz bidimensionnel d'électrons [91] [92] malgré des épaisseurs de barrière réduites.

Combinée aux fortes densités d'électrons dans le 2DEG, une diminution de la résistance des contacts ohmiques se présenterait comme un atout considérable pour la montée en fréquence.

Nous avons ainsi étudié la recroissance de n-GaN au niveau des contacts ohmiques sur les structures HEMTs comportant des barrières quaternaires de types InAlGaN.

- Influence de la reprise de n-GaN sur la résistance de contact ohmique sans recuit de contacts ohmiques.

Nous nous sommes d'abord intéressés à l'étude de l'influence de couches de n-GaN d'épaisseur de 50 nm ré-épitaxiées par MBE sur la résistance des contacts ohmiques, sans que les métaux de contact ohmique ne soient recuits.

L'échantillon utilisé pour l'étude est l'échantillon TS1142W1 présentant une barrière InAlGaN d'une épaisseur de 9,5 nm. A la suite de la recroissance de n-GaN par MBE, une métallisation Ti/Al/Ni/Au a été déposée suivi d'une implantation ionique permettant d'isoler les composants les uns des autres. Les motifs TLM ont ensuite été mesurés.

La couche de n-GaN d'une épaisseur de 50 nm présente une résistance de feuille médiane de 120 Ω /carré. Le Tableau 29 regroupe l'ensemble des contributions de chacune des résistances ainsi que la résistance totale. On constate tout d'abord une anomalie pour VO1 qui produit la résistance totale R_c maximale. Ensuite on constate que la résistance d'interface diminue avec le décalage L entre la reprise d'épitaxie n-GaN et le métal. Plus la distance L est grande et moins la résistance d'interface est importante. Ce phénomène pourrait s'expliquer par une relaxation des contraintes au niveau de l'interface. Lorsque la distance L est nulle : le métal est l'aplomb avec le flanc des caissons du film n-GaN. L'empilement métallique qui se trouve à l'aplomb sur la couche de n-GaN induit des contraintes. Lorsque la distance L est non nulle, l'empilement métallique est décalé de 400 nm ou bien 1 μ m par rapport aux flancs des caissons de n-GaN, les contraintes sembleraient ne pas influencer sur l'interface entre les caissons et le gaz 2DEG de la structure HEMT. Le fait que la barrière soit plus fine pourrait aussi expliquer cette sensibilité à des contraintes.

D'autre part, la médiane de la résistance totale de contact ohmique pour la configuration V03 c'est-à-dire lorsque le décalage L vaut 1 μ m vaut 0,21 Ω .mm (Figure 97). Ce résultat est particulièrement encourageant pour la montée en fréquence des HEMTs.

TLM	L (μm)	R _{métal} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R _{n-GaN} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R _{int} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R _{c,total} ($\Omega\cdot\text{mm}$)
V01	0	0,075		0,17	0,25
V02	0,4	0,075	0,05	0,05	0,17
V03	1	0,075	0,12	0,01	0,21

Tableau 29: Mesures des différentes configurations des TLM de l'échantillon TS1142W1

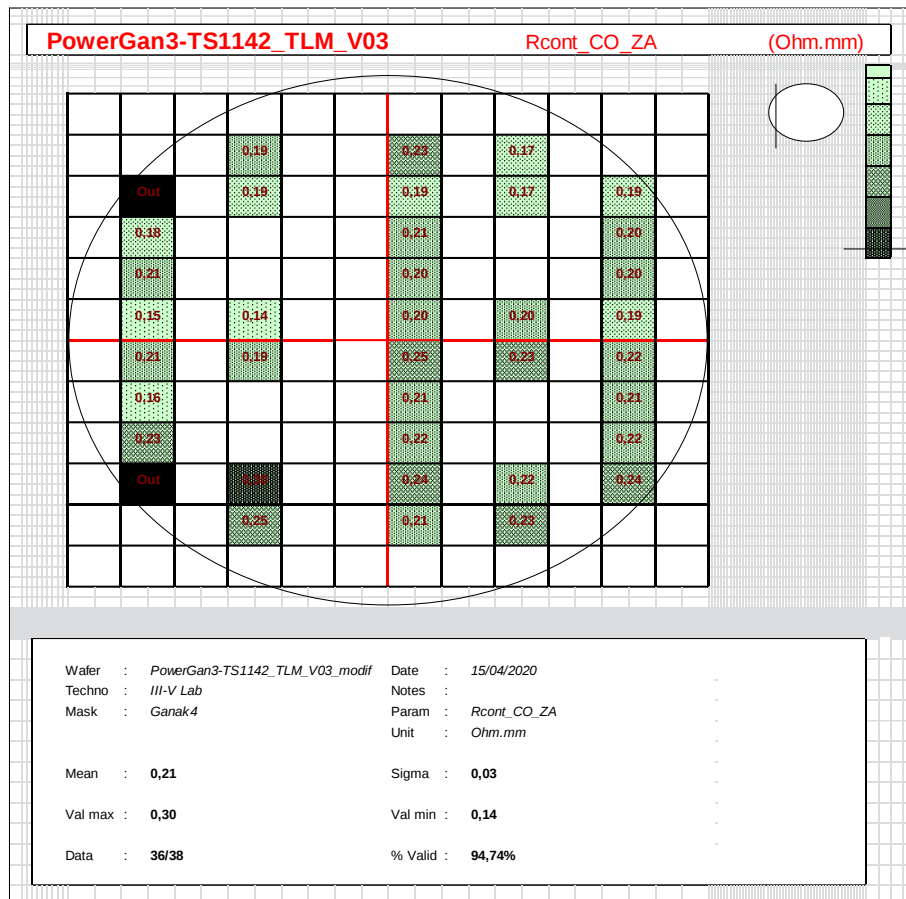


Figure 97: Cartographie de la résistance ohmique des motifs TLM V03 (avec un décalage de l'empilement métallique de $1\mu\text{m}$ avec les caissons de n-GaN)

Pour mieux caractériser la qualité des contacts ohmiques, on se propose de mesurer les résistances des différentes configurations des TLM à différentes températures. Le GaN est un semi-conducteur avec un gap élevé (3,4 eV) ce qui rend difficile la réalisation de contacts ohmiques avec une faible résistivité. Dans les contacts ohmiques, la résistance de contact dépend de la hauteur de bandes de la barrière Schottky métal / semi-conducteur et de la concentration de dopage du semi-conducteur. Plus le dopage n du GaN est élevé et moins la résistance au passage des électrons est importante. Ainsi, l'interface entre le n-GaN et le métal est une zone particulièrement critique. Pour évaluer cette interface, nous allons d'abord nous focaliser sur les mesures de résistances de contact à différentes températures sur les motifs TLM V00 qui est la configuration dans laquelle le métal est déposé sur une couche de n-GaN et où il n'y a pas de gaz bidimensionnel d'électrons. La Figure 99 représente la résistance en fonction de l'espacement entre les contacts ohmiques pour différentes températures.

Pour se rendre compte des mécanismes de conduction intervenant à l'interface du métal et du semi-conducteur, il est nécessaire d'introduire une grandeur E_{00} :

$$E_{00} = \frac{qh}{4\pi} \sqrt{\frac{N_D}{\epsilon\epsilon_0 m^*}} \quad \text{Équation 63}$$

Où ϵ_0 est la permittivité du vide, ϵ et m^* sont la permittivité et la masse effective d'électrons du semi-conducteur

A l'interface entre le métal et le semi-conducteur, il se forme une barrière de potentiel qui s'oppose au passage du courant. Le passage du courant est rendu possible par un des mécanismes de conduction suivant :

- **la conduction par émission thermo-ionique** : ce phénomène est prédominant lorsque le semi-conducteur a un dopage (n ou p) inférieur à $1.10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ($E_{00} \ll kT$). La résistivité spécifique de contact notée ρ_c peut-être modélisée par l'équation suivante :

$$\rho_c = \frac{k}{qA^*T} e^{\frac{q\phi_B}{kT}} \quad \text{Équation 64}$$

Où k , q et T représentent la respectivement la constante de Boltzmann, la charge élémentaire de l'électron et la température.

A^* correspond à la constante de Richardson et vaut environ $26,4 \text{ A.cm}^{-2}.\text{K}^{-2}$ dans le cas du GaN.

Dans ce type de conduction, la température joue un rôle prépondérant dans le franchissement de la barrière par les porteurs.

- **la conduction par thermoionique assisté par effet de champ** : ce phénomène se produit généralement lorsque le dopage n est compris entre $1.10^{17} \text{ cm}^{-3}$ et $1.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ($E_{00} \approx kT$). La résistivité spécifique de contact ρ_c suit une dépendance du type :

$$\rho_c \propto \frac{\phi_B}{E_{00} \coth\left(\frac{E_{00}}{kT}\right)} \quad \text{Équation 65}$$

- **la conduction par effet Tunnel** : dans ce cas le semi-conducteur est fortement dopé : le dopage est supérieur à $1.10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ($E_{00} \gg kT$). Dans ce type de conduction, le dopage et la hauteur de barrière joue un rôle prépondérant :

$$\rho_c \propto e^{\frac{\phi_B}{\sqrt{N_D}}} \quad \text{Équation 66}$$

La Figure 98 schématise ces mécanismes de conduction.

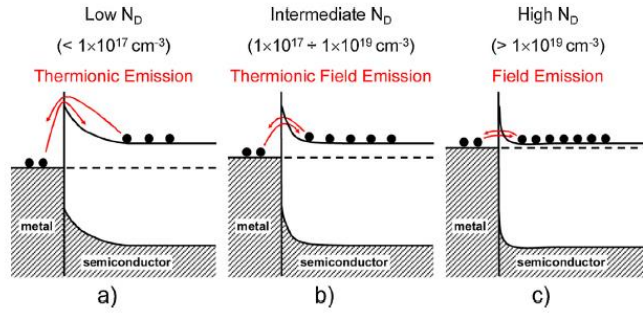


Figure 98: Schéma des mécanismes de conduction à travers la barrière métal/semi-conducteur (a) émission thermo-ionique, (b) émission thermo-ionique assistée par effet de champ (c) émission par effet Tunnel

Dans la couche de n-GaN, le passage des porteurs à travers la barrière de potentiel à l'interface du métal et du semi-conducteur se fait par effet tunnel. En effet, ici la couche de n-GaN est fortement dopée (le dopage n est égal à $1.10^{20} \text{ cm}^{-3}$) et $E_0 = 0,28 \text{ eV} \gg kT$.

D'autre part, on ne voit pas de variation significative de la résistance en fonction de la température (Figure 99) sur la configuration des TLM V00.

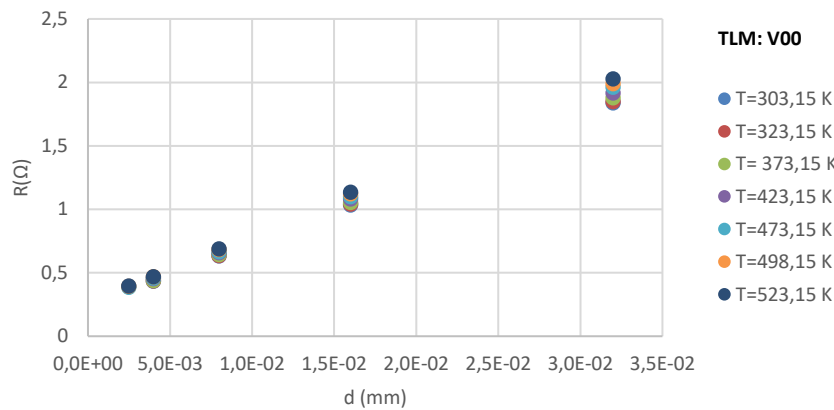


Figure 99: Evolution de la résistance en fonction de la distance à différentes températures sur le motif TLM V00

Les TLM V01, V02, V03 ont été mesurés à différentes températures. Ces structures TLM comportent donc la reprise localisée de n-GaN au niveau du contact ohmique ainsi qu'un gaz bidimensionnel d'électrons. On constate que la résistance augmente bien avec l'espacement entre les contacts ohmiques (d) et la température (Figure 100). Pour comprendre cette élévation de la résistance en fonction de la température, la résistance de feuille R_{sheet} a été extraite des mesures de TLM en utilisant l'équation 14 du chapitre 1. La Figure 101 montre l'évolution de R_{sheet} extraite en fonction de la température. Le comportement des différentes configurations TLM est identique : les courbes V01, V02 et V03 se superposent. On constate également que la résistance de feuille de la structure V00 (c'est-à-dire celle du GaN n+) ne varie pas avec de façon significative avec la température en raison de son caractère quasi-métallique. La variation de R_{sheet} des TLM V01, V02 et V03 confirme que le gaz 2D est très sensible à la température en raison de l'augmentation des interactions avec les phonons. Cependant, avec l'élévation de la température, les électrons du gaz 2D possèdent plus d'énergie thermique et ces derniers pourraient traverser les couches adjacentes de la structure HEMT [93] de manière plus aisée.

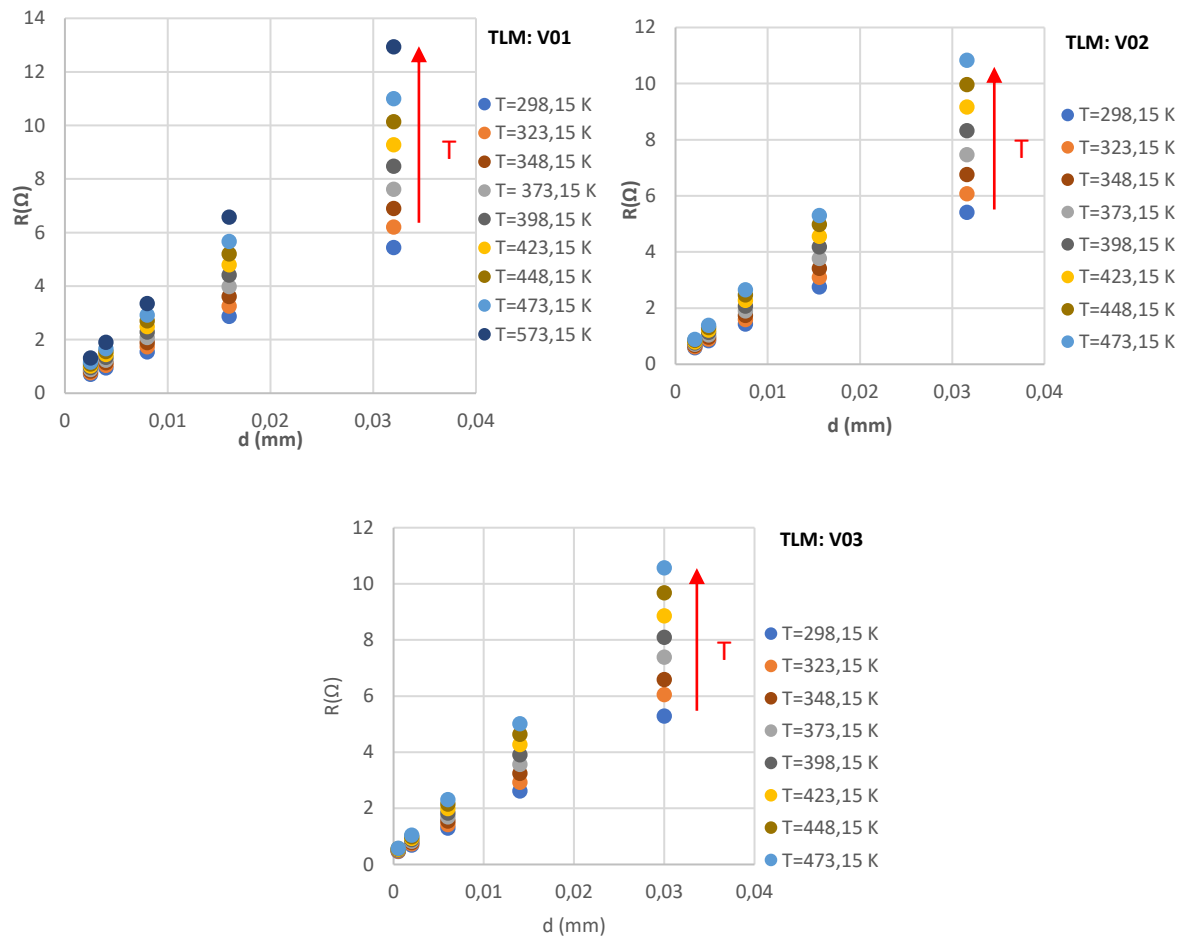


Figure 100 : Evolution de la résistance en fonction de l'espacement d pour différentes températures (sur la configuration TLM V01, sur la configuration TLM V02 et sur la configuration TLM V03)

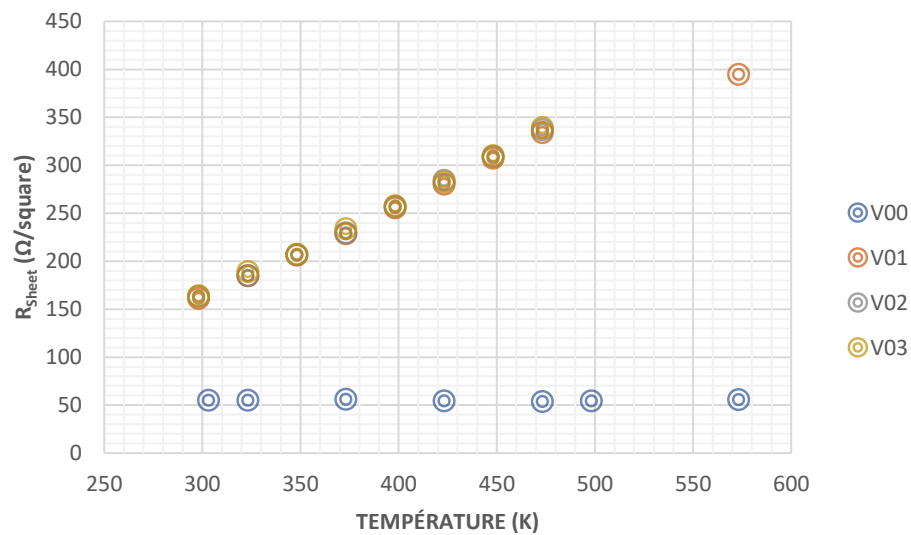


Figure 101: Evolution de la résistance de feuille (R_{sheet}) en fonction de la température

Les résistances de contact R_c extraites à partir des graphes de la Figure 100, à l'aide de l'Équation 16 du chapitre I sont reportées sur la Figure 102. On constate que la résistance de contact est quasi indépendante de la température pour les configurations V01 et V03. En moyenne, celle-ci vaut respectivement 0,14 $\Omega\cdot\text{mm}$ et 0,17 $\Omega\cdot\text{mm}$ pour la configuration V01 et V03. Ces valeurs sont particulièrement faibles. On remarque que la configuration V02 a la plus faible résistance R_c par rapport aux TLM V01 et V03 et cette résistance diminue avec la température. Celle-ci vaut 0,11 $\Omega\cdot\text{mm}$ à 298 K et 0,06 $\Omega\cdot\text{mm}$ à 473 K. La configuration V02 se caractérise par un espacement de 0,4 μm entre les contacts ohmiques et le bord des caissons. L'origine de ce comportement n'est pas comprise. On s'attendrait à ce que cette résistance soit comprise entre les résistances de la configuration V01 (les contacts ohmiques et le bord des caissons sont alignés) et de la configuration V03 (espacement de 1 μm entre les contacts ohmiques et le bord des caissons).

Sur la configuration TLM V00, nous mesurons les résistances sur la couche de n-GaN. On observe que la résistance R_c est très faible et stable (0,06 $\Omega\cdot\text{mm}$) jusqu'à 373 K puis augmente pour atteindre une valeur de 0,12 $\Omega\cdot\text{mm}$ à 573 K, soit le double de la valeur initiale. Ceci pourrait s'expliquer par les conditions de recuit. Pendant les mesures, l'échantillon est à l'atmosphère et il est chauffé par l'arrière par un système de chauffage. Les TLM V00 ont également été les derniers TLM à être mesurés sur l'échantillon. L'échantillon a ainsi connu 3 recuits à l'atmosphère avant de mesurer les derniers TLM. Sous ces conditions, le contact métallique (plus précisément l'aluminium composant le contact métallique) et la surface de n-GaN peuvent être soumis à des phénomènes d'oxydation entraînant une augmentation de la résistance de contact. La résistance de feuille de la configuration V00 étant relativement stable lors de l'augmentation de la température (Figure 101), l'oxydation de l'aluminium est donc envisageable. Une modification de la couleur des contacts a également été observé en microscopie optique.

Dans cette sous-partie, nous avons pu étudier les mécanismes de conduction et mettre en évidence que le fort dopage des couches de n-GaN favorise une conduction des électrons par effet Tunnel, ce qui permet d'obtenir de faibles résistances de contact.

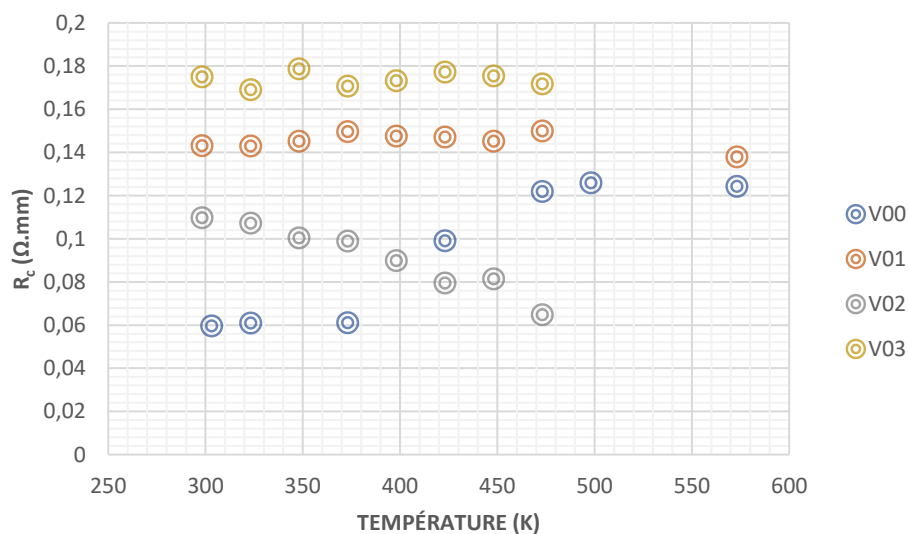


Figure 102: Evolution de la résistance de contact en fonction de la température pour les TLM V00, V01, V02 et V03

- Influence du recuit

Dans cette sous-partie, nous nous proposons d'évaluer l'impact du recuit de contact ohmique sur la résistance de contact sur une structure avec recroissance de n-GaN. Pour cette étude, nous avons utilisé l'échantillon TS1142W2 dont la structure HEMT a été épitaxiée en même temps que l'échantillon TS1142W1. Ces deux échantillons ont également eu une recroissance de n-GaN dans les mêmes conditions. Le recuit de contacts ohmiques de l'empilement Ti/Al/Ni/Au à 850°C pendant 30 secondes n'a été réalisé que sur l'échantillon TS1142W2.

Les échantillons TS1142W1 et TS1142W2 présentent une résistance R_{n-GaN} et une résistance de feuille de n-GaN $R_{sheet\ n-GaN}$ identiques puisque le dopage N et l'épaisseur de n-GaN épitaxié sont similaires. Cependant, on constate une nette différence au niveau de la résistance de contact à l'interface entre métal et n-GaN ($R_{métal}$). En effet, la résistance $R_{métal}$ vaut 0,19 $\Omega.mm$ pour l'échantillon TS1142W2 c'est-à-dire avec recuit de contact ohmique à 850°C alors que sans recuit de contact, celle-ci était de 0,075 $\Omega.mm$. Cette élévation de résistance peut éventuellement s'expliquer par l'oxydation des métaux présents et la création d'alliages indésirables. Le recuit des métaux des contacts ohmiques a été réalisé quelques jours après la métallisation sans traitement préalable. L'hypothèse d'une oxydation est fortement probable. La Figure 103 montre les images des contacts ohmiques avant le recuit de contacts et après un recuit de contacts ohmiques. En analysant ces images, on peut aisément voir que le recuit des contacts ohmiques engendre la formation d'alliage ayant un impact sur la qualité des flancs des contacts métalliques. Le contrôle des distances entre Source et Drain est par conséquent altéré dans la configuration où l'empilement des contacts métalliques est aligné avec les caissons de n-GaN (Figure 104). Le recuit de contacts ohmiques engendre des défauts entre autres au niveau des flancs des contacts limitant le contrôle des distances des contacts ohmiques. Plus la distance des contacts ohmiques est petite et plus l'impact des défauts au niveau des flancs pourra avoir des conséquences.

Toutefois, il convient de mentionner que cette mauvaise définition des contacts métalliques n'est pas visible sur tous les sites de mesures des TLM. À la suite du recuit de contacts ohmiques, tous les sites de TLM ne sont pas mesurables (car nous obtenons parfois des valeurs de R_c négatifs).

Le Tableau 30 regroupe la médiane des valeurs obtenues des sites mesurables (du fait de ce recuit à hautes températures) des résistances de contacts ohmiques sur les TLM de l'échantillon TS1142W2 comparé aux mesures obtenues sur l'échantillon TS1142W1 (sans recuit de contacts ohmiques). Les valeurs sont assez similaires pour les deux échantillons mais cette fois, la configuration V01 présente bien la résistance de contact totale la plus faible.

Les résultats obtenus nous permettent de dire que le recuit de contacts ohmiques à hautes températures ne semble pas être l'approche la plus pertinente dans le cas présent où nous souhaitons diminuer les distances entre les deux contacts ohmiques, du fait de la génération de défauts au niveau des flancs limitant le contrôle des distances.

Cependant, il aurait été intéressant d'étudier l'influence d'un traitement chimique sur la surface du n-GaN avant le dépôt métallique du contact et effectuer le recuit de contacts ohmiques sous atmosphère contrôlée afin d'éviter toute forme d'oxydation des métaux, directement après le lift métallique).

On notera tout de même que la métallisation Ti/Al/Ni/Au semble être une métallisation appropriée pour le développement technologique car sans recuit de contacts de ohmiques, la résistance de contact est faible et celle-ci diminue davantage après un recuit.

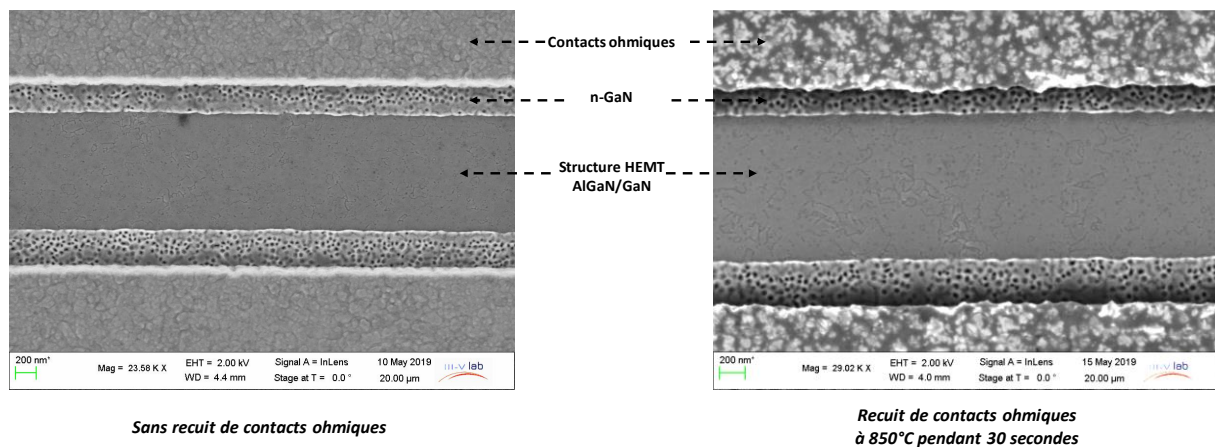


Figure 103: Images MEB de l'échantillon TS1142W2 d'un contact ohmique avec la re-croissance de n-GaN qui est décalée par rapport à l'empilement métallique du contact ohmique (à droite avant le recuit des contacts ohmiques et à gauche après recuit des contacts ohmiques)

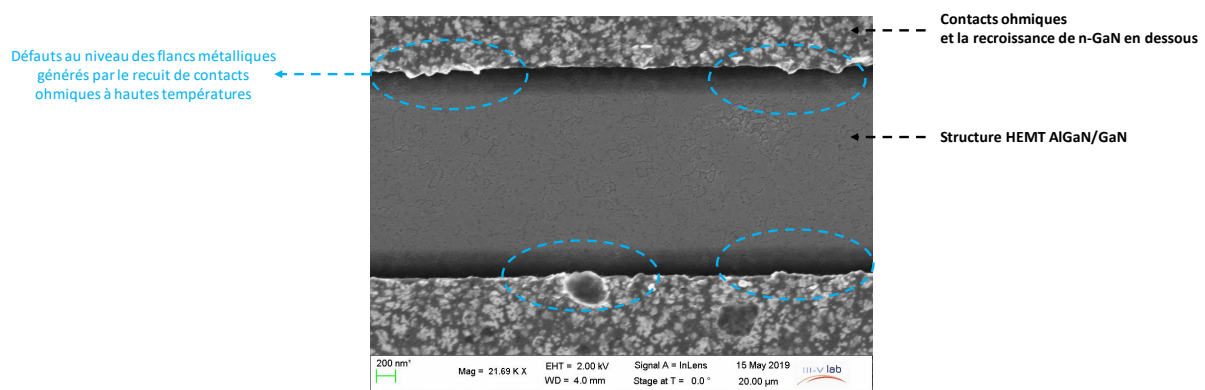


Figure 104: Image MEB de l'échantillon TS1142W2 du contact ohmique avec recuit de contact ohmique et où la re-croissance de n-GaN est aligné avec le niveau du contact ohmique (les défauts métalliques au niveau des flancs sont entourés en pointillés bleus)

TLM	L (µm)	$R_{c,total} (\Omega.mm)$	
		TS1142W2 avec recuit	TS1142W1 sans recuit
V01	0	0,13	0,25
V02	0,4	0,19	0,17
V03	1	0,22	0,21

Tableau 30: la médiane des mesures de résistances ohmiques totales pour les échantillons TS1142W2 (avec recuit de contacts ohmiques) et TS1142W1 (sans recuit de contacts ohmiques)

- Influence du substrat

Comme nous l'avons vu dans le chapitre 1, le substrat est un paramètre important dans la croissance épitaxiale de couches. En effet, la différence de paramètre de maille et le coefficient de dilatation thermique sont des paramètres qui jouent un rôle non négligeable sur la qualité des couches épitaxiées.

Ici, nous nous proposons d'évaluer l'influence du substrat sur la résistance de contact ohmique de structures HEMTs InAlGaIn/GaN avec de la reprise de n-GaN au niveau des contacts ohmiques. La structure HEMT de l'échantillon TS1142W1 a été épitaxiée sur un substrat saphir tandis que

l'échantillon TS1143 a lui été épitaxié sur un substrat SiC (Figure 105). La reprise d'épitaxie sélective de n-GaN a lieu dans les mêmes conditions.

InAlGa _N , Barrier, $x_{In}=12\%$ (9,5 nm)	InAlGa _N , Barrier, $x_{In}=12\%$ (10 nm)
AlN interlayer (1,2 nm)	AlN interlayer (1,5 nm)
GaN nid (100 nm)	GaN nid (100 nm)
Patented C-doped AlGa _N back barrier (0,8 μ m)	
Buffer GaN nid (0,8 μ m)	Buffer GaN nid (2 μ m)
Strain management layer	
AlN nucléation	GaN nucléation
S.I. Substrat SiC (350 μ m)	Substrat saphir (430 μ m)

Figure 105: A gauche : Structure épitaxiale de l'échantillon TS1143 et à droite : Structure épitaxiale de la structure TS1142W1

Après la croissance sélective de n-GaN et des étapes technologiques dont la métallisation des contacts ohmiques, on mesure les résistances des contacts ohmiques. Le Tableau 31 rapporte les mesures des TLM des différentes configurations. On constate que l'échantillon TS1142W1 a une résistance de contact nettement inférieure à celle de l'échantillon TS1143. En effet, pour la configuration V01, la résistance de contact R_c s'élève en moyenne à 0,25 Ω .mm et 0,68 Ω .mm respectivement pour l'échantillon TS1142W1 (substrat saphir) et pour l'échantillon TS1143 (substrat SiC). On note donc une différence significative dans la conduction des électrons.

Le niveau de dopage n des couches de GaN est similaire (Dopage visé $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$). En effet, la résistance de feuille du film de n-GaN vaut en moyenne 120 Ω /carré pour l'échantillon TS1142W1 et 129 Ω /carré pour l'échantillon TS1143. La résistance de feuille étant proche, il en découle que la résistance du film de n-GaN ($R_{n\text{-GaN}}$) est similaire pour les deux échantillons. De plus, le dopage étant comparable pour ces deux structures, la résistance à l'interface entre le métal et le film de n-GaN (R_{metal}) est quasi équivalente : égale à 0,075 Ω .mm pour l'échantillon TS1142W1 et 0,11 Ω .mm pour l'échantillon TS1143.

La différence notable de résistance de contact pour l'échantillon TS1142W1 et TS1143 s'explique par la qualité de l'interface entre n-GaN et le gaz bidimensionnel d'électrons de la structure HEMT.

Ce résultat est contre-intuitif puisqu'une structure HEMT InAlGa_N/GaN épitaxiée sur substrat SiC doit présenter une meilleure qualité cristalline car le désaccord de paramètre de maille est moins important avec un substrat SiC. Il en résulte que le nombre de dislocations générées est moins important. On pourrait donc imaginer que l'interface entre le n-GaN et le gaz 2DEG doit présenter une meilleure qualité structurale dans le cas de la structure HEMT épitaxiée sur SiC.

Par ailleurs, il convient de mentionner que les deux échantillons ont subi le même traitement chimique avant la reprise épitaxiale sélective de n-GaN. Toutefois, il n'est pas improbable que des résidus organiques issus de la gravure des caissons soient responsables de cette résistance d'interface élevée. Les résultats prometteurs obtenus dans la partie 4.3.1 sur la structure HEMT avec une barrière ternaire AlGa_N/Ga_N sur SiC appuie l'idée que c'est la qualité du process qui est responsable d'une forte résistance d'interface entre le n-GaN et le gaz 2D et non la qualité structurale. Une optimisation du procédé doit permettre de réduire sensiblement cette résistance.

TLM	L (μm)	TS1142W1				TS1143			
		R _{metal} (Ω.mm)	R _{n-GaN} (Ω.mm)	R _{int} (Ω.mm)	R _{c total} (Ω.mm)	R _{metal} (Ω.mm)	R _{n-GaN} (Ω.mm)	R _{int} (Ω.mm)	R _{c total} (Ω.mm)
V01	0,00	0,075	0,00	0,17	0,25	0,11	0,00	0,56	0,68
V02	0,40	0,075	0,05	0,05	0,17	0,11	0,05	0,75	0,92
V03	1,00	0,075	0,12	0,01	0,21	0,11	0,13	0,69	0,94

Tableau 31: Mesures des résistances de contacts (avec le détail de chaque contribution) des différentes configurations de TLM de l'échantillon TS1142W2 (substrat saphir) et TS1143 (substrat SiC)

- Influence du dopant sur la résistance de contact ohmique

Le dopage joue un rôle important dans notre étude. En effet, nous souhaitons obtenir des couches de n-GaN fortement dopé afin de diminuer le travail de sortie des électrons et de favoriser le mécanisme de conduction par effet tunnel des électrons.

Un atome de la maille hexagonale de GaN est substitué par le dopant. Ainsi dans le cas d'un dopage de type n, l'atome de gallium est substitué soit par un atome de silicium ou de germanium, provoquant une distorsion du réseau. Les atomes dopants introduisent donc des contraintes dans le matériau. Pour minimiser ces contraintes élastiques, il est préférable que le rayon de l'atome du dopant soit proche de l'atome substitué dans la maille (Tableau 32).

Atome	Rayon de l'atome (Å)
Ga	1,22
N	0,71
Si	1,11
Ge	1,20

Tableau 32: Rayon atomique du gallium, de l'azote, du silicium et du germanium[94]

Il est possible d'exprimer la variation du niveau de Fermi avec le niveau de dopage dans les semi-conducteurs non dégénérés de type n de la manière suivante [95]:

$$E_c - E_F = k_B T \ln \left(\frac{N_c}{n} \right) \quad \text{Équation 67}$$

Où E_c est le niveau d'énergie de la bande de conduction, E_F est le niveau d'énergie de la bande de Fermi, k_B est la constante de Boltzmann, T représente la température, N_c est la densité d'états effective de la bande de conduction et n est la concentration des porteurs de charges.

Ainsi, plus le semi-conducteur est dopé n et plus le niveau de Fermi est proche de la bande de conduction.

Lors du dopage, l'énergie d'ionisation est un autre paramètre à prendre en compte. Il s'agit de l'énergie qu'il est nécessaire de fournir afin d'arracher le porteur de charges du dopant. Cette grandeur dépend des masses effectives, de la constante diélectrique du matériau et de la température. L'énergie d'ionisation dépend également de la concentration du donneur et diminue pour les concentrations plus élevées [96]. Dans le cas de dopage de type n, le dopant germanium est un donneur peu profond dans le GaN qui présente une énergie d'ionisation de 19 meV [97] tandis que le dopant silicium présente une énergie d'ionisation légèrement supérieure de 28 meV [98]. Le germanium semble se présenter comme un excellent dopant du fait de la taille de l'atome proche de celle du gallium et la

faible énergie d'ionisation de ce dopant dans le nitrure de gallium. Le germanium offre la possibilité d'atteindre de hauts niveaux de dopage (supérieure à $1.10^{20} \text{ cm}^{-3}$) [52][42].

Dans cette partie, nous nous proposons d'étudier l'influence de couches de n-GaN (avec comme dopant le germanium) sur les résistances de contacts ohmiques. La recroissance de n-GaN a été réalisée par Benjamin Damilano au CRHEA avec le réacteur MBE Riber 32 DELLA, à une température de 760°C. Comme dans le cas d'une recroissance utilisant le silicium comme dopant l'échantillon a préalablement été nettoyé avec une solution de KOH et une solution de HCl.

Cependant, le réacteur utilisé est de génération plus ancienne et les flux et température sont bien moins uniformes que précédemment. De plus, une seule croissance de ce type a pu être effectuée au cours de la thèse. Par endroits, les conditions de recroissance des films de n-GaN dopé avec du germanium ne semblent pas optimales puisque la recroissance n'est pas totalement sélective. Comme nous pouvons le voir sur la Figure 106, des îlots de n-GaN sont observés sur le masque diélectrique de SiO_2 . Cependant, à d'autres endroits de l'échantillon, la recroissance semble être sélective.

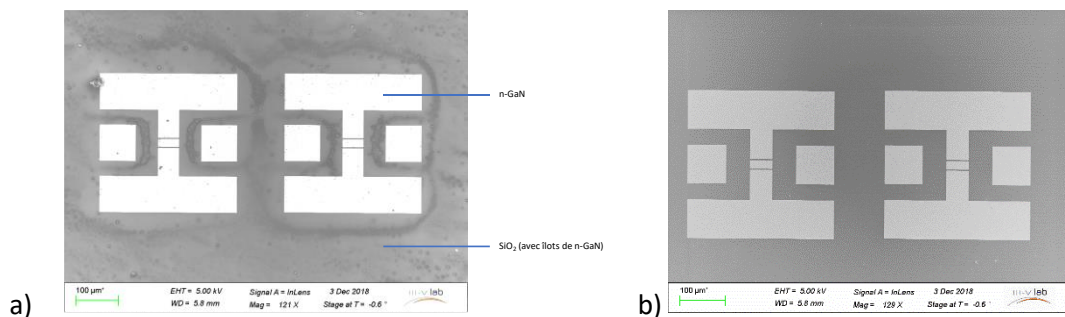


Figure 106: Image MEB de la recroissance de GaN dopé avec du germanium par MBE (sur l'échantillon TS1142W3) a) non sélective et b) sélective

La morphologie de surface des couches de n-GaN dopé avec du germanium est différente de celle des couches de n-GaN dopé avec du silicium comme nous pouvons le voir sur les images MEB de la Figure 107 et les images AFM de la Figure 108. Malgré la présence de trous nanométriques la rugosité RMS du GaN dopé Silicium est environ 1.5 fois plus faible que celle observée avec le dopage Germanium. Ces différences structurales sont à prendre en compte dans l'étude du comportement ohmique des contacts.

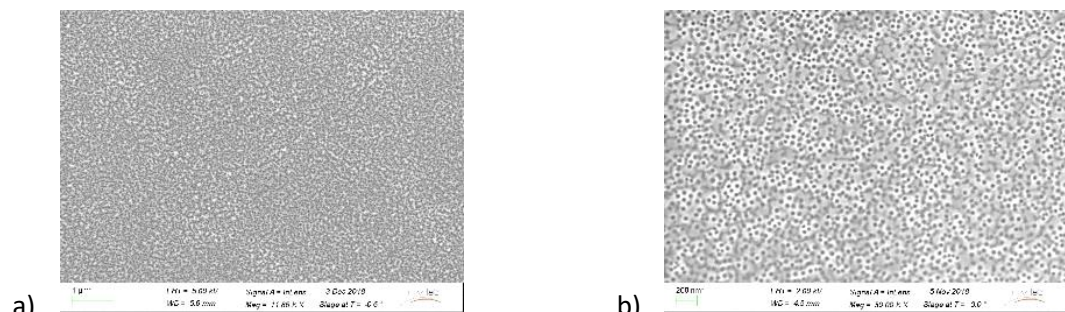


Figure 107: Images MEB de la recroissance de n-GaN a) avec le germanium comme dopant b) avec le silicium comme dopant

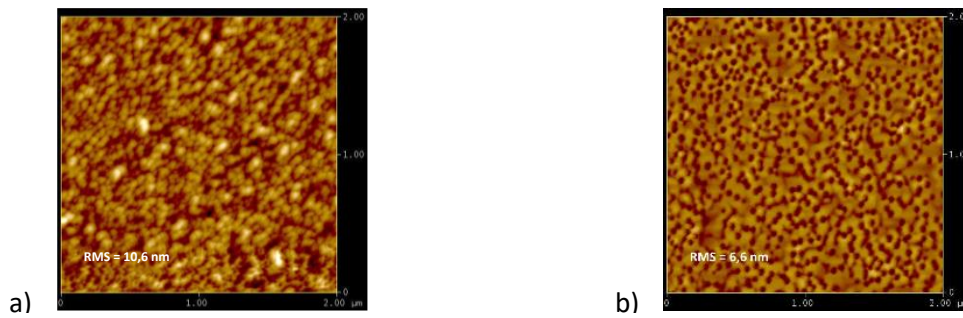


Figure 108: Images AFM de la croissance de n-GaN a) avec le germanium comme dopant b) avec le silicium comme dopant

Nous allons maintenant nous concentrer sur le comportement des contacts ohmiques obtenus avec de la croissance de n-GaN.

La croissance de n-GaN avec le dopant germanium est comme nous l'avons vu précédemment peu sélective ou à la limite de la sélectivité. Ceci n'est peut-être pas le facteur le plus important si nous parvenons à retirer les dépôts de GaN sur le masque SiO_2 , ce qui est le cas lors du « lift-off » du masque SiO_2 dans une solution à base de HF. Cependant, les propriétés physiques de la couche de GaN : Ge sont moins homogènes que celles des couches GaN :Si présentées auparavant. En effet, la Figure 110 illustrant la cartographie de la résistance de feuilles (R_{sheet}) des couches de n-GaN avec comme dopant du germanium montre une forte disparité des valeurs. Ces disparités peuvent s'expliquer par la qualité structurale des couches ou la non-uniformité du dopage et/ou de la mobilité. De nombreux défauts sont visibles ponctuellement sur les couches de n-GaN (Figure 109).

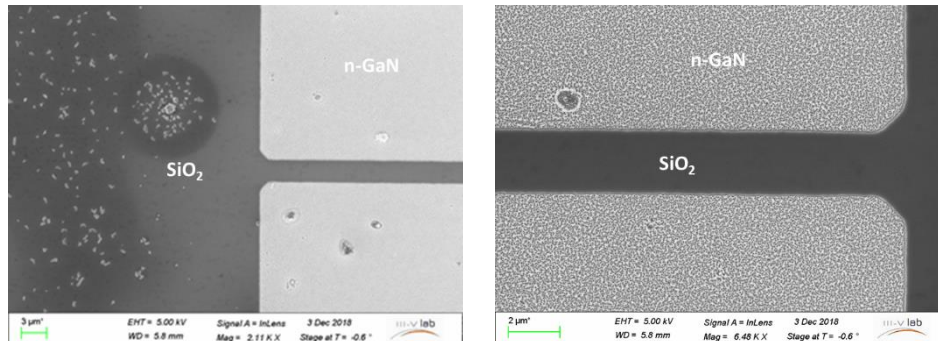


Figure 109: Images MEB des défauts observés sur les couches de n-GaN et sur le diélectrique sur l'échantillon TS1142W3

Si on compare une structure HEMT similaire avec de la croissance de GaN dopé avec du silicium, on constate que dans ce dernier la résistance de feuille est relativement homogène sur l'ensemble de l'échantillon (Figure 111). Cependant, même si les conditions de croissance de GaN dopé avec du germanium ne sont pas optimales et uniformes sur la plaque, une résistance de feuille comprise entre 150 et 170 Ohms/carré est obtenue dans la zone centrale, ce qui nous permet d'étudier le comportement du contact ohmique.

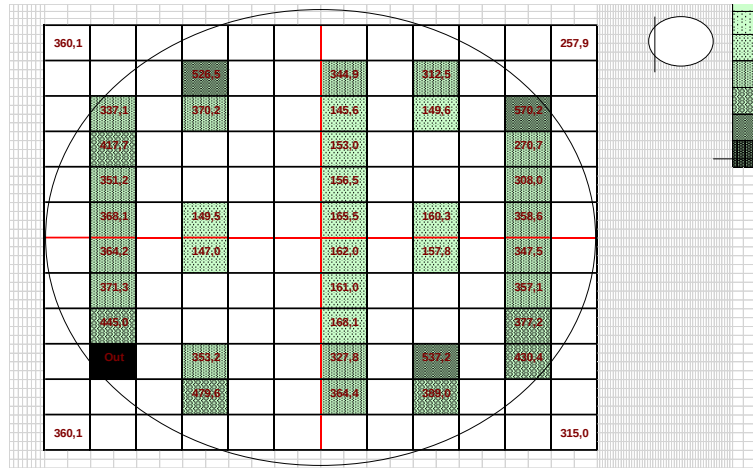
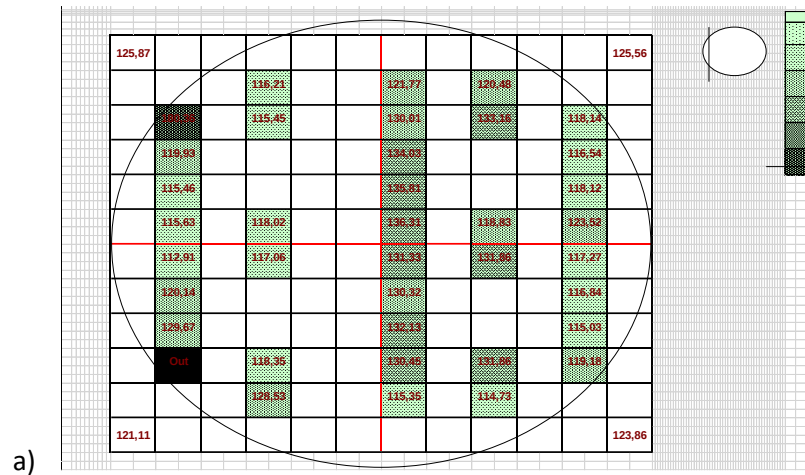


Figure 110: Cartographie de la résistance de feuille (R_{sheet}) de la croissance de couches de GaN dopé avec du **germanium** (échantillon TS1142W3)



a)

Figure 111: Cartographie de la résistance de feuille (R_{sheet}) de la croissance de couches de GaN dopé avec du **silicium** (échantillon TS1142W1)

Après la croissance des caissons de n-GaN, l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au a été déposé au niveau des contacts ohmiques et les composants ont été isolés par implantation ionique. Les résistances de contact mesurées pour les différentes topologies des TLM V00, V01, V02 et V03 sont comparées. Le Tableau 33 rapporte les valeurs des résistances des différentes topologies pour l'échantillon dont les couches de n-GaN sont dopées avec du germanium et pour l'échantillon dont les couches de n-GaN sont dopées avec du silicium. On notera que la résistance totale de contact est nettement plus élevée pour l'échantillon dont les couches de n-GaN sont dopées avec du germanium que pour l'échantillon dopé avec du silicium. Cette différence s'explique par une augmentation de résistance d'interface entre le film de n-GaN et le 2DEG. Les deux structures HEMTs ont été épitaxiées en même temps dans le réacteur MOVPE, les analyses post épitaxie (mesures de R_{sheet} , mesure d'épaisseur en lumière blanche, AFM) montrent des propriétés identiques. De plus, ces échantillons ont été processés dans les mêmes conditions (épaisseur de diélectrique identique ; définition des motifs avec les mêmes résines, même focus et même dose stepper ; conditions de gravures identiques). Ceci montre que cette augmentation de cette résistance d'interface n'est donc pas liée à la dégradation de la qualité structurale de la structure HEMT lors de la gravure. Celle-ci est plutôt liée aux conditions de croissance du matériau GaN fortement dopé et donc à la qualité structurale du

matériau. Par exemple, en MBE, l'incorporation de Ge semble davantage sensible à la température de croissance que celle de Si, ce qui pourrait faire basculer le système d'un régime de fort dopage à un régime où un excès de Ge provoque la compensation et la diminution du dopage effectif [99][100]. La résistance de feuille du n-GaN et les composants R_{n-GaN} mesurées vont dans ce sens, alors que la résistance $R_{\text{métal}}$ est très faible ce qui est un peu surprenant, mais pourrait être liée soit à la morphologie particulière de la surface ou encore la présence d'un excès de Ge ayant ségrégré sous forme métallique pendant la croissance. Nous voyons ici que d'autres essais seront nécessaires pour optimiser ce dopage, mais pouvons aussi retenir que cette première tentative nous permet d'obtenir une résistance de contact totale de l'ordre de 0.3 Ohm.mm sur un HEMT sans recuit, ce qui en soi est déjà un résultat intéressant.

TLM	L (μm)	Dopant germanium (échantillon TS1142W3)				Dopant silicium (échantillon TS1142W1)			
		$R_{\text{métal}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R_{n-GaN} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	$R_{c,\text{total}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)	$R_{\text{métal}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R_{n-GaN} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	R_{int} ($\Omega\cdot\text{mm}$)	$R_{c,\text{total}}$ ($\Omega\cdot\text{mm}$)
V01	0	0,02		0,42	0,44	0,075	0,00	0,17	0,25
V02	0,4	0,02	0,06	0,25	0,33	0,075	0,05	0,05	0,17
V03	1	0,02	0,16	0,13	0,32	0,075	0,12	0,01	0,21

Tableau 33: Tableau rapportant les valeurs des différentes contributions des résistances ainsi que la résistance totale des différentes topologies des TLM pour deux échantillons différents par la nature du dopant (germanium et silicium) des couches de n-GaN avec une métallisation Ti/Al/Ni/Au

4.4. Essais de recroissance localisée de n-GaN par MOVPE

Comme nous avons pu le voir dans le chapitre III, la recroissance par MOVPE de films de n-GaN au niveau des contacts ohmiques s'est avérée plus difficile. Nous avons pu voir que l'épaisseur de n-GaN ré-épitaxié dépend de la taille des ouvertures. Plus l'ouverture est étroite et plus l'épaisseur de reprise de n-GaN est importante.

La qualité cristalline des couches de n-GaN dépend des paramètres de croissance (de la pression, de la température, des débits des gaz, du temps de croissance) et de la qualité de l'interface c'est-à-dire de la qualité des flancs des motifs et du fond après la gravure du diélectrique et du matériau III-N.

Nous allons étudier l'influence des paramètres de croissance des couches de n-GaN sur la résistance de contacts des TLM. Pour cette étude, nous sommes focalisés sur les échantillons correspondant à une reprise épitaxiale de n-GaN à 1080°C (température de consigne sur le réacteur MOVPE). Il s'agit des échantillons dont la morphologie des couches de GaN dopé est la plus adaptée à notre objectif. Le Tableau 34 rappelle les particularités de chacun de ces échantillons dont les mesures des motifs TLM seront présentées dans cette partie.

Sample	Structure HEMT	Substrat	Paramètres de croissance du film de n-GaN			
			Température (°C)	Pression (Torr)	Temps (s)	Commentaires
TS868	AlGaIn/GaN	saphir	1080	100	100	
TS1132	AlGaIn/GaN	saphir	1080	100	30	
TS1140	AlGaIn/GaN	saphir	1080	200	15	
TS893	AlGaIn/GaN	saphir	1080	100	15	Fluage de la résine 150°C avant la gravure du diélectrique
TS1142W6	InAlGaIn/GaN	saphir	1080	100	30	

Tableau 34: Tableau des caractéristiques des conditions de croissance des films de n-GaN des échantillons dont les motifs TLM seront mesurés par la suite

A la suite de la reprise épitaxiale localisée des couches de n-GaN, l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au a été déposé au niveau des contacts ohmiques et les composants ont été isolés par implantation ionique afin de pouvoir mesurer les motifs TLM. Le Tableau 35 résume les mesures des différentes configurations des TLM obtenues sur les différents échantillons.

TLM	L (μm)	R _c (Ω.mm)				
		TS1140	TS1132	TS1142W6	TS893	TS868
V01	0	1,6	1,4	1,5	3,19	0,70
V02	0,4	1,2	1,1	0,7	3,10	0,76
V03	1	1,	1,5	0,9	3,96	0,86

Tableau 35: Tableau des moyennes des résistances ohmiques totales des différentes configurations de TLM (V01, V02, V03) des échantillons TS1140, TS1132, TS1142W6, TS893 et TS868 avec une métallisation Ti/Al/Ni/Au

On notera que l'échantillon TS868 est l'échantillon présentant la plus faible résistance de contact totale par rapport aux quatre autres échantillons. Celle-ci vaut respectivement 0,70 Ω.mm, 0,76 Ω.mm et 0,86 Ω.mm pour la configuration de TLM V01, V02 et V03. Toutefois, il paraît important de souligner que ces valeurs restent élevées pour la montée en fréquence des HEMTS et sont également élevées en comparaison avec la recroissance de n-GaN obtenue par MBE. Les échantillons TS1140, TS1132, TS1142W6 et TS893 ont une résistance de contact totale élevée, supérieure ou égale à 1 Ω.mm pour chacune des configurations de TLM. Ces hautes valeurs de résistances totales s'expliquent essentiellement par deux raisons : une haute résistance entre le métal et le film de GaN dopé et un faible taux de dopage des couches de n-GaN.

Le Tableau 36 montre les hautes valeurs des résistances à l'interface entre le métal et la couche de n-GaN ($R_{\text{métal}}$) et la résistance de feuille du film de n-GaN ré-épitaxiée par MOVPE. On peut rappeler que la résistance de feuille dépend de l'épaisseur de la couche de n-GaN : plus l'épaisseur de la couche est importante et plus la résistance de feuille de la couche diminue. En effet, la résistance de feuille a pour expression :

$$R_{\text{sheet}} = \frac{1}{q n e \mu} \quad \text{Équation 68}$$

Où n , e et μ sont respectivement la densité volumique de porteurs (liée au dopage), l'épaisseur et la mobilité des porteurs dans la couche de n-GaN et q la charge de l'électron.

	TS1140	TS1132	TS1142W6	TS893	TS868
R_{metal} ($\Omega \cdot \text{mm}$)	1,1	1,1	1,3	3,2	0,48
R_{sheet} (Ω/sq)	483	352	461	705	212
Temps de croissance du n-GaN (s)	15	30	30	15	100

Tableau 36: Tableau des résistances moyenne à l'interface entre le métal et le film de n-GaN ré-épitaxié par MOVPE (R_{metal}) et la résistance de feuille des couches de n-GaN (R_{sheet}) et le temps de croissance du n-GaN avec une métallisation Ti/Al/Ni/Au

4.4.1. Influence de la pression lors de la croissance du n-GaN sur la résistance de contact

Nous avons évalué l'impact de la pression régnant dans la chambre de croissance lors de la croissance du n-GaN sur le dopage. On souhaite ainsi faire recroître 50 nm de n-GaN au niveau des caissons. Deux pressions sont étudiées : 100 Torr (TS1132) et 200 Torr (TS1140).

À la suite des calibrations faites sur des échantillons sans masque (croissance de n-GaN planaire), nous nous sommes rendus compte que, dans les conditions de croissances choisies, l'augmentation de la pression engendrait une augmentation de l'épaisseur de n-GaN. De ce fait, le temps de croissance est divisé par deux pour l'échantillon TS1140, afin d'obtenir des épaisseurs de n-GaN similaires pour ces deux échantillons. Il est également important de souligner que la pression joue un rôle sur le niveau de dopage n du film de GaN. Une diminution de pression tout comme une diminution de température peuvent également incorporer davantage de carbone (issue de la composition des précurseurs organométalliques) ce qui aura pour conséquence de diminuer le dopage et d'augmenter la résistance R_{metal} .

Cependant, on constate que les épaisseurs sont largement inférieures pour l'échantillon TS 1140. L'épaisseur des caissons de n-GaN est dépendante de la taille ; les valeurs pour chacun des motifs sont rappelées dans le chapitre III partie 3.4.2. Les épaisseurs de n-GaN étant différentes, nous ne comparons pas les mesures de résistance de feuille (R_{sheet}) de cette couche mais nous comparerons la résistivité, obtenue en multipliant la valeur de R_{sheet} par l'épaisseur. Le Tableau 37 montre que la résistivité de l'échantillon TS 1140 est moins élevée, seulement ce résultat est à prendre avec parcimonie car la résistance de feuille des caissons de n-GaN est disparate (seuls 11 sites sur 38 sont mesurables et présentent de fortes disparités).

	TS1140	TS1132
Épaisseur moyenne (motif NT) (en nm)	31	720
$R_{\text{sheet n-GaN}}$ (extrait des mesures TLM) (Ω)	431	352
Résistivité ($\Omega \cdot \text{cm}$)	1,34E-03	2,53E-02

Tableau 37: Résistivité des couches de n-GaN de l'échantillon TS1140 et TS1132

Nous porterons également une attention particulière à la résistance entre le métal et le n-GaN ($R_{\text{métal}}$) qui dépend également du niveau de dopage. Plus le niveau de dopage n sera conséquent et plus la conduction des électrons sera facilitée.

En mesurant la configuration V00 des motifs TLM, on évalue la résistance $R_{\text{métal}}$ des deux échantillons. On mesure une résistance $R_{\text{métal}}$ de 1,1 Ω .mm sur les deux échantillons. On observe néanmoins une différence de morphologie de surface des caissons de n-GaN, comme nous pouvons le voir sur la Figure 112. L'échantillon épitaxié avec une plus forte pression présente une forte disparité de surface. On constate également que lors des mesures TLM certains sites n'étaient pas mesurables en raison d'une forte résistance, ce qui pourrait s'expliquer par une migration non uniforme des précurseurs à la surface lors de la recroissance épitaxiale.

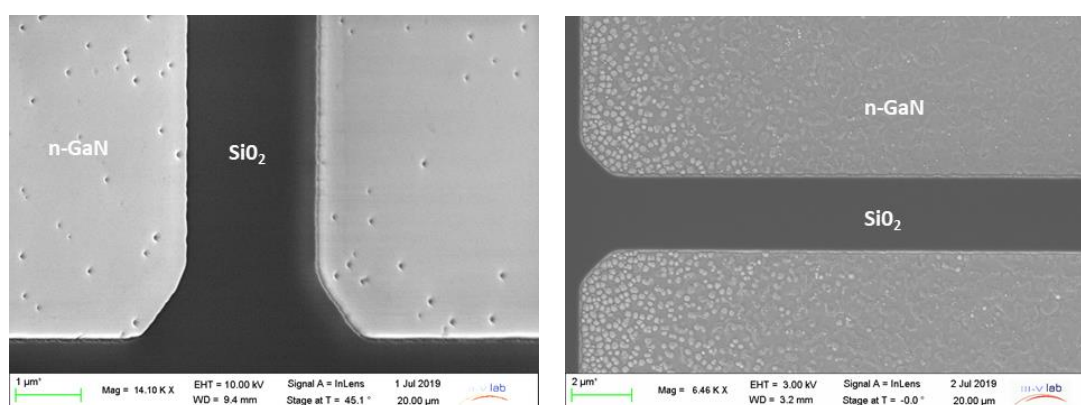


Figure 112: Images MEB après la reprise épitaxiale localisée des caissons de n-GaN (à gauche : échantillon TS1132 et à droite échantillon TS1140)

Dans le chapitre III, nous avons vu que plus la pression régnant dans la chambre de croissance est importante et plus le film de n-GaN sera dopé. En effet, une élévation de pression facilite le craquage de la molécule de silane et donc l'incorporation de dopants silicium dans le film de GaN ; néanmoins les mesures SIMS ont montré qu'il y a aussi les résidus issus du craquage des organométalliques tels que le carbone pouvant altérer le niveau de dopage de la couche. On constate ici qu'une élévation de la pression entraîne une plus grande uniformité de croissance.

4.4.2. Influence de l'épaisseur de n-GaN ré-épitaxiée par MOVPE sur la résistance de contact

Les échantillons TS868 et TS1132 ont les mêmes conditions de reprise du film de n-GaN (excepté le temps de croissance qui est de 100 secondes pour TS868 et 30 secondes pour TS1132). Comme nous avons pu le voir dans le chapitre précédent, l'épaisseur de n-GaN n'est pas homogène sur l'ensemble des motifs : elle dépend de la taille de ces derniers. Ainsi l'épaisseur de n-GaN ré-épitaxié est plus faible pour un motif ayant une aire conséquente, comparé à l'épaisseur de n-GaN d'un motif de plus petite aire. Nous avons également vu dans le chapitre précédent qu'au niveau des bords des motifs ayant du n-GaN, on observe une surcroissance, créant une inhomogénéité d'épaisseur au sein même des motifs. Du fait de cette inhomogénéité, on choisira de parler non pas de l'épaisseur de n-GaN épitaxié mais plutôt du temps de croissance de ce matériau.

D'après le Tableau 35, l'échantillon TS868 présente une résistance de contact bien plus faible que l'échantillon TS1132. L'échantillon TS1132 se caractérise par une résistance à l'interface entre le n-GaN et le métal ($R_{\text{métal}}$) nettement plus élevée et de même pour la résistance de feuille du n-GaN (R_{sheet}). D'après l'Équation 68, il est cohérent que la valeur de R_{sheet} soit plus faible lorsque l'épaisseur de n-GaN augmente. D'ordinaire, l'épaisseur est proportionnelle au temps de croissance. Par ailleurs, on considère que le dopage nominal est identique pour ces deux structures TS868 et TS1132 puisque les conditions de croissance (excepté le temps de croissance) sont similaires pour ces deux structures. Dans notre cas, le film de n-GaN dans l'échantillon TS868 a une résistance de feuille de 222 $\Omega/\text{carré}$, pour un temps de croissance 100 secondes, et l'échantillon TS1132 une résistance de 352 Ω/square pour un temps de croissance de 30 secondes. On constate que dans notre cas, il ne semble pas exister de relation de proportionnalité entre le temps de croissance et la résistance de feuille. Cela nous amène donc à émettre la conjecture suivante : l'augmentation d'épaisseur de n-GaN entraîne une modification de l'incorporation des dopants voire de la mobilité des porteurs également. Ainsi, pour un temps de croissance de 100 s, il devrait y avoir 3.3 fois plus de porteurs et la résistance de feuille devrait être autour de $352/3.3=107 \text{ Ohm/carré}$ et non 212, amenant à déduire une dégradation de la mobilité d'un facteur 1.75 ce qui serait très conséquente pour des matériaux dopés. Ceci nous mène à conclure que nous ne pouvons pas raisonner en termes de croissance planaire et que l'incorporation du dopage est inhomogène dans l'espace et dans le temps étant donné que la forme du front de croissance évolue.

On remarquera que la résistance à l'interface entre le métal et le matériau n-GaN ($R_{\text{métal}}$) est nettement plus faible pour l'échantillon ayant une épaisseur de n-GaN plus élevée. On peut expliquer cette diminution par la rugosité de surface qui est bien plus élevée lorsque l'épaisseur de n-GaN est importante et augmente la surface de contact.

Afin de diminuer la résistance $R_{\text{métal}}$ et faciliter l'injection des électrons, nous allons étudier l'influence du recuit de contact ohmique. Différentes conditions de recuit ont donc été testées : un recuit à 500°C et 850°C sous diazote pendant 30 secondes.

La Figure 113 est un graphique qui montre les mesures des résistances de contact ohmiques des différentes configurations de TLM. On peut voir que la résistance du contact ohmique diminue avec l'augmentation de température du recuit de contact ohmique. Cette diminution s'explique par la diminution de la résistance entre le métal et le film de n-GaN. La configuration TLM notée V00 est une configuration où il n'y a pas de gaz bidimensionnel d'électrons seulement le n-GaN qui nous permet d'évaluer cette résistance. Ainsi, la résistance $R_{\text{métal}}$ s'élève respectivement à 1,1 $\Omega.\text{mm}$, à 0,59 $\Omega.\text{mm}$ et 0,13 $\Omega.\text{mm}$ sans recuit de contact ohmique, avec un recuit à 500°C et avec un recuit à 850°C. Cette diminution significative de cette résistance montre que le dopage n par l'incorporation d'atomes de silicium n'est pas suffisant pour permettre la conduction par effet Tunnel des électrons.

Des mesures d'effet Hall ont été réalisées sur les motifs dédiés afin de déterminer la mobilité ainsi d'évaluer le dopage des couches de n-GaN. L'épaisseur de n-GaN sur les motifs à effet Hall a été déterminée par profilométrie, et est en moyenne égale à 182 nm sur l'échantillon TS1132. Le Tableau 38 rapporte les mesures de l'échantillon TS1132 avec et sans recuit de contact ohmique. La mobilité est du même ordre de grandeur avec et sans recuit de contacts ohmiques en moyenne égale à $90,7 \pm 5,5 \text{ cm}^2/(\text{V.s})$. Sans recuit de contact ohmique, le dopage n du GaN vaut $7,1.10^{18} \text{ cm}^{-3}$. On peut ainsi souligner que le dopage est faible, la conduction des électrons ne se fait donc pas par effet tunnel. Le

GaN étant peu dopé n est un matériau à grand gap. Par conséquent, cela explique la forte résistance observée à l'interface entre n-GaN pas assez dopé et le métal ($R_{\text{métal}}$).

On constate également que le dopage de ces couches de n-GaN varie peu avec la température de recuit de contacts ohmiques. Le recuit à 850°C permet d'obtenir un dopage de $9,6 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. Le plus faible dopage mesuré avant recuit est peut-être lié à certains défauts par la suite guéris, à un potentiel de surface légèrement plus élevé ou simplement à une mesure moins fiable en raison de la résistance de contact plus élevée.

A partir des mesures à effet Hall et de la connaissance de l'épaisseur moyenne de n-GaN, nous avons pu déterminer la résistance de feuille des motifs dédiés (Équation 68). Le Tableau 38 reporte les valeurs de R_{sheet} pour chacun des cas. On voit que le recuit de contact ohmique permet de diminuer la résistance de feuille. Ce résultat met en avant la présence d'un potentiel de surface légèrement plus élevée lorsqu'il n'y a pas de recuit sur une surface non passivée. On constate que la valeur de R_{sheet} obtenue lorsqu'un recuit est appliquée est très proche du R_{sheet} mesurée par TLM (352 Ohm/square).

	sans recuit	recuit à 500°C	Recuit à 850°C
Dopage (cm^{-3})	7,1E+18	9,1E+18	9,6E+18
Mobilité ($\text{cm}^2/(\text{V.s})$)	85,2	96,2	90,8
R_{sheet} calculé (ohm/square)	566,1	392,7	392,1

Tableau 38: Mesures de dopage, de mobilité et de Résistance de feuille obtenues par effet Hall de l'échantillon TS1132

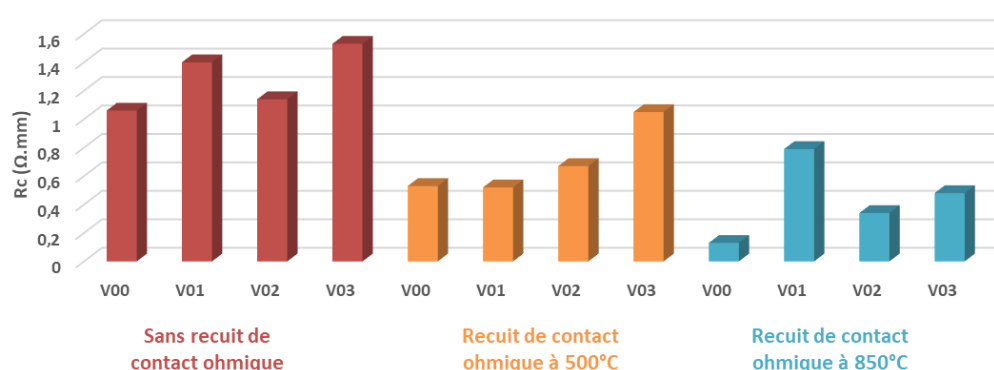


Figure 113: Graphe représentant la résistance de contact ohmique de l'échantillon TS1132 pour les différentes configurations de TLM V00, V01, V02 et V03 (en rouge : sans recuit de contact ohmique, en orange : avec un recuit de contact ohmique à 500°C et en bleu : avec un recuit de contact ohmique à 850°C)

La résistance totale du contact est la somme de la résistance à l'interface du n-GaN avec le métal, de la résistance liée à la couche de n-GaN et de la résistance à l'interface du n-GaN avec le 2DEG (cf Équation 59). Dans cette étude, nous avons pu mettre en exergue le rôle de l'épaisseur du film de n-GaN. Ce paramètre est cependant compliqué à traiter car il est relié à la durée du dépôt ; la vitesse de croissance, comme certainement le dopage, varie localement. Il ressort cependant de cette première étude que le dopage obtenu est insuffisant pour produire une résistance $R_{\text{métal}}$ très faible. Cependant, le recuit des contacts à 500°C et à 850°C confirme que la résistance $R_{\text{métal}}$ peut être abaissée à des valeurs acceptables, ce qui atteste la qualité des couches en dépit d'un dopage encore insuffisant.

D'autre part, avec une résistance de contact inférieure à 0.5 Ohm.mm voire 0.3 Ohm.mm après recuit, certains motifs TLM recuits montrent que par endroits la résistance d'interface avec le gaz 2D peut être considérée comme relativement faible au regard du dopage effectif obtenu dans ces structures. La question qui demeure reste de savoir si la résistance d'interface est uniquement limitée par un dopage insuffisant du n-GaN MOVPE ou par d'éventuelles dégradations liées à des températures de croissance bien plus élevées qu'en MBE. Il s'agira également de déterminer s'il est possible de déposer des couches n-GaN avec des dopages Silicium supérieurs à $10^{19}/\text{cm}^3$ dans des conditions compatibles avec un bon contrôle de l'épitaxie localisée par MOVPE.

4.4.3. Influence de la barrière d'une structure HEMT sur la résistance de contact

Dans cette partie, on se propose d'évaluer l'influence de la structure HEMT sur la valeur de la résistance du contact ohmique. Ainsi, deux structures vont être comparées : une structure AlGaIn/GaN (échantillon TS1132) et une structure InAlGaIn/GaN (échantillon TS1142W6) toutes deux sur substrat saphir. La nature de la barrière ainsi que l'épaisseur est différente (Tableau 39). Les conditions de gravure des caissons de n-GaN ainsi que les conditions de recroissance de n-GaN sont identiques pour les deux échantillons.

Échantillon	Substrat	Barrière	Épaisseur de barrière (nm)	R _{sheet} de la structure après épitaxie (Ω/square)
TS1132	Saphir	AlGaIn	26	372,3
TS1142W6	Saphir	InAlGaIn	9,5	340,6

Tableau 39: Les caractéristiques des structures HEMTs des échantillons TS1132 et TS1142W6

Après la recroissance des caissons de n-GaN par MOVPE, la métallisation des contacts ohmiques a été réalisée en déposant l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au, puis les composants ont été isolés par implantation ionique afin de pouvoir mesurer les motifs TLM. Les résistances de contact mesurées sans recuit de contacts ohmiques sont supérieures à 0,5 Ω.mm (Figure 114), ce qui est très élevé dans le cadre de la montée en fréquence de fonctionnement des composants HEMTs. Nous avons exclu les mesures en bord d'échantillon qui se caractérisent par une forte résistance de feuille des caissons de n-GaN et une forte résistance R_c .

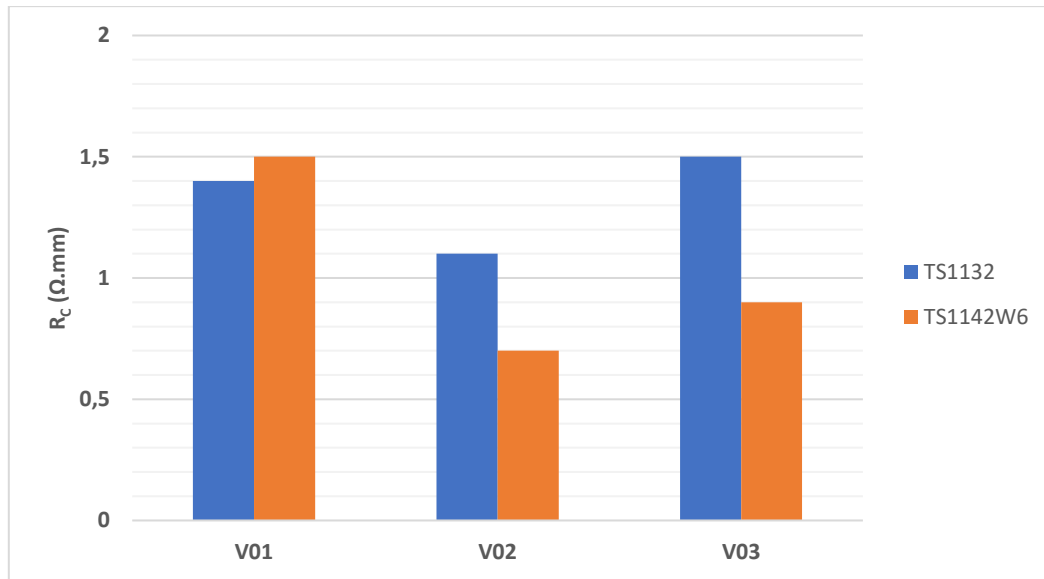


Figure 114: Graphe représentant la résistance de contact (R_c) pour les différentes configurations de TLM des échantillons TS1132 et TS1142W6

D'autre part, on remarque que sur les deux échantillons, la configuration V01 présente une résistance R_c plus élevée que la configuration V02. Ce comportement avait déjà été constaté sur les structures avec de la recroissance de caissons de n-GaN par MBE.

Ces échantillons présentent également un comportement particulier au niveau du TLM V00 qui est un motif sans la présence du gaz 2D, qui permet de mesurer la résistance entre métal et couche n-GaN ($R_{\text{métal}}$). Cette valeur est très importante, elle vaut 1,1 $\Omega \cdot \text{mm}$ pour l'échantillon TS 1132 et 1,3 $\Omega \cdot \text{mm}$ pour l'échantillon TS1142W6. Le trop faible dopage n est une raison de la forte résistance observée entre le métal et les caissons de n-GaN. Dans le cas de la recroissance par MOVPE, nous ne pouvons pas utiliser le TLM V00 pour déduire les contributions de chaque résistance et notamment la résistance d'interface entre le n-GaN et le gaz 2D. Sur le TLM V00, la surface et le volume de n-GaN ne sont pas les mêmes par rapport aux configurations V01, V02 et V03. Nous avons vu dans le chapitre 3 que l'épaisseur de n-GaN, et par conséquent la morphologie de surface dépendent de la taille des caissons. Dans le cas de l'échantillon TS1142W6, la résistance $R_{\text{métal}}$ mesurée sur V00 est plus élevée que la valeur de R_c mesurée sur les configurations TLM V02 et V03, ce qui montre bien le TLM V00 ne permet pas de remonter aux contributions de chaque résistance.

De plus, on note que la structure HEMT avec une barrière quaternaire InAlGaIn se démarque de l'échantillon TS1132. En effet, pour les configurations TLM V02 et V03 (c'est-à-dire les TLM avec décalage entre le bord du métal et les bords des caissons de n-GaN), l'échantillon TS1142W6 a des résistances de contact au moins 1,5 fois inférieures à celles de l'échantillon TS1132. L'échantillon TS1142W6 laisse envisager un avenir prometteur avec une optimisation du process de reprise épitaxiale par MOVPE et du process du composant. Ainsi, un taux de dopage n plus important permettrait de diminuer encore davantage cette résistance sur la structure TS1142W6. La qualité du process permettrait également de diminuer la résistance de contact et plus particulièrement la résistance entre le métal et les caissons de n-GaN. En effet, nous avons relevé de la réticulation de la résine au niveau du bord des caissons de n-GaN qui pourrait avoir un impact significatif sur la qualité de la conduction des électrons (Figure 115). On peut également suspecter une dégradation de la barrière InAlGaIn car la résistance de feuille des structures HEMTs avec caissons est supérieure à 2000 Ω . On rappelle que la température de croissance de n-GaN est supérieure à celle de la croissance de la

barrière. L'hypothèse d'une dégradation de la structure est donc envisageable pendant la reprise épitaxiale.

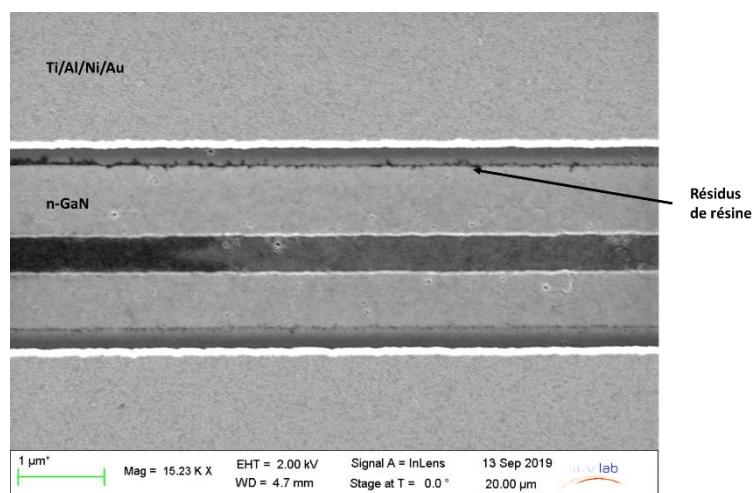


Figure 115: Image MEB d'un espacement de la configuration TLM V02 de l'échantillon TS1142W6

4.4.4. Influence de l'inclinaison des flancs des caissons de n-GaN

Dans cette partie, on se propose d'étudier l'influence de l'inclinaison des flancs de gravure sur la résistance de contact ohmique. Ainsi, l'échantillon TS893 présente des flancs inclinés c'est-à-dire que les flancs des motifs présentent un angle différent de 90° avec la normale de l'échantillon. L'inclinaison des flancs a été obtenue par la même méthode que décrite dans le chapitre III partie 3.3.3. Après la définition des caissons, la reprise épitaxiale de n-GaN a été réalisée par MOVPE sous une température de 1080°C pendant 30 secondes sous une pression de 100 mTorr.

Cette reprise a été suivie par différentes étapes de process (cf chapitre III) dont la métallisation des contacts ohmiques.

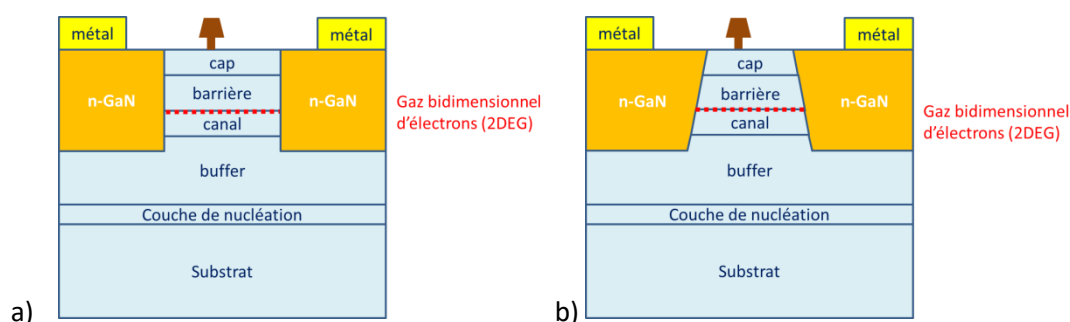


Figure 116: Schéma des structures HEMTs avec recroissance de caissons de n-GaN au niveau des contacts ohmiques a) les flancs des caissons de n-GaN sont droits b) les flancs des caissons de n-GaN sont inclinés

Par la suite, les différentes configurations des motifs TLM ont mesurées. Les résistances de contact obtenues sont supérieures à $3 \Omega.\text{mm}$ (Tableau 40). Ces valeurs sont très élevées et sont incompatibles avec la montée en fréquence des HEMTs. Ces grandes valeurs des résistances s'expliquent de différentes manières. Le faible dopage N est responsable de cette forte résistance de contact. En effet, la résistance entre le métal et le film de n-GaN ($R_{\text{métal}}$), qui a été déterminée par l'intermédiaire de la

configuration TLM V00, s'élève en moyenne à 3,18 Ω .mm. D'ailleurs, ce film de n-GaN présente une résistance de feuille (R_{sheet}) élevée de 705,56 Ω /sq en moyenne.

D'autre part, comme nous l'avons vu dans la partie 4.2.1. de ce chapitre, l'inclinaison des flancs engendre une déplétion locale du gaz bidimensionnel d'électrons (Figure 116). Du fait du profil angulaire, on a localement un déficit de porteurs entre la barrière et le buffer.

Il n'est pas improbable qu'à cause d'une température de reprise de croissance plus élevée, la structure soit plus sensible au profil de gravure que pour la reprise par MBE.

TLM	L (μ m)	R_c (Ω .mm)
V01	0	3,19
V02	0,4	3,10
V03	1	3,96

Tableau 40: Résistance de contact pour les différents motifs de TLM (V01, V02, V03) de l'échantillon TS893

Conclusion du chapitre IV

Dans ce chapitre, nous avons pu évaluer l'influence de différents paramètres sur la résistance du contact ohmique. Le dopage et la qualité de l'interface sont les deux paramètres clés dans la réduction des résistances de contact. La reprise épitaxiale de n-GaN permet ainsi de s'affranchir du recuit de contact ohmique à hautes températures qui limite le contrôle des distances entre le drain et la source et qui n'est pas nécessaire. Ce résultat est particulièrement intéressant pour la montée de la fréquence de fonctionnement des transistors HEMTs.

La reprise épitaxiale localisée de caissons de GaN dopé avec du silicium par MBE permet d'obtenir des résistances de contacts ohmiques faibles inférieures à 0,25 Ω .mm pour la configuration TLM V03 (c'est-à-dire avec un espace de 1 μ m entre le métal et le film de n-GaN). Les échantillons TS664, TS1142W1, TS1142W2 et TS664 ont des résistances de contact pour la configuration V03 inférieure à 0,25 Ω .mm. Nous avons donc obtenu de faibles résistances aussi bien pour les structures HEMTs avec une barrière ternaire que quaternaire sur substrat saphir. Nous avons également validé ces faibles résistances pour des structures sur substrat SiC. La résistance d'interface entre le gaz 2D de la structure HEMT et les caissons de GaN fortement dopé pour ces structures est très faible ce qui atteste la bonne qualité de l'interface. D'autre part, le seul essai de recroissance de n-GaN avec comme dopant du germanium ne s'est pas avéré concluant, en raison de la non-sélectivité de la recroissance et la non-uniformité des propriétés électriques du HEMT sur l'ensemble de l'échantillon TS1142W6. Néanmoins, la résistance de contact est de l'ordre de 0,3 Ω .mm sur un HEMT sans recuit, ceci constitue un résultat intéressant. Une optimisation des conditions de croissance permettrait de garantir une uniformisation des propriétés sur l'ensemble de l'échantillon.

Par ailleurs, la reprise épitaxiale de n-GaN par MOVPE est sélective mais présente une disparité d'épaisseur selon la taille des motifs : plus le motif est grand et moins l'épaisseur de n-GaN réépitaxié est importante. Toutefois, les résistances de contacts obtenues avec les reprises de n-GaN faite par MOVPE sont assez élevées et cela s'explique par le faible dopage de ces couches. Un dopage plus important permettrait de diminuer considérablement cette résistance. Un recuit de contact ohmique à 850°C permet de compenser le faible dopage des structures. De fortes teneurs en dopants peuvent

être obtenus avec des conditions de croissance, où la pression et la température sont élevées. Sous ces conditions, l'incorporation du silicium dans les couches est facilitée en raison d'un meilleur taux de craquage des molécules de silane. Cependant, nous nous sommes rendus compte que la température de consigne de 850°C dégrade potentiellement les barrières quaternaires contenant de l'indium. Il existe donc un compromis entre la qualité des couches et le dopage à prendre en compte pour de nouvelles optimisations.

D'autre part, nous avons constaté qu'avec la reprise épitaxiale localisée par MBE ou par MOVPE, l'inclinaison des flancs des caissons de n-GaN est déconseillée. La résistance de contact ohmique obtenue avec des structures HEMTs présentant une inclinaison des flancs des caissons est sujette à une plus importante résistance d'interface entre ces flancs et le gaz 2D en raison de la déplétion locale de ce gaz liée au profil angulaire. Afin de garantir une meilleure conduction des électrons dans une structure HEMTs, il est préférable des flancs de n-GaN non inclinés, abrupts.

Dans la suite de ce manuscrit, nous nous intéresserons plus particulièrement aux structures HEMTs avec reprise de n-GaN par MBE car ces derniers permettent d'atteindre les plus faibles résistances de contact. Nous nous focaliserons sur les échantillons TS1072, TS929 et TS1142W1.

V. Evaluation des performances des transistors

Dans le chapitre précédent nous avons évalué la résistance des contacts ohmiques des structures HEMT avec des caissons de n-GaN. Des résultats prometteurs ont été obtenus sur des structures avec une reprise épitaxiale localisée de n-GaN par MBE, sans avoir recours à des recuits à hautes températures. Des résistances inférieures à $0,25 \Omega \cdot \text{mm}$ ont été mesurées sur les motifs TLM V03 c'est-à-dire que ces structures présentent un espacement de $1 \mu\text{m}$ entre le métal et le bord du film de n-GaN.

Dans ce chapitre, nous nous proposons d'évaluer les performances des transistors comportant des caissons de n-GaN au niveau des contacts ohmiques. Cette évaluation permettra de mettre en évidence les configurations des transistors susceptibles d'augmenter la fréquence de fonctionnement.

5.1. Les caractéristiques statiques I-V

Dans cette sous partie, nous allons étudier les performances statiques des transistors de test dédiés à ces mesures. Ces mesures nous renseignent sur les caractéristiques du composant telles que la qualité du pincement, l'efficacité de la modulation du courant dans le canal, le courant maximal disponible, les courants de fuite de grille et de drain. Le Tableau 41 rappelle les différents types de transistors mesurés. Il s'agit de transistors adaptés aux mesures des paramètres statiques. Il y a quatre familles de transistors qui se distinguent soit par la longueur de grille (100nm, 150nm et 250nm) pour les MONO_CO soit par la topologie du transistor (GH15M20) (Figure 117).

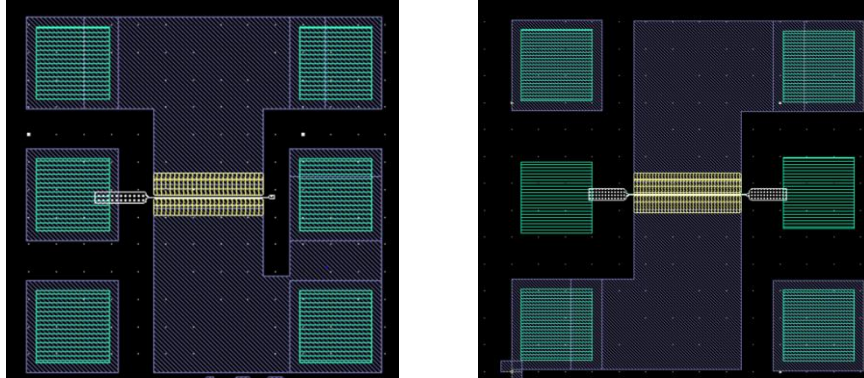


Figure 117: Topologie des transistors MONO CO 100nm_C et GH15M20_B (en violet : le contact ohmique, en vert : l'épaissement des plots métalliques, en jaune : les caissons de n-GaN et en blanc : la grille)

Trois échantillons ayant subi la recroissance localisée de caissons de n-GaN par MBE au niveau des contacts ohmiques ont été mesurés, après avoir préalablement été passivés. Sur chacun des échantillons, la passivation a été réalisée avec le dépôt de 30 nm de SiN par ICP-CVD et 60 nm d' Al_2O_3 par ALD. Il s'agit des échantillons TS929 constitué d'une structure HEMT AlGaIn/GaN sur substrat SiC, TS1072 constitué d'une structure HEMT AlGaIn/GaN sur substrat saphir et TS1142W1 constitué d'une structure quaternaire InAlGaIn/GaN sur substrat saphir. Nous allons donc comparer les paramètres statiques de chacun des trois échantillons afin de voir quelle structure présente les meilleures performances. On rappelle que les conditions de process et de recroissance des caissons de n-GaN sont identiques : il n'y a que la structure HEMT qui change.

Les étapes du process technologique permettant la fabrication de ces transistors ont été rappelées dans le chapitre III.

Famille transistors	Grille (nm)	nom transistors	Distance source-drain avec n-GaN (μm)	Particularités
MONO_CO	100	100nm_B	2,5	les caissons de n-GaN sont alignés verticalement avec le métal du contact ohmique
		100nm_C	2,5	le métal est décalé de 0,4 μm par rapport aux caissons de n-GaN
		100nm_D	2,5	le métal est décalé de 0,2 μm par rapport aux caissons de n-GaN
		100nm_E	2,5	la recroissance de n-GaN englobe la totalité du contact ohmique et est alignée avec celui-ci
		100nm_F	2,5	le métal est décalé de 0,4 μm par rapport à la recroissance et englobe tout le contact ohmique
	150	150nm_B	2,45	les caissons de n-GaN sont alignés verticalement avec l'empilement métallique du contact ohmique
		150nm_C	2,45	le métal est décalé de 0,4 μm par rapport aux caissons de n-GaN
		150nm_D	2,45	le métal est décalé de 0,2 μm par rapport aux caissons de n-GaN
		150nm_E	2,45	la recroissance de n-GaN englobe la totalité du contact ohmique et est alignée avec celui-ci
		150nm_F	2,45	le métal est décalé de 0,4 μm par rapport à la recroissance et englobe tout le contact ohmique
	250	250nm_B	2,55	les caissons de n-GaN sont alignés verticalement avec l'empilement métallique du contact ohmique
		250nm_C	1,75	les caissons de n-GaN sont décalés de 0,4 μm par rapport au métal du contact ohmique
		250nm_D	2,55	le métal est décalé de 0,4 μm par rapport aux caissons de n-GaN
GH15_M20	150	GH15M20_B	2,45	les caissons de n-GaN sont alignés verticalement avec l'empilement métallique du contact ohmique
		GH15M20_C	1,25	les caissons de n-GaN sont décalés du coté source de 0,8 μm et de 0,4 μm du coté drain par rapport au métal
		GH15M20_D	2,45	le métal est décalé de 0,4 μm par rapport aux caissons de n-GaN

Tableau 41: Les transistors utilisés pour les caractérisations statiques I-V

5.1.1. Le courant de saturation I_{dss} et I_{ds+1V}

Un des paramètres importants à prendre en compte dans l'évaluation des performances des transistors est le courant de drain à la saturation que l'on note I_{dss} lorsque $V_{gs}=0V$, $V_{ds}=10V$. Nous utiliserons également un second paramètre qui est I_{ds+1V} qui correspond au courant de drain à la saturation lorsque $V_{gs}=+1V$ et $V_{ds}=10V$. I_{ds+1V} est le paramètre permettant de se rapprocher un peu plus du courant maximal disponible.

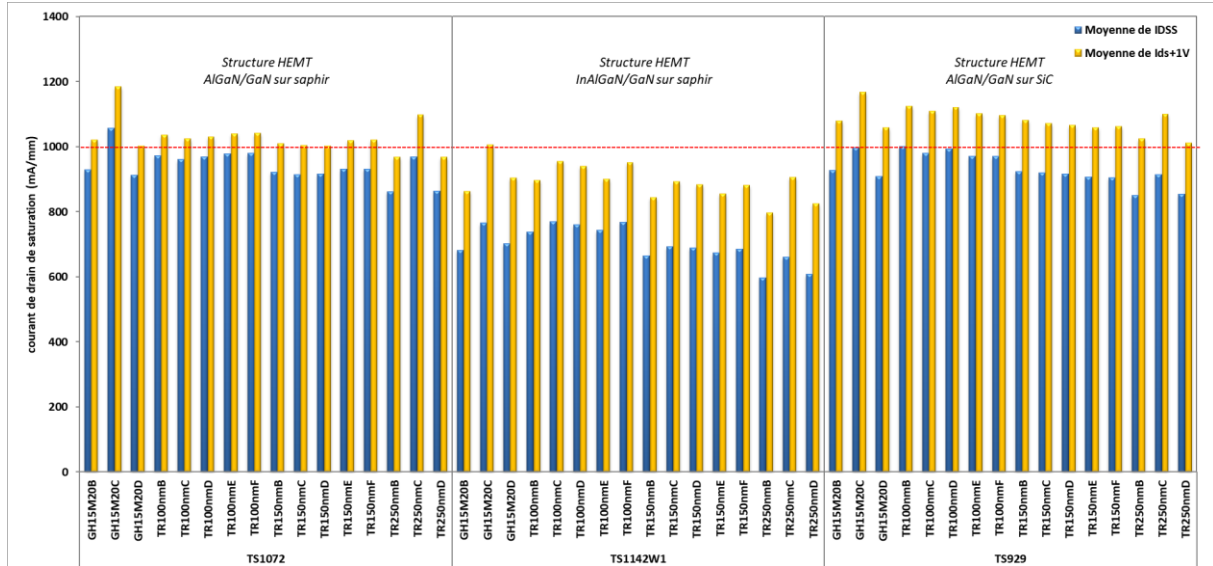


Figure 118: Graphe représentant la moyenne du courant de drain de saturation I_{DSS} (en bleu) et I_{ds+1V} (en orange) en fonction des échantillons et en des configurations des transistors

Les mesures ont été réalisées sur 38 sites de mesures pour chacun des transistors sur les échantillons TS1072 et TS929 et 19 sites sur l'échantillon TS1142W1.

On remarque que l'échantillon TS1142W1 (structure InAlGaIn/ GaN sur saphir) présente le courant de saturation de drain le plus faible, inférieur à 1A/mm. Les échantillons TS1072 et TS929 ont un courant de saturation I_{ds+1V} supérieur ou égal à 1A/mm. Ces deux échantillons correspondent à une structure AlGaIn/GaN. On peut donc dire que les structures ternaires AlGaIn/GaN avec la croissance de caissons de n-GaN présentent un courant plus important que la structure InAlGaIn/GaN. La structure AlGaIn/GaN sur SiC est la structure possédant le courant de drain à la saturation le plus élevé. Ce résultat semble indiquer que le courant maximal disponible dans la structure HEMT est lié à la qualité structurale et/ou à la dissipation thermique du substrat. L'échantillon TS929 présente une meilleure qualité structurale en raison du plus faible désaccord de paramètre de maille avec le substrat SiC et la présence d'une back barrière en AlGaIn permet d'améliorer le confinement des électrons dans le gaz 2D. Les échantillons TS1072 et TS1142W1 n'ont pas de back barrière.

Les schémas de la structure épitaxiale des échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1 sont rappelés respectivement dans le chapitre IV sur la Figure 90, sur la Figure 85 et sur la Figure 105.

Le Tableau 42 rappelle les caractéristiques de la structure épitaxiale, la résistance de feuille et la moyenne des courants de saturation par échantillon.

Echantillon	Barrière	Epaisseur barrière/AlN (nm)	Substrat	$R_{\text{sheet, epi-HEMT}}$ (Ω)	$R_{\text{sheet, n-GaN}}$ (Ω)	Moyenne I_{DSS} (mA/mm)	Moyenne $I_{\text{ds+1V}}$ (mA/mm)
TS929	AlGaIn	20	SiC	363,6	117,3	934 ± 47	1082 ± 39
TS1072	AlGaIn	27	Saphir	354,1	153,3	942 ± 48	1029 ± 51
TS1142W1	InAlGaIn	12,5	Saphir	342,9	124,4	700 ± 54	894 ± 53

Tableau 42 : Résumé des caractéristiques structurales, de la moyenne de la résistance de feuille, de la moyenne des courants de saturation des échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1

On remarque que plus la résistance de feuille de la structure HEMT est importante et plus le courant de saturation est élevé. Ceci n'est pas cohérent mais doit être relativisé car le courant dépend à la fois de la résistance de feuille, de la résistance des contacts, mais aussi de la distribution du potentiel électrique dans le canal qui va dépendre de l'épaisseur des couches supérieures (barrière et cap layer) et de la position du niveau de Fermi à la surface et dans la couche GaN. Aussi, le substrat SiC présente également l'avantage de mieux dissiper la chaleur, ce qui doit permettre d'atteindre des densités de courant plus élevées en limitant les effets d'auto-échauffement.

En comparant les différentes configurations de transistors MONO_CO présentant des distances source-drain quasi égales, on vérifie que plus la longueur de grille est petite et plus le courant de drain à la saturation est important. Ainsi, les configurations avec la plus petite grille de 100nm (TR100nm) produisent un courant de saturation plus important que la configuration avec une grille de 250 nm (Tr250nm).

Aussi, sur les trois échantillons, la configuration Tr250nmC qui se caractérise par une distance source-drain plus petite que les configurations Tr250nmB et Tr250nmD montre un courant de saturation plus élevé que ces deux dernières configurations.

D'ailleurs, il convient de mentionner que le transistor G15M20C présentant une distance source-drain de 1,25 μm produit, sur les trois échantillons, le courant de drain à la saturation $I_{\text{ds+1V}}$ le plus élevé. Celui-vaut 1167,1 mA/mm, 1183,8 mA/mm et 1005,1 mA/mm respectivement pour les échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1. Plus la distance entre les contacts métalliques est petite et plus le temps de transit des électrons est court. Ici dans notre cas, ce sont l'empilement métallique et les caissons de GaN fortement dopé n qui constituent le contact ohmique. La diminution de la distance entre contacts ohmiques au sein du transistor G15M20C se fait via le rapprochement des caissons de n-GaN et non celui de l'empilement métallique ; cela a ainsi permis d'augmenter $I_{\text{DS+1V}}$ au sein des structures. Cette technique permet ainsi d'éviter une interaction avec la grille (notamment avec le chapeau de la grille) qui pourrait perturber les performances du transistor et sa fiabilité.

L'usage de caissons de n-GaN au niveau du contact ohmique dans une structure HEMT est une technique permettant de réduire les dimensions source-drain et permet ainsi de maximiser le courant de drain à la saturation.

5.1.2. La tension de pincement (V_p)

La tension de pincement (V_p) a été extraite en utilisant la valeur I_{ds} mesurée précédemment pour définir le courant de pincement $I_{ds}=1\% I_{dss}$ ($I_{ds}/100$). Cette tension correspond à la tension qu'il faut fournir afin de désertier la majorité des porteurs présents dans le canal. Cette définition nous permet de minimiser d'éventuels effets liés à des différences d'isolation ou de confinement des porteurs dans les structures.

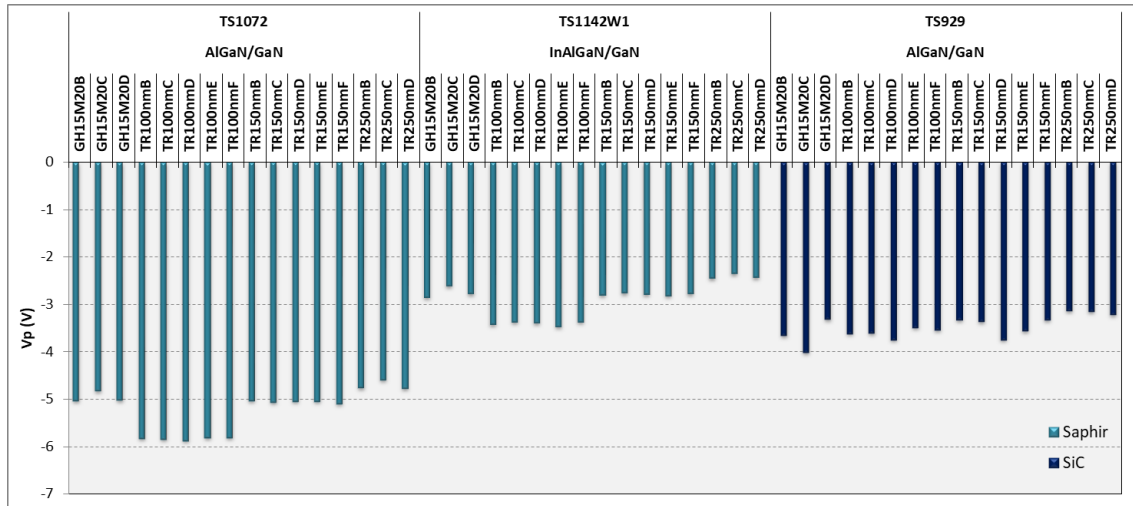


Figure 119: Graphe représentant la tension de pincement (V_p) en fonction des échantillons et en des configurations des transistors

La Figure 119 montre les valeurs moyennes des tensions de pincement pour les différents transistors de test. Les moyennes ont été calculées à partir des 38 sites de mesure sur les échantillons TS929 et TS1072 et des 19 sites de mesure sur l'échantillon TS1142W1.

Les mesures ont été réalisées sous les conditions suivantes : $I_{ds}=1\%I_{DSS}$ et $V_{ds}=20V$. Les structures HEMTs AlGaIn présentent une tension de pincement plus élevée que la structure HEMT avec une barrière quaternaire InAlGaIn. Il faut fournir une tension négative plus importante pour désertier le gaz bidimensionnel d'électrons dans le cas des structures HEMT ternaires. Nous avons vu précédemment que dans ces structures le courant de saturation moyen (I_{DSS} et I_{ds+1V}) est supérieur à celui de l'échantillon TS1142W1 (Tableau 43). Aussi, avec des barrières plus épaisses, et donc des capacités plus faibles, il est normal que la tension de pincement soit plus négative pour ces structures.

Echantillon	Barrière	Epaisseur barrière/AlN (nm)	Substrat	Moyenne R_{sheet} (Ω)	Moyenne I_{DSS} (mA/mm)	Moyenne I_{ds+1V} (mA/mm)	Moyenne V_p (V)
TS929	AlGaIn	20	SiC	363,6	934 ± 47	1082 ± 39	$-3,5 \pm 0,2$
TS1072	AlGaIn	27	Saphir	354,1	942 ± 48	1029 ± 51	$-5,2 \pm 0,5$
TS1142W1	InAlGaIn	12,5	Saphir	342,9	700 ± 54	894 ± 53	$-2,9 \pm 0,4$

Tableau 43: Résumé des caractéristiques structurales, de la moyenne de la résistance de feuille, de la moyenne des courants de saturation et de la tension de pincement (V_p) des échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1

Par ailleurs, l'isolation des composants est un paramètre important car elle peut rendre compte de la résistivité des couches tampon qui influe sur la tension de claquage et sur les performances des composants. L'isolation a été mesurée sur chacune des structures (Tableau 44). On s'aperçoit que

l'échantillon TS1072 présente une faible isolation des composants. Cette faible isolation des composants peut avoir plusieurs origines : un buffer ne remplissant pas intégralement sa fonction, et/ou l'implantation ionique n'a pas été réalisée dans les meilleures conditions (dose, profondeur d'implantation).

En revanche, sur l'échantillon TS929, on constate que l'épitaxie sur substrat SiC et la présence de la back barrière AlGaIn sur la structure HEMT avec une barrière de type AlGaIn contribuent au meilleur confinement des électrons dans le canal et à une meilleure isolation des composants.

échantillon	Moyenne de la mesure d'isolation à 3V (A)	Moyenne V_p (V)
TS929	$3,00 \times 10^{-11}$	$-3,5 \pm 0,2$
TS1072	$2,06 \times 10^{-6}$	$-5,2 \pm 0,5$
TS1142W1	$4,42 \times 10^{-10}$	$-2,9 \pm 0,4$

Tableau 44: Moyenne des mesures d'isolation à 3V avant passivation et moyenne de la tension de pincement (V_p) des échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1

Sur la Figure 119, on notera également que les transistors avec une grille de 100nm des échantillons épitaxiés sur substrat saphir (TS1072 et TS1142W1) présentent une tension de pincement plus importante que les autres configurations des transistors. Ceci s'explique par les effets de canal court. Plus la longueur de grille devient petite et plus le champ électrique longitudinal augmente. Celui-ci devient alors comparable au champ électrique vertical confinant les électrons dans le canal. Il en résulte une réduction de la zone de déplétion sous la grille pouvant être traversée par les électrons. On parle de canal court. Pour prévenir ces effets de canal court, on définit une grandeur qui est le rapport d'aspect de la grille. Celle-ci dépend de la nature de la barrière de la structure HEMT et permet d'évaluer le contrôle du courant de drain par la grille. Le rapport d'aspect doit satisfaire la condition suivante déterminée de façon empirique [6] [12]:

$$\frac{L_{grille}}{d_{grille-2DEG}} > 15 \text{ Pour les structures avec barrière AlGaIn} \quad \text{Équation 69}$$

$$\frac{L_{grille}}{d_{grille-2DEG}} > 25 \text{ Pour les structures avec barrière InAlN} \quad \text{Équation 70}$$

Où L_{grille} est la longueur de la grille et $d_{grille-2DEG}$ est la distance entre la grille et le gaz bidimensionnel d'électrons, c.a.d l'épaisseur des couches barrière et cap layer.

Pour de faibles longueurs de grille, il est préférable d'avoir de faibles épaisseurs de barrière. Cependant, si la barrière est trop fine, celle-ci va être le siège d'un courant de fuite de grille par effet tunnel. Pour un fonctionnement optimal du transistor, il est donc nécessaire d'optimiser les longueurs de grilles et les épaisseurs de la structure.

L'échantillon TS1142W1 est l'échantillon présentant la plus faible épaisseur de barrière (12,5 nm). Le rapport d'aspect avec les transistors avec une longueur de grille de 100 nm est de 8 ce qui est faible et explique les effets de canal court observés. Ces effets de canal court expliquent également qu'il soit nécessaire d'appliquer une tension V_{gs} plus négative afin de désertir le gaz 2D et pincer le transistor.

L'échantillon TS929 est moins soumis à ces effets de canal court du fait de la présence de la back barrière, malgré le fait qu'il présente un rapport d'aspect moins favorable que TS1072.

5.1.3. La transconductance G_{max}

La transconductance G_{max} est un paramètre important à prendre en compte qui traduit l'efficacité de la modulation du courant dans le canal lorsqu'une tension est appliquée sur la grille. Cette grandeur correspond à la variation du courant I_{DS} en fonction de la tension V_{GS} , à V_{DS} constant. Dans notre cas, on fixe V_{DS} à 10V. Une transconductance élevée reflète de bonnes performances en amplification. Pour chacun des transistors, la moyenne du maximum de la transconductance (G_{max}) a été calculée à partir des 38 sites de mesure pour les échantillons TS929 et TS1072 et 19 sites de mesure pour l'échantillon TS1142W1. La Figure 120 montre les valeurs moyennes des transconductances des différentes configurations de transistors.

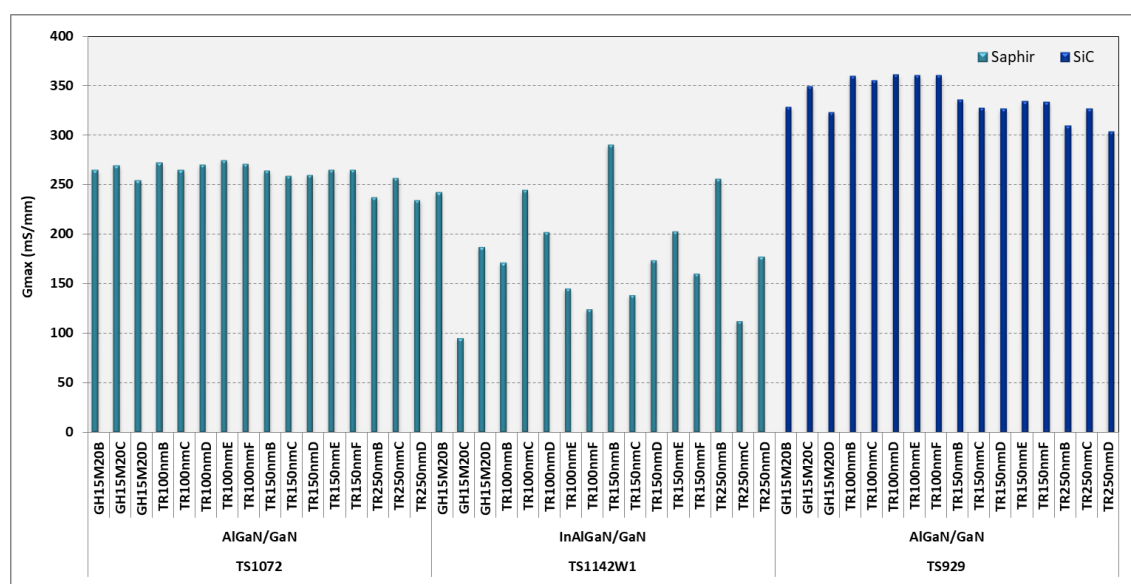


Figure 120: Graphe représentant la moyenne de transconductance (G_{max}) en fonction des échantillons et en des configurations des transistors

La structure HEMT AlGaIn/GaN sur substrat SiC (échantillon TS929) présente la transconductance la plus élevée et est relativement homogène selon les différentes configurations de transistors de test. Sur l'ensemble de cette plaque, on trouve une transconductance moyenne de $337,1 \pm 18,5$ mS/mm. On remarquera également que la plaque TS1072 (structure HEMT AlGaIn/GaN sur saphir) présente également une transconductance homogène selon les différentes topologies de transistors ; on retrouve une transconductance égale à $261,4 \pm 11,5$ mS/mm.

En revanche, l'échantillon TS1142W1 (structure HEMT InAlGaIn/GaN sur saphir) présente la plus faible transconductance valant en moyenne $182,7 \pm 54,8$ mS/mm et celle-ci dépend beaucoup de la topographie des transistors. Sur cet échantillon, les transistors TR150nmB et TR250nmB et TR100nmC sont les transistors présentant la plus grande transconductance.

On distingue la transconductance maximale intrinsèque et la transconductance maximale extrinsèque. La transconductance intrinsèque est une grandeur qui dépend de l'épaisseur de la barrière. En effet, celle-ci s'exprime de la manière suivante :

$$G_{max,intrinsèque} = \frac{C_g v_{sat}}{L_g} \quad \text{Équation 71}$$

Où C_g est la capacité de la grille et est égale à :

$$C_g = \frac{W_g L_g \epsilon_{barrière}}{d_{barrière}} \quad \text{Équation 72}$$

En diminuant l'épaisseur de la barrière, on augmente la capacité de la grille et ainsi on augmente la transconductance maximale intrinsèque.

La transconductance extrinsèque s'exprime en fonction de la transconductance intrinsèque et de la résistance de source R_s :

$$G_{max,extrinsèque} = \frac{G_{max,intrinsèque}}{1 + R_s G_{max,intrinsèque}} \quad \text{Équation 73}$$

Ainsi, en diminuant les résistances d'accès, la longueur de grille et l'épaisseur de barrière, il est possible de maximiser la transconductance.

Toutefois, on constate que l'échantillon TS1142W1 possède la plus faible épaisseur de barrière. C'est également celui présentant la plus faible transconductance. Dans ce cas, on peut extrapoler que la valeur de R_s doit être plus importante par rapport à l'échantillon TS929. La faible valeur de G_m s'expliquerait par une augmentation de la résistance d'accès R_s en fonction de I_D à cause de la non-linéarité de la vitesse de dérive dans le GaN et à l'auto-échauffement. On rappelle que les échantillons TS1142W1 et TS1072 ont été élaborés sur un substrat saphir, ce qui est plutôt défavorable pour la dissipation thermique et pourrait par conséquent accentuer l'auto-échauffement des composants. Sur l'échantillon TS1142W1, les transistors avec une taille de grille supérieure à 100 nm semblent présenter une transconductance plus élevée quand les bords des caissons de n-GaN sont alignés avec les bords de l'empilement métallique c'est-à-dire les transistors TR150nmB, TR250nmB et G15M20B. Cependant, on constate que pour de petites tailles de grille (100 nm), la configuration avec un décalage entre les caissons de n-GaN et le bord métallique produit de plus grands G_m (transistor TR100nmC). Ces différences doivent s'expliquer par de plus faibles valeurs de résistance d'accès de source.

Echantillon	Barrière	épaisseur barrière/ AlN (nm)	substrat	$R_{sheet} (\Omega)$	I_{DSS} (mA/mm)	I_{D+1V} (mA/mm)	V_p (V)	G_{max} (mS/mm)
TS929	AlGaIn	20	SiC	363,6	934 ± 47	1082 ± 39	-3,5 ± 0,2	337,1 ± 18,5
TS1072	AlGaIn	27	Saphir	354,1	942 ± 48	1029 ± 51	-5,2 ± 0,5	261,4 ± 11,5
TS1142W1	InAlGaIn	12,5	Saphir	342,9	700 ± 54	894 ± 53	-2,9 ± 0,4	181,7 ± 54,8

Tableau 45: Résumé des caractéristiques structurales, de la moyenne de la résistance de feuille, de la moyenne des courants de saturation, de la tension de pincement (V_p) et la transconductance (G_{max}) des échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1

5.1.4. Les courants de fuite de la structure HEMT

- I_{dLeak} et I_{gLeak}

Après avoir évalué le courant maximum disponible dans la structure HEMT, il convient de s'intéresser aux courants de fuite. Les courants de fuite engendrent des pertes de puissance et de rendement dans le composant. Il y a deux paramètres à prendre en compte : le courant de fuite de drain (I_{dLeak}) et le courant de fuite de grille (I_{gLeak}). Ces deux courants sont mesurés sous les conditions suivantes à canal pincé: $V_{gs} = -7V$, $V_{ds} = 10V$. Dans le cas où $I_{dLeak} > I_{gLeak}$: la fuite dans le buffer est prépondérante (mauvais confinement) et si $I_{gLeak} > I_{dLeak}$: la fuite est vraisemblablement liée à la grille et à la surface (notamment à la passivation).

Pour chacun des transistors, la médiane des courants de fuite a été calculée à partir des 38 sites de mesure pour les échantillons TS929 et TS1072 et 19 sites de mesure pour l'échantillon TS1142W1.

La Figure 121 rapporte les différentes valeurs médianes des courants de fuite de drain et de grille des échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929.

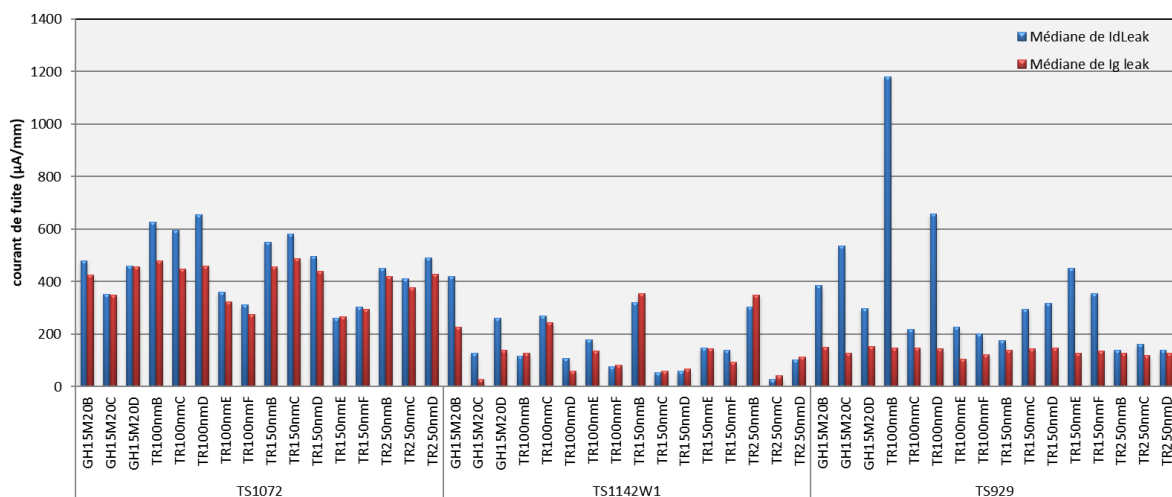


Figure 121: Graphe montrant la moyenne du courant de fuite I_{dLeak} (en bleu) et I_{gLeak} (en rouge) pour les différents transistors des échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Il existe des moyens de limiter les courants de fuite de la grille notamment en optimisant la passivation et en ayant recours à la passivation in situ. Une étude sur la réactivité de la surface des HEMTs avec une barrière quaternaire sera présentée en Annexe 1.

Nous allons maintenant comparer les courants de fuite sur chacun des échantillons.

■ Courant de fuite dans les structures AlGaIn/GaN

Les échantillons TS929 et TS1072 se caractérisent par des courants de fuite de drain largement supérieurs à 100 $\mu A/mm$ pour chacun des types de transistors. On peut noter que certains transistors ont des courants de fuite de drain plus importants. C'est le cas des transistors TR100nmB et TR100nmD

qui présentent les plus forts courants de fuite de drain au sein des deux échantillons. L'échantillon TS929 présente une forte disparité des courants de fuite de drain selon le type de transistor.

Ces deux structures AlGaIn/GaN présentent des courants de fuite de drain systématiquement plus élevés que les courants de fuite de grille ou au mieux équivalents à ces derniers. En moyenne sur tous les transistors, on constate que l'échantillon TS1072 présente une plus forte fuite au niveau du buffer avec un courant de fuite de drain moyen sur l'ensemble des transistors valant $461,4 \pm 121,2 \mu\text{A/mm}$ tandis que celui de l'échantillon TS929 vaut $358,3 \pm 264,1 \mu\text{A/mm}$. Ce résultat montre que dans le cas d'une structure AlGaIn/GaN épitaxiée sur un substrat SiC, le buffer et la présence de la « back barrier » assurent une meilleure isolation électrique et par conséquent un meilleur confinement des électrons. Les mesures de courant de fuites sont en accord avec les mesures d'isolation présentées dans le (Tableau 44). On constate en effet une mauvaise isolation des composants sur l'échantillon TS1072. A 3V, on mesure sur ces motifs en moyenne $2,06 \times 10^{-6} \text{ A}$ sur l'échantillon TS1072 alors qu'on mesure $3 \times 10^{-11} \text{ A}$ sur l'échantillon TS929. L'absence de « back barrier » et la qualité du buffer dans l'échantillon TS1072 pourraient expliquer la différence d'isolation.

Par ailleurs, l'échantillon TS929 se caractérise par un courant de fuite de grille plus faible que l'échantillon TS1072. Ce courant de fuite de grille s'élève en moyenne sur l'ensemble des différents transistors à $135,3 \pm 13,6 \mu\text{A/mm}$ sur l'échantillon TS929 et est égale à $398,8 \pm 74,5 \mu\text{A/mm}$ pour l'échantillon TS1072. Ces deux structures comportent un cap de GaN et ont la même passivation. Toutefois, on constate une différence des courants de fuite de grille. Celle-ci ne peut s'expliquer que par la présence d'états électroniques, à la surface ou dans la barrière, plus nombreux dans la structure HEMT épitaxiée sur un substrat saphir. Une meilleure qualité cristalline de la couche GaN et de la barrière AlGaIn dans la structure TS929 sur substrat SiC pourrait expliquer ces différences.

▪ Courant de fuite dans la structure InAlGaIn/GaN

L'échantillon TS1142W1 présente les plus faibles courants de fuite. Il présente ainsi un courant de fuite de drain moyen de $169,1 \mu\text{A/mm}$. On peut donc en déduire que cette structure possède un buffer de meilleure qualité que les structures AlGaIn. On note également que les transistors qui présentent un fort courant de fuite de drain présentent également un fort courant de fuite de grille. C'est le cas des transistors G15M20B, TR100C, TR150B et TR250B

▪ Comparaison des courants de fuite des échantillons épitaxiés sur substrat saphir

Nous allons comparer les deux échantillons qui ont été épitaxiés sur un substrat saphir : l'échantillon TS1072 (structure AlGaIn/GaN) et l'échantillon TS1142W1 (structure InAlGaIn/GaN). La Figure 122 montre I_{dleak} et I_{gleak} pour les différents transistors de ces deux échantillons. On observe de fortes disparités entre les deux échantillons. Dans le cas de l'échantillon TS1072, le courant de fuite de drain (I_{dleak}) est supérieur au courant de fuite de grille notamment pour les transistors avec une grille de 100 nm. Ce résultat nous montre que la fuite est prépondérante dans le buffer suite à un mauvais confinement. Les transistors avec une taille de grille de 100 nm sont beaucoup plus sensibles au mauvais confinement des porteurs (effet de canal court).

La structure InAlGaIn/GaN (échantillon TS1142W1) présente un buffer de meilleure qualité et une meilleure passivation que la structure AlGaIn/GaN (TS1072) épitaxiée également sur un substrat saphir.

D'ailleurs, sur cet échantillon, malgré l'absence de « back barrier », les mesures des motifs d'isolation montrent une meilleure résistivité (Tableau 44). Ceci dénote une bonne qualité du buffer. Aussi, le rapport d'aspect est plus favorable à un bon confinement des électrons dans le canal étant donné que la barrière est plus fine (12 nm).

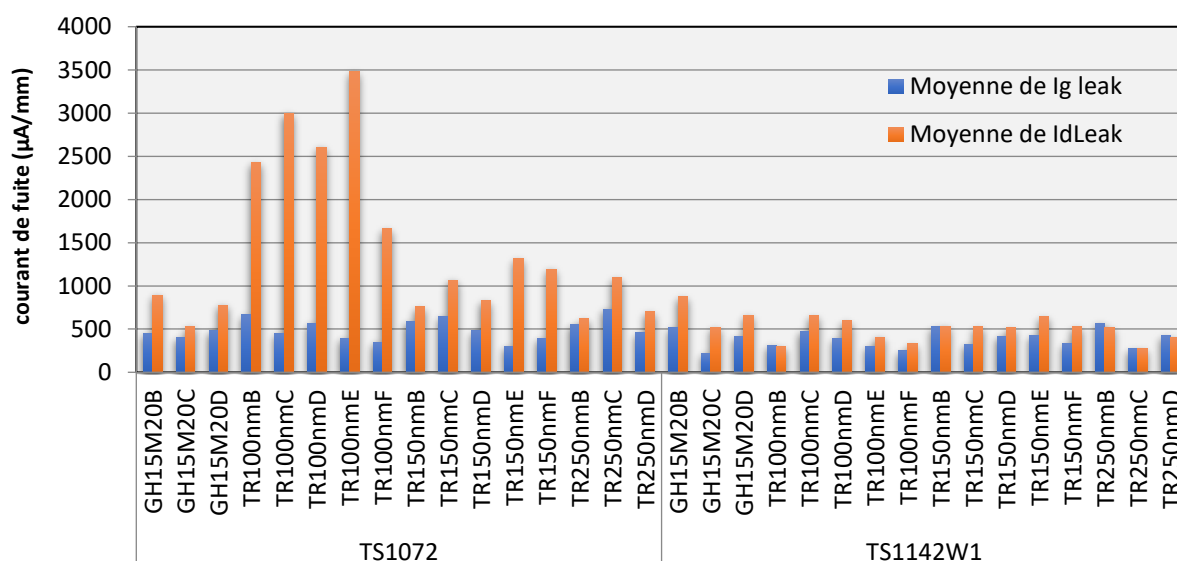


Figure 122: Graphe montrant la moyenne du courant de fuite I_{dleak} (en rouge) et I_{leak} (en bleu) pour les différents transistors des échantillons TS1072 et TS1142W1

Par ailleurs, on notera que les transistors dont les caissons de n-GaN englobent la totalité du contact ohmique présentent un courant de fuite différent de celui des transistors où les caissons sont limités à une partie seulement du contact ohmique (Tableau 46). Nous allons comparer les transistors avec la même distance source-drain et la même longueur de grille. Ainsi, pour chacun des échantillons, nous comparerons entre eux les transistors :

- TR100nm_B avec TR100nm_E
- TR100nm_C avec TR100nm_F
- TR150nm_B avec TR150nm_E
- TR150nm_C avec TR150nm_F

Les transistors dont la recroissance de n-GaN englobe toute la partie métallique du contact ohmique (TR100nm_E, TR100nm_F, TR150nm_E, TR150nm_F) présentent des courants de fuite de drain largement plus importants et un courant de fuite de grille moins élevé (Figure 123 et Figure 124) que leurs homologues avec un caisson de surface limitée (TR100nm_B, TR100nm_C, TR150nm_B, TR150nm_C). La topographie de ces transistors les rend plus sensibles au confinement des porteurs : la qualité du buffer peut être remise en question. Il n'est pas improbable que la gravure du matériau III-N permettant la définition des caissons de n-GaN engendre des défauts ou des états électroniques à l'interface avec le matériau III-N de la structure HEMT. C'est ce qui expliquerait que plus la surface des caissons de n-GaN est importante, et plus les transistors sont sujets aux courants de fuite de drain. Cette tendance est nettement plus marquée sur l'échantillon TS1072 en raison du mauvais confinement des électrons.

Pour la montée en fréquence, il apparaît que des caissons de n-GaN de faible surface (épitaxiés par MBE) semblent être l'approche la plus prometteuse pour la montée en fréquence.

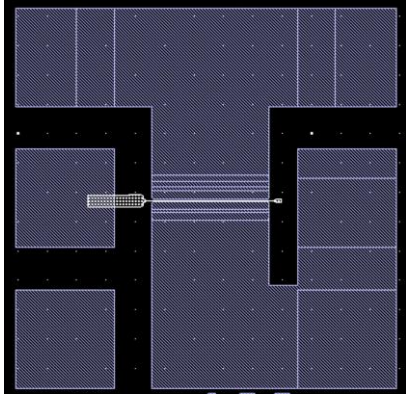
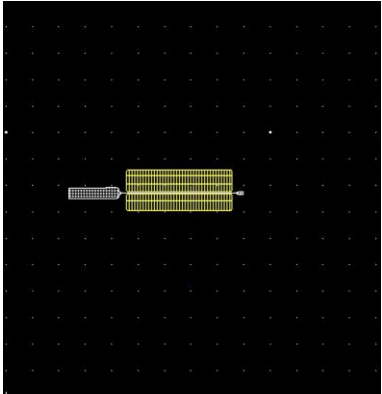
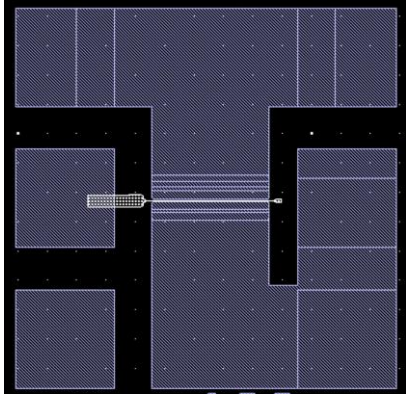
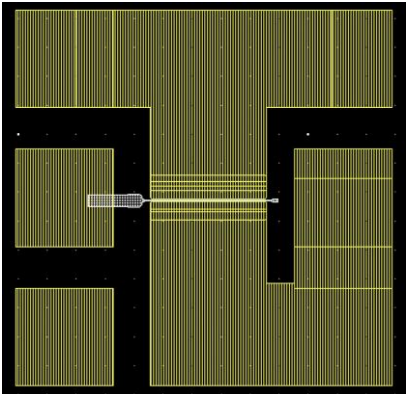
	Layer contact ohmique avec layer grille	Layer recroissance des caissons de n-GaN AVEC layer grille
TR_100nm_B		
TR_100nm_E		

Tableau 46 : Topographie des layers « contact ohmique et grille » et des layers « recroissance des caissons de n-GaN et grille » des transistors TR100nm_B et TR100nm_E

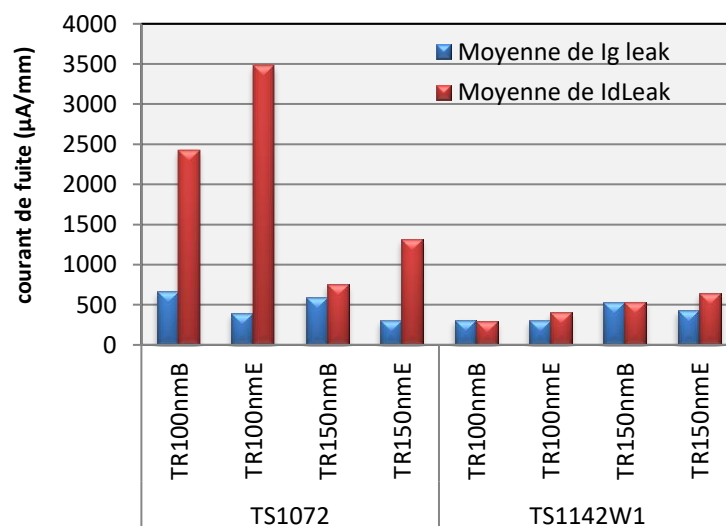


Figure 123: Graphe montrant la moyenne du courant de fuite $I_{d\text{leak}}$ (en rouge) et $I_{g\text{leak}}$ (en bleu) pour les transistors TR100nm_B et TR150nm_B dont les caissons de n-GaN sont localisés et pour les transistors TR100nm_E et TR150nm_E dont la recroissance de n-GaN englobe tout le métal de contact ohmique des échantillons TS1072 et TS1142W1

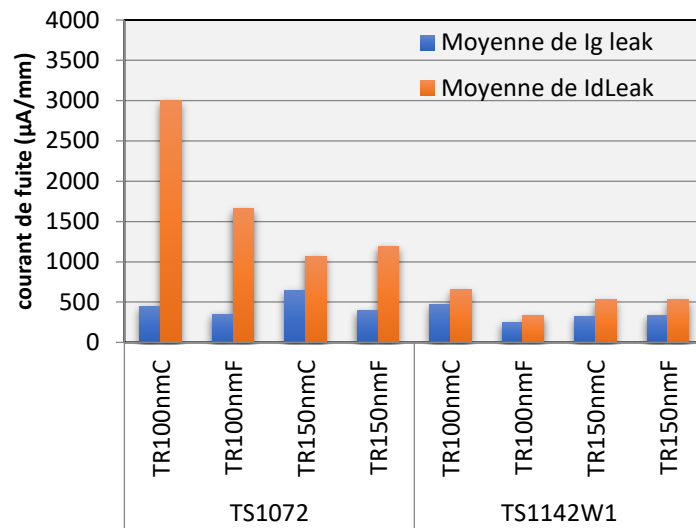


Figure 124: Graphe montrant la moyenne du courant de fuite $I_{d\text{leak}}$ (en rouge) et $I_{g\text{leak}}$ (en bleu) pour les transistors TR100nm_C et TR150nm_C dont les caissons de n-GaN sont localisés et pour les transistors TR100nm_F et TR150nm_F dont la croissance de n-GaN englobe tout le métal de contact ohmique des échantillons TS1072 et TS1142W1

- Les paramètres I_{dIHV} et I_{gIHV}

Les courants de fuite altèrent les performances des transistors puisqu'ils génèrent une perte non négligeable de puissance lors du fonctionnement du composant et peuvent également générer des dégradations. Il est particulièrement important de bien caractériser ces courants. Après nous être intéressé aux paramètres $I_{g\text{leak}}$ et $I_{d\text{leak}}$, nous allons nous focaliser sur les paramètres I_{dIHV} et I_{gIHV} qui représentent les courants de fuite de drain et de grille avec une tension V_{ds} plus importante. Ainsi, pour ces mesures on applique une tension $V_{ds}=20\text{ V}$ et $V_{gs}=-7\text{ V}$.

Pour chacune des topologies de transistors, les mesures des courants de fuite ont été réalisées sur 38 sites de mesure sur les échantillons TS929 et TS1072 et 19 sites de mesure sur l'échantillon TS1142W1. Les moyennes ont ensuite été calculées pour chacune des topologies et sont illustrées par l'intermédiaire des graphes de la Figure 125, Figure 126 et Figure 127. On constate qu'en moyenne, les transistors sur l'échantillon TS1072 ont un fort courant de fuite lorsque la tension V_{ds} est égale à 20V, suivi de l'échantillon TS1142W1 puis l'échantillon TS929.

On rappelle que les échantillons TS1072 et TS1142W1 sont des structures HEMTs sur substrat saphir tandis que l'échantillon TS929 correspond à une structure HEMT sur substrat SiC. La présence de la « back barrier » au sein de la structure HEMT de l'échantillon TS929 améliore considérablement l'isolation des composants. Le substrat joue aussi un rôle essentiel dans la qualité des couches épitaxiales et par conséquent sur les performances des transistors HEMTs. Le substrat saphir présente un plus grand désaccord de paramètre de maille avec les matériaux III-N que le substrat SiC. Les différences de paramètre de maille et de coefficient de dilatation thermique génèrent des contraintes et des défauts comme des dislocations. Ces défauts et les conditions de croissance utilisées peuvent être à l'origine des courants de fuite observés dans les structures.

Par ailleurs, on observe sur la Figure 127 que l'échantillon TS1072 est particulièrement sensible à la longueur de la grille : les transistors composés d'une grille de 100nm présentent un courant de fuite de drain particulièrement important lorsque l'on augmente la tension V_{ds} . Ce résultat avait déjà été mis en exergue dans la partie précédente, cependant on constate qu'ici les courants de fuite de drain sont particulièrement importantes, suite au mauvais confinement des électrons du gaz 2D et une mauvaise isolation électrique du buffer.

En revanche, les échantillons TS1142W1 et TS929 présentent une bonne isolation électrique des composants. Les différences de courant de fuite entre les deux structures s'expliquent par la qualité du buffer, le substrat et le type de la barrière constituant le composant HEMT.

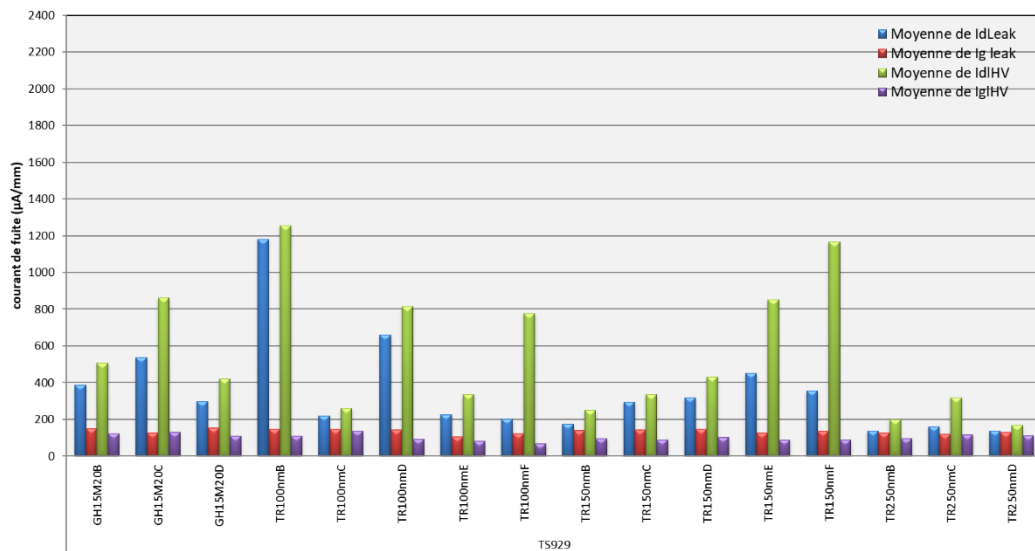


Figure 125: Moyenne du courant de fuite I_{dLeak} (en rouge), I_{dIHV} (en vert), I_{gLeak} (en bleu), I_{gIHV} (en violet) pour les différents transistors de l'échantillon TS929

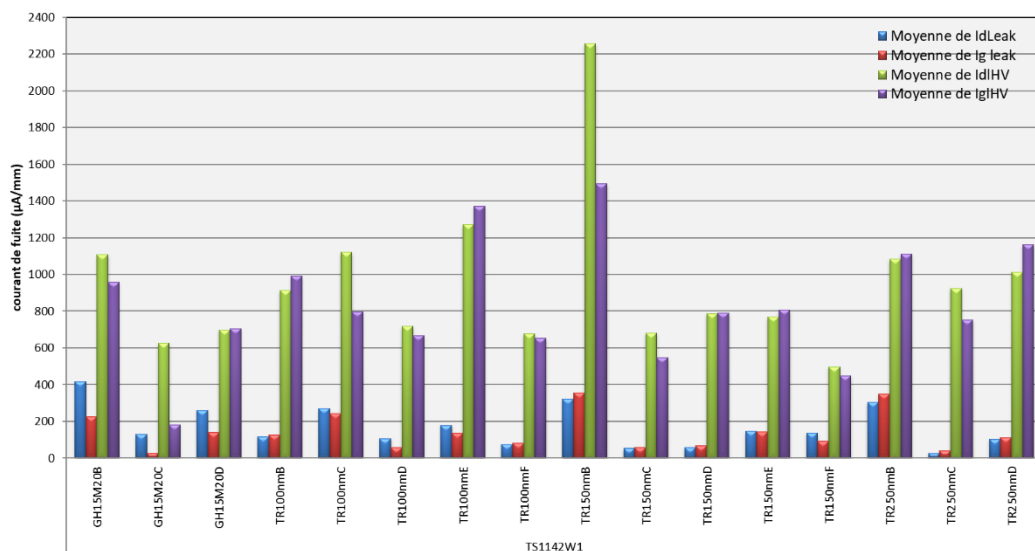


Figure 126: Moyenne du courant de fuite I_{dLeak} (en rouge), I_{dIHV} (en vert), I_{gLeak} (en bleu), I_{gIHV} (en violet) pour les différents transistors de l'échantillon TS1142W1

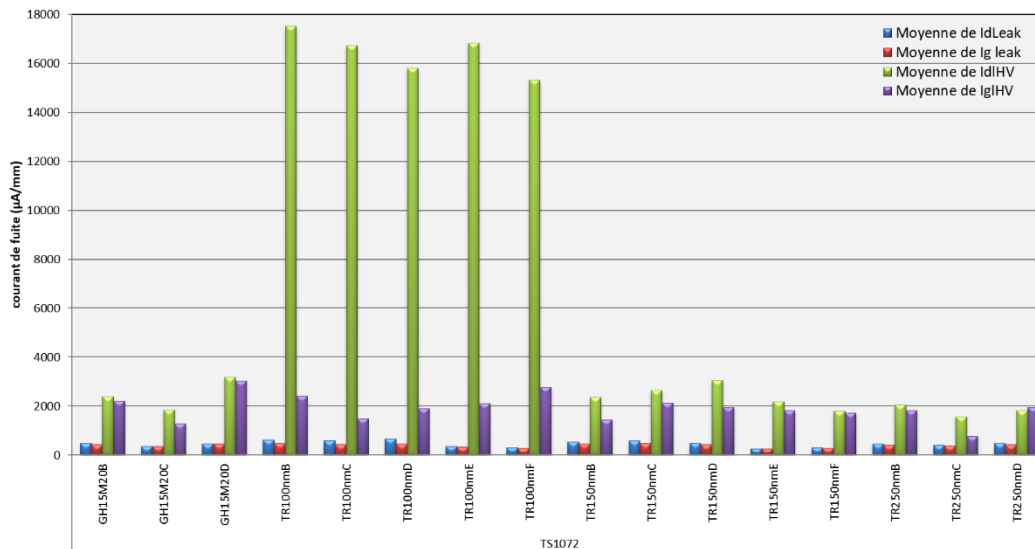


Figure 127: Moyenne du courant de fuite I_{dLeak} (en rouge), I_{dIHV} (en vert), I_{gLeak} (en bleu), I_{gIHV} (en violet) pour les différents transistors de l'échantillon TS1072

Toutes les mesures précédentes montrent que l'échantillon TS929 possède les meilleures caractéristiques. En effet, les transistors de test de cet échantillon présentent un courant de saturation important, une transconductance élevée et des courants de fuite I_{dIHV} et I_{gIHV} faibles.

5.2. Caractérisations des transistors en régime impulsionnel

Les mesures des caractéristiques électriques des transistors en régime impulsionnel sont particulièrement pertinentes car elles permettent de s'affranchir des effets thermiques en appliquant des impulsions autour du point de polarisation défini. Ainsi, il est possible de minimiser les effets thermiques en jouant sur la durée des impulsions de tension et sur le temps d'attente entre deux impulsions. Le principe de la mesure est rappelé dans le chapitre I.

Cette fois-ci, ce sont les transistors d'étude qui seront utilisés pour les mesures et notamment le transistor NT21E, NT26E, NT21O et NT26O. Les caractéristiques topologiques de ces transistors de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ sont rappelées dans le Tableau 47. Nous nous focaliserons sur les échantillons fabriqués sur les structures HEMT AlGaIn/GaN.

Ces mesures nous ont permis de déterminer :

- Le courant de saturation I_{DSS+}
- La puissance P_{out} estimée à 20V (polarisation=20V, sur réseau ($V_p, 20$))

Transistors	Longueur de grille (μm)	Distance source-grille (avec n-GaN) (μm)	Distance grille-drain (avec n-GaN) (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)
NT21E	0,15	0,6	1,8	2,55
NT26E	0,1			2,5
NT21O	0,15	0,5	0,5	1,15
NT26O	0,1			1,1

Tableau 47: Caractéristiques des transistors 2x50 μm mesurés en régime impulsionnel

5.2.1. Mesures en régime impulsionnel sur l'échantillon TS929

La mesure du courant I_{DS} en fonction de la tension V_{DS} a été réalisée sous différentes conditions de polarisation afin de caractériser les phénomènes de dégradation des performances électriques des composants. Les points de polarisation choisis sont les suivants :

- ($V_{GS0} = 0 \text{ V}$; $V_{DS0} = 0 \text{ V}$) : il s'agit du point de repos où le composant n'est pas soumis à l'auto-échauffement et à l'activation des pièges. On parle de point de référence. Il s'agit des courbes de couleur rouge sur la Figure 128(b) et la Figure 129(b).
- ($V_{GS0} = -6 \text{ V}$; $V_{DS0} = 0 \text{ V}$) : ce point de polarisation permet de caractériser les perturbations engendrées par la modification du potentiel de grille dont la tension est au-delà de la tension de pincement. Cette mesure permet de mettre en évidence les phénomènes dits de gate-lag. Il s'agit des courbes de couleur verte sur la Figure 128(b) et la Figure 129(b).
- ($V_{GS0} = -6 \text{ V}$; $V_{DS0} = 20 \text{ V}$) : ce point de polarisation est équivalent au point de fonctionnement du transistor au cours de la mesure de puissance hyperfréquence en classe B. Ce point de polarisation permet de caractériser les perturbations engendrées par une augmentation rapide du potentiel de drain et en appliquant un potentiel de grille dont la tension est au-delà de la tension de pincement. Cette mesure permet de mettre en avant les phénomènes dits de drain-lag. Il s'agit des courbes de couleur cyan sur la Figure 128(b) et la Figure 129(b).
- ($V_{GS0} = -6 \text{ V}$; $V_{DS0} = 40 \text{ V}$) : En appliquant un fort potentiel de drain, cette mesure est complémentaire à la mesure sous le point de polarisation ($V_{GS0} = -6 \text{ V}$; $V_{DS0} = 20 \text{ V}$) et permet de mieux caractériser les phénomènes de drain-lag. Il s'agit des courbes de couleur bleue sur la Figure 128(b) et la Figure 129(b).

Les notions de gate-lag et drain-lag ont été explicitées dans le chapitre I.

Les transistors présentés dans le Tableau 47 ont été mesurés à différents endroits sur la plaque TS929 afin d'avoir des statistiques. La Figure 128 et la Figure 129 représentent respectivement un point de mesure des transistors NT21E et NT26E. On remarque sur ces figures que le transistor NT26E présente un courant de saturation plus élevé que le transistor NT21E, ce qui est cohérent avec la diminution de la longueur de grille. A partir de l'allure des courbes bleues (point de polarisation ($V_{GS0} = -6 \text{ V}$; $V_{DS0} = 20 \text{ V}$)) et des courbes de couleur cyan (point de polarisation ($V_{GS0} = -6 \text{ V}$; $V_{DS0} = 40 \text{ V}$)) de la Figure 128(b) et

la Figure 129(b), nous pouvons voir que les effets de drain-lag perturbent davantage le fonctionnement du transistor entraînant ainsi une chute de courant de drain par rapport aux courbes de couleur rouge (point de polarisation ($V_{GS0} = 0\text{ V}$; $V_{DS0} = 0\text{ V}$) = point de référence). Il est possible de quantifier les pertes associées aux phénomènes de gate-lag ($\alpha_{\text{gate-lag}}$) et de drain-lag ($\alpha_{\text{drain-lag}}$) à partir des équations suivantes :

$$\alpha_{\text{gate-lag}} = \frac{I_d(V_{GS0}=0\text{ V}; V_{DS0}=0\text{ V}) - I_d(V_{GS0}<V_p; V_{DS0}=0\text{ V})}{I_d(V_{GS0}=0\text{ V}; V_{DS0}=0\text{ V})} \times 100 \quad \text{Équation 74}$$

$$\alpha_{\text{drain-lag}} = \frac{I_d(V_{GS0}=0\text{ V}; V_{DS0}=0\text{ V}) - I_d(V_{GS0}<V_p; V_{DS0} \neq 0\text{ V})}{I_d(V_{GS0}=0\text{ V}; V_{DS0}=0\text{ V})} \times 100 \quad \text{Équation 75}$$

Il est également possible d'évaluer la puissance de sortie maximale du transistor (P_{out}) polarisé en classe A à partir de l'équation suivante :

$$P_{\text{out}} = \frac{I_{d\text{max}} (V_{DS\text{max}} - V_{DS\text{coude}})}{8} \quad \text{Équation 76}$$

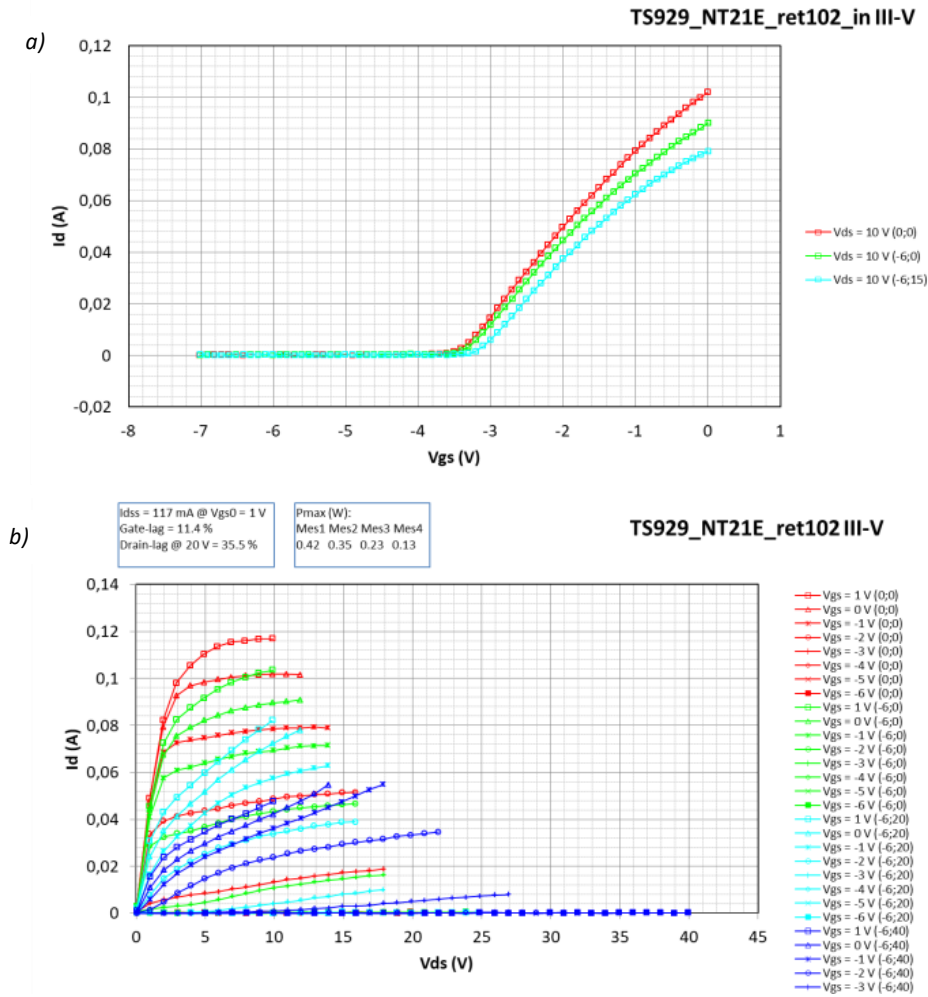


Figure 128: Mesures en régime impulsionnel du transistor NT21E de développement $2 \times 50\text{ }\mu\text{m}$ avec une longueur de grille de 150 nm sur l'échantillon TS929 (a) graphe représentant I_d en fonction V_{gs} (b) graphe représentant I_d en fonction de V_{ds}

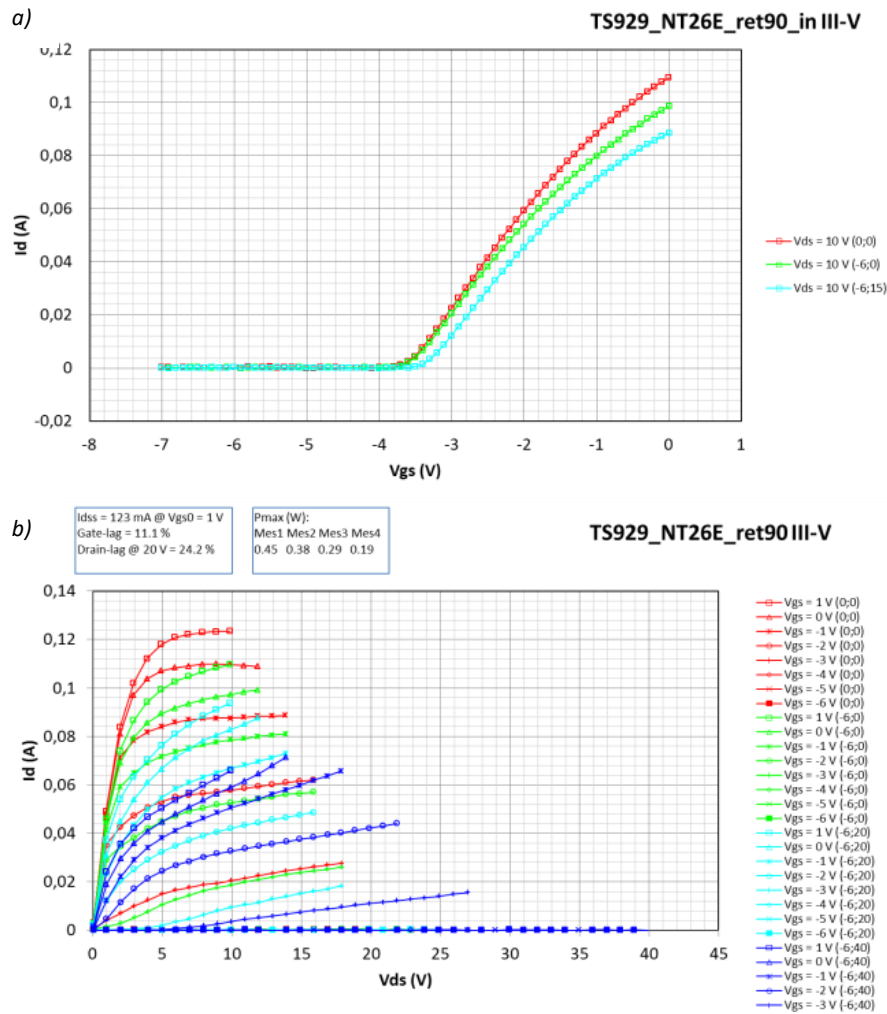


Figure 129: Mesures en régime impulsionnel du transistor NT26E de développement 2x 50 μm avec une longueur de grille de 100 nm sur l'échantillon TS929 (a) graphe représentant I_d en fonction V_{gs} (b) graphe représentant I_d en fonction de V_{ds}

TRANSISTOR	NT21E	NT21O	NT26E	NT26O
Longueur de grille (nm)	150	150	100	100
$I_{ds+}(0,0)$ (mA/mm)	1070	1195	1204	1150
Gate-Lag (%)	11,0	11,6	8,8	10,1
Drain-Lag @ $V_{DS0}=20\text{V}$ (%)	36,6	34,0	25,7	21,1
Drain-Lag @ $V_{DS0}=40\text{V}$ (%)	57,0	49,7	44,0	29,0
P_{out} estimée à $V_{DS0}=20\text{V}$ (W/mm)	2,1	2,5	2,8	2,9

Tableau 48: Moyenne des mesures électriques en régime impulsionnel des transistors NT21E, NT21O, NT26E et NT26O de développement 2x50 μm sur l'échantillon TS929

A partir des mesures en régime impulsionnel, nous avons pu déterminer le courant de drain à la saturation au point de polarisation de repos, le pourcentage de perte de courant de drain liée au gate-lag et le pourcentage de perte de courant de drain liée au drain-lag à deux polarisations ($V_{GS0} = -6\text{ V}$; $V_{DS0}=20\text{ V}$) et ($V_{GS0} = -6\text{ V}$; $V_{DS0}=40\text{ V}$). La puissance de sortie P_{out} a été estimée et nous avons également extrait les courants de fuite de drain et de grille. Les moyennes des mesures des différents transistors sont rapportées dans le Tableau 48.

Les transistors NT21E, NT26E, NT21O et NT26O présentent un courant de saturation maximal moyen supérieur à 1050 mA/mm. Lorsqu'on compare les transistors entre eux, on remarque que la puissance P_{out} moyenne estimée à 20V est plus importante pour les transistors ayant un espacement source-drain plus petit. En effet, les transistors NT21O et NT26O (faibles espacements entre les contacts ohmiques) ont des puissances P_{out} supérieures à celles des transistors NT21E et NT26E. La longueur de grille joue aussi un rôle sur le paramètre de la puissance P_{out} : plus la longueur de grille est faible pour une topologie donnée, plus le courant et la puissance P_{out} accessibles sont importants si la tension de claquage n'est pas dégradée. La distance source-drain et la longueur de grille sont deux paramètres permettant de moduler les performances des transistors.

On constate que les pertes de courants de drain liés aux effets de gate-lag sont inférieurs à 12%. On note quand même que les transistors avec des grilles de longueur de 150 nm (transistors NT21E et NT21O) sont légèrement plus sensibles à ces effets.

En revanche, on constate que les pertes de courants de drain liés aux effets de drain-lag sont supérieures à 20%. On note aussi que les transistors avec des grilles de longueur de 150 nm (transistors NT21E et NT21O) ont davantage de perte de courant de drain supérieure à 30% au point de polarisation ($V_{GS0} = -6$ V ; $V_{DS0} = 20$ V) et supérieures à 49% au point de polarisation ($V_{GS0} = -6$ V ; $V_{DS0} = 40$ V). Pour une même longueur de grille, on peut remarquer que plus la distance entre les contacts ohmiques est importante et plus la perte de courant de drain liés aux effets de drain-lag est importante.

Les transistors sont donc sensibles aux effets des pièges présents dans le buffer, dans la « back barrière » ou à la surface. Ces pièges peuvent aussi être produit par la gravure du matériau III-N lors de la définition des caissons pour le n-GaN. Les effets des pièges sont des paramètres à prendre en compte dans la montée en fréquence des composants HEMTs. En effet, ils sont responsables d'une diminution du courant et peuvent contribuer à augmenter significativement la résistance du transistor en régime linéaire.

Ces transistors sont sensibles au niveau de la surface (champ électrique plus élevé induisant une forte densité d'états de surface peuplés/dépeuplés).

Dans un semi-conducteur de type n, le niveau de Fermi est proche du bas de la bande de conduction. Lorsque la surface HEMT n'est pas passivée, certains électrons se retrouvent piégés par les états de surface entraînant un enfoncement du niveau de Fermi dans la bande interdite. Il y a alors une courbure de bande en surface où la bande de conduction s'éloigne du niveau de Fermi. A la suite de la création du potentiel de surface, il s'établit une zone de déplétion qui s'étend dans le volume du semi-conducteur. Lorsque le potentiel de surface est suffisamment important, le niveau de Fermi devient insensible à la variation de tension de polarisation appliquée sur la grille. Le rôle des traitements de surface et de la passivation est alors de stabiliser les propriétés électriques de la surface, en réduisant la réactivité chimique de la surface par la neutralisation des liaisons pendantes en surface [101].

5.2.2. Mesures en régime impulsionnel sur l'échantillon TS1072

Nous allons porter notre attention sur le transistor NT21E de l'échantillon TS1072. Cinq mesures ont été réalisées en régime impulsionnel sur cet échantillon en choisissant différents sites de mesure afin de déterminer des moyennes dans les mêmes conditions que précédemment. Le Tableau 49 reporte les valeurs électriques obtenues pour TS1072 et TS929.

Tout d'abord, on constate qu'au point de polarisation de repos, le courant de drain maximal à la saturation et la puissance P_{out} estimée à $V_{DS0}=20V$ sont plus importants sur le transistor NT21E de l'échantillon TS1072.

Les effets de gate-lag sont relativement comparables sur les deux échantillons ($\alpha_{gate-lag}$ inférieure à 13%).

En revanche, il y a une nette différence sur la contribution des effets de drain-lag sur les pertes de courant de drain. Ces effets sont 1,9 fois moins impactants sur l'échantillon TS1072 pour les deux polarisations que sur l'échantillon TS929.

On peut soupçonner que les fuites permettent aux pièges de se décharger plus vite dans l'échantillon TS1072 que dans l'échantillon TS929, ce qui expliquerait les plus faibles $\alpha_{drain-lag}$ observés sur l'échantillon TS1072. Ceci est cohérent avec les mesures statiques présentées dans la partie 5.1. Nous avons vu que la qualité de l'isolation des composants se corrèle avec les courants de fuite de drain mesurés.

Echantillon	TS929	TS1072
Transistor	NT21E	NT21E
$I_{ds+}(0,0)$ (mA/mm)	1070	1244
Gate-Lag (%)	11	12,8
Drain-Lag @ $V_{DS0}=20V$ (%)	36,6	18,8
Drain-Lag @ $V_{DS0}=40V$ (%)	57	29
P_{out} estimée à $V_{DS0}=20V$ (W)	2,1	3,1

Tableau 49: Tableau rapportant les mesures électriques en régime impulsionnel du transistor NT21E de développement $2 \times 50 \mu m$ sur les échantillons TS929 et TS1072

5.3. Mesure des paramètres S

Après l'étape de l'épaississement métallique des plots et la passivation, sur les échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1, des mesures de puissances en hyperfréquence ont été réalisées sur les transistors présentés dans le chapitre III.

On rappelle que les échantillons TS929 et TS1072 présentent une structure AlGaIn/GaN, le premier sur substrat SiC et le second sur substrat saphir. L'échantillon TS1142W1 est une structure InAlGaIn/GaN sur substrat saphir.

5.2.3. Extraction des paramètres extrinsèques des transistors

A partir de l'exploitation des paramètres [S] et [Y] de chacun des transistors, il est possible d'extraire certains éléments caractéristiques du transistor.

Ces éléments ont été extraits pour chacun des transistors à partir des mesures réalisées sous la polarisation suivante : $J_d = 100 \text{ mA/mm}$ et $V_{ds} = 5V$. Le transistor est donc partiellement ouvert.

Les paramètres extrinsèques ont été extraits en utilisant les équations suivantes :

$$Z_{11} = R_S + 0,5 R_{ch} + R_g + j(\omega(L_G + L_S) - \frac{1}{\omega C_g}) \quad \text{Équation 77}$$

$$Z_{12} = R_S + 0,5 R_{ch} + j\omega L_S \quad \text{Équation 78}$$

$$Z_{22} = R_S + R_{ch} + R_d + j\omega(L_d + L_S) \quad \text{Équation 79}$$

Les parties réelles des paramètres Z permettent de remonter aux valeurs des résistances. Lorsque le transistor est pincé on a :

$$Re\{Z_{11}\} = R_S + R_g \quad \text{Équation 80}$$

$$Re\{Z_{12}\} = R_S \quad \text{Équation 81}$$

$$Re\{Z_{22}\} = R_S + R_d \quad \text{Équation 82}$$

Avec les paramètres Y, on peut extraire les grandeurs suivantes à partir des équations suivantes [102] [103]:

$$g_{ds} = Re[Y_{22}] + Re[Y_{12}] \quad \text{Équation 83}$$

$$C_b = -\frac{Im\{Y_{12}\}}{\omega} \quad \text{Équation 84}$$

$$C_{pg} = \frac{Im\{Y_{11}\}}{\omega} - 2C_b \quad \text{Équation 85}$$

$$C_{ds} + C_{pd} = \frac{Im\{Y_{11}\}}{\omega} - 2C_b \quad \text{Équation 86}$$

Les schémas équivalents d'un transistor non pincé et pincé sont présentés sur la Figure 130:

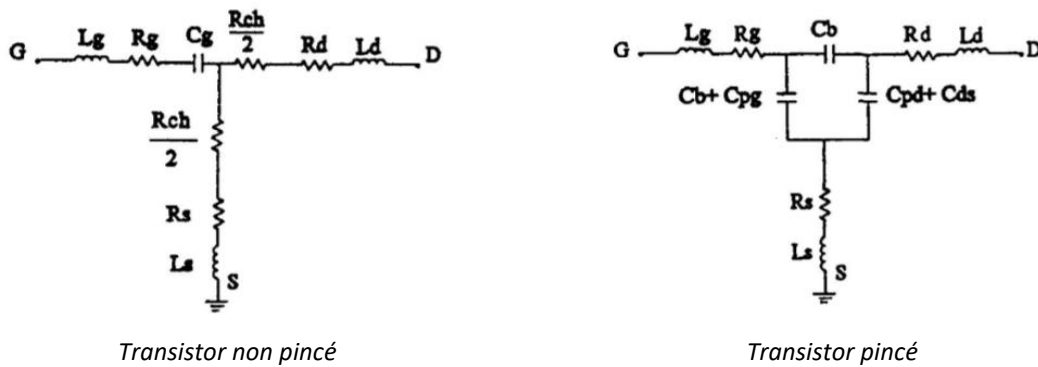


Figure 130 : Schéma équivalent d'un transistor (à gauche : d'un transistor non pincé et à droite : d'un transistor pincé) [102]

Dans notre cas, le transistor n'est pas passif puisqu'on applique une tension V_{ds} de 5V. A faible fréquence, les paramètres extrinsèques C_{gs} , C_{ds} et C_{gd} du schéma équivalent présenté dans la Figure 13 sont approximés en utilisant les formules suivantes :

$$C_{gs_{ext}} = C_{gs_{int}} + C_{pg} = \text{Im}\{Y_{11}\} - \text{Im}\{Y_{12}\} \quad \text{Équation 87}$$

$$C_{ds_{ext}} = C_{ds_{int}} + C_{pd} = \text{Im}\{Y_{22}\} - \text{Im}\{Y_{12}\} \quad \text{Équation 88}$$

$$C_{gd_{ext}} = C_{gd} = \text{Im}\{Y_{12}\} \quad \text{Équation 89}$$

Les capacités C_{pg} et C_{pd} sont liées au plot d'accès du transistor donc invariants aux variations technologiques.

La transconductance intrinsèque g_m [104] se définit comme :

$$g_m = \sqrt{\left[1 + \left(\frac{\text{Re}\{Y_{11}\} + \text{Re}\{Y_{12}\}}{\text{Im}\{Y_{11}\} + \text{Im}\{Y_{12}\}}\right)^2\right] \left[(\text{Re}\{Y_{21}\} + \text{Re}\{Y_{12}\})^2 + (\text{Im}\{Y_{21}\} - \text{Im}\{Y_{12}\})^2\right]} \quad \text{Équation 90}$$

Les expressions des fréquences de coupure et les fréquences maximales d'oscillations sont rappelées dans le chapitre I (Équation 32 et Équation 33). La fréquence de coupure peut être simplifiée (approximation du 1^{er} ordre), en négligeant les éléments parasites du schéma équivalent :

$$f_T = \frac{g_m}{2\pi C_{gs}} \quad \text{Équation 91}$$

Afin de comparer chacun des transistors, les résistances (R_s , R_d et R_g) sont calculées à partir de l'Équation 80, l'Équation 81 et l'Équation 82 et les capacités ($C_{gs_{ext}}$, $C_{ds_{ext}}$ et $C_{gd_{ext}}$) sont calculées à partir de l'Équation 87, l'Équation 88 et l'Équation 89.

En annexe 2, les tableaux recensent les valeurs extraites des paramètres Y et Z pour chacun des transistors des trois échantillons. Dans cette partie, on s'intéressera aux moyennes de chacune des composantes des capacités et des résistances. La Figure 131 représente les moyennes de ces deux paramètres pour chaque famille de transistor permettant de comparer les échantillons.

La famille de transistor NT26 (avec une grille de 100 nm) se distingue en moyenne par les plus faibles capacités et les plus faibles résistances. Les transistors NT21 (grille de 150 nm) se caractérisent par des résistances du même ordre de grandeur que les transistors NT26.

Les transistors T2x20 se différencient des transistors NT21 au niveau de leur topologie, même s'ils présentent une longueur de grille similaire de (0,15 μm). Il s'agit de transistor deux doigts de développement de 20 μm .

La configuration des transistors 2x20 se différencie par des résistances (R_g , R_d et R_s) élevées. Cette configuration de transistors présente une capacité C_{ds} bien plus élevée et une capacité C_{gd} bien plus faible que les configurations NT21 et NT26. L'échantillon TS1142W1 avec une barrière InAlGaN se caractérise par des capacités C_{gs} et C_{gd} plus élevées que les deux autres échantillons. Cette élévation de capacités est principalement due à la faible épaisseur de la barrière (12,5 nm). On note aussi que l'échantillon TS1072 présente une forte résistance de grille par rapport aux deux autres échantillons. Ceci pourrait être la conséquence d'une étape mal contrôlée pendant le process entraînant une élévation de la résistance de grille.

L'ensemble de ces résultats souligne le rôle que joue la topologie des transistors en termes de capacités et de résistances, ce qui influe sur la fréquence de coupure de ces derniers. Nous allons maintenant nous intéresser à la méthode permettant d'extraire les paramètres de puissance des transistors afin de comparer chaque configuration. Dans la partie 5.2.5, nous comparerons les configurations de transistor en utilisant les paramètres extrinsèques extraits et les fréquences de coupure.



Figure 131 : **a)** graphes représentant les moyennes des capacités C_{gs} (en bleu), C_{ds} (en rouge) et C_{gd} (en vert) pour chacune des familles de transistors et pour chacun des échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929 ; **b)** graphes représentant les moyennes des résistances R_g (en orange), R_s (en turquoise) et R_d (en violet) pour chacune des familles de transistors et pour chacun des échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

5.2.4. Extraction des fréquences de transition caractéristiques des transistors

Afin de comparer les performances des transistors, nous avons choisi deux paramètres (le gain en courant et le gain transducique). Le gain en courant est un paramètre important à prendre compte dans l'évaluation des performances des transistors notamment dans notre cas où nous souhaitons augmenter la fréquence de fonctionnement des composants HEMTs. Le gain en courant est défini par la relation suivante :

$$|h_{21}|^2 = \left| \frac{-2S_{21}}{(1 - S_{11})(1 - S_{22}) + S_{12}S_{21}} \right|^2 \quad \text{Équation 92}$$

Il est possible d'estimer **la fréquence de coupure (f_T)** lorsque $|h_{12}|^2 = 0$ dB.

Le second paramètre auquel nous allons porter notre attention est le facteur de stabilité de Rollet (K) [105]. Il permet d'indiquer comment adapter le transistor. Ce facteur est défini de la manière suivante :

$$K = \frac{1 - |S_{11}|^2 - |S_{22}|^2 + |\Delta|}{2|S_{12}S_{21}|} \quad \text{Équation 93}$$

Où Δ est le déterminant de la matrice [S] ($\Delta = S_{12}S_{22} - S_{11}S_{21}$)

Lorsque K est supérieur à 1, l'adaptation du transistor est possible et le gain transducique peut atteindre la valeur maximale MAG (Maximum Available Gain). Il convient de préciser deux cas :

- Le transistor est inconditionnellement stable si $|\Delta| < 1$ et dans ce cas le gain transducique maximal est égal à :

$$MAG = \frac{|S_{21}|}{|S_{12}|} (K - \sqrt{K^2 - 1}) \quad \text{Équation 94}$$

- Le transistor est conditionnellement stable si $|\Delta| > 1$ et dans ce cas le gain transducique maximal est égal à :

$$MAG = \frac{|S_{21}|}{|S_{12}|} (K + \sqrt{K^2 - 1}) \quad \text{Équation 95}$$

On définit **la fréquence d'oscillation maximale (f_{max})** lorsque le MAG est égal à 0 dB.

Lorsque K est inférieur ou égal à 1, le transistor est soit conditionnellement stable ou soit inadaptable. Dans ce cas, on définit une nouvelle grandeur le gain maximum stable MSG (Maximum Stable Gain) qui vaut :

$$MSG = \frac{|S_{21}|}{|S_{12}|} \quad \text{Équation 96}$$

Nous allons comparer différents types de transistors en regardant les paramètres explicités ci-dessus.

5.2.5. Comparaison des différents transistors

Dans cette partie, nous allons nous intéresser tout particulièrement aux transistors dont les caractéristiques sont mentionnés dans le Tableau 50.

Transistor	L_g (nm)	L_{s-g} (μm)	L_{g-d} (μm)	L_{s-d} (μm)	Conditions de la recroissance
NT21B	150	0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT21C		0,8	2	2,95	le bord des caissons de n-GaN sont aligné par rapport au bord du métal
NT21D		0,8	1,1	2,05	le bord des caissons de n-GaN sont aligné par rapport au bord du métal
NT21E		0,6	1,8	2,55	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT21F		0,4	1,6	2,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21G		0,6	1,3	2,05	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT21H		0,4	1,1	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21I		0,6	0,9	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT21J		0,4	0,7	1,25	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21K		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21L		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est aligné par rapport au bord du métal
NT21M		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21N		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT21O		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT21P		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
NT21Q		0,5	0,5	1,15	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
NT21R		1,8	2,5	4,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 1 μm par rapport au bord du métal
NT26B	100	0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26C		0,8	2	2,9	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26D		0,8	1,1	2	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26E		0,6	1,8	2,5	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT26F		0,4	1,6	2,1	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26G		0,6	1,3	2	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT26H		0,4	1,1	1,6	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26I		0,6	0,9	1,6	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,2 μm par rapport au bord du métal
NT26J		0,4	0,7	1,2	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26K		0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26L		0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est aligné par rapport au bord du métal
NT26M		0,8	1,5	2,4	le bord des caissons de n-GaN (même surface que le métal) est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
NT26N		0,5	0,5	1,1	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
NT26O		0,5	0,5	1,1	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T2X20_B	150	0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est aligné par rapport au bord du métal
T2X20_C		0,4	1,1	1,65	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal
T2X20_K		0,8	1,5	2,45	le bord des caissons de n-GaN est décalé de 0,4 μm par rapport au bord du métal

Tableau 50 : Liste des transistors qui seront étudiés dans cette partie

- Les transistors T2x20

Cette topologie se caractérise par des transistors de deux doigts de développement de 20 μm avec une grille de longueur de 150 nm. La Figure 132 illustre les différences de conception de ces transistors et le Tableau 51 reporte les caractéristiques des transistors étudiés. Les configurations C et K ont un décalage entre les caissons de n-GaN et le métal du contact ohmique.

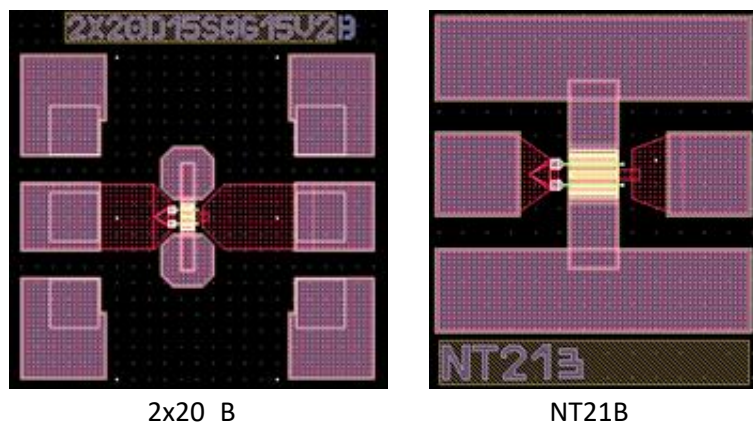


Figure 132: Topologie des transistors à gauche 2x20 de développement 2x20 µm et à droite NT21 de développement 2x50 µm (niveau recroissance de n-GaN, contacts ohmiques, isolation, grille et isolation)

transistor	grille (µm)	Distance source-grille (µm)	Distance grille-drain (µm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (µm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (µm)	taille des zones de n-GaN
2X20_B	0,15	0,8	1,5	2,45	0	localisé
2X20_C	0,15	0,4	1,1	1,65	0,4	localisé
2X20_K	0,15	0,8	1,5	2,45	0,4	localisé

Tableau 51 : Caractéristiques des transistors 2X20B, 2X20C et 2X20K avec un développement 2x20 µm

Pour chacun des transistors de la configuration 2x20 µm, les paramètres extraits à partir des mesures des paramètres S sont reportés en annexe 2. Comme nous avons vu dans la partie 5.2.3, la capacité C_{ds} est plus élevée et la capacité C_{gd} est plus faible par rapport aux transistors de la configuration NT21 et NT26. On constate également que toutes les résistances (R_s , R_d et R_g) sont au moins deux fois plus élevées pour cette topologie de transistors. Le rapport des développements 2x50 µm / 2x20 µm laissait prévoir un facteur 2.5 sur les résistances R_s et R_d ainsi que sur les capacités. Le fait que ce ne soit pas le cas pour les capacités et en particulier pour C_{gsex} montre toute l'importance de la réduction des éléments parasites pour la montée en fréquence.

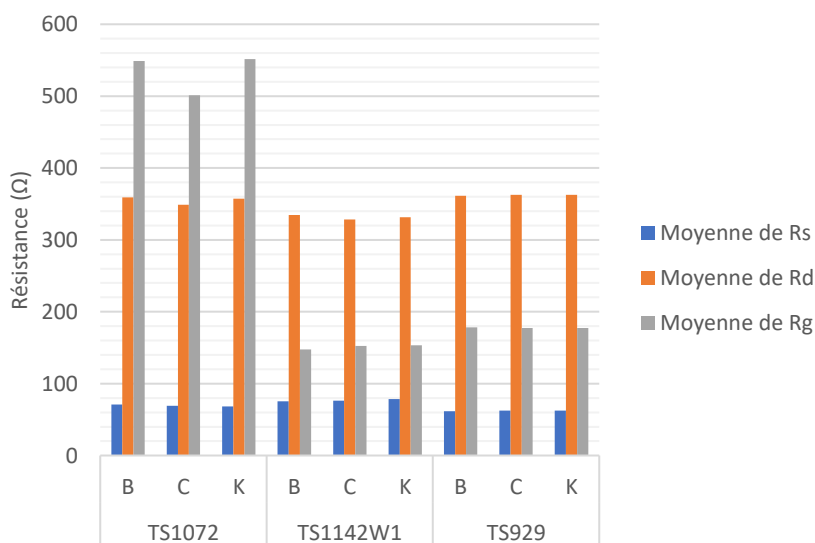


Figure 133: Graphe représentant la résistance moyenne (R_s en bleu, R_d en rouge et R_g en vert) extraite à partir des paramètres S pour les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Par ailleurs, sur la Figure 133, on note que l'échantillon TS1072 présente une résistance moyenne de R_g nettement supérieure aux deux autres échantillons. Cette résistance très élevée s'explique par un problème dont l'origine reste à identifier lors du process au niveau de la grille.

La Figure 134 montre le gain transducique et le gain en courant pour les configurations 2x20B, 2x20C et 2X20K. A partir de cette figure, nous avons pu extrapoler la fréquence d'oscillation maximale et la fréquence de coupure. On constate que pour l'échantillon TS929 sur chacune des trois configurations de transistors, la fréquence de coupure du gain en courant est relativement faible : elle est comprise entre 33,5 et 36 GHz mais la fréquence maximale d'oscillations a été extrapolée et serait aux alentours de 200 GHz. Le Tableau 52 reporte les valeurs de fréquences extrapolées, pour chacune des configurations sur l'échantillon TS929.

Nous verrons par la suite que les topologies NT21 et NT26 permettent d'obtenir des fréquences de coupure plus élevées.

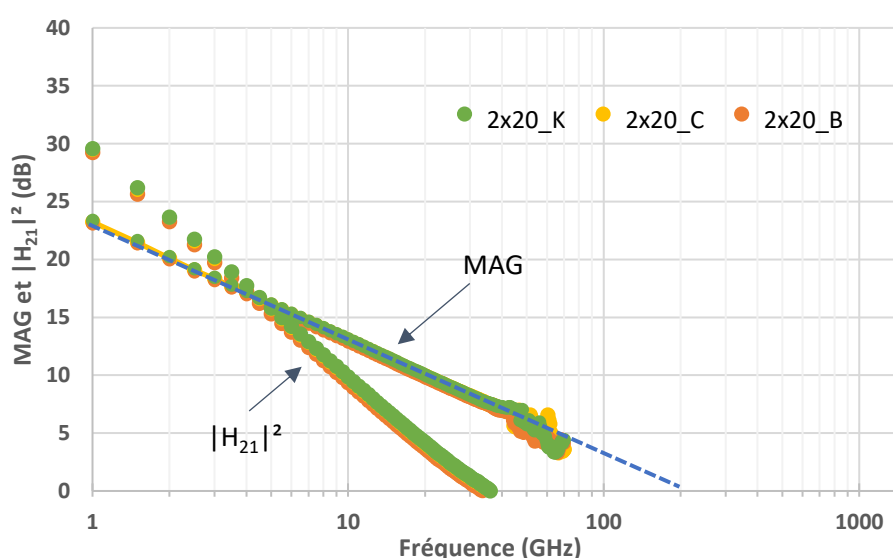


Figure 134: Graphe représentant le gain $|H_{21}|^2$ et le MAG en fonction de la fréquence pour les transistors 2x20B, 2x20C et 2x20K pour l'échantillon TS929

Transistor	F_t (GHz)	F_{max} (GHz)
2X20_B	33,5	200
2X20_C	35,5	200
2X20_K	36	200

Tableau 52 : Fréquence de coupure et fréquence maximale d'oscillations extraites par extrapolation des transistors deux doigts de développement de 20 μm

- Les transistors NT21 et NT26

■ Effet de la taille des grilles pour chaque échantillon

Maintenant, nous allons comparer des familles de transistors avec des longueurs de grille différentes. Les transistors NT21 ont une longueur de grille de 0,15 μm et les transistors NT26 ont une longueur de grille de 0,1 μm . Le développement de ces deux topologies de transistors sont identiques. Il s'agit de d'un transistor de deux doigts de développement 50 μm .

Comparaison des résistances extraites à partir des mesures hyperfréquences

La résistance R_s est relativement indépendante de la longueur de grille pour chaque échantillon. On constate que la résistance R_s est assez homogène sur l'ensemble des trois échantillons (Figure 135). Celle-ci vaut en moyenne $32,5 \pm 2,5 \Omega$ pour l'échantillon TS1072, $31,7 \pm 4,1 \Omega$ pour l'échantillon TS1142W1 et $27,3 \pm 8,7 \Omega$ pour l'échantillon TS929. En revanche, on constate que R_d varie fortement entre transistors de longueur de grille différente (Figure 137). En effet, on note que la résistance R_d est plus élevée pour les transistors avec une grille de 0,15 μm . Ceci paraît surprenant étant donné que la distance grille drain est inchangée (tableau 47). Étant donné que les résistances sont ici mesurées en régime dynamique à haute fréquence, on peut suspecter que quelques pièges résiduels localisés dans la zone grille drain sont à l'origine de cette dégradation. La résistance R_g dépend des dimensions de la grille (Figure 136). Sur les deux échantillons épitaxiés sur substrat saphir, on constate bien que R_g augmente quand la longueur de grille diminue. Ainsi, sur l'échantillon TS1072, cette résistance R_g est notablement plus importante pour les transistors de longueur de grille de 100 nm (topologie de transistors NT26) que sur les transistors NT21 (grille 150 nm). Cette tendance s'observe également sur l'échantillon TS1142W1 mais cette variation n'est pas aussi notable que sur l'échantillon TS1072. En revanche, l'échantillon TS929 présentant une structure AlGaIn/GaN sur SiC a une résistance R_g plus importante pour les transistors NT21 c'est-à-dire les transistors avec la plus grande longueur de grille. La méthode d'extraction de la résistance étant identique pour chacun des transistors, cette différence au niveau de la résistance R_g est probablement liée au process qui reste à optimiser à ce niveau.

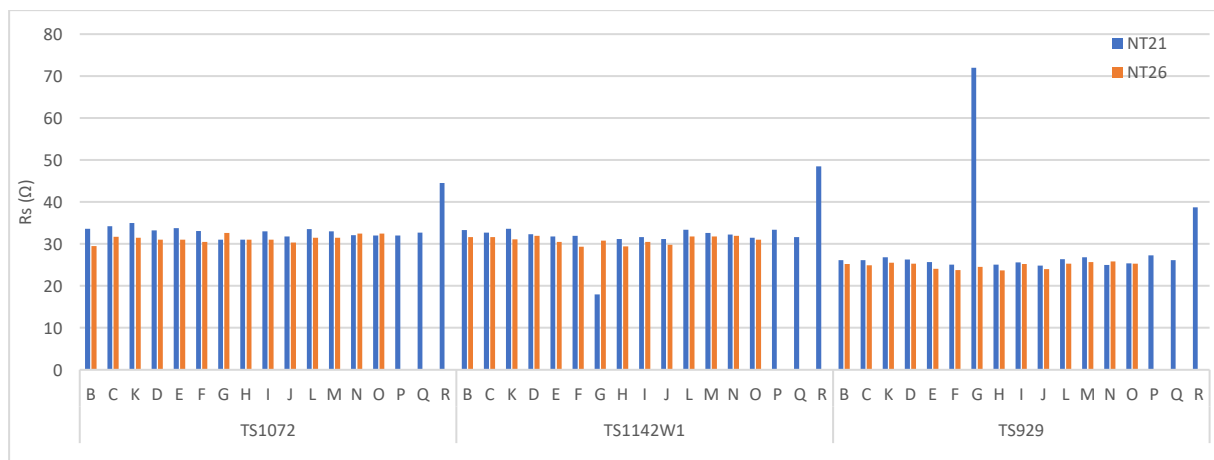


Figure 135: Graphe montrant la résistance R_s en fonction des différents transistors de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929 (en bleu les transistors NT21 avec une taille de grille de 150 nm et en orange, les transistors NT26 avec une taille de grille de 100 nm)

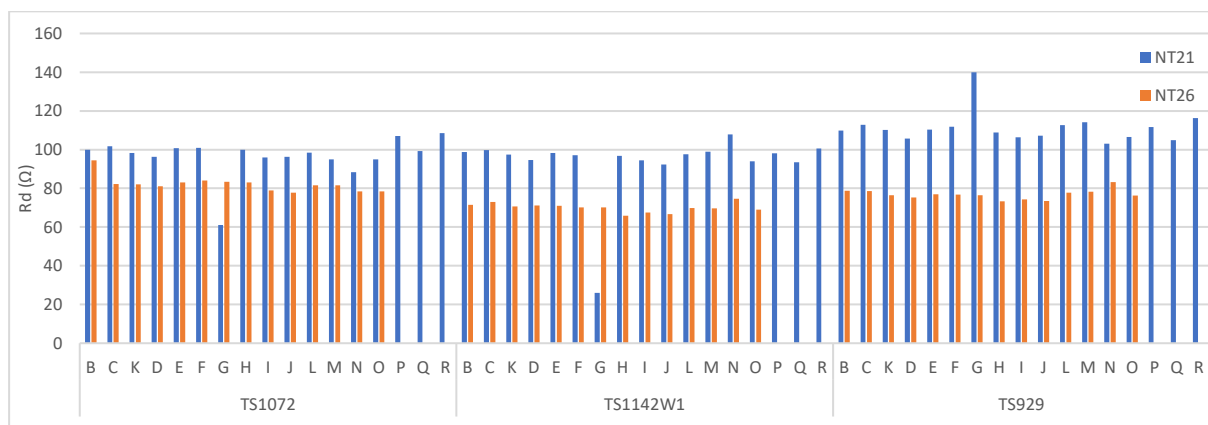


Figure 136: Graphe montrant la résistance R_d en fonction des différents transistors de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929 (en bleu les transistors NT21 avec une taille de grille de 150 nm et en orange, les transistors NT26 avec une taille de grille de 100 nm)

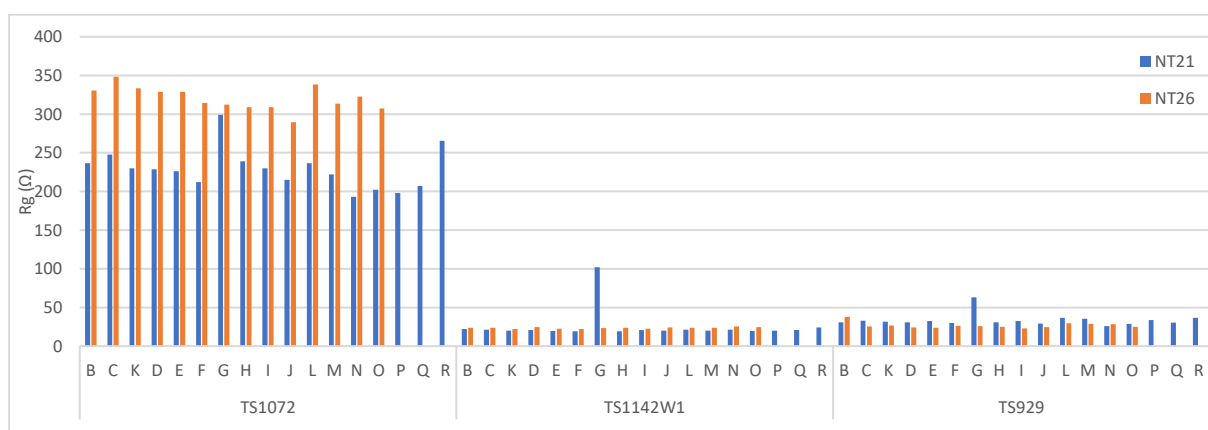


Figure 137 : Graphe montrant la résistance R_g des différents transistors de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929 (en bleu les transistors NT21 avec une taille de grille de 150 nm et en orange, les transistors NT26 avec une taille de grille de 100 nm)

Comparaison des capacités et du gain extraits à partir des mesures hyperfréquences

Après nous être intéressés aux résistances, nous allons prêter attention aux capacités et au gain extraits pour les deux topologies de transistors (NT21 et NT26) qui ne se différencient que par la longueur de grille.

Dans le cadre de notre étude, nous allons nous intéresser tout particulièrement aux capacités C_{gd} et C_{gs} et au gain G_d car ces paramètres interviennent dans la fréquence de coupure d'un transistor (équation 29 chapitre 1). Nous n'évoquerons pas la capacité C_{ds} .

On constate que la capacité $C_{gs,ext}$ dépend de la longueur de grille. Plus la longueur de grille diminue et plus la capacité $C_{gs,ext}$ diminue, mais pas dans le rapport attendu pour la capacité intrinsèque compte tenu des longueurs de grille. Cette tendance se vérifie sur les trois échantillons. Cette capacité est relativement homogène pour les transistors NT26 ($L_g = 100 \text{ nm}$) et est approximativement égale à 60 fF (Figure 138). La topologie NT21 présente une plus forte capacité $C_{gs,ext}$, celle-ci vaut en moyenne 69 fF .

fF pour les deux structures avec une barrière AlGa_N (TS1072 et TS929) et en moyenne 83 fF pour la structure avec une barrière InAlGa_N (TS1142W1). Le dimensionnement imparfait avec la longueur de grille et avec l'épaisseur de barrière montre l'importance des éléments parasites sur cette capacité.

La capacité $C_{gd,ext}$ a également été extraite pour les deux topologies de transistors. Les structures épitaxiées sur substrat saphir (échantillons TS1072 et TS1142W1) présentent une plus forte capacité (supérieure à 23 fF pour les deux topologies de transistors) et on constate que les transistors de plus faible longueur de grille ($L_g = 100$ nm) montrent une légère diminution de cette capacité. En revanche, on constate que le comportement de l'échantillon TS929 épitaxié sur substrat SiC est différent. La capacité $C_{gd,ext}$ est plus faible, elle vaut en moyenne 17 fF pour la topologie NT21 et 19 fF pour la topologie NT26 (Figure 139). Cette dernière ne peut pas être exclusivement attribuée à une épaisseur de barrière plus importante mais probablement aussi au meilleur confinement des électrons.

D'autre part, un troisième paramètre important à prendre en compte dans la montée en fréquence de fonctionnement des transistors est le gain G_d . Comme pour les capacités et les résistances, on cherche à obtenir le plus faible G_d afin de maximiser le rapport G_m/G_d et les fréquences caractéristiques. On constate que pour les trois échantillons, une très légère augmentation de ce gain apparait quand on diminue la longueur de grille (Figure 140). L'échantillon TS929 a le gain G_d le plus élevé, en moyenne égal à 31 mS pour la topologie NT21 et 34 mS pour la topologie NT26. En revanche, l'échantillon TS1072 a le plus faible gain G_d , en moyenne égal à 22 mS pour la topologie NT21 et 24 mS pour la topologie NT26. Il était attendu que l'épaisseur de barrière plus faible de TS929, le meilleur rapport d'aspect qui en découle ainsi que la présence d'une « back barrière » favorisent un meilleur confinement avec un gain G_d plus faible, ce qui n'est pas le cas ici.

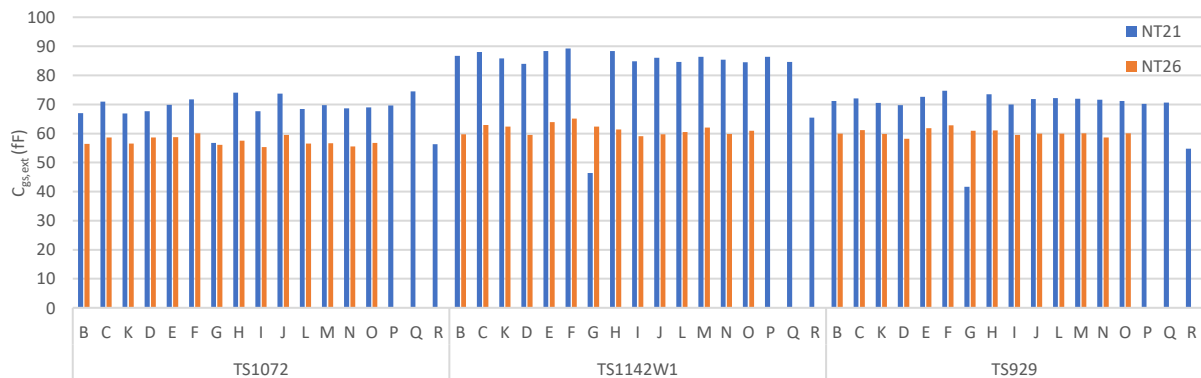


Figure 138: Graphe montrant la capacité $C_{gs,ext}$ en fonction des différents transistors de développement $2 \times 50 \mu\text{m}$ sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929 (en bleu les transistors NT21 avec une taille de grille de 150 nm et en orange, les transistors NT26)

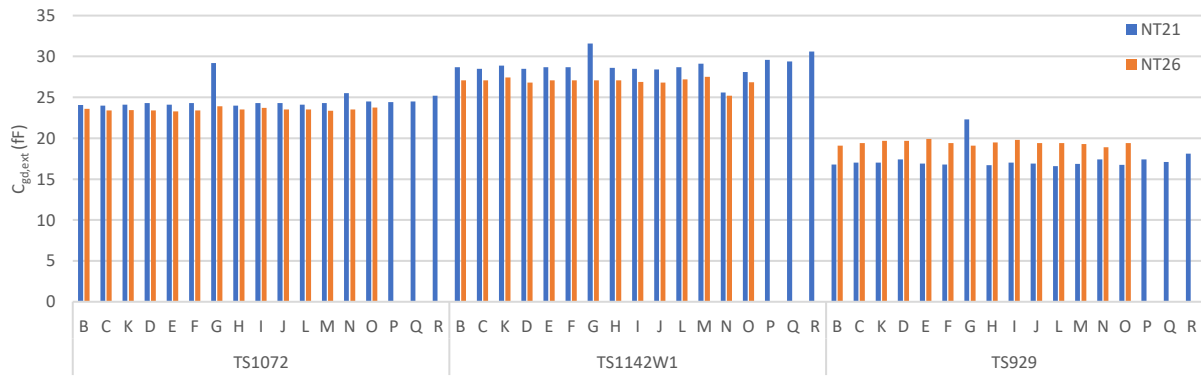


Figure 139: Graphe montrant la capacité $C_{gd,ext}$ en fonction des différents transistors de développement $2 \times 50 \mu m$ sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929 (en bleu les transistors NT21 avec une taille de grille de 150 nm et en orange, les transistors NT26)

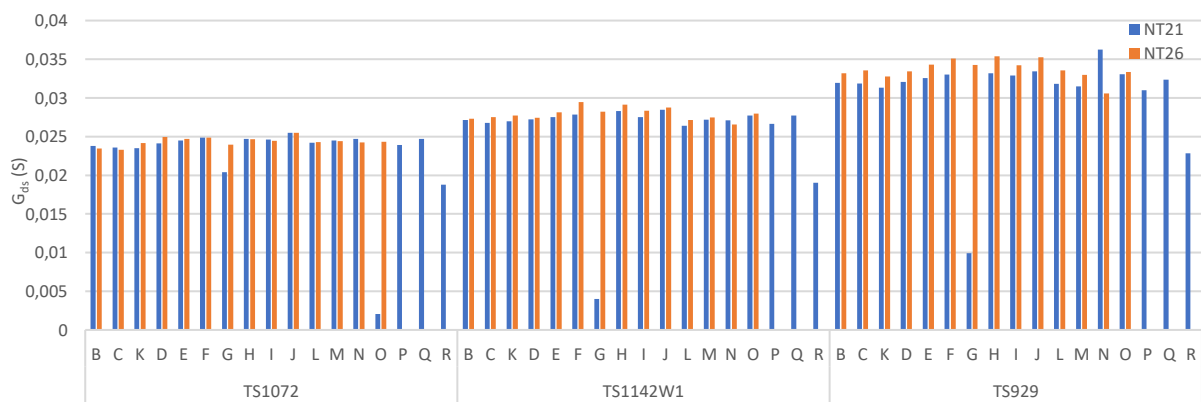


Figure 140: Graphe montrant le gain G_{ds} en fonction des différents transistors de développement $2 \times 50 \mu m$ sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929 (en bleu les transistors NT21 avec une taille de grille de 150 nm et en orange, les transistors NT26)

Les mesures de paramètres S nous ont permis d'extraire les résistances, capacités et gain G_{ds} permettant d'identifier l'échantillon et la topologie avec la fréquence de coupure la plus élevée. La topologie NT26 (avec $L_g = 100 \text{ nm}$) de l'échantillon TS929 semble être la plus prometteuse en raison d'une faible capacité $C_{gd,ext}$ et des faibles résistances R_s et R_g . La topologie NT21 (avec $L_g = 150 \text{ nm}$) sur cet échantillon présente également des caractéristiques acceptables.

■ Effet de la taille des caissons de n-GaN

Nous allons maintenant comparer les transistors NT21K avec NT21M et les transistors NT26K avec NT26M pour chacun des échantillons. Ces transistors présentent un espacement source-drain égal à $2,45 \mu m$. Les transistors dans la configuration M (NT21M et NT26M) ont des caissons de n-GaN qui couvrent la totalité de la surface des contacts ohmiques. Les transistors dans la configuration K (NT21K et NT26K) sont composés de caissons de n-GaN plus étroits n'occupant qu'une faible partie du contact ohmique (Tableau 53).

La configuration M s'est avérée intéressante lors de la recroissance de n-GaN localisée par MOVPE, en raison des épaisseurs de n-GaN moins importante (liées aux dimensions plus larges des caissons que dans la configuration K).

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT21K	0,15	0,8	1,5	2,45	0,4	localisé
NT21M	0,15	0,8	1,5	2,45	0,4	plots en totalité
NT26K	0,1	0,8	1,5	2,4	0,4	localisé
NT26M	0,1	0,8	1,5	2,4	0,4	plots en totalité

Tableau 53: Caractéristiques des transistors NT21K, NT21M, NT26K et NT26M

On constate aucune différence notable dans les paramètres extrinsèques du composant dans ces deux configurations (Tableau 54).

		$C_{gd,ext}$ (Ff)	$C_{gs,ext}$ (ff)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)
TS929	NT21 K	17	70,5	31,7	26,8	110,2	0,031	0,031
	NT21 M	16,85	71,95	35,2	26,8	114,2	0,031	0,030
	NT26 K	19,7	59,8	26,5	25,5	76,5	0,033	0,031
	NT26 M	19,3	60,1	28,8	25,7	78,3	0,033	0,031
TS1142W1	NT21 K	28,9	85,8	19,9	33,6	97,4	0,027	0,026
	NT21 M	29,1	86,4	19,9	32,6	98,9	0,027	0,026
	NT26 K	27,45	62,35	22,2	31,1	70,6	0,028	0,026
	NT26 M	27,5	62	23,7	31,8	69,6	0,027	0,026
TS1072	NT21 K	24,1	66,9	230	35	98,2	0,024	0,029
	NT21 M	24,3	69,7	222	33	95	0,025	0,025
	NT26 K	23,45	56,55	333,5	31,5	82	0,024	0,025
	NT26 M	23,35	56,65	313,5	31,5	81,5	0,024	0,025

Tableau 54: Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d , G_{ds} et G_m intrinsèque extraits pour les transistors NT21K, NT21M, NT26K et NT26M sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Le Tableau 55 regroupe pour chacun des échantillons les courbes de $|H_{21}|^2$ et le MAG en fonction de la fréquence. Lorsque l'on compare le transistor NT21K avec NT21M, on constate qu'il n'y a pas de différences notables pour ces grandeurs. En raison du fort niveau de dopage des couches de n-GaN, la plus grande largeur des caissons ne modifie pas ou peu la résistance. Le Tableau 56 et le Tableau 57 renseignent les paramètres extraits des mesures de paramètres S réalisées dans une gamme allant de 0 à 70 GHz. Il convient de préciser que les fréquences F_{max} et F_t ont été extrapolées lorsqu'elles sont supérieures à 70 GHz (ces valeurs extrapolées présentent un astérisque dans le Tableau 56 et le Tableau 57).

On constate qu'en général sur les trois échantillons, les fréquences F_{max} et F_t extraites sont plus élevées avec la configuration M par rapport à la configuration K. La configuration M a également montré son intérêt dans le contrôle des épaisseurs lors de la reprise épitaxiale par MOVPE. L'échantillon TS929 (structure HEMT de type AlGaIn/GaN sur SiC) se caractérise par des fréquences F_t et F_{max} plus élevées et l'échantillon TS1142W1 (structure HEMT de type InAlGaIn/GaN sur saphir) a les plus faibles fréquences F_t et F_{max} . Ainsi, le transistor NT26M a une fréquence F_{max} égale à 96 GHz et 75 GHz respectivement pour l'échantillon TS929 et TS1142W1. Le dopage de la couche de n-GaN est quasi

similaire pour ces deux échantillons (Tableau 58) mais la structure HEMT diffère d'un point épitaxial (la nature et l'épaisseur de la barrière). La qualité de l'épitaxie des couches constituant un transistor HEMT pourrait expliquer le comportement des transistors lors des mesures en hyperfréquences en régime petit signal.

On note également que la structure HEMT AlGaIn/GaN sur saphir (TS1072) présente de meilleures performances que la structure quaternaire InAlGaIn/GaN (TS1142W1) sur saphir. Dans notre cas, la barrière AlGaIn permet d'atteindre de meilleures performances. Les échantillons TS1072 et TS929 se distinguent au niveau du dopage de la couche de n-GaN. Celle-ci est moins dopée dans le cas de l'échantillon TS1072, c'est ce qui pourrait expliquer en partie les différences entre ces deux échantillons.

De plus, on rappelle que dans la partie 5.1, nous avons déjà constaté que l'échantillon TS1142W1 présentait le plus faible courant de saturation de drain par rapport aux HEMTs avec une barrière AlGaIn.

On peut donc voir qu'il y a un lien incontestable entre les performances électriques des transistors et la qualité cristalline de la structure HEMT.

Par ailleurs, la topologie joue également un rôle dans les performances électriques des composants. En effet, on confirme que la longueur de la grille joue un rôle au niveau du gain en courant $|H_{21}|^2$: plus la taille de grille est faible plus le gain $|H_{21}|^2$ est élevé. Ainsi, les transistors NT26 (grilles 0,1 μm) ont un gain en courant plus élevé que les transistors NT21 (grilles 0,15 μm).

Dans cette section, nous avons pu voir que la configuration M (c'est-à-dire la configuration avec l'aire des caissons la plus large) permet d'atteindre des fréquences de fonctionnement plus élevées. La structure AlGaIn TS929 permet d'atteindre de hautes fréquences de fonctionnement. Avec la topologie K, il est envisageable que lorsque les caissons de n-GaN ne recouvrent pas la totalité du contact ohmique, ils introduisent des capacités supplémentaires. En effet, une partie du métal se trouve en contact et l'autre partie en contact direct avec le matériau III-N.

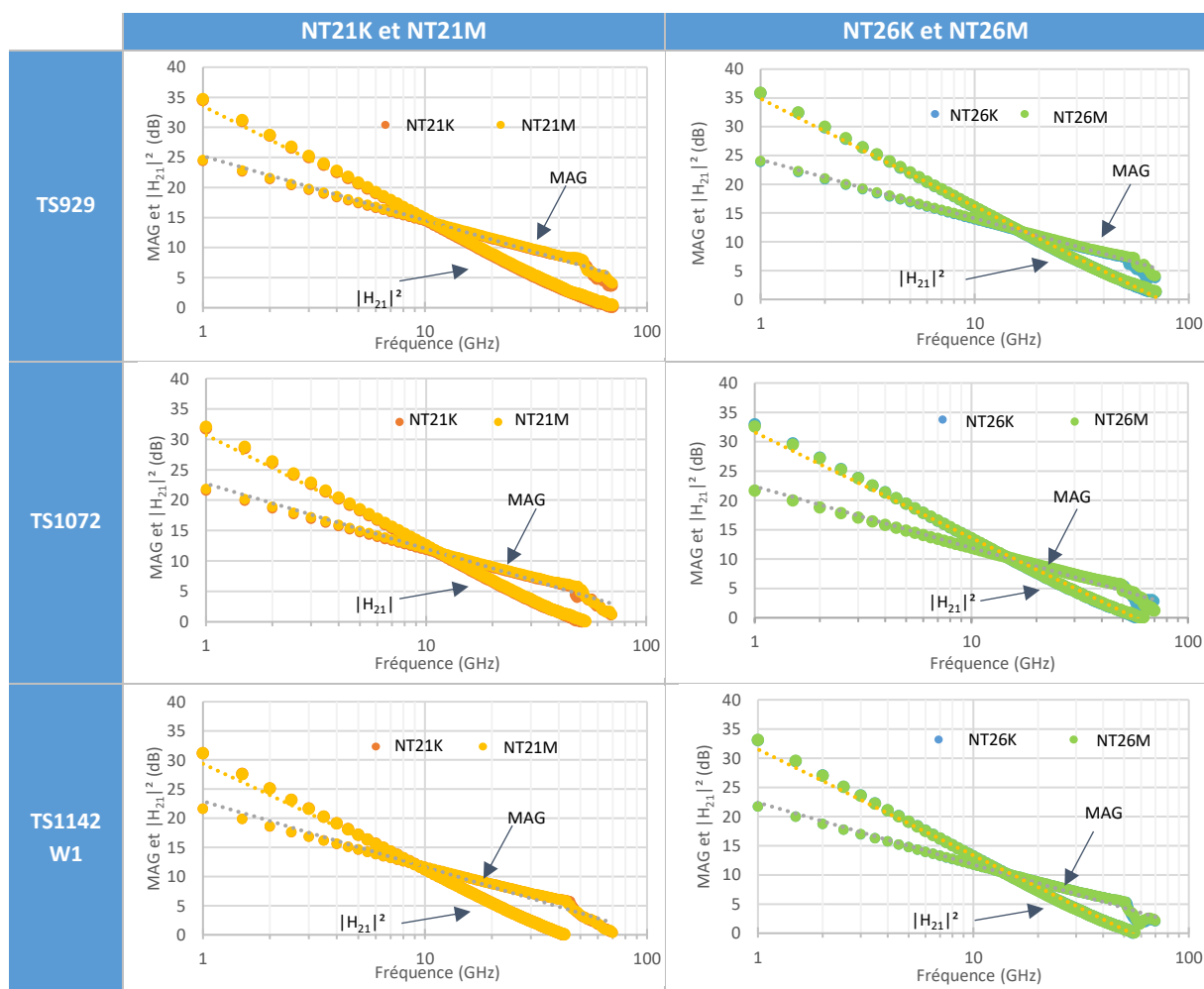


Tableau 55: Pour chacun des échantillons TS929, TS1072 et TS1142, représentation du gain $|H_{21}|^2$ et du MAG en fonction de la fréquence (à gauche : pour les transistors NT21K et NT21M et à droite : pour les transistors NT26K et NT26M)

échantillon	transistor	F_t (GHz)	F_{max} (GHz)
TS929	NT21K	71*	88*
TS929	NT21M	74*	105*
TS1072	NT21K	51,5	76*
TS1072	NT21M	53	76*
TS1142W1	NT21K	42	73*
TS1142W1	NT21M	42,5	73*

Tableau 56 : Extraction des fréquences de coupure (F_t) et fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) des transistors NT21K, NT21M sur les échantillons TS929, TS1072, TS1142W1

échantillon	transistor	F_t (GHz)	F_{max} (GHz)
TS929	NT26K	77*	93*
TS929	NT26M	88*	96*
TS1072	NT26K	57	98*
TS1072	NT26M	62,5	78*
TS1142W1	NT26K	55	72*
TS1142W1	NT26M	56	75*

Tableau 57 : Extraction des fréquences de coupure (F_t) et fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) des transistors NT26K, NT26M sur les échantillons TS929, TS1072, TS1142W1

échantillon	barrière	Epaisseur barrière (nm)	Substrat	$R_{\text{sheet,epi-HEMT}}$ (Ω)	$R_{\text{sheet,n-GaN}}$ (Ω)	$R_{\text{n-GaN-métal}}$ (Ω)
TS929	AlGaIn	20	SiC	363,6	117,3	0,09
TS1072	AlGaIn	27	saphir	354,1	153,3	0,39
TS1142W1	InAlGaIn	11,5	saphir	342,9	124,4	0,08

Tableau 58 : Rappels des caractéristiques structurales et électriques des échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1

Nous nous sommes inspirés de l'Équation 91 pour calculer de manière très simpliste des fréquences de coupure à partir des paramètres S_{gm} intrinsèque et C_{gs} extrinsèque.

Ces fréquences calculées sont reportées dans le Tableau 59. On constate que les transistors NT21K, NT21M, NT26K et NT26M de l'échantillon TS929 présentent un écart entre les fréquences de coupure calculées et celles extraites à partir des paramètres S inférieures ou égales à 10%. Cependant, cette tendance ne se vérifie pas sur l'échantillon TS1072, où cet écart vaut en moyenne 19% et est plus élevée sur les transistors avec la configuration K. Ce résultat montre que pour l'échantillon TS929 les éléments extrinsèques tels que la résistance de source R_s et la capacité C_{gd} affectent moins les fréquences de coupure et que ce dernier est bien le mieux adapté pour des applications nécessitant la montée en fréquence de fonctionnement.

échantillon	NT	G_m (S)	$C_{g\text{sext}}$ (fF)	$C_{gd\text{ext}}$ (fF)	F_t calculée (GHz)	F_t mesurée (GHz)	Ecart entre F_t mesuré et calculé (%)
TS929	NT21K	0,031	70,5	17	69,4	71	2,3
	NT21M	0,030	71,95	16,85	66,6	74	10,0
	NT26K	0,031	59,8	19,7	82,0	77	6,5
	NT26M	0,031	60,1	19,3	82,1	88	6,7
TS1142W1	NT21K	0,026	85,8	28,9	47,9	42	14,0
	NT21M	0,026	86,4	29,1	47,9	42,5	12,7
	NT26K	0,026	62,35	27,45	65,9	55	19,8
	NT26M	0,026	62	27,5	65,6	56	17,2
TS1072	NT21K	0,029	66,9	24,1	69,1	51,5	34,2
	NT21M	0,025	69,7	24,3	57,3	53	8,2
	NT26K	0,025	56,5	23,5	69,3	57	21,6
	NT26M	0,025	56,75	23,75	71,1	62,5	13,7

Tableau 59 : Fréquences de coupure calculées à partir des paramètres extraits et fréquences mesurées à partir des paramètres S pour les transistors NT21K, NT21M, NT26K et NT26M

■ Influence du décalage entre les caissons de n-GaN et le contact ohmique

Dans notre cas, le contact ohmique se définit comme l'ensemble empilement métallique plus zones de recroissance de n-GaN. Nous allons ici comparer l'influence du décalage entre les caissons de n-GaN et le contact ohmique. Pour étudier cette influence, nous avons choisi des transistors ayant une distance source-drain (en tenant compte des caissons de n-GaN) identique, c'est-à-dire une distance entre caissons identique.

Transistors à distances sources drain intermédiaires

Les transistors NT21B, NT21K et NT21P présentent une distance source-drain identique de 2,45 μm lorsqu'on prend en compte les caissons de n-GaN fortement dopé N. Ces transistors se distinguent par l'espacement entre le contact ohmique métallique et les caissons de n-GaN. L'empilement métallique est aligné verticalement avec les zones de n-GaN au niveau du transistor NT21B tandis que les transistors NT21K et NT21P présentent un décalage respectivement de 0,4 μm et 1 μm (Tableau 60).

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT21B	0,15	0,8	1,5	2,45	0	localisé
NT21K	0,15	0,8	1,5	2,45	0,4	localisé
NT21P	0,15	0,8	1,5	2,45	1	localisé

Tableau 60: Caractéristiques des transistors NT21B, NT21K et NT21P

Les paramètres extrinsèques extraits pour ces trois transistors sont relativement insensibles à la distance entre le métal et le bord de caisson pour les trois échantillons (Tableau 61). Aussi, en comparant les courbes représentant le gain en courant en fonction de la fréquence pour ces trois topologies de transistors (Tableau 63), on remarque que les courbes sont quasi identiques pour chacun des échantillons. La fréquence de coupure et la fréquence maximale d'oscillations ont été extraites à partir des courbes représentant le gain en fonction de la fréquence (Tableau 64). La fréquence de coupure est quasi-identique pour les trois types de transistors sur les trois échantillons. On constate comme dans la section précédente que l'échantillon TS929 présente les plus hautes fréquences. Cependant, l'échantillon TS929 présente une variation plus importante de la fréquence maximale d'oscillations selon le décalage entre les bords du contact ohmique et le bord des caissons de n-GaN par rapport aux deux autres échantillons. Ainsi le transistor NT21P présente une fréquence maximale d'oscillations de 112 GHz contre moins de 100 GHz pour les autres configurations.

On note que pour chaque échantillon, la capacité $C_{gs,ext}$ semble être quasi identique pour chacune des topologies. Au contraire, on remarque que la résistance R_g est élevée et varie fortement selon les topologies. La capacité $C_{gd,ext}$ évolue peu également. Avec la transconductance intrinsèque (G_m), la capacité $C_{gs,ext}$ reste le paramètre le plus critique pour la montée en fréquences avec ces topologies. Comme précédemment, on constate que les structures AlGaIn/GaN avec recroissance de n-GaN au niveau des contacts ohmiques permettent d'atteindre des fréquences plus élevées.

D'autre part, on remarque que l'échantillon TS929 se distingue à nouveau car les fréquences F_t calculées et mesurées sont proches. L'écart entre ces deux valeurs sur les trois topologies de transistors est inférieur à 12% (Tableau 62). De plus, les capacités $C_{gd,ext}$ sont les plus faibles. Ceci montre que des capacités parasites supplémentaires ne sont pas introduites dans les transistors comportant de la recroissance de caissons de n-GaN au niveau des contacts ohmiques alors que ces transistors présentent les G_m les plus grands, ce qui est de nature à rendre leurs performances moins sensibles aux autres éléments extrinsèques.

		$C_{gd,ext}$ (Ff)	$C_{gs,ext}$ (fF)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)
TS929	NT21 B	16,8	71,2	30,9	26,1	109,9	0,032	0,031
	NT21 K	17	70,5	31,7	26,8	110,2	0,031	0,031
	NT21 P	17,4	70,2	33,7	27,3	111,7	0,031	0,030
TS1142W1	NT21 B	28,7	86,7	22,2	33,3	98,7	0,027	0,026
	NT21 K	28,9	85,8	19,9	33,6	97,4	0,027	0,026
	NT21 P	29,6	86,4	19,9	33,4	98,1	0,027	0,026
TS1072	NT21 B	24,05	66,95	236,4	33,6	99,9	0,024	0,024
	NT21 K	24,1	66,9	230	35	98,2	0,024	0,029
	NT21 P	24,4	69,6	198	32	107	0,024	0,025

Tableau 61 : Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT21B, NT21K et NT21P sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

échantillon	NT	G_m (S)	$C_{gs,ext}$ (fF)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)	Ecart entre F_t mesurée et calculée (%)
TS929	NT21B	0,031	71,2	77	68,2	11,4
	NT21K	0,031	70,5	71	69,4	2,3
	NT21P	0,030	70,2	75	67,3	10,3
TS1142W1	NT21B	0,026	86,7	43,5	47,7	9,7
	NT21K	0,026	85,8	42	47,9	14,0
	NT21P	0,026	86,4	40,5	47,0	16,0
TS1072	NT21B	0,024	66,95	52,5	56,0	6,7
	NT21K	0,029	66,9	51,5	69,1	34,2
	NT21P	0,025	69,6	51,5	58,3	13,2

Tableau 62: Fréquences de coupure calculées à partir des paramètres extraits et fréquences mesurées à partir des paramètres S pour les transistors NT21B, NT21K et NT21P

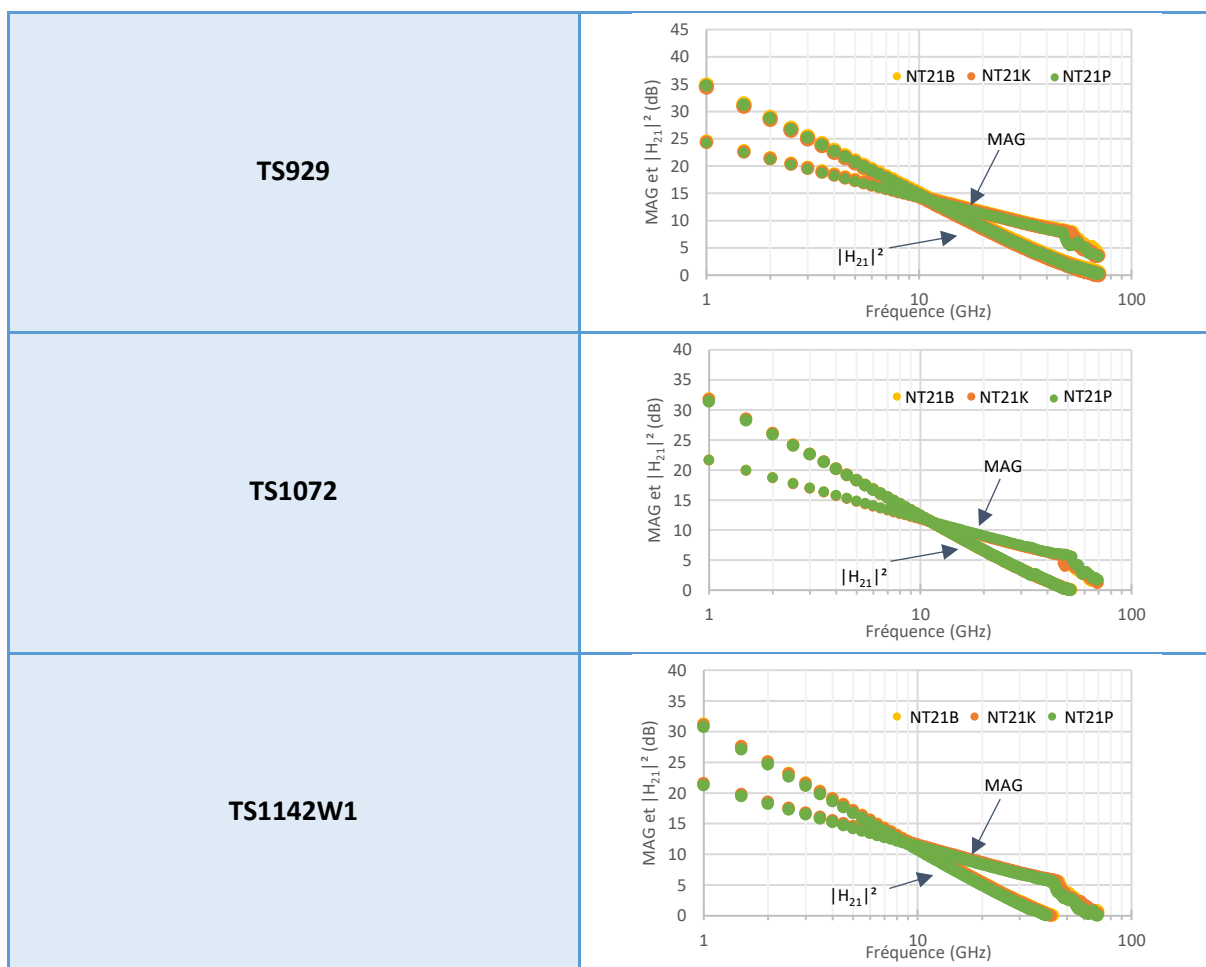


Tableau 63 : Pour chacun des échantillons TS929, TS1072 et TS1142, représentation du gain $|H_{21}|^2$ et du MAG en fonction de la fréquence pour les transistors NT21N, NT21K et NT21P

échantillon	transistor	Décalage entre le bord métallique et le n-GaN (μm)	F_t (GHz)	F_{max} (GHz)
TS929	NT21B	0	77*	96*
TS929	NT21 K	0,4	71*	88*
TS929	NT21P	1	75*	112*
TS1072	NT21B	0	52	77*
TS1072	NT21 K	0,4	51,5	77*
TS1072	NT21P	1	51,5	77*
TS1142W1	NT21B	0	43	71*
TS1142W1	NT21 K	0,4	42	73*
TS1142W1	NT21P	1	40,5	68

Tableau 64 : Extraction des fréquences de coupure (F_t) et fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) des transistors NT21B, NT21K et NT21P sur les échantillons TS929, TS1072, TS1142W1

Transistors à faibles distances sources drain

Les transistors NT21N, NT21O et NT21Q se caractérisent par une faible distance source-drain de 1,15 μm et une longueur de grille de 0,15 μm (Tableau 65). L'espacement entre le métal et les caissons de n-GaN est égale à 0, 0,4 et 1 μm respectivement.

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT21N	0,15	0,5	0,5	1,15	0	localisé
NT21O	0,15	0,5	0,5	1,15	0,4	localisé
NT21Q	0,15	0,5	0,5	1,15	1	localisé

Tableau 65 : Caractéristiques des transistors NT21N, NT21O et NT21Q

Comme précédemment les paramètres extrinsèques des trois transistors sont relativement insensibles à la distance entre métal et n-GaN sur chacun des trois échantillons (Tableau 66)

		$C_{gd,ext}$ (Ff)	$C_{gs,ext}$ (ff)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)
TS929	NT21 N	17,4	71,6	26	25	103	0,036	0,035
	NT21 O	16,75	71,15	28,6	25,4	106,6	0,033	0,032
	NT21 Q	17,1	70,6	30,4	26,1	104,9	0,032	0,031
TS1142W1	NT21 N	25,6	85,4	21,2	32,2	107,8	0,027	0,026
	NT21 O	28,1	84,5	19,8	31,5	94	0,028	0,027
	NT21 Q	29,4	84,6	20,9	31,6	93,4	0,028	0,027
TS1072	NT21 N	25,5	68,7	192,9	32,1	88,4	0,025	0,025
	NT21 O	24,5	69	202	32	95	0,002	0,026
	NT21 Q	24,5	74,5	207,3	32,7	99,3	0,025	0,026

Tableau 66: Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT21N, NT21O et NT21Q sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Les courbes illustrant les différents gains en fonction de la fréquence sont représentées dans le Tableau 67 pour chacun des échantillons. Sur les trois échantillons, les courbes du gain transducique et celles du gain en courant en fonction de la fréquence semblent se superposer quelle que soit la distance entre les caissons de n-GaN et le métal.

Les fréquences de coupure et les fréquences maximales d'oscillation ont été extraites. Le Tableau 68 regroupe ces valeurs extraites. Les transistors avec une faible distance source-drain (NT21N, NT21O et NT21Q), quel que soit le décalage entre le bord du contact ohmique et le bord des caissons n-GaN, ont une fréquence de coupure quasi-identique pour chacun des échantillons. On retrouve le même comportement qu'avec les plus grandes distances source-drain. Pour la plupart des transistors, les fréquences de coupure et les fréquences maximales d'oscillation sont légèrement plus élevées. Sur TS929 c'est la configuration de transistor NT21O qui présente les fréquences les plus élevées avec une fréquence de coupure de 78 GHz et une fréquence maximale d'oscillations de 115 GHz.

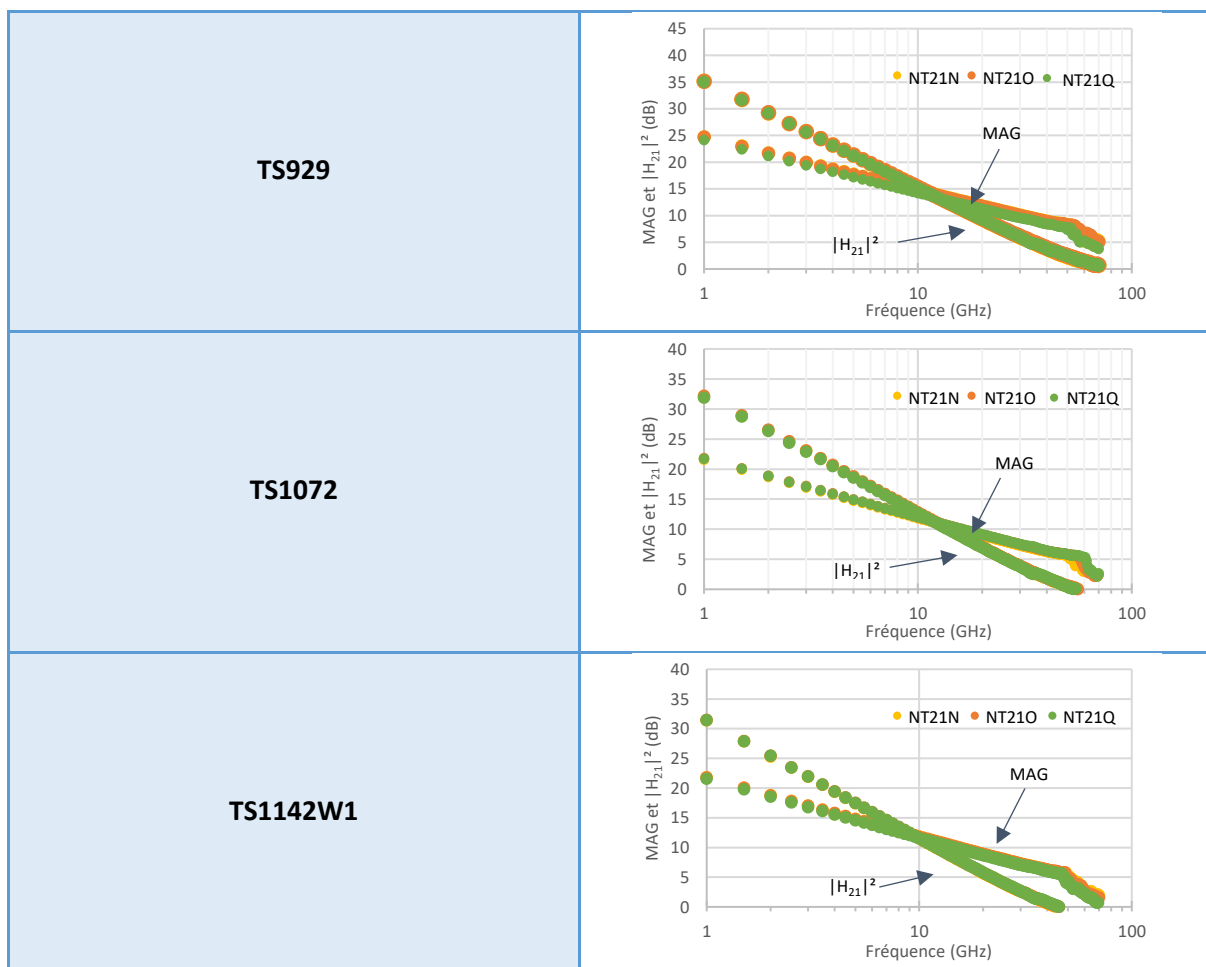


Tableau 67: Pour chacun des échantillons TS929, TS1072 et TS1142, représentation du gain $|H_{21}|^2$ et du MAG en fonction de la fréquence pour les transistors NT21N, NT21O et NT21Q

échantillon	transistor	Décalage entre le bord métallique et le n-GaN (μm)	F_t (GHz)	F_{max} (GHz)
TS929	NT21N	0	79	105
TS929	NT21 O	0,4	78	115
TS929	NT21Q	1	78	97
TS1072	NT21N	0	54,5	85
TS1072	NT21 O	0,4	55,5	79
TS1072	NT21Q	1	54,5	84
TS1142W1	NT21N	0	43,5	80
TS1142W1	NT21 O	0,4	45,5	79
TS1142W1	NT21Q	1	45,5	74

Tableau 68 : Extraction des fréquences de coupure (F_t) et fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) des transistors NT21N, NT21O et NT21Q sur les échantillons TS929, TS1072, TS1142W1

Dans cette partie, nous avons vu que le fait que pour ces transistors, les mesures en hyperfréquences (courbes de gain en fonction de la fréquence) sont superposables sur chacun des échantillons est un résultat particulièrement intéressant, dans le sens où il est possible de décaler l'empilement métallique par rapport aux zones de n-GaN tout en obtenant des résultats du même ordre de grandeur. Ce décalage permet de ne pas interagir avec la grille lorsque les distances source-drain sont faibles

(sans générer des capacités parasites supplémentaires avec la grille). En effet, on constate que la fréquence de coupure mesurée est proche de celle calculée (Tableau 69). Le décalage de l'empilement métallique par rapport aux zones de n-GaN permet également de s'affranchir des problèmes de fluage des contacts ohmiques lorsque l'on applique un recuit d'alliage à haute température rendant difficile le contrôle des distances source-drain. Toutes ces raisons mettent en avant l'intérêt du décalage entre des caissons de n-GaN et l'empilement métallique. Ainsi, cette approche contribue à maintenir le composant fonctionnel et fiable lorsque les distances source-drain sont faibles.

échantillon	NT	G_m (S)	C_{gsex} (fF)	C_{gdext} (fF)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)	Ecart entre F_t mesurée et calculée (%)
TS929	NT21N	0,035	71,6	17,4	79	77,1	2,4
	NT21O	0,032	71,15	16,75	78	70,6	9,5
	NT21Q	0,031	70,6	17,1	79	69,7	11,8
TS1142W1	NT21N	0,026	85,4	29,4	43,5	48,3	11,0
	NT21O	0,027	84,5	28,1	45,5	49,9	9,7
	NT21Q	0,027	84,6	25,6	46	49,9	8,4
TS1072	NT21N	0,025	68,7	24,5	54,5	58,1	6,6
	NT21O	0,026	69	25,5	55,5	59,5	7,1
	NT21Q	0,026	74,5	24,5	55	55,3	0,6

Tableau 69 : Fréquences de coupure calculées à partir des paramètres extraits et fréquences mesurées à partir des paramètres S pour les transistors NT21N, NT21O et NT21Q

▪ Effets des distances source-drain

Nous allons comparer des transistors avec des distances source-drain différentes mais présentant le même décalage entre la zone de recroissance de n-GaN et le métal constituant le contact ohmique.

Transistors dont le métal de contact ohmique est aligné avec la zone de n-GaN

Nous allons comparer les transistors NT21B, NT21C et NT21D. Ces transistors présentent les mêmes distances source-grille (0,8 μm) et la même taille de grille (longueur et développement). La distance grille-drain diffère (Tableau 70) et les zones de recroissance sont alignées verticalement avec le métal du contact ohmique.

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT21B	0,15	0,8	1,5	2,45	0	localisé
NT21C	0,15	0,8	2	2,95	0	localisé
NT21D	0,15	0,8	1,1	2,05	0	localisé

Tableau 70 : Caractéristiques des transistors NT21B, NT21C et NT21D

Le Tableau 71 reporte les paramètres extrinsèques extraits pour chacune des topologies de transistor. Comme on pouvait s'y attendre, on peut voir que la résistance de drain est plus faible pour le transistor NT21D et plus élevée pour le transistor NT21C sur les trois échantillons mesurés. Ces observations sur

la résistance de drain (R_d) s'expliquent par la distance entre les contacts ohmiques. Sur les trois échantillons, la topologie NT21D a la plus faible distance source-drain (2,05 μm). De même la capacité extrinsèque $C_{gd,ext}$ diminue légèrement lorsque la distance grille drain augmente. Les autres éléments devraient rester constants mais ce n'est pas tout à fait le cas et ceci illustre la sensibilité aux variations technologiques ou une certaine imprécision dans l'extraction de ces paramètres.

		$C_{gd,ext}$ (fF)	$C_{gs,ext}$ (fF)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)
TS929	NT21 B	16,8	71,2	30,9	26,1	109,9	0,032	0,031
	NT21 C	17	72,1	32,9	26,1	112,9	0,032	0,030
	NT21 D	17,4	69,8	30,7	26,3	105,7	0,032	0,031
TS1142W1	NT21 B	28,7	86,7	22,2	33,3	98,7	0,027	0,026
	NT21 C	28,5	88	21,3	32,7	99,8	0,027	0,026
	NT21 D	28,5	84	20,7	32,3	94,7	0,027	0,026
TS1072	NT21 B	24,05	66,95	236,4	33,6	99,9	0,024	0,024
	NT21 C	24	71	247,8	34,2	101,8	0,024	0,024
	NT21 D	24,3	67,7	228,8	33,2	96,3	0,024	0,025

Tableau 71: Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT21B, NT21C et NT21D sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Les fréquences de coupure et les fréquences maximales d'oscillations ont été extraites pour chacune des topologies de transistor pour chaque échantillon. La Figure 141 et la Figure 142 montrent l'évolution des fréquences F_t et F_{max} en fonction de la distance source-drain. Excepté pour le composant NT21D sur TS1072 on vérifie bien que la fréquence de coupure et la fréquence d'oscillation maximale augmentent avec la réduction de la distance source-drain, ce qui est en accord avec les observations faites lors de l'extraction des paramètres extrinsèques.

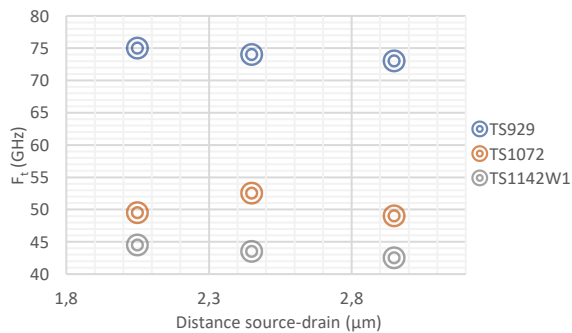


Figure 141 : Evolution de la fréquence de coupure (F_t) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT21B, NT21C et NT21D

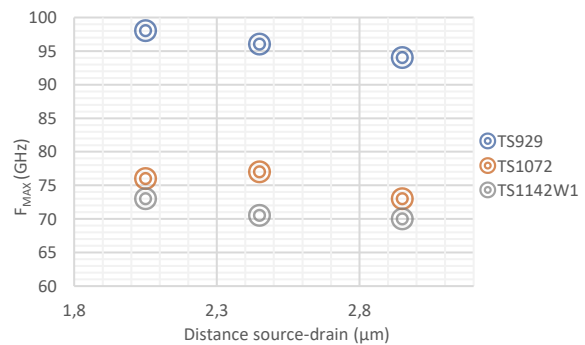


Figure 142 : Evolution de la fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT21B, NT21C et NT21D

Ensuite, pour les trois topologies de transistors, la fréquence de coupure F_t mesurée a été comparée avec celle calculée à partir des paramètres extraits (g_m et $C_{gs,ext}$) (Tableau 72). On constate que, sur les échantillons épitaxiés sur substrat saphir (TS1072 et TS1142W1), la topologie NT21C (c'est-à-dire le transistor avec la plus large distance source-drain par rapport aux deux autres transistors) est soumise à l'effet des capacités parasites non négligeables (supérieures à 30%) limitant la fréquence F_t . L'échantillon TS929 est l'échantillon épitaxié sur substrat SiC avec une back-barrière dans la structure épitaxiale qui semble rendre les transistors nettement moins sensibles à l'effet de capacités parasites

quelle que soit la topologie : l'écart entre la fréquence calculée et mesurée est inférieur à 12% pour les 3 topologies de transistors.

échantillon	NT	G_m (S)	C_{gsex} (fF)	C_{gdext} (fF)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)	Ecart entre F_t mesurée et calculée (%)
TS929	NT21B	0,031	71,2	16,8	77	68,2	11,4
	NT21C	0,030	72,1	17	73	67,1	8,1
	NT21D	0,031	69,8	17,4	75	69,8	7,0
TS1142W1	NT21B	0,026	86,7	28,7	43,5	47,7	9,7
	NT21C	0,026	62,9	28,5	42,5	65,0	53,0
	NT21D	0,026	84	27,1	44,5	49,3	10,7
TS1072	NT21B	0,024	66,95	24,05	52,5	56,0	6,7
	NT21C	0,024	58,6	24,3	49,5	66,2	33,7
	NT21D	0,025	67,7	23,4	49,5	58,4	18,0

Tableau 72 : Fréquences de coupure calculées à partir des paramètres extraits et fréquences mesurées à partir des paramètres S pour les transistors NT21B, NT21C et NT21D sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Nous allons maintenant nous intéresser aux effets de la variation de différentes distances source-drain pour des transistors dont le métal du contact est décalé par rapport aux caissons de n-GaN.

Transistors dont le métal de contact ohmique est décalé de 0,2 μm par rapport à la zone de n-GaN

Nous allons comparer les transistors NT26E, NT26G et NT26I qui se caractérisent par une distance source-grille (0,6 μm) et la même longueur de grille (longueur 0,1 μm). Seule la distance grille-drain varie (et donc la distance source-drain diffère) (Tableau 73) : les zones de recroissance de n-GaN sont décalées de 0,2 μm par rapport au métal du contact ohmique.

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT26E	0,1	0,6	1,8	2,5	0,2	localisé
NT26G	0,1	0,6	1,3	2	0,2	localisé
NT26I	0,1	0,6	0,9	1,6	0,2	localisé

Tableau 73: Caractéristiques des transistors NT26E, NT26G et NT26I

		$C_{gd,ext}$ (Ff)	$C_{gs,ext}$ (fF)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)
TS929	NT26 E	19,9	61,8	23,7	24,1	76,9	0,034	0,032
	NT26 G	19,1	60,9	26	24,5	76,5	0,034	0,032
	NT26 I	19,8	59,5	22,8	25,2	74,3	0,034	0,032
TS1142W1	NT26 E	27,1	63,9	22,5	30,5	71	0,028	0,026
	NT26 G	27,1	62,4	23,2	30,8	70,2	0,028	0,026
	NT26 I	26,9	59,1	22,5	30,5	67,5	0,028	0,026
TS1072	NT26 E	23,3	58,7	329	31	83	0,025	0,025
	NT26 G	23,9	56,1	312,4	32,6	83,4	0,024	0,025
	NT26 I	23,7	55,3	309	31	79	0,024	0,025

Tableau 74 : Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT26E, NT26G et NT26I sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Le Tableau 74 reporte les paramètres extrinsèques extraits pour chacune des topologies de transistor. Sur les trois échantillons, la topologie NT26I se distingue des deux autres topologies par une plus faible capacité $C_{gs,ext}$ et des plus faibles résistances R_g et R_d . La diminution de R_d s'explique par le design de ce transistor. En effet, la distance source-drain est la plus faible par rapport aux deux autres topologies.

Par ailleurs, sur la Figure 144, on observe qu'il existe un lien entre la distance source-drain (et plus précisément entre la distance grille-drain) et les fréquences caractéristiques. En effet, plus cette distance est petite et plus la fréquence d'oscillation maximale et la fréquence de coupure sont importantes. Ainsi, parmi ces trois transistors, le transistor NT26I présente la plus faible distance source-drain (1,6 μm) et c'est également cette configuration de transistor qui produit les plus grandes fréquences de coupure et d'oscillation maximale.

A nouveau, ces résultats confirment les tendances précédemment observées et attendues. On remarque sur la Figure 143 et sur la Figure 144 que la réduction de distance engendre une augmentation des fréquences (F_t et F_{max}). Nous pouvons donc conclure que le décalage du métal d'une distance de 0,2 μm n'affecte pas les résultats.

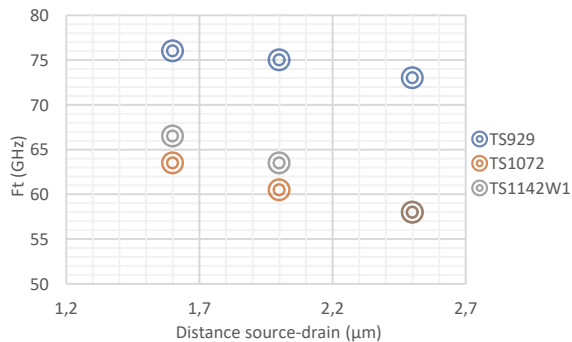


Figure 143 : Evolution de la fréquence de coupure (F_t) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT26E, NT26G et NT26I

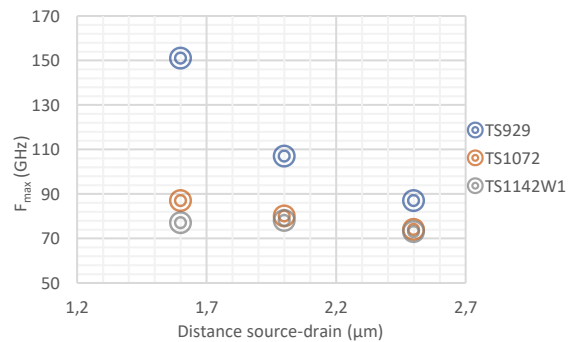


Figure 144 : Evolution de la fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT26E, NT26G et NT26I

Par ailleurs, lorsqu'on calcule la fréquence de coupure F_t à partir des paramètres extraits (g_m et C_{gs}), on constate que pour la topologie NT26E, qui est la topologie avec la plus grande distance source-

drain, celle-ci présente un écart entre la fréquence de coupure calculée et celle mesurée le plus important par rapport aux deux autres topologies sur les trois échantillons (Tableau 75). Ceci laisse penser que plus la distance entre les contacts est grande et plus la fréquence de coupure est limitée par l'influence d'éléments parasites. Cependant, l'évolution des écarts reste modérée.

échantillon	NT	G_m (S)	C_{gsex} (fF)	C_{gdex} (fF)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)	Ecart entre F_t mesurée et calculée (%)
TS929	NT26E	0,032	61,8	19,9	73	82,9	13,6
	NT26G	0,032	60,9	19,1	75	84,2	12,2
	NT26I	0,032	59,5	19,8	76	85,9	13,0
TS1142W1	NT26E	0,026	63,9	27,1	58	65,1	12,3
	NT26G	0,026	62,4	27,1	63,5	67,0	5,5
	NT26I	0,026	59,1	26,9	66,5	70,8	6,5
TS1072	NT26E	0,025	58,7	23,3	58	68,7	18,4
	NT26G	0,025	56,1	23,9	60,5	71,3	17,8
	NT26I	0,025	55,3	23,7	63,5	73,2	15,2

Tableau 75 : Fréquences de coupure calculées à partir des paramètres extraits et fréquences mesurées à partir des paramètres S pour les transistors NT26E, NT26G et NT26I sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Transistors dont le métal de contact ohmique est décalé de 0,4 μm par rapport à la zone de n-GaN

Les transistors NT26F, NT26H et NT26J ont une distance source-grille (0,4 μm), une longueur de grille de 0,1 μm et le métal du contact ohmique est décalé de 0,4 μm par rapport aux bords des caissons de n-GaN (Tableau 76).

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT26F	0,1	0,4	1,6	2,1	0,4	localisé
NT26H	0,1	0,4	1,1	1,6	0,4	localisé
NT26J	0,1	0,4	0,7	1,2	0,4	localisé

Tableau 76: Caractéristiques des transistors NT26F, NT26H et NT26J

		$C_{gd,ext}$ (Ff)	$C_{gs,ext}$ (fF)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)
TS929	NT26 F	19,4	62,8	26,25	23,75	76,75	0,035	0,033
	NT26 H	19,5	61	24,8	23,7	73,3	0,035	0,032
	NT26 J	19,4	60	24,5	24	73,5	0,035	0,033
TS1142W1	NT26 F	27,1	65,1	22,2	29,3	70,2	0,029	0,027
	NT26 H	27,1	61,4	23,6	29,4	65,8	0,029	0,026
	NT26 J	26,8	59,7	24,2	29,8	66,7	0,029	0,027
TS1072	NT26 F	23,4	60,1	314,5	30,5	84	0,025	0,025
	NT26 H	23,5	57,5	309	31	83	0,025	0,025
	NT26 J	23,5	59,5	289,7	30,3	77,7	0,025	0,025

Tableau 77: Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT26F, NT26H et NT26J sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Les paramètres extrinsèques extraits pour chacune des topologies de transistor sont reportés dans le Tableau 77. Sur les trois échantillons, la topologie NT26F présente une capacité $C_{gs,ext}$ légèrement plus élevée et des plus grandes résistances R_d . L'évolution de R_d s'explique par les distances entre le contact ohmique et grille.

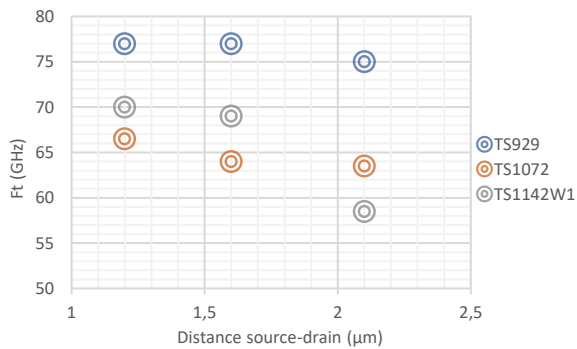


Figure 145 : Evolution de la fréquence de coupure (F_t) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT26F, NT26H et NT26J

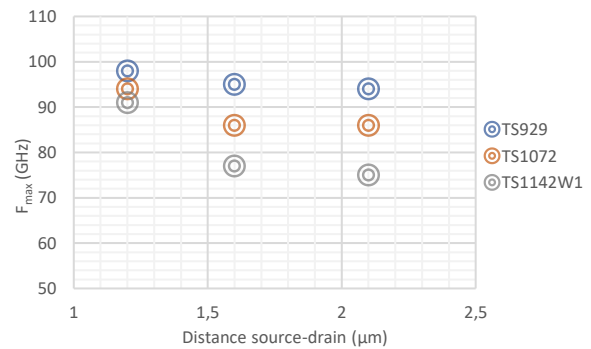


Figure 146 : Evolution de la fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT26F, NT26H et NT26J

Parmi ces trois transistors, le transistor NT26J présente la plus faible distance source-drain (1,25 μm) et c'est également cette configuration de transistor qui présente de plus grandes fréquences de coupure et d'oscillation maximale (Figure 145 et Figure 146).

Là aussi, nous vérifions qu'il existe un lien entre la distance source-drain et les fréquences de coupure et d'oscillation maximale. Nous avons constaté que peu importe la position des caissons de n-GaN par rapport au métal, plus la distance source-drain est faible et plus les fréquences de fonctionnement sont élevées.

Il convient de rappeler que la topologie des transistors où le métal du contact ohmique est décalé des zones de n-GaN présente un avantage majeur. En effet, cette topologie offre la possibilité de diminuer les distances entre les contacts ohmiques sans risque de court-circuit et sans augmenter les capacités parasites avec la grille.

D'autre part, la fréquence de coupure a été calculée à partir du g_m et de la capacité $C_{gs,ext}$ et elle est comparée à la fréquence de coupure mesurée. On remarque que la topologie NT26J présente une fréquence de coupure mesurée quasi égale et sensiblement plus élevée que les deux autres sur les

échantillons TS1072 et TS1142W1 (échantillons sur substrat saphir). L'évolution est bien plus monotone sur l'échantillon TS929 ce qui souligne à nouveau le meilleur comportement électrique de cette structure. Pour cet échantillon, les écarts entre valeurs calculées et mesurées varient peu également avec la topologie (Tableau 78).

échantillon	NT	G_m (S)	$C_{g\text{sext}}$ (fF)	$C_{g\text{dext}}$ (fF)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)	Ecart entre F_t mesurée et calculée (%)
TS929	NT26F	0,033	62,8	19,4	75	83,4	11,2
	NT26I	0,032	59,5	19,8	76	85,9	13,0
	NT26J	0,033	60	19,4	77	87,8	14,0
TS1142W1	NT26F	0,027	65,1	27,1	58,5	67,0	14,5
	NT26I	0,026	59,1	26,9	66,5	70,8	6,5
	NT26J	0,027	59,7	26,8	70	71,2	1,7
TS1072	NT26F	0,025	60,1	23,4	63,5	67,4	6,1
	NT26I	0,025	55,3	23,7	63,5	73,2	15,2
	NT26J	0,025	59,5	23,5	66,5	66,8	0,4

Tableau 78: Fréquences de coupure calculées à partir des paramètres extraits et fréquences mesurées à partir des paramètres S pour les transistors NT26F, NT26I et NT26J sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Transistors dont le métal de contact ohmique est décalé de 1 μm par rapport à la zone de n-GaN

Les transistors NT21P, NT21Q et NT21R présentent une grille de 0,15 μm et le métal du contact ohmique est décalé de 1 μm par rapport aux caissons de n-GaN (Tableau 79). Cependant, contrairement aux cas précédents, la distance source grille varie de même que la distance grille drain.

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT21P	0,15	0,8	1,5	2,45	1	localisé
NT21Q	0,15	0,5	0,5	1,15	1	localisé
NT21R	0,15	1,8	2,5	4,45	1	localisé

Tableau 79: Caractéristiques des transistors NT21P, NT21Q et NT21R

		$C_{gd,ext}$ (fF)	$C_{gs,ext}$ (fF)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)
TS929	NT21 P	17,4	70,2	33,7	27,3	111,7	0,031	0,030	75	71,4
	NT21 Q	17,1	70,6	30,4	26,1	104,9	0,032	0,031	79	79,2
	NT21 R	18,1	54,8	36,8	38,7	116,3	0,023	0,022	70	70,6
TS1142W1	NT21 P	29,6	86,4	19,9	33,4	98,1	0,027	0,026	40,5	49,4
	NT21 Q	29,4	84,6	20,9	31,6	93,4	0,028	0,027	46	50,3
	NT21 R	30,6	65,4	24	48,5	100,5	0,019	0,018	38	49,9
TS1072	NT21 P	24,4	69,6	198	32	107	0,024	0,025	51,5	60,1
	NT21 Q	24,5	74,5	207,3	32,7	99,3	0,025	0,026	55	54,9
	NT21 R	25,2	56,3	265,5	44,5	108,5	0,019	0,022	47,5	59,5

Tableau 80 : Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT21P, NT21Q et NT21R sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

Le Tableau 80 reprend les paramètres extrinsèques extraits pour chacune des topologies NT21P, NT21Q et NT21R. Sur les trois échantillons, la topologie NT21R se caractérise par une capacité $C_{gd,ext}$ légèrement plus élevée, des valeurs de résistances (R_g , R_s et R_d) plus grandes et un faible gain G_{ds} . Au contraire, la topologie NT21Q se caractérise par la plus faible résistance R_d et un gain G_{ds} plus élevé. Aussi, on vérifie bien que comme R_s et R_d , la transconductance G_m évolue systématiquement avec les distances entre grille et contacts ohmiques. La topologie NT21Q a une distance source-drain qui est environ 3,9 fois moins élevée que NT21R. Au vu de ces résultats, il est fortement envisageable que la fréquence maximale d'oscillations de la topologie NT21R soit moins élevée que pour la topologie NT21Q.

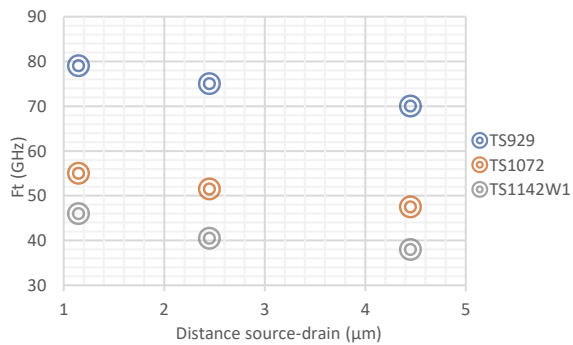


Figure 147 : Evolution de la fréquence de coupure (F_t) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT21P, NT21Q et NT21R

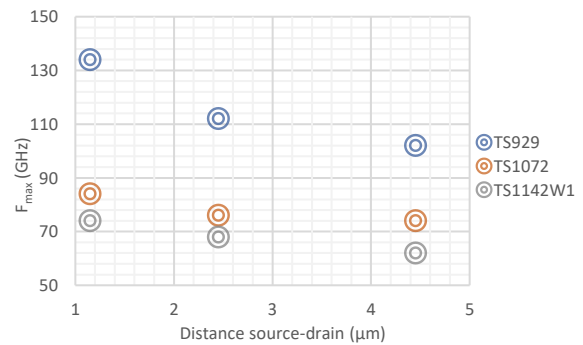


Figure 148 : Evolution de la fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT21P, NT21Q et NT21R

Pour chacun des échantillons, les fréquences de coupure et les fréquences maximales d'oscillations des transistors NT21P, NT21Q et NT21R sont représentés respectivement sur la Figure 147 et à la Figure 148. On note que parmi ces trois topologies de transistors, le transistor NT21R est le composant qui présente la plus grande distance source-drain égale à 4,45 μm et c'est également cette configuration de transistor qui produit les plus faibles fréquences de coupure et d'oscillation maximale dans les trois échantillons. Sur l'échantillon TS929, la fréquence de coupure est environ égale à 70 GHz et la fréquence maximale d'oscillation est aux alentours de 102 GHz (Figure 147 et Figure 148). Malgré

le grand espacement des contacts ohmiques de la topologie du transistor NT21R, ce résultat est intéressant.

On remarque également que la topologie NT21Q avec un espacement entre contacts ohmiques de 1,15 μm présente les fréquences les plus élevées. Sur l'échantillon TS929, la fréquence de coupure atteint 79 GHz et la fréquence maximale d'oscillation 134 GHz.

Malgré le fait que le décalage entre le bord du métal du contact ohmique et les bords des caissons de n-GaN soit relativement élevé (1 μm), on constate là aussi que ces trois topologies de transistors donnent des résultats prometteurs pour la montée en fréquence de fonctionnement. En raison du fort niveau de dopage des couches de n-GaN, le décalage des zones de n-GaN par rapport au métal ne dégrade pas la conduction des électrons. Ces résultats montrent qu'en décalant les zones de n-GaN, il est possible de réduire les distances entre les contacts ohmiques sans risques de court-circuit avec la grille.

▪ Comparaison de différents transistors avec de faibles distances sources-drain

Nous allons comparer différentes familles de transistors afin de trouver la ou les configurations optimales en vue de la montée en fréquence de fonctionnement. Pour ce faire, nous allons distinguer les composants avec une grille de 0,1 μm de ceux avec une grille de 0,15 μm . D'autres part, nous allons orienter notre choix en nous intéressant aux transistors avec des faibles distances sources-drain.

Transistors avec une grille de 0,1 μm

Nous allons comparer les transistors NT26I, NT26J, NT26O, NT26N. Les dimensions de ces transistors sont rappelées dans le Tableau 81. Les espacements source-drain et la position de la grille sont également différentes selon la topologie.

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT26I	0,1	0,8	1,1	1,6	0,2	localisé
NT26J	0,1	0,4	0,7	1,2	0,4	localisé
NT26N	0,1	0,5	0,5	1,1	0	localisé
NT26O	0,1	0,5	0,5	1,1	0,4	localisé

Tableau 81: Caractéristiques des transistors NT26I, NT26J, NT26N et NT26O

Lorsque l'on compare les paramètres extrinsèques extraits, on confirme que le transistor NT26J avec la plus faible distance source grille et une distance source drain réduite également est le transistor présentant les plus faibles résistances R_s et R_d sur chacun des trois échantillons (Tableau 82). C'est également le transistor qui se distingue par une grande fréquence maximale d'oscillations.

Le transistor NT26I se distingue également par une fréquence maximale d'oscillations élevée (Figure 151).

		$C_{gd,ext}$ (Ff)	$C_{gs,ext}$ (ff)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)
TS929	NT26 I	19,8	59,5	22,8	25,2	74,3	0,034	0,033	76	85,9
	NT26 J	19,4	60	24,5	24	73,5	0,035	0,029	77	87,8
	NT26 N	18,9	58,6	28,2	25,8	83,2	0,031	0,031	83	77,4
	NT26 O	19,4	60,1	25,2	25,3	76,2	0,033	0,025	87	82,9
TS1142W1	NT26 I	26,9	59,1	22,5	30,5	67,5	0,028	0,027	66,5	70,8
	NT26 J	26,8	59,7	24,2	29,8	66,7	0,029	0,025	70	71,2
	NT26 N	25,2	59,8	25,6	31,9	74,6	0,027	0,026	63,5	65,8
	NT26 O	26,85	60,95	24,4	31	69	0,028	0,032	61	67,9
TS1072	NT26 I	23,7	55,3	309	31	79	0,024	0,025	63,5	73,2
	NT26 J	23,5	59,5	289,7	30,3	77,7	0,025	0,024	66,5	66,8
	NT26 N	23,5	55,5	322,5	32,5	78,5	0,024	0,026	63	66,9
	NT26 O	23,75	56,75	307,5	32,5	78,5	0,024	0,026	63	74,2

Tableau 82: Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT26I, NT26J, NT26N et NT26O sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

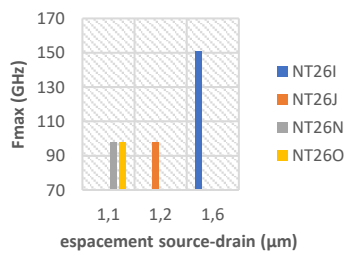


Figure 149 : Evolution de la fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT26I, NT26J, NT26N et NT26O pour l'échantillon TS929

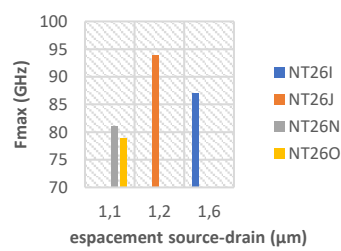


Figure 150 : Evolution de la fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT26I, NT26J, NT26N et NT26O pour l'échantillon TS1072

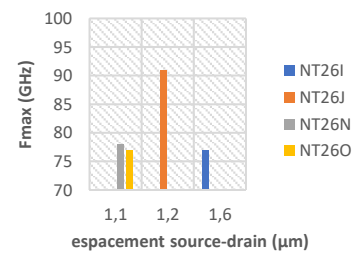


Figure 151 : Evolution de la fréquence maximale d'oscillations (F_{max}) en fonction de la distance source-drain pour les transistors NT26I, NT26J, NT26N et NT26O pour l'échantillon TS1142W1

Par ailleurs, les fréquences d'oscillation maximale sont nettement supérieures à 75 GHz sur chacun des transistors sur les trois échantillons. On peut donc dire que les transistors NT26I et NT26J permettent d'atteindre les plus hautes fréquences d'oscillation maximales. Cette différence pourrait s'expliquer avec la position de la grille par rapport au contact ohmique. Dans les configurations NT26O et NT26N, la grille est équidistante par rapport à la source et au drain tandis que dans les configurations NT26I et NT26J la grille est légèrement décalée vers la source.

Transistors avec une grille de 0,15 μm

Ici, trois configurations de transistors sont représentées. Il s'agit des transistors NT21I, NT21J et NT21O. Ces transistors présentent de faibles distances source-drain (Tableau 83) et présentent une longueur de grille de 0,15 μm . Les espacements source-drain et la position de la grille sont également différentes selon la topologie.

transistor	grille (μm)	Distance source-grille (μm)	Distance grille-drain (μm)	Distance source-drain (avec n-GaN) (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	taille des zones de n-GaN
NT21I	0,15	0,6	0,9	1,65	0,2	localisé
NT21J	0,15	0,4	0,7	1,25	0,4	localisé
NT21O	0,15	0,5	0,5	1,15	0,4	localisé

Tableau 83: Caractéristiques des transistors NT21I, NT21J et NT21O

On observe que les trois échantillons présentent des fréquences maximales d'oscillation supérieures à 70 GHz. A partir de l'extrapolation des courbes de gain en fonction de la fréquence, on note que le transistor NT21O présente la plus grande fréquence d'oscillation maximale. Ce transistor se distingue des deux autres par une faible résistance de grille (Tableau 84) et la plus faible distance source drain. Les fréquences maximales d'oscillations extraites pour la topologie NT21J montrent que ce transistor est un candidat intéressant pour la montée en fréquence. Comme pour le transistor NT21O, ce transistor présente une faible distance source-drain, ce qui contribue à réduire le temps de transit des électrons.

		$C_{gd,ext}$ (fF)	$C_{gs,ext}$ (fF)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	R_d (Ω)	G_{ds} (S)	G_m (S)	F_t mesurée (GHz)	F_t calculée (GHz)
TS929	NT21 I	17	70	32,4	25,6	106,4	0,033	0,031	78	71,4
	NT21 J	16,9	71,8	29,2	24,8	107,2	0,033	0,036	76	79,2
	NT21 O	16,75	71,15	28,6	25,4	106,6	0,033	0,032	78	70,6
TS1142W1	NT21 I	28,5	84,8	21	31,6	94,4	0,028	0,026	44	49,4
	NT21 J	28,4	86,1	20	31,2	92,3	0,028	0,027	44,5	50,3
	NT21 O	28,1	84,5	19,8	31,5	94	0,028	0,027	45,5	49,9
TS1072	NT21 I	24,3	67,7	230	33	96	0,025	0,026	53	60,1
	NT21 J	24,3	73,7	215,2	31,8	96,2	0,025	0,025	57	54,9
	NT21 O	24,5	69	202	32	95	0,002	0,026	55,5	59,5

Tableau 84: Paramètres $C_{gd,ext}$, $C_{gs,ext}$, R_g , R_s , R_d et G_{ds} extraits pour les transistors NT21I, NT21J et NT21O sur les échantillons TS1072, TS1142W1 et TS929

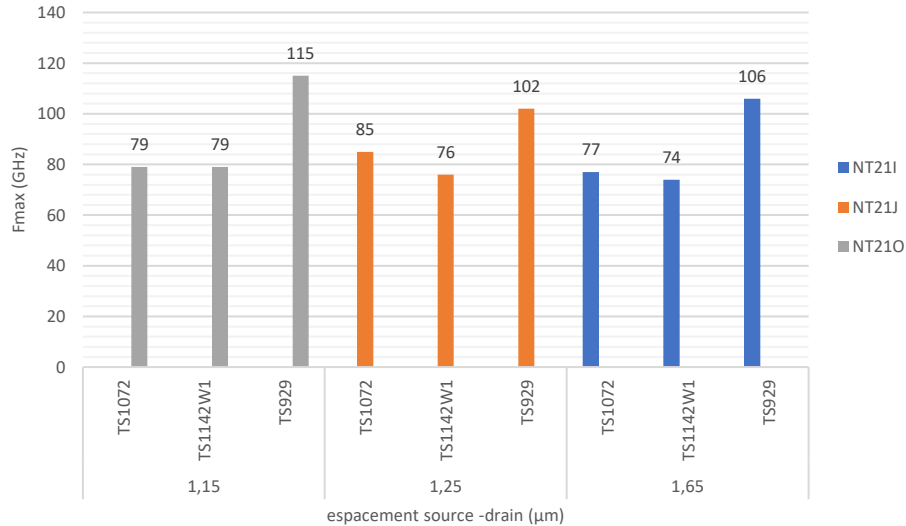


Figure 152 : Graphe représentant la fréquence d'oscillations en fonction des distances sources-drain des transistors NT21I, NT21J et NT21O pour les échantillons TS929, TS1072 et TS1142W1

Les mesures en hyperfréquences, nous ont permis de déterminer les performances électriques de nos composants. Dans cette partie, on retiendra que les composants comportant des zones avec du n-GaN au niveau des contacts ohmiques sont compatibles avec des applications hautes fréquences. Des fréquences maximales d'oscillation ont été extraites et sont supérieures à 70 GHz sur un large panel de topologies de transistors.

Nous avons noté que les transistors sur structures HEMT avec une barrière AlGaIn présentent des fréquences de coupure et des fréquences maximales d'oscillations supérieures aux transistors sur la structure HEMT avec une barrière quaternaire. L'échantillon TS929 se présente comme l'échantillon le plus prometteur pour la montée en fréquence de fonctionnement des transistors en raison d'une meilleure qualité cristalline (substrat SiC), d'un meilleur niveau de dopage des couches de n-GaN, d'une meilleure isolation électrique (présence d'une back barrière dans l'épitaxie de la structure) et une meilleure isolation des composants. La topologie NT26 des transistors avec un développement 2x50 μm (avec $L_g = 100$ nm) se positionne comme une topologie prometteuse en raison d'une faible capacité $C_{gd,ext}$ et de faibles résistances R_s et R_g . Sur l'échantillon TS929, on note que le transistor NT26O permet d'atteindre une fréquence de coupure de 87 GHz et le transistor NT26I a une fréquence maximale d'oscillation de 151 GHz. Ces résultats sont particulièrement encourageants (Tableau 85).

Le décalage des caissons de n-GaN par rapport au métal du contact ohmique est un moyen de diminuer les distances sources-drain, sans introduire des capacités parasites et permet ainsi d'obtenir des fréquences de coupures et fréquences maximales d'oscillations élevées.

Nous allons maintenant nous intéresser aux mesures hyperfréquence en mode Load-Pull sur quelques transistors de l'échantillon TS929.

transistor	grille (nm)	Distance source- grille (μm)	Distance grille- drain (μm)	Distance contacts ohmiques (μm)	Décalage des zones de n-GaN avec le métal (μm)	F_t (GHz)	F_{max} (GHz)	R_d (Ω)	R_g (Ω)	R_s (Ω)	C_{gs} (ff)
NT21I	150	0,6	0,9	1,65	0,2	78	106	106,4	32,4	25,6	70
NT21N	150	0,5	0,5	1,15	0	79	105	103	26	25	71,6
NT21O	150	0,5	0,5	1,15	0,4	78	115	106,6	28,6	25,4	71,15
NT21P	150	0,8	1,5	2,45	1	75	112	111,7	33,7	27,3	70,2
NT21Q	150	0,5	0,5	1,15	1	79	134	104,9	30,4	26,1	70,6
NT26G	100	0,6	1,3	2	0,2	75	107	76,5	26	24,5	60,9
NT26H	100	0,8	1,5	1,6	0,4	77	113	73,3	24,8	23,7	61
NT26I	100	0,8	1,1	1,6	0,2	76	151	74,3	22,8	25,2	59,5
NT26N	100	0,5	0,5	1,1	0	83	98	83,2	28,2	25,8	58,6
NT26O	100	0,5	0,5	1,1	0,4	87	98	76,2	25,2	25,3	60,1

Tableau 85 : Résumé des caractéristiques des transistors les plus performants sur l'échantillon TS929

5.3. Mesures de puissance en hyperfréquences en mode Load-Pull

Dans cette partie nous proposons d'évaluer les performances hyperfréquences des transistors de l'échantillon TS929 qui correspond à une structure AlGaIn/GaN épitaxiée sur un substrat SiC sur laquelle l'étude de re-croissance des contacts ohmiques a été effectuée. Le principe de la caractérisation utilisée consiste à placer le transistor sous test (TST ou DUT en anglais pour device under test) dans les conditions réelles de fonctionnement (fréquence, polarisation, ...) et à étudier sa réponse, par exemple en mesurant la puissance de sortie pour différentes puissances d'entrée ainsi que le rendement de puissance ajoutée (PAE), en fonction des impédances présentées à ses accès. La technique de caractérisation fort signal des composants actifs a été développée et ne cessent d'évoluer dans le but d'obtenir les données indispensables à la compréhension des composants en fonctionnement hyperfréquence, à la modélisation des transistors et à la conception de circuits (MMIC).

Il s'agit de la technique de variation de la charge dite load-pull à charge passive et active. Cette technique de base utilisant initialement un simple signal sinusoïdal en mode CW (Continuous Wave) a évolué vers des outils de plus en plus complexes à mettre en œuvre mais permettant de caractériser les composants dans des conditions de fonctionnement toujours plus proches de leurs conditions d'utilisation finale.

Cette méthode repose sur la caractérisation du composant pour plusieurs niveaux de puissance RF injectée, ceci en adaptant l'impédance de la charge en sortie afin d'y obtenir le maximum de puissance. Le schéma de notre banc load-pull est présenté sur Figure 153. Il s'agit d'un banc hybride combinant à la fois des tuners passifs de MAURY Microwave MT984 dans la bande passante [8-50 GHz] et une boucle active constituée d'un amplificateur 10W dans la bande passante [29-31] GHz. Dans le cadre de cette étude les mesures ont été effectuées à la fréquence de 30 GHz. Le banc est basé sur un analyseur de réseau vectoriel VNA Keysight 5245AS 50 GHz piloté par le logiciel AMCAD I-V CAD. Les deux tuners en cascade Maury Microwaves MT984 8-50GHz permettent l'accord des charges à la fréquence fondamentale et à la fréquence du deuxième harmonique.

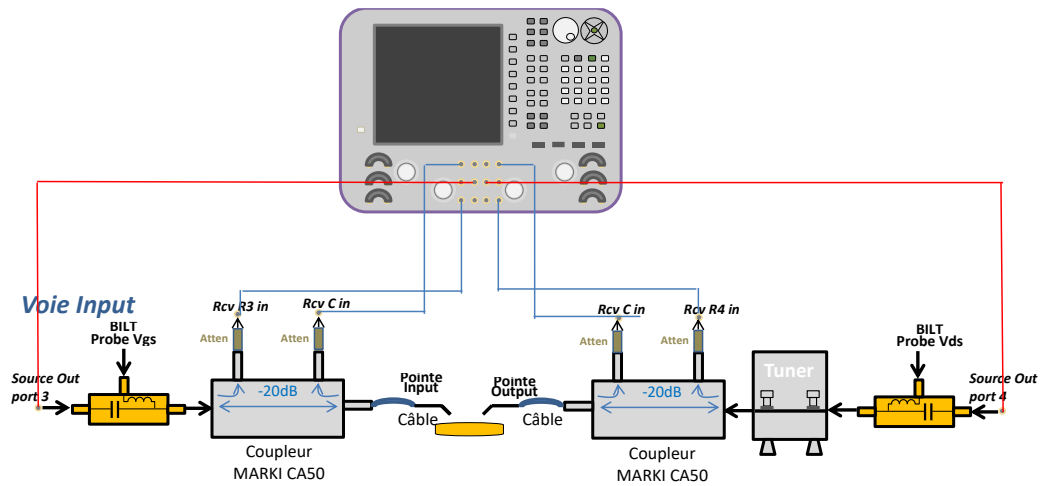


Figure 153 Schéma de principe du banc Load-Pull III-V Lab à 30GHz

Dans cette étude nous avons comparé les mesures Load-Pull de différents designs de transistors élémentaires $2 \times 50 \mu\text{m}$: NT21E, NT21I, NT21N, NT26G, NT26I et NT26N.

Les caractéristiques des différents designs de transistors sont rappelées dans le Tableau 86 :

transistor	Longueur de grille (μm)	distance (μm)			Position des caissons de n-GaN
		source-grille	grille-drain	source-drain (avec n-GaN)	
NT21E	0,15	0,8	2	2,55	décalage de $0,2 \mu\text{m}$ du métal par rapport aux caissons de n-GaN
NT21I		0,8	1,1	1,65	décalage de $0,2 \mu\text{m}$ du métal par rapport aux caissons de n-GaN
NT21N		0,5	0,5	1,15	le métal du contact ohmique est au même niveau que les caissons de n-GaN
NT26G	0,1	0,8	1,5	2	décalage de $0,2 \mu\text{m}$ du métal par rapport aux caissons de n-GaN
NT26I		0,8	1,1	1,6	décalage de $0,2 \mu\text{m}$ du métal par rapport aux caissons de n-GaN
NT26N		0,5	0,5	1,1	le métal du contact ohmique est au même niveau que les caissons de n-GaN

Tableau 86: Caractéristiques des transistors NT21E, NT21I, NT21N, NT26G, NT26I et NT26N de développement de $2 \times 50 \mu\text{m}$

Afin de comparer les performances des différents dispositifs à partir des mesures hyperfréquence de puissance nous avons extrait deux paramètres essentiels pour les caractérisations de puissance hyperfréquence : le rendement de puissance ajoutée (PAE) et la densité de puissance de sortie (P_{out}). Le rendement de puissance ajoutée est un élément important dans l'évaluation des performances d'un composant HEMT pour les applications de puissance hyperfréquence. Ce rendement de puissance ajoutée (PAE) traduit l'efficacité de conversion de la puissance continue (DC) du dispositif en puissance hyperfréquence. Les mesures Load-pull présentées sont toutes obtenues pour la valeur maximale de PAE pour chaque design de transistor.

Une PAE élevée témoigne d'une forte conversion d'énergie DC en énergie hyperfréquence et de faibles pertes par dissipation thermique. La dissipation thermique est un paramètre important à prendre en compte pour ce genre d'application afin d'optimiser les performances RF et d'éviter la dégradation du composant par l'auto-échauffement. C'est également un critère important pour la consommation énergétique. Par exemple l'utilisation d'un substrat en carbure de Silicium de l'échantillon TS929 permet d'améliorer la dissipation thermique.

La densité de puissance de sortie et le rendement de puissance ajoutée (PAE), ont été mesurés sur des composants $2 \times 50 \times 0,1 \mu\text{m}^2$ avec densité de courant de drain $I_{\text{dsq}} = 200 \text{ mA/mm}$, mesurée en CW et une tension $V_{\text{dsq}} = 17,5 \text{ V}$.

Les mesures présentées dans cette étude ont été obtenues avec des balayages de puissance Pin-Pout sur la charge de sortie maximisant la PAE.

5.3.1. La puissance de sortie (P_{out})

La densité de puissance de sortie (P_{out}) est une caractéristique importante des performances d'un transistor. Il s'agit de la puissance hyperfréquence absorbée par la charge en sortie du composant, ici à la valeur maximale de la PAE, soit donc dans les conditions où la conversion d'énergie DC en énergie RF est maximale.

Sur l'échantillon TS929, pour chaque design de composant plusieurs sites ont été mesurés afin d'en extraire une moyenne statistique. La Figure 154 rapporte les mesures réalisées permettant d'extraire la puissance de sortie des composants.

A première vue, ce graphe montre que les transistors NT26G et NT26I présentent les plus fortes densités de puissances de sortie à 30 GHz, respectivement $1,8 \pm 0,2 \text{ W/mm}$ et $2,0 \pm 0,3 \text{ W/mm}$.

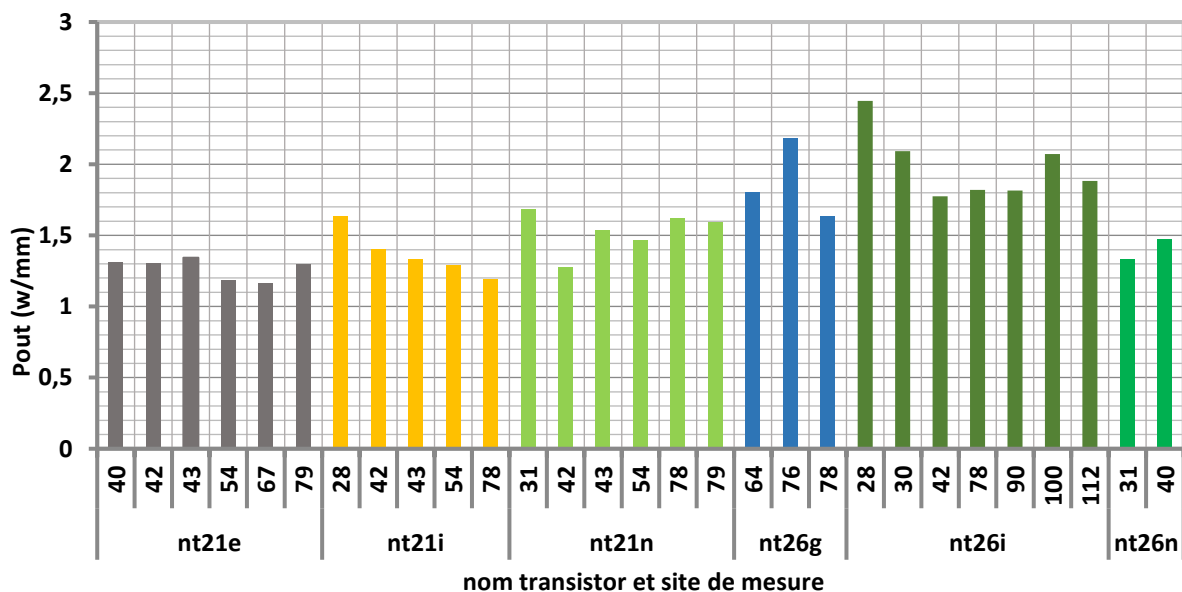


Figure 154: Graphe représentant la puissance P_{out} selon les différents transistors sur l'échantillon TS929

Pour comprendre ces mesures, nous avons tracé un graphe représentant la puissance de sortie en fonction des distances source-drain avec les caissons de n-GaN (Figure 155). Logiquement on observe que les transistors avec une plus petite longueur de grille ($L_g = 0,1 \mu\text{m}$), c'est-à-dire les transistors NT26, ont en général une puissance de sortie plus élevée, excepté lorsque la distance source-drain devient très faible et limite la tenue en tension du transistor (NT26N).

A l'autre extrême, les transistors NT21E sont les composants présentant la plus faible puissance de sortie, en moyenne $1,3 \pm 0,1 \text{ W/mm}$. Ils sont également les transistors présentant la plus grande distance source-drain et donc les plus pénalisés en termes de fréquence de fonctionnement.

Il existe donc un optimum sur la distance entre les contacts source-drain et la structure utilisée.

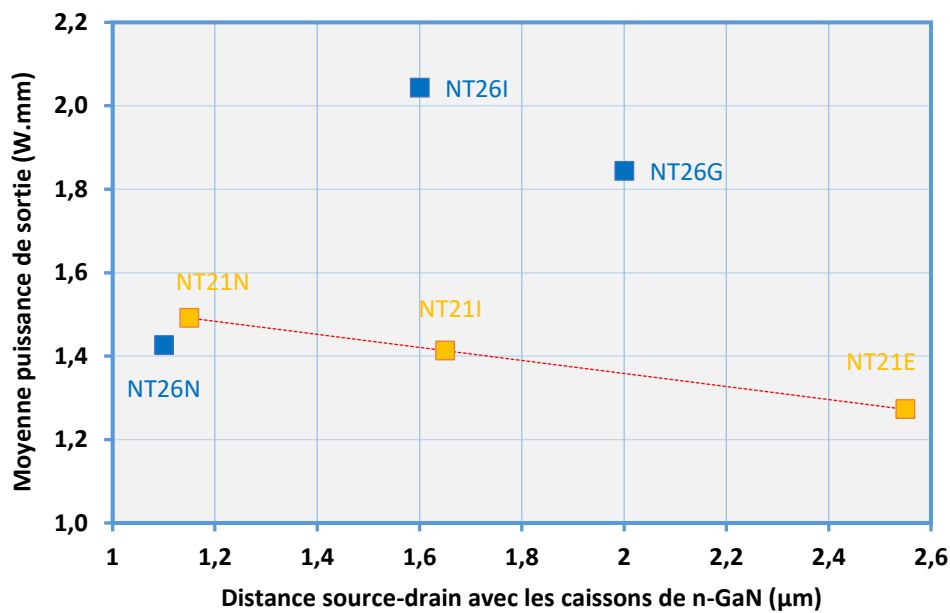


Figure 155: Graphe représentant la moyenne de la puissance de sortie en fonction de la distance des contacts ohmiques

La densité de puissance de sortie d'un transistor est un paramètre important qui, pour rendre bien compte des propriétés d'un composant, doit être associée à d'autres caractéristiques comme le rendement de puissance ajoutée.

5.3.2. Le rendement de puissance ajoutée (PAE)

Le rendement de puissance ajoutée a été défini au chapitre I. Comme nous l'avons dit, ce paramètre est particulièrement important pour l'évaluation des performances des transistors HEMTs puisqu'il traduit l'efficacité de la conversion de la puissance DC en puissance RF dans le composant. Le rendement de puissance ajoutée correspond au rapport entre la différence de la puissance RF en sortie et la puissance RF en entrée, sur la puissance continue alimentant le composant.

Pour chaque design de composant plusieurs sites ont été mesurés afin d'en extraire une moyenne statistique (Figure 156). D'emblée, on constate que les NT26G et NT26I présentent les pourcentages de PAE les plus élevées. Nous avons vu précédemment que les transistors précités présentaient également les valeurs de densité de puissance de sortie les plus élevées.

A 30 GHz, la PAE moyenne vaut $36,1 \pm 1,1$ % et $36,8 \pm 1,9$ % respectivement pour les transistors NT26G et NT26I.

La Figure 157 représente la moyenne des PAE en fonction de la distance entre les contacts ohmiques. On constate qu'il semble exister un optimum pour lequel ce rendement est le plus élevé. En effet, les transistors NT21I et NT26I présentent des fortes PAE pour chacune des familles de transistors. Ainsi, lorsque la distance entre la source et le drain est aux alentours de 1,6 μm nous trouvons un maximum de PAE.

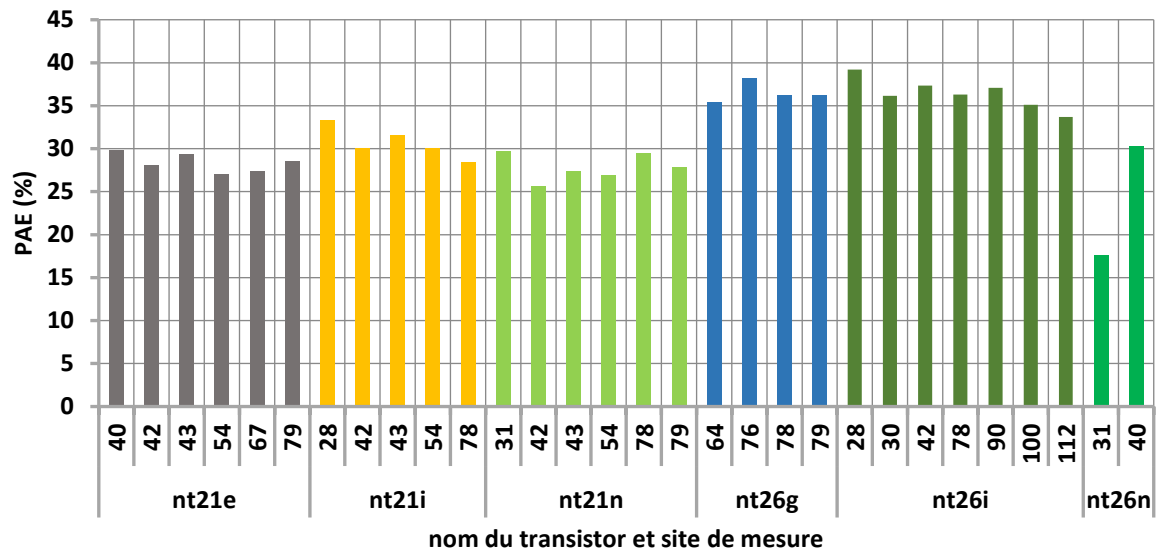


Figure 156 : Graphe représentant le rendement de la puissance ajoutée selon les différents transistors sur l'échantillon TS929

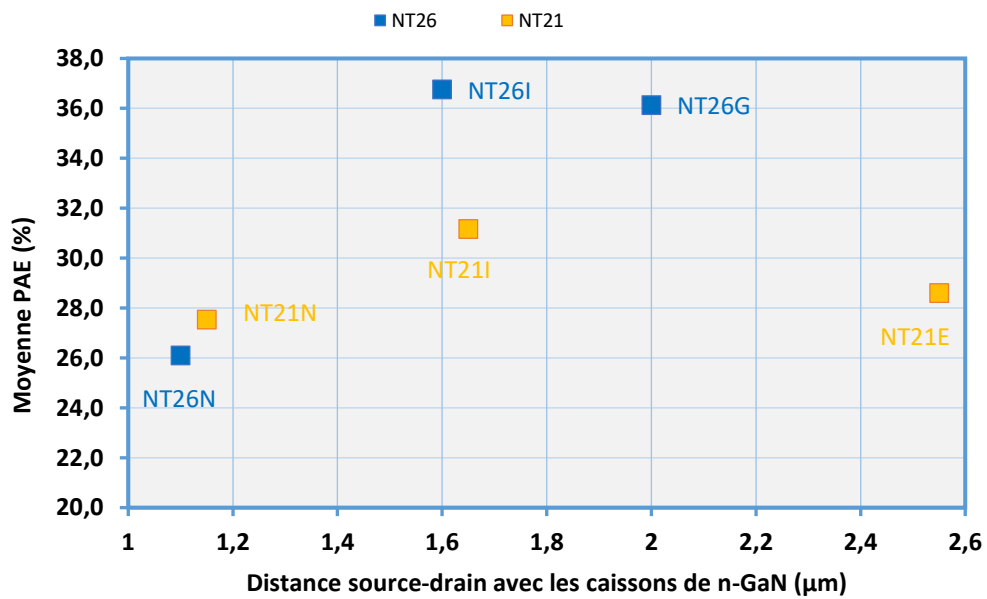


Figure 157 : Graphe représentant la moyenne du rendement de la puissance ajoutée en fonction de la distance entre les contacts ohmiques

Le Tableau 87 résume les performances obtenues pour chacun des échantillons mesurés.

Transistor	Moyenne Pout (W.mm)	Moyenne PAE (%)	distance source-drain (μm)
N21E	$1,3 \pm 0,1$	$28,6 \pm 1,2$	2,55
NT21I	$1,4 \pm 0,2$	$31,2 \pm 2,0$	1,65
NT21N	$1,5 \pm 0,2$	$27,5 \pm 1,6$	1,15
NT26G	$1,8 \pm 0,2$	$36,1 \pm 1,1$	2
NT26I	$2,0 \pm 0,3$	$36,8 \pm 1,9$	1,6
NT26N	$1,4 \pm 0,1$	$26,1 \pm 7,4$	1,1

Tableau 87 : Récapitulatif des mesures en Load Pull obtenues sur les transistors NT21E, NT21I, NT21N, NT26G, NT26I et NT26N

Ces mesures confirment qu'à la fréquence 30 GHz la réduction de la longueur de la grille permet d'accéder à de plus grandes densités de puissance tout en augmentant la PAE. Au vu des résultats prometteurs obtenus, nous nous sommes focalisés sur le meilleur site du design, le transistor NT26I de l'échantillon TS929, pour en déterminer la meilleure performance.

5.3.3. Meilleure performance obtenue sur le design NT26I

La Figure 158 et la Figure 159 présentent les caractérisations en puissance à 30 GHz du transistor NT26I. Ces mesures ont été obtenues pendant les balayages de puissance P_{in} - P_{out} sur la charge de sortie maximisant la PAE.

Sous une tension V_{ds} égale à 17,5 V et une intensité $I_{dsq} = 50$ mA/mm, le transistor HEMT NT26I présente une puissance de sortie saturée de 2,74 W/mm, une PAE maximale à 40,8% associée à une densité de puissance de 2,17 W/mm et un gain de puissance de 7 dB. Le courant de drain I_d maximal atteint est égal à 278 mA/mm.

Lorsque que l'on change les conditions de polarisation et donc de classe de polarisation, par exemple pour doubler l'intensité I_{dsq} ($I_{dsq} = 100$ mA/mm) sous une tension V_{ds} égale à 17,5 V, on obtient une puissance de sortie saturée de 2,66 W/mm, un maximum de PAE de 40,3% associée à une densité de puissance de 2,24 W/mm et un gain de puissance de 7 dB. Le courant I_d maximal atteint est égal à 266 mA/mm.

Ce comportement est tout à fait attendu et montre que la brique technologique de recroissance des contacts ne modifie en rien le comportement du transistor.

On remarque également que sous les deux conditions de mesures de puissance Load-Pull, à 30GHz, le courant I_g est inférieur à 0,02 mA/mm. Celui-ci est relativement stable entre une puissance P_{in} comprise entre 0 et 15 dBm (soit entre 0,01 et 0,32 W/mm), puis chute au-delà de 15 dBm (soit 0,32 W/mm).

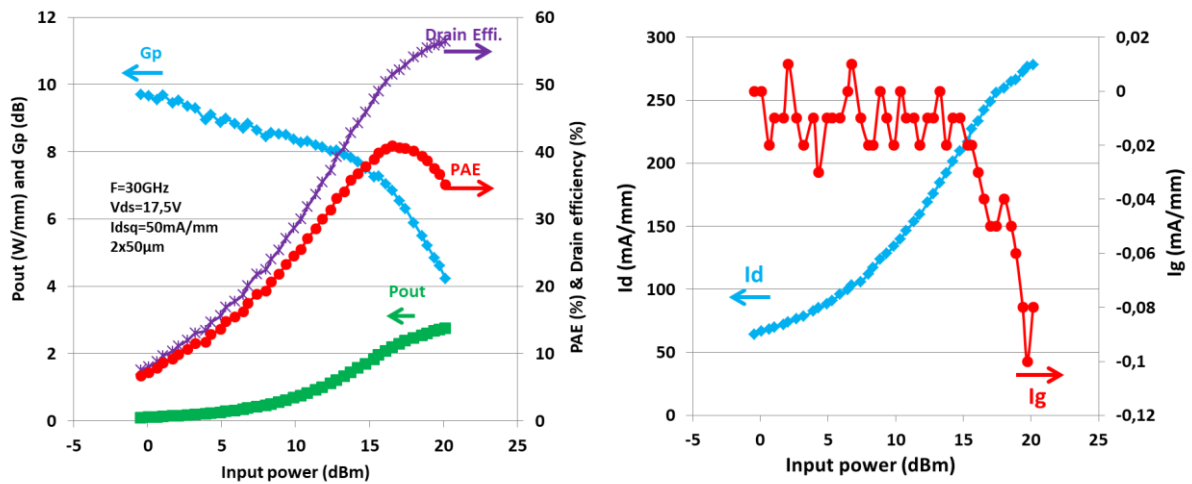


Figure 158 : Mesures Load Pull (à gauche, graphe représentant la puissance P_{out} , le G_p , la PAE et le drain efficiency en fonction de puissance d'entrée et à droite, graphe représentant le courant I_d et I_g en fonction de la puissance d'entrée) sous les conditions suivantes : la fréquence est fixée à 30GHz, sous une tension de $V_{ds}=17,5V$ et $I_{dsq}=50mA/mm$

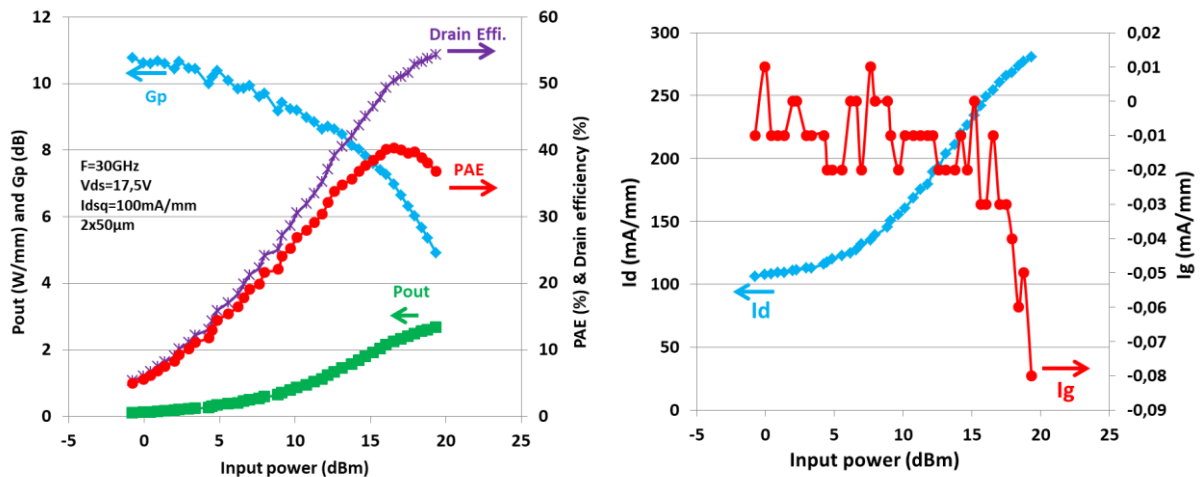


Figure 159: Mesures Load Pull (à gauche, graphe représentant la puissance P_{out} , le G_p , la PAE et le drain efficiency en fonction de puissance d'entrée et à droite, graphe représentant le courant I_d et I_g en fonction de la puissance d'entrée) sous les conditions suivantes : la fréquence est fixée à 30GHz, sous une tension de $V_{ds}=17,5V$ et $I_{dsq}=100mA/mm$

Ces résultats constituent une bonne performance au regard du type de structure épitaxiale et de la fréquence de mesure : 30GHz. Ces résultats sont très encourageants pour la montée en fréquence des transistors, en effet une PAE de 40,3% a été obtenue sur les transistors NT26I grâce à la réduction de la distance source-drain à $1,6 \mu m$ en tenant compte des caissons de n-GaN.

Conclusion du chapitre V

Les caractérisations électriques des transistors nous ont permis d'évaluer leurs performances et de mettre en avant les topologies des transistors présentant les meilleures caractéristiques. Il a été vérifié que la qualité de la croissance épitaxiale, la distance entre les contacts ohmiques, la taille de la grille et la qualité du process technologique sont les facteurs clés de la montée en fréquence des transistors. Les pièges présents notamment dans le buffer et à la surface sont les effets limitants qui génèrent une perte de courant et une augmentation non négligeable de la résistance. Deux topologies de transistors

se sont avérées prometteuses pour la montée en fréquence. Il s'agit de transistors de $2 \times 50 \mu\text{m}$ de développement avec une longueur de grille de 100 nm et 150 nm respectivement pour les transistors NT26 et NT21.

Dans la présente étude, les structures HEMT avec une barrière AlGaIn se caractérisent par un courant de saturation, des fréquences de coupure et d'oscillation maximale plus élevées que la structure avec une barrière quaternaire. Dans notre étude, l'échantillon TS929 offre les meilleures caractéristiques électriques. Il s'agit d'une structure HEMT ternaire AlGaIn épitaxiée sur substrat SiC. La présence de la back barrière, la qualité du buffer, le substrat SiC et le fort niveau de dopage des couches de n-GaN expliquent les performances mesurées sur cet échantillon.

La recroissance de n-GaN nous a permis de diminuer les distances source-drain et obtenir des fréquences de coupure supérieures à 70 GHz sur certaines topologies et des fréquences maximales d'oscillation allant de 62 à 151 GHz. L'observation quasi-systématique de l'évolution attendue des paramètres extrinsèques et des fréquences de coupure et d'oscillation en fonction des espacements entre les contacts montre l'innocuité des procédés de croissance localisée et de fabrication des transistors développés dans ce travail. En décalant les caissons de GaN fortement dopé N par rapport au métal constituant le contact ohmique, il est possible de diminuer les distances source-drain sans interagir avec la grille. Dans notre étude, le transistor NT26I qui se caractérise par une distance source-drain de $1,6 \mu\text{m}$ présente des performances encourageantes pour la montée en fréquence des transistors.

Conclusion et perspectives

La réalisation de transistors comportant des caissons de n-GaN a nécessité le choix et l'optimisation des étapes technologiques de fabrication permettant un contrôle précis des dimensions des motifs et une faible détérioration de la surface. Le design des transistors avec les caissons de n-GaN offre la possibilité de diminuer les distances entre les contacts ohmiques sans risque de court-circuit avec la grille.

La qualité de la croissance des caissons de n-GaN dépend fortement de l'état de surface des zones gravées. En effet, l'interface entre le n-GaN et le gaz 2D est une zone particulièrement sensible pouvant être à l'origine d'une augmentation de la résistance de contact. Il s'est avéré nécessaire d'avoir recours à des traitements chimiques afin d'éliminer les résidus organiques issus des étapes du process et les zones perturbées par la gravure ionique réactive ainsi que pour désoxyder la surface III-N. Le traitement chimique à base de KOH et HCl a montré son efficacité car de très faibles résistances d'interface ont été extraites.

Les reprises épitaxiales localisées de n-GaN, avec comme dopant le silicium, obtenues par MBE et par MOVPE ont été réalisées au CRHEA. Les échantillons avec des caissons de n-GaN réalisés par MBE sont prometteurs pour la montée en fréquence. En effet, les recroissances sont sélectives et fortement dopées n ce qui favorise le passage des électrons. Les températures de croissance par MBE étant plus faibles qu'en MOVPE, on ne constate pas de dégradations des propriétés électriques des structures HEMTs quelle que soit la nature de la barrière. De faibles résistances de contact ont été extraites au moyen des mesures TLM après la recroissance de n-GaN par MBE. Ainsi des résistances de contacts ohmiques faibles inférieures à $0,25 \Omega \cdot \text{mm}$ ont été obtenus avec la configuration TLM V03 (c'est-à-dire avec un espacement de $1 \mu\text{m}$ entre le bord du métal du contact ohmique et le bord du film de n-GaN) sans recuit haute température. Ce résultat est particulièrement intéressant pour la diminution des distances entre les contacts ohmiques sans risque de toucher la grille.

Trois échantillons HEMTs (TS929, TS1142W1 et TS1072) ont subi des caractérisations approfondies en régime statique et en régime hyperfréquence. Pour des topologies identiques, les transistors HEMTs avec des barrières AlGaIn possèdent des fréquences de coupure et des fréquences d'oscillations maximales plus élevées que la structure avec une barrière InAlGaIn.

L'échantillon TS929 (structure HEMT AlGaIn/GaN sur SiC) présente les meilleures performances statiques et hyperfréquences. Ces performances pourraient s'expliquer par une meilleure qualité structurale (substrat SiC) et la présence d'une back-barrière qui confine mieux le gaz d'électrons. Nous avons vu également que la passivation et l'isolation électriques des composants sont primordiales pour la montée en fréquence de fonctionnement des transistors. L'extraction de la fréquence maximale d'oscillation a montré des fréquences de fonctionnement supérieures à 100 GHz pour le transistor NT26I de l'échantillon TS929. Sur cette même topologie de transistors, à 30 GHz, une PAE de 40,3% a été obtenue. Ce transistor présente une distance source-drain de $1.6 \mu\text{m}$ et une grille de longueur de 100nm. Ce résultat est particulièrement encourageant.

Ainsi, le potentiel des couches de n-GaN épitaxiées par MBE sur la résistance de contact et par conséquent la montée en fréquence de fonctionnement des composants a été démontré. De futures optimisations de la structure épitaxiale devraient également nous permettre de profiter pleinement des réductions de distances rendues possibles grâce à l'épitaxiée localisée des contacts ohmiques au moins jusqu'à $1,1 \mu\text{m}$ comme nous l'avons démontré dans ce travail.

Dans le cadre de cette thèse, la recroissance des caissons de n-GaN par MOVPE a également été étudiée au CRHEA. Nous avons vu que sous certaines conditions, la croissance de n-GaN est sélective. Cependant, l'épaisseur de n-GaN dépend de l'aire des caissons : plus l'aire du caisson importante et plus l'épaisseur épitaxiée sera grande. Cette épaisseur dépend également de l'aire occupée par les motifs voisins. En bord de caissons, les mesures par profilométrie ont montré une surépaisseur du GaN épitaxié. La présence d'un proche voisin atténue cette surcroissance.

Par ailleurs, les croissances épitaxiales ont été réalisées à des températures de consigne aux alentours de 850°C afin de tenter d'éviter une dégradation des propriétés électriques du HEMT. Les mesures TLM ont montré de fortes résistances de contact en raison d'un dopage effectif trop faible. Le recours à un recuit des contacts permet cependant d'abaisser cette résistance.

Pour la reprise d'épitaxie par MBE comme par MOVPE, nous avons vu que le profil des flancs des caissons de n-GaN joue un rôle important. En effet, nous avons constaté que lorsque les flancs ne sont abrupts et qu'ils présentent une inclinaison, la résistance de contact est plus importante en raison d'une résistance plus importante à l'interface entre le film de n-GaN et le gaz 2D (déplétion locale du gaz 2D liée au profil incliné).

Une optimisation des conditions de croissance de n-GaN par MOVPE permettrait d'obtenir des couches fortement dopées N ce qui aurait pour conséquence de diminuer les résistances de contact. En augmentant le dopage, on facilite la conduction des électrons par effet tunnel entre le métal et le n-GaN sans avoir recours à un recuit d'alliage.

L'essentiel des résultats obtenus durant cette thèse fait appel au dopage de type n à partir du silicium. Le germanium a fait l'objet d'un essai par MBE. Même si ce premier essai a produit un résultat modeste, la possibilité d'atteindre des dopages de plusieurs $10^{20}/\text{cm}^3$ pourrait ouvrir de nouvelles perspectives et il en est de même pour la croissance MOVPE.

La montée en fréquence de fonctionnement des transistors peut également être améliorée en diminuant davantage les distances source-drain et en réduisant la longueur de grille, la réalisation de caissons n-GaN auto-alignés avec la grille constituant l'étape ultime de cette voie de développement. Le design et l'optimisation des couches d'une structure HEMT est un paramètre clé pour la montée en fréquence. En augmentant la densité d'électrons dans le gaz 2D et en améliorant le confinement des électrons, il sera également plus aisé d'augmenter la fréquence de fonctionnement.

Annexe 1 : Influence des potentiels de surface de différentes structures HEMTs de type InAlGa_N/Ga_N

Nous avons observé que les grilles de 100nm sur l'échantillon TS929 présentent des courants de fuite lors des mesures en régime impulsif. La surface est une zone particulièrement réactive et celle-ci joue un rôle primordial dans les courants de fuite de grille. Pour mieux comprendre ces phénomènes de surface, nous allons nous focaliser sur les différentes surfaces des HEMTs de type quaternaire. Nous allons tenter de comprendre l'évolution des états de surface et de la charge négative qui s'y crée après l'épitaxie des structures.

Après l'épitaxie, les surfaces des structures HEMTs sont particulièrement réactives notamment à cause de la présence de liaisons pendantes et de la présence d'une charge électrique liée à la discontinuité de la polarisation.

Dans un premier temps, nous avons voulu étudier la réactivité des surfaces non passivées de divers échantillons dont la structure HEMT est du type InAlGa_N/Ga_N sur SiC.

Dans un second temps, nous avons voulu mettre en exergue l'impact d'une passivation in-situ sur les structures HEMTs.

1. La réactivité de surface de différentes structures InAlGa_N/Ga_N sur SiC

Dans cette partie, on souhaite étudier la réactivité de la surface de trois échantillons dont les épaisseurs de la barrière sont différentes. A l'heure actuelle, on cherche à augmenter la fréquence de fonctionnement des transistors. La diminution de l'épaisseur est primordiale pour l'augmentation de la fréquence de fonctionnement des transistors car cela permet de diminuer le temps de transit des électrons en conservant une commande par la grille efficace (conservation d'un rapport d'aspect « L_g/a » suffisant pour limiter les effets de canal court). La diminution de l'épaisseur de la barrière dans une structure HEMT a pour effet de réduire la densité de porteurs du gaz 2D tout en conservant de hautes mobilités des électrons [106].

Dans le cadre de cette étude, trois échantillons ont été épitaxiés par MOVPE au 3-5lab sur un substrat semi-isolant de SiC. Ces structures se composent d'une couche de nucléation de 100 nm d'AlN non intentionnellement dopée, suivie de couches de gestion des contraintes [107], d'une couche tampon de GaN non dopé intentionnellement de 0,8 μm d'épaisseur, d'une back-barrière en AlGa_N dopé C (0,8 μm) et d'un canal de GaN non intentionnellement dopé d'une épaisseur de 150 nm. Les couches barrières de ces structures HEMT se trouvant au-dessus de cette couche de canal se composent d'une fine couche d'exclusion AlN de 1,2 nm d'épaisseur et d'une couche d'InAlGa_N. L'épaisseur de la barrière supérieure quaternaire a été fixée à 3,5 nm (échantillon A), à 6 nm (échantillon B) et à 20 nm (échantillon C). La Figure 160 illustre ces trois structures HEMTs présentées ci-dessus.

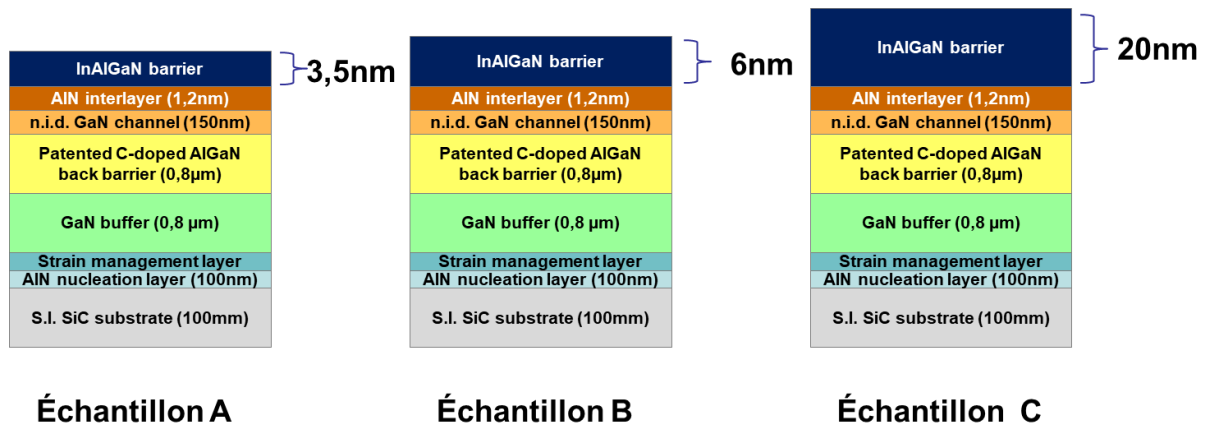


Figure 160: Structures HEMTs des trois échantillons étudiés (à gauche : structure de l'échantillon A, au centre : structure de l'échantillon B et à droite : structure de l'échantillon C)

Nous allons suivre l'évolution temporelle des propriétés du 2DEG de chacune des structures HEMTs à l'aide des mesures sans contact de résistance de feuille (R_{sheet}) et à l'aide de mesures spécifiques d'effet Hall afin de comparer l'évolution de la résistance de la feuille pour différentes épaisseurs de barrière. Le principe de mesure de ces deux outils a été explicité dans le chapitre II.

1.1. Evolution de la résistance de feuille avec le temps

Après la croissance épitaxiale, la résistance de feuille est égale à 535 Ω , 282 Ω et 189 Ω respectivement pour les échantillons A, B et C. On constate une augmentation de la résistance de feuille (R_{sheet}) lorsque l'épaisseur totale de la barrière est réduite. Ainsi, l'échantillon C présente la plus faible valeur de R_{sheet} et l'épaisseur de barrière la plus grande tandis que l'échantillon A avec la plus faible épaisseur de barrière a une résistance R_{sheet} la plus élevée. Cette tendance a été observée dans le cas des HEMTs III-N et elle a été rapportée par différents groupes, également dans le cas des HEMT InAl(Ga)N / GaN [108]. Les échantillons ont été stockés à l'air ambiant et ont été remesurés après 1000 heures. La Figure 161 montre l'évolution temporelle de la résistance R_{sheet} pour les trois échantillons. On constate que le comportement de ces trois échantillons est différent. Ainsi, pour l'échantillon A, pendant les 200 premières heures, la résistance de la feuille augmente rapidement puis se stabilise à environ 1400 Ω . Pour l'échantillon B, l'augmentation est moins significative que pour l'échantillon A et après 200 heures la résistance de feuille se stabilise à environ 300 Ω , avec une augmentation relative d'environ 15% par rapport à la valeur initiale. La résistance de feuille de l'échantillon C est constante dans le temps.

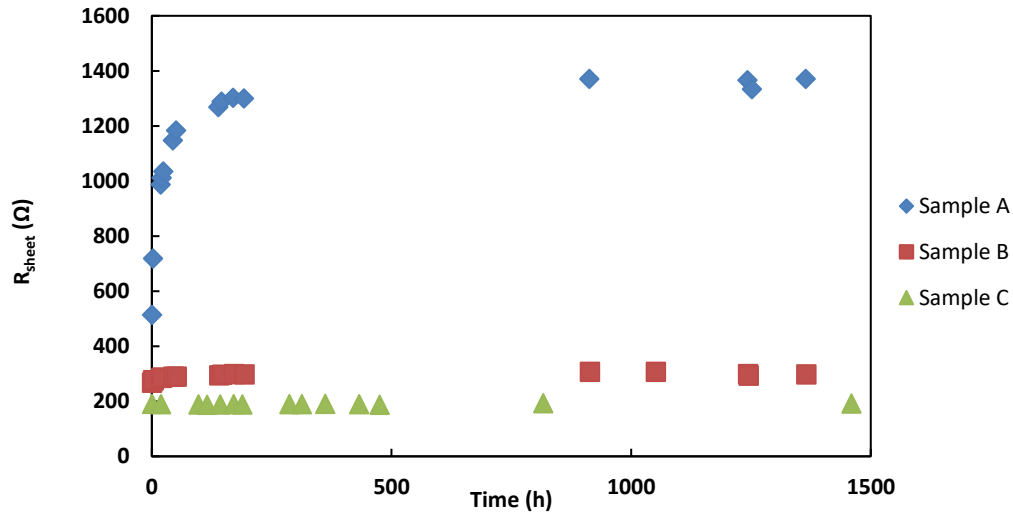


Figure 161: Graphe montrant l'évolution temporelle de la résistance de feuille pour les trois structures HEMTs de type InAlGaN/GaN

De plus, les cartographies de résistance de feuille (R_{sheet}) montrent que cette augmentation est uniforme sur tout le wafer comme nous pouvons le voir sur la Figure 162.

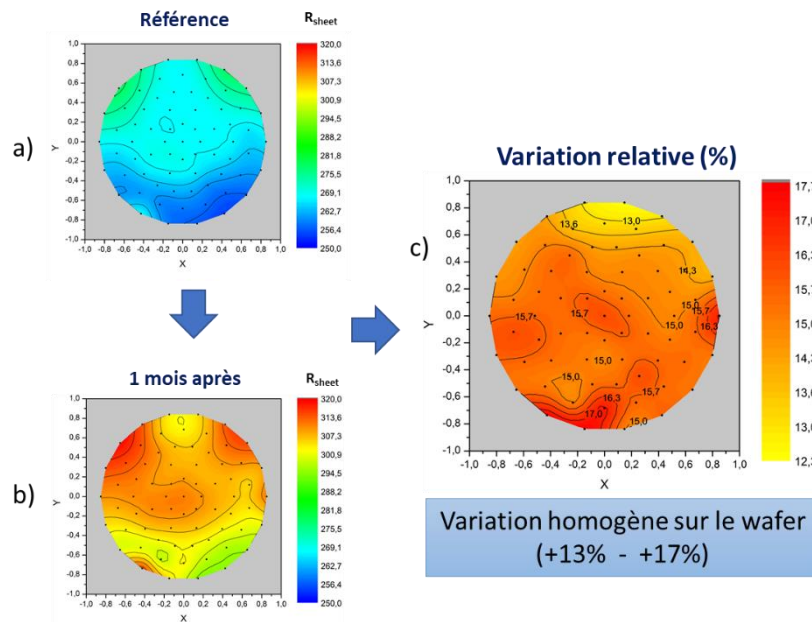


Figure 162: cartographies de la résistance de feuille (R_{sheet}) du sample B : a) après épitaxie par MOVPE, b) un mois après épitaxie et stockage à l'air ambiant et c) cartographie de la variation relative entre la cartographie b) et la cartographie a)

Cependant, ce phénomène est réversible dans le sens où il est possible de revenir à la valeur de R_{sheet} initiale. En effet, un recuit à 300°C sous atmosphère d'azote permet de revenir à la valeur initiale, comme on peut le voir sur la Figure 163. Le caractère réversible de ce phénomène montre que l'augmentation de la résistance de la feuille n'est pas la conséquence d'une dégradation physique de la structure HEMT mais très probablement due à une accumulation de charges négatives à la surface des échantillons exposés à l'air.

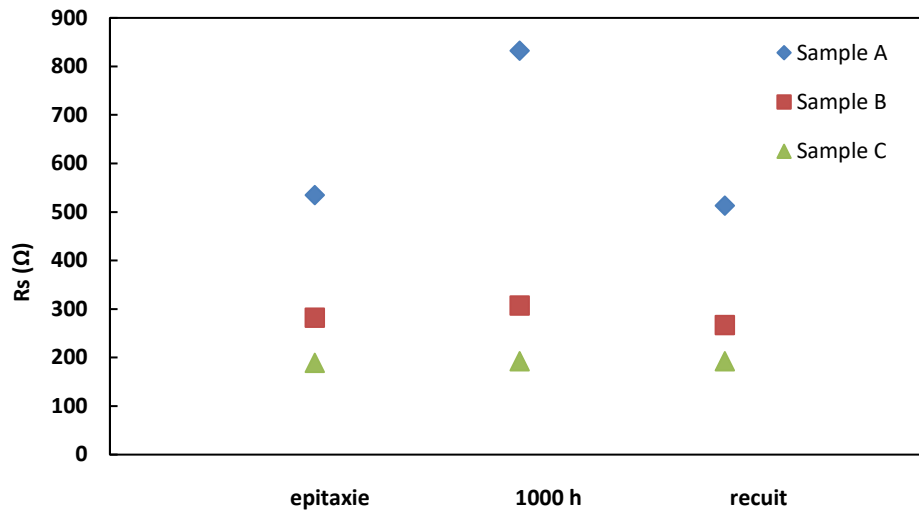


Figure 163 : Graphe représentant l'évolution de la résistance de feuille (R_{sheet}) après la croissance épitaxiale, 1000h après la croissance et après le recuit à 300°C sous atmosphère contrôlée d'azote

1.2. Evolution des propriétés du 2DEG

Après avoir constaté une évolution temporelle de la résistance de feuille, il s'avère intéressant d'évaluer l'évolution des propriétés du 2DEG en mesurant séparément la mobilité (μ) et la concentration des porteurs (n_s) à l'aide des mesures d'effet Hall avec la méthode de Van der Pauw. Cependant cette méthode nécessite des échantillons appropriés avec quatre contacts ohmiques. Dans notre cas, les contacts ohmiques recuits standards ne peuvent pas être utilisés afin d'éviter d'induire toutes modifications supplémentaires de la surface III-N non passivée [109]. Les mesures ont donc été réalisées en utilisant le procédé de contact ohmique à température ambiante proposé par Fagerlind et al.[110]. Avec ce procédé, le contact ohmique est réalisé avec du gallium liquide est déposé sur les coins des échantillons carrés connectés à l'aide d'une tige métallique en aluminium (Figure 165), sans avoir recours à aucun recuit supplémentaire. Avant de fabriquer les contacts, les échantillons ont été recuits à 300 °C sous une atmosphère contrôlée d'azote afin de les placer dans un état similaire à celui rencontré après la croissance épitaxiale.

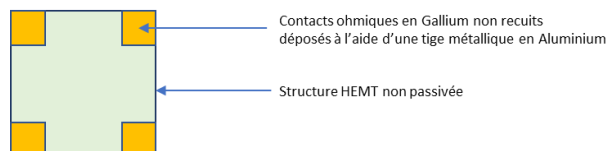


Figure 164: Schéma du procédé utilisé pour la réalisation de contacts ohmiques non recuits

La résistance de feuille est mesurée à l'aide de cette technique. Une résistance R_{sheet} de 541 Ω, 244 Ω et 188 Ω est mesurée respectivement pour les échantillons A, B et C. Ces valeurs sont en accord avec celles mesurées par l'outil de cartographie de résistance de feuille sans contact, immédiatement après la croissance épitaxiale de la structure.

Maintenant, nous allons nous focaliser sur l'échantillon A (échantillon le plus sensible à une variation de sa résistance de feuille avec le temps). Ainsi, nous allons évaluer l'évolution temporelle de la mobilité (notée μ) et de la concentration de porteurs sur l'échantillon (notée n_s). La Figure 165 montre

l'évolution dans le temps de la mobilité et des concentrations des porteurs cet échantillon. La mobilité initiale dans cet échantillon est de $1010 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ et la concentration des porteurs n_s s'élève à $1,14 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$.

On constate que la mobilité et la densité des porteurs diminuent pendant les 200 premières heures, ce qui entraîne une augmentation de la résistance de la feuille. Ensuite, les propriétés physiques du 2DEG se stabilisent. On a trouvé que les valeurs finales de mobilité et de concentration des porteurs dans le 2DEG sont respectivement égales à $715 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ et à $8,9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$.

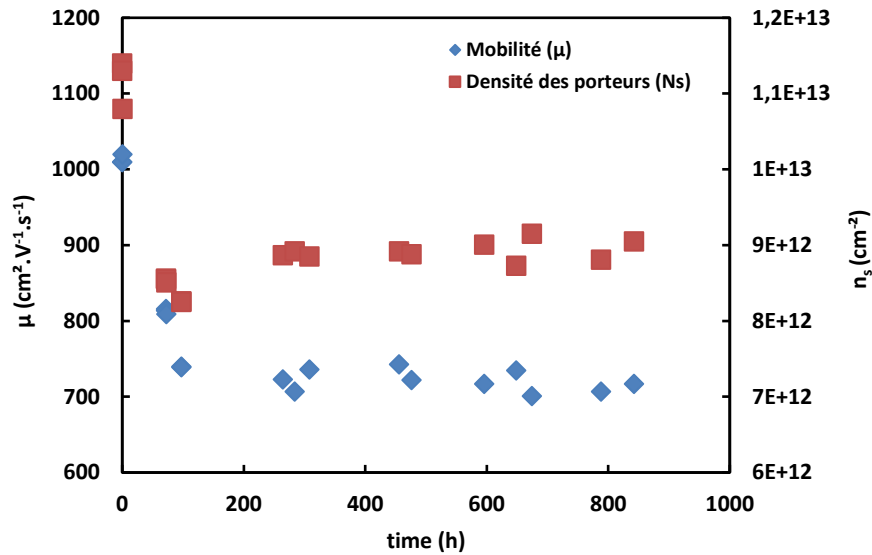


Figure 165: Graphe représentant l'évolution de la mobilité (μ) et de la densité des électrons dans le 2DEG (N_s) sur l'échantillon A en fonction du temps

La diminution de la mobilité pourrait s'expliquer par une augmentation de l'interaction à distance entre les électrons du 2DEG et les charges de surface. Cette diffusion coulombienne est le mécanisme dominant, limitant la mobilité dans les structures HEMT avec des barrières ultrafines [111]. Une étude de mobilité en fonction de la température serait nécessaire pour valider cette hypothèse mais les contacts ohmiques en gallium ne peuvent résister à ce type de mesures. Aussi, la diminution de la densité des porteurs dans le 2DEG peut être directement liée à l'accumulation de charges négatives sur la surface III-N. Une autre explication serait l'interaction avec les dislocations traversantes. La diminution de N_s entrainerait une réduction de l'écrantage des fluctuations de potentiel liées à ces défauts et en conséquence une réduction de la mobilité.

Afin de quantifier ce phénomène, nous avons utilisé des simulations TCAD pour évaluer l'impact de la densité des charges de surface (que l'on notera q_s) sur la densité des électrons dans le canal. Nous avons fait varier q_s de 0 à $9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ et l'épaisseur de la barrière InAlGaN de 3 à 20 nm. Pour cet ensemble de paramètres, la densité d'électrons dans le canal évolue telle que :

$$n_s = n_{si} - q_s \quad \text{Équation 97}$$

où n_{si} représente la densité d'électrons dans le canal lorsque $q_s = 0$. Cela signifie que l'accumulation d'une certaine quantité de charges de surface directement se traduit par la désertion du 2DEG d'une quantité équivalente d'électrons. Pour déterminer la densité des charges accumulées en surface lors du test de vieillissement, on suppose que la valeur de n_s immédiatement après le recuit correspond à

n_{si} . L'évolution de n_s avec le temps est extraite des mesures à effet Hall. Par conséquent, q_s peut être simplement calculé par la différence entre n_{si} et n_s . En utilisant cette méthode, nous avons estimé que la densité des charges négatives sur la surface de l'échantillon A à la fin du test est d'environ $2,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Nous avons fait la même analyse dans le cas de l'échantillon B et nous avons calculé une densité de charges de surface du même ordre de grandeur ($1,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$). En calculant le rapport q_s/n_s , on se rend compte que l'échantillon A est nettement plus sensible aux effets de surface que l'échantillon B. En effet ce rapport vaut 22% pour l'échantillon A et 7% pour l'échantillon B.

Dans le cas de l'échantillon C, la barrière épaisse InAlGaN (20 nm) a empêché la réalisation de contacts ohmiques fiables en utilisant la méthode détaillée ci-dessus. Cependant, la concentration nominale de des porteurs de cet échantillon a été estimée supérieure à $2 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$. Par conséquent, la variation attendue de n_s produirait des variations négligeables des propriétés 2DEG, en accord avec les données présentées à la Figure 161 où la résistance de feuille reste inchangée.

Ces résultats sont particulièrement intéressants car ils pointent la nécessité de la passiver rapidement les structures HEMTs après épitaxie ou avoir recours à des traitements physico-chimiques pour ne pas altérer les propriétés électriques des structures III-N. En effet, les liaisons pendantes en surface interagissent avec l'eau présente dans l'air et des ions OH^- peuvent être générés à la surface.

La sensibilité des surfaces III-N aux molécules atmosphériques peut être exploitée pour des applications telles que des capteurs [112].

2. La réactivité de surface d'une structure HEMT InAlGaN/GaN sur SiC avec passivation in-situ

Précédemment, nous avons constaté que la surface III-N est sensible aux espèces (et principalement à l'eau) présente dans l'atmosphère. Cette sensibilité est d'autant plus marquée que l'épaisseur est faible.

Pour cette étude, nous allons voir le comportement de la résistance de feuille sur une structure HEMT InAlGaN/GaN épitaxiée par MOVPE sur substrat SiC dont la structure épitaxiale est similaire à l'échantillon B mais cette structure comporte une passivation SiN in-situ. On notera cette échantillon, l'échantillon D.

La Figure 166 représente l'évolution temporelle de la résistance de feuille de l'échantillon D. On observe aucune variation notable de la résistance de feuille R_{sheet} avant le recuit, ni après le recuit. La valeur de cette résistance R_{sheet} est en moyenne égale à 211 Ω . Celle-ci vaut en moyenne 212 Ω après 49 jours à la suite du recuit à 300°C, sous atmosphère contrôlée d'azote.

La surface du matériau III-N est protégée par la fine couche de SiN. Celle-ci permet de s'affranchir des problèmes de variations de résistance de feuille. La réactivité de la surface semble donc être diminuée permettant d'obtenir une stabilité des propriétés électriques de la structure HEMT. Ce résultat est particulièrement intéressant parce qu'il pointe l'intérêt des couches de passivation in-situ. En diminuant la réactivité de surface du matériau III-N, on diminue les courants de fuite et plus particulièrement des courants de fuite de grille. Dans le cadre de la thèse, pour augmenter la fréquence de fonctionnement des transistors HEMTs, il est nécessaire de diminuer les courants de fuite et d'avoir

un gaz 2DEG dense tout en diminuant l'épaisseur de la barrière. Or, nous nous sommes rendus compte que l'épaisseur de la barrière induisait une augmentation de la variabilité dans le temps des propriétés électriques du composant. L'incorporation d'une fine couche de SiN (de l'ordre de quelques nanomètres) est la technique permettant de supprimer cette instabilité et conserver les performances du dispositif. Le SiN in-situ doit néanmoins présenter de bonnes propriétés diélectriques afin de ne pas induire une dégradation des performances. Dans la littérature, le SiN in-situ a montré son efficacité en tant qu' interface diélectrique de haute qualité avec une faible densité de pièges [113]. Ainsi, la passivation in-situ avec SiN trouve son utilité dans la stabilité et les performances des composants dans le temps car celle-ci permet de diminuer les courants de fuite et de diminuer les états de surface [114].

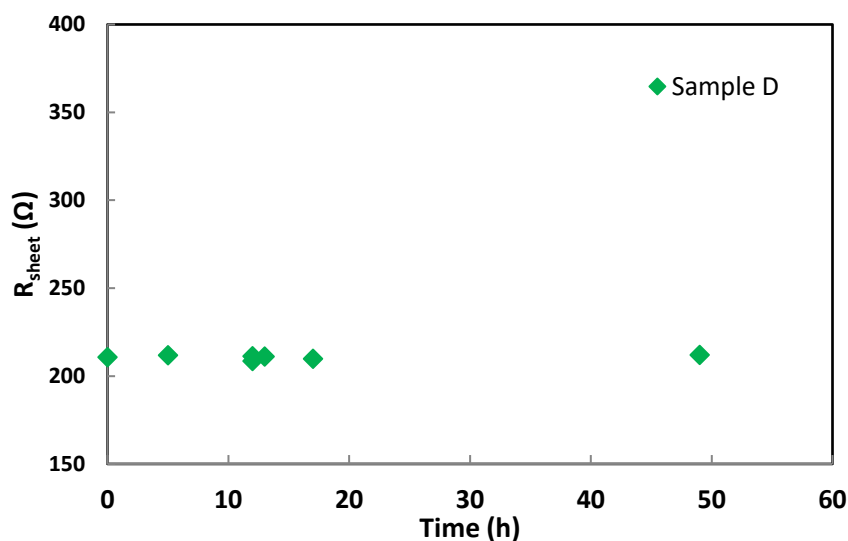


Figure 166: Graphe représentant la résistance de feuille (R_{sheet}) en fonction du temps pour l'échantillon D

Conclusion

Dans cette partie, nous avons montré que la surface InAlGaN est très sensible à l'environnement. Les liaisons pendantes à la surface interagissent avec les molécules présentes dans l'atmosphère. Il en résulte une modification des propriétés électriques du 2DEG. Cette tendance est plus prononcée pour les barrières de très faibles épaisseurs. Nous avons montré qu'après un stockage de 1000h à l'air ambiant, les structures sans passivation peuvent accumuler plus de $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ charges négatives supplémentaires à leur surface.

Ces résultats soulignent la nécessité de traitements physico-chimiques spécifiques (comme le recuit à 300°C sous atmosphère contrôlée d'azote) après chaque étape de traitement impliquant un contact entre la surface InAlGaN et les liquides ioniques (tels que solvants et développeurs). Ils montrent également la nécessité de couches de passivation appropriées pour un fonctionnement stable avec des transistors. La passivation in-situ est une approche prometteuse permettant de stabiliser les propriétés électriques du 2DEG. En effet, cette approche permet de diminuer les courants de fuite et de diminuer les états de surface.

Annexe 2 : Extraction des paramètres extrinsèques

1. Transistors T2x20

Sample	structure	substrat	transistor	distance S-D avec n-GaN (μm)	Cgsext (fF)	Cds (fF)	Cgdext (fF)	Gd (S)	Rs (Ω)	Rd (Ω)	Rg (Ω)
TS929	AlGaIn/ GaIn	SiC	2X20B	2,45	58,1	36	9,9	1,29E-02	61,7	361,3	178,3
			2X20C	1,65	58,6	36,1	9,9	1,35E-02	62,5	362,5	177,5
			2X20K	2,45	57,8	35,9	10,2	1,27E-02	62,4	362,6	177,6
TS1072	AlGaIn/ GaIn	saphir	2X20B	2,45	70,2	60,2	13,8	9,91E-03	71,0	359,0	549,0
			2X20C	1,65	68,3	56,3	13,7	1,02E-02	69,0	349,0	501,0
			2X20K	2,45	67,48	55,48	13,52	9,88E-03	68,5	357,5	551,5
TS1142W1	InAlGaIn/ GaIn	Saphir	2X20B	2,45	65,65	38,25	15,25	1,10E-02	75,5	334,5	147,5
			2X20C	1,65	66	38,2	15,3	1,12E-02	76,5	328,5	152,5
			2X20K	2,45	66,1	37,8	15,4	1,09E-02	78,5	331,5	153,5

Tableau 88 : Paramètres extraits à partir des mesures en hyperfréquences des transistors de développement 2x20 μm sur les trois échantillons (TS929, TS1072, TS1142W1)

2. Transistors NT21

Sample	structure	substrat	Transistor	distance S-D avec n-GaN (μm)	Cgsext (fF)	Cds (fF)	Cgdext (fF)	Gd (S)	Rs (Ω)	Rd (Ω)	Rg (Ω)
TS929	AlGaIn/ GaIn	SiC	NT21B	2,45	71,2	16,45	16,8	3,20E-02	26,1	109,9	30,9
			NT21C	2,95	72,1	16,4	17	3,19E-02	26,1	112,9	32,9
			NT21D	2,05	69,8	30,4	17,4	3,21E-02	26,3	105,7	30,7
			NT21E	2,55	72,6	16,4	16,9	3,26E-02	25,7	110,3	32,3
			NT21F	2,15	74,7	16,2	16,8	3,30E-02	25,1	111,9	29,9
			NT21G	2,05	41,7	20,9	22,3	9,91E-03	72,0	140,0	63,0
			NT21H	1,65	73,5	30,8	16,7	3,32E-02	25,1	108,9	30,9
			NT21I	1,65	70	16,9	17	3,29E-02	25,6	106,4	32,4
			NT21J	1,25	71,8	16,8	16,9	3,34E-02	24,8	107,2	29,2
			NT21K	2,45	70,5	17,3	17	3,13E-02	26,8	110,2	31,7
			NT21L	2,45	72,2	20,8	16,6	3,18E-02	26,4	112,6	36,6
			NT21M	2,45	71,95	19,65	16,85	3,15E-02	26,8	114,2	35,2
			NT21N	1,15	71,6	14,8	17,4	3,63E-02	25,0	103,0	26,0
			NT21O	1,15	71,15	16,25	16,75	3,31E-02	25,4	106,6	28,6
			NT21P	2,45	70,2	15,55	17,4	3,10E-02	27,3	111,7	33,7
			NT21Q	1,15	70,6	16,2	17,1	3,24E-02	26,1	104,9	30,4
			NT21R	4,45	54,8	17,9	18,1	2,28E-02	38,7	116,3	36,8
TS1072	AlGaIn/ GaIn	saphir	NT21B	2,45	66,95	47,95	24,05	2,38E-02	33,6	99,9	236,4
			NT21C	2,95	71	43	24	2,36E-02	34,2	101,8	247,8
			NT21D	2,05	67,7	48,7	24,3	2,41E-02	33,2	96,3	228,8
			NT21E	2,55	69,9	45,9	24,1	2,45E-02	33,8	100,7	226,2
			NT21F	2,15	71,7	48,7	24,3	2,49E-02	33,1	100,9	211,9

			NT21G	2,05	56,8	56,8	29,2	2,04E-02	31,0	61,0	299,0
			NT21H	1,65	74	47	24	2,47E-02	31,0	100,0	239,0
			NT21I	1,65	67,7	48,7	24,3	2,46E-02	33,0	96,0	230,0
			NT21J	1,25	73,7	45,7	24,3	2,55E-02	31,8	96,2	215,2
			NT21K	2,45	66,9	44,9	24,1	2,35E-02	35,0	98,2	230,0
			NT21L	2,45	68,4	44,9	24,1	2,42E-02	33,5	98,5	236,5
			NT21M	2,45	69,7	47,7	24,3	2,45E-02	33,0	95,0	222,0
			NT21N	1,15	68,7	44,5	25,5	2,47E-02	32,1	88,4	192,9
			NT21O	1,15	69	39,5	24,5	2,05E-03	32,0	95,0	202,0
			NT21P	2,45	69,6	52,6	24,4	2,39E-02	32,0	107,0	198,0
			NT21Q	1,15	74,5	47,5	24,5	2,47E-02	32,7	99,3	207,3
			NT21R	4,45	56,3	48,8	25,2	1,88E-02	44,5	108,5	265,5
TS1142W1	InAlGaN/ GaN	Saphir	NT21B	2,45	86,7	19,1	28,7	2,72E-02	33,3	98,7	22,2
			NT21C	2,95	88	19,5	28,5	2,68E-02	32,7	99,8	21,3
			NT21D	2,05	84	19,2	28,5	2,72E-02	32,3	94,7	20,7
			NT21E	2,55	88,4	19,5	28,7	2,75E-02	31,8	98,2	19,7
			NT21F	2,15	89,3	19,5	28,7	2,78E-02	31,9	97,1	19,3
			NT21G	2,05	46,4	21,6	31,6	4,00E-03	18,0	26,0	102,0
			NT21H	1,65	88,4	19,4	28,6	2,83E-02	31,2	96,8	19,3
			NT21I	1,65	84,8	20	28,5	2,75E-02	31,6	94,4	21,0
			NT21J	1,25	86,1	19,7	28,4	2,85E-02	31,2	92,3	20,0
			NT21K	2,45	85,8	19,3	28,9	2,70E-02	33,6	97,4	19,9
			NT21L	2,45	84,6	19,2	28,7	2,64E-02	33,4	97,6	21,1
			NT21M	2,45	86,4	18,6	29,1	2,72E-02	32,6	98,9	19,9
			NT21N	1,15	85,4	20	25,6	2,71E-02	32,2	107,8	21,2
			NT21O	1,15	84,5	19,6	28,1	2,77E-02	31,5	94,0	19,8
			NT21P	2,45	86,4	19,1	29,6	2,67E-02	33,4	98,1	19,9
			NT21Q	1,15	84,6	19,2	29,4	2,77E-02	31,6	93,4	20,9
			NT21R	4,45	65,4	25,4	30,6	1,90E-02	48,5	100,5	24,0

Tableau 89 : Paramètres extraits à partir des mesures en hyperfréquences des transistors NT21 de développement 2x50 μm et avec une longueur de grille de 150 nm sur les trois échantillons (TS929, TS1072, TS1142W1)

3. Transistors NT26

Sample	structure	substrat	Transistor	distance S-D avec n-GaN (μm)	Cgsext (fF)	Cds (fF)	Cgdext (fF)	Gd (S)	Rs (Ω)	Rd (Ω)	Rg (Ω)
TS929	AlGaIn/GaN	SiC	NT26B	2,4	59,9	25,9	19,1	25,2	78,8	37,8	25,2
			NT26C	2,9	61,2	16,1	19,4	24,9	78,6	25,6	24,9
			NT26D	2	58,2	17,1	19,7	25,3	75,2	24,0	25,3
			NT26E	2,5	61,8	16,1	19,9	24,1	76,9	23,7	24,1
			NT26F	2,1	62,8	17,3	19,4	23,8	76,8	26,3	23,8
			NT26G	2	60,9	17,4	19,1	24,5	76,5	26,0	24,5
			NT26H	1,6	61	17,1	19,5	23,7	73,3	24,8	23,7
			NT26I	1,6	59,5	25,2	19,8	25,2	74,3	22,8	25,2
			NT26J	1,2	60	17,6	19,4	24,0	73,5	24,5	24,0

			NT26K	2,4	59,8	16,7	19,7	25,5	76,5	26,5	25,5
			NT26L	2,4	60	21,4	19,4	25,3	77,7	29,7	25,3
			NT26M	2,4	60,1	22	19,3	25,7	78,3	28,8	25,7
			NT26N	1,1	58,6	18,1	18,9	25,8	83,2	28,2	25,8
			NT26O	1,1	60,1	17	19,4	25,3	76,2	25,2	25,3
TS1072	AlGaIn/GaN	saphir	NT26B	2,4	56,4	42,4	23,6	29,5	94,5	330,5	29,5
			NT26C	2,9	58,6	42,6	23,4	31,7	82,3	348,3	31,7
			NT26D	2	58,6	49,6	23,4	31,0	81,0	329,0	31,0
			NT26E	2,5	58,7	38,7	23,3	31,0	83,0	329,0	31,0
			NT26F	2,1	60,1	42,6	23,4	30,5	84,0	314,5	30,5
			NT26G	2	56,1	44,1	23,9	32,6	83,4	312,4	32,6
			NT26H	1,6	57,5	44,5	23,5	31,0	83,0	309,0	31,0
			NT26I	1,6	55,3	46,3	23,7	31,0	79,0	309,0	31,0
			NT26J	1,2	59,5	46,5	23,5	30,3	77,7	289,7	30,3
			NT26K	2,4	56,5	46,5	23,5	31,5	81,5	338,5	31,5
			NT26L	1,1	55,5	40,5	23,5	32,5	78,5	322,5	32,5
			NT26M	1,1	56,75	43,25	23,75	32,5	78,5	307,5	32,5
			NT26N	2,4	56,55	42,55	23,45	31,5	82,0	333,5	31,5
			NT26O	2,4	56,65	41,65	23,35	31,5	81,5	313,5	31,5
TS1142W1	InAlGaIn/GaN	Saphir	NT26B	2,4	59,7	20,4	27,1	31,6	71,4	23,9	31,6
			NT26C	2,9	62,9	19,8	27,1	31,6	72,9	23,9	31,6
			NT26D	2	59,5	20,2	26,8	31,9	71,1	24,6	31,9
			NT26E	2,5	63,9	20,15	27,1	30,5	71,0	22,5	30,5
			NT26F	2,1	65,1	20,9	27,1	29,3	70,2	22,2	29,3
			NT26G	2	62,4	20,9	27,1	30,8	70,2	23,2	30,8
			NT26H	1,6	61,4	21,2	27,1	29,4	65,8	23,6	29,4
			NT26I	1,6	59,1	21,05	26,9	30,5	67,5	22,5	30,5
			NT26J	1,2	59,7	21,5	26,8	29,8	66,7	24,2	29,8
			NT26K	2,4	60,5	19,5	27,2	31,8	69,8	23,7	31,8
			NT26L	1,1	59,8	21,35	25,2	31,9	74,6	25,6	31,9
			NT26M	1,1	60,95	21,3	26,85	31,0	69,0	24,4	31,0
			NT26N	2,4	62,35	20	27,45	31,1	70,6	22,2	31,1
			NT26O	2,4	62	19,5	27,5	31,8	69,6	23,7	31,8

Tableau 90: Paramètres extraits à partir des mesures en hyperfréquences des transistors NT26 de développement 2x50 μm et avec une longueur de grille de 100 nm sur les trois échantillons (TS929, TS1072, TS1142W1)

Bibliographie

- [1] J. C. De Jaeger, "Dispositifs HEMT à base de GaN - Matériaux et épitaxie," *Tech. l'Ingénieur*, vol. E1995V2, no. 0, 2017.
- [2] N. E. Christensen and I. Gorczyca, "Optical and structural properties of III-V nitrides under pressure," vol. 50, no. 7, pp. 4397–4415, 1994.
- [3] O. Ambacher *et al.*, "Two-dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization charges in N- and Ga-face AlGaIn / GaN heterostructures," *J. Appl. Phys.*, vol. 85, pp. 3222–3233, 1999, doi: 10.1063/1.369664.
- [4] D. Bernardini, Fabio; Fiorentini, Vincenzo; Vanderbilt, "Spontaneous polarization and piezoelectric constants of III-V nitrides," *Phys. Rev. B*, vol. 56, no. 16, pp. R10024–R10027, 1997.
- [5] L. F. . Ambacher, O. ; Majewski, J; Miskys, C. ; Link, A. ; Hermann, M. ; Eickhoff, M.; Stutzmann, M.; Bernardini, F.; Fiorentini, V.; Tilak, V.; Schaff, B.; Eastman, "Pyroelectric properties of Al(In)GaIn/GaN hetero- and quantum well structures," *J. Phys. Condens. MATTER*, vol. 14, pp. 3399–3434, 2002.
- [6] P. Altuntas, "Caractérisation et Fabrication de dispositifs de type HEMT de la filière GaN pour des applications de puissance hyperfréquence," Université de Lille 1, 2015.
- [7] J. K. Sheu, M. L. Lee, and W. C. Lai, "Effect of low-temperature-grown GaN cap layer on reduced leakage current of GaN Schottky diodes Effect of low-temperature-grown GaN cap layer on reduced leakage current of GaN Schottky diodes," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 86, no. 052103, pp. 1–3, 2005, doi: 10.1063/1.1861113.
- [8] M. Charles, Y. Baines, R. Bouis, and A. Papon, "The Characterization and Optimization of GaN Cap Layers and SiN Cap Layers on AlGaIn / GaN HEMT Structures Grown on 200 mm GaN on Silicon," *Phys. Status Solidi B*, vol. 1700406, pp. 1–5, 2018, doi: 10.1002/pssb.201700406.
- [9] 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, no. 10, pp. 5196–5201, 2001, doi: 10.1063/1.1412273.
- [10] P. Lorenzini, "Caractérisations des hétérostructures AlGaIn/GaN : des propriétés de transport aux transistors à haute mobilité HEMT," Université de Nice Sophia-Antipolis, 2004.
- [11] E. Cho, F. Brunner, R. Zhytnytska, P. Kotara, J. Würfl, and M. Weyers, "Enhancement of channel conductivity in AlGaIn/GaN heterostructure field effect transistors by AlGaIn:Si back barrier," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 99, 2011, doi: <https://doi.org/10.1063/1.3634032>.
- [12] S. Rennesson, B. Damilano, P. Vennéguès, S. Chenot, and Y. Cordier, "AlGaIn/GaN HEMTs with an InGaIn back-barrier grown by ammonia-assisted molecular beam epitaxy," *Phys. Status Solidi Appl. Mater. Sci.*, vol. 210, no. 3, pp. 480–483, 2013, doi: 10.1002/pssa.201200572.
- [13] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, and Y. Toyoda, "Metalorganic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using an AlN buffer layer," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 48, pp. 353–355, 1986, doi: 10.1063/1.96549.
- [14] Stephen W. Kaun, P. G. Burke, M. H. Wong, E. C. H. Kyle, U. K. Mishra, and J. S. Speck, "Effect of dislocations on electron mobility in AlGaIn/GaN and AlGaIn/AlN/GaN heterostructures," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 101, no. 26, 2012, doi: <http://dx.doi.org/10.1063/1.4773510>.

- [15] F. A. Marino, S. Member, N. Faralli, and T. Palacios, "Effects of Threading Dislocations on AlGaIn / GaN High-Electron Mobility Transistors," *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 57, no. 1, pp. 353–360, 2010.
- [16] J. Piprek, *Nitride Semiconductor Devices: Principles and Simulation*. Wiley VCH.
- [17] D. Godwinraj, H. Pardeshi, S. K. Pati, N. Mohankumar, and C. K. Sarkar, "Polarization based charge density drain current and small-signal model for nano-scale AlInGaIn/AlN/GaN HEMT devices," *Superlattices Microstruct.*, vol. 54, no. 1, pp. 188–203, 2013, doi: 10.1016/j.spmi.2012.11.020.
- [18] J. P. Ibbetson, P. T. Fini, K. D. Ness, S. P. DenBaars, J. S. Speck, and U. K. Mishra, "Polarization effects, surface states, and the source of electrons in AlGaIn/GaN heterostructure field effect transistors," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 77, no. 2, pp. 250–252, 2000, doi: 10.1063/1.126940.
- [19] R. M. Shockley, W.; Goetzberger, A.; Scarlett, "Research and Investigation of Inverse Epitaxial UHF Power Transistors," *Air Force Avion. Lab., Wright Patterson Air Force Base*, 1964.
- [20] S. Amor, "Étude des défauts dans les alliages de semi-conducteurs à grand gap B(AlGa)N et de leur rôle dans les propriétés de transport : application aux photo-détecteurs U," Université de Lorraine, 2018.
- [21] A. Guilhem, "Fiabilité des dispositifs HEMT en technologie GaN," Université de Toulouse, 2012.
- [22] M. Avcu, "Caractérisation des effets parasites dans les HEMTs GaN : développement d'un banc de mesure 3ω ," Université de Limoges, 2015.
- [23] H. Huang, F. Li, Z. Sun, and Y. Cao, "Model development for threshold voltage stability dependent on high temperature operations in wide-bandgap GaN-based HEMT power devices," *Micromachines*, vol. 9, no. 12, Dec. 2018, doi: 10.3390/mi9120658.
- [24] J. C. De Jaeger, "Dispositifs HEMT à base de GaN - Technologie et caractérisation," *Tech. l'Ingénieur*, vol. E1996V1, no. 0, 2017.
- [25] G. Callet, "Caractérisation et Modélisation de Transistors HEMT AlGaIn/GaN et InAlN/GaN pour l'Amplification de puissance en Radio-Fréquences," Université de Limoges, 2011.
- [26] C. Potier, "Caractérisation et modélisation des pièges par des mesures de dispersion basse-fréquence dans les technologies HEMT InAlN / GaN pour l'amplification de puissance en gamme millimétrique," Université de Limoges, 2016.
- [27] T. D. H. Nguyen, "Réalisation et caractérisation de HEMTs AlGaIn/GaN sur silicium pour application à haute tension," Université Paris-Sud, 2014.
- [28] S. Oliver, "Optimize a Power Scheme for these Transient Times," *ElectronicDesign*, 2014.
- [29] G. Greco, F. Iucolano, and F. Roccaforte, "Ohmic contacts to Gallium Nitride materials," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 383, pp. 324–345, 2016, doi: 10.1016/j.apsusc.2016.04.016.
- [30] P. Salzenstein, "Technologie des composants à hétérostructures pour les têtes de réception par satellite aux longueurs d'ondes millimétriques," Université des Sciences et Technologies de Lille, 1996.
- [31] S. N. Mohammad, "Contact mechanisms and design principles for alloyed ohmic contacts to n-Contact mechanisms and design principles for alloyed ohmic contacts to n -GaIn," *J. Appl. Phys.*, vol. 95, pp. 7940–7953, 2004, doi: 10.1063/1.1712016.

- [32] B. Van Daele, G. Van Tendeloo, W. Ruythooren, J. Derluyn, M. R. Leys, and M. Germain, "The role of Al on Ohmic contact formation on n -type GaN and AlGa_N/GaN," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 87, no. 6, pp. 11–13, 2005, doi: 10.1063/1.2008361.
- [33] J. Guo *et al.*, "MBE-regrown ohmics in InAlN HEMTs with a regrowth interface resistance of 0.05 Ω mm," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 33, no. 4, pp. 525–527, 2012, doi: 10.1109/LED.2012.2186116.
- [34] F. Recht *et al.*, "Nonalloyed Ohmic Contacts in AlGa_N / Ga_N HEMTs by Ion Implantation With Reduced Activation Annealing Temperature," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 27, no. 4, pp. 205–207, 2006.
- [35] Hongyu Yu and Tianli Duan, *Gallium Nitride Power Devices*. Jenny Stanford Publishing, 2017.
- [36] A. J. Tzou, D. H. Hsieh, S. H. Chen, Z. Y. Li, C. Y. Chang, and H. C. Kuo, "Non-thermal alloyed ohmic contact process of Ga_N-based HEMTs by pulsed laser annealing," *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 5, Mar. 2016, doi: 10.1088/0268-1242/31/5/055003.
- [37] J. Guo *et al.*, "Metal-face InAlN/AlN/GaN high electron mobility transistors with regrown ohmic contacts by molecular beam epitaxy," *Phys. Status Solidi Appl. Mater. Sci.*, vol. 208, no. 7, pp. 1617–1619, 2011, doi: 10.1002/pssa.201001177.
- [38] L. Lugani *et al.*, "N⁺-Ga_N grown by ammonia molecular beam epitaxy: Application to regrown contacts," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 105, no. 20, pp. 2014–2017, 2014, doi: 10.1063/1.4902347.
- [39] S. Joglekar, M. Azize, M. Beeler, E. Monroy, and T. Palacios, "Impact of recess etching and surface treatments on ohmic contacts regrown by molecular-beam epitaxy for AlGa_N/Ga_N high electron mobility transistors," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 109, no. 4, pp. 2–6, 2016, doi: 10.1063/1.4959831.
- [40] T. Fujiwara, S. Keller, J. S. Speck, S. P. Denbaars, and U. K. Mishra, "Enhancement-mode m -plane AlGa_N/Ga_N HFETs with regrown n⁺-Ga_N contact layer," *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 9, no. 3–4, pp. 891–893, 2012, doi: 10.1002/pssc.201100419.
- [41] S. Heikman, S. Keller, B. Moran, R. Coffie, S. P. Denbaars, and U. K. Mishra, "Mass Transport Regrowth of Ga_N for Ohmic Contacts to AlGa_N/Ga_N," *Phys. Status Solidi Appl. Res.*, vol. 188, no. 1, pp. 355–358, 2001, doi: 10.1002/1521-396X(200111)188:1<355::AID-PSSA355>3.0.CO;2-H.
- [42] S. Fritze *et al.*, "High Si and Ge n-type doping of Ga_N doping - Limits and impact on stress," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 100, no. 12, 2012, doi: 10.1063/1.3695172.
- [43] T. Huang, X. Zhu, and K. M. Lau, "Enhancement-mode AlN/Ga_N MOSHFETs on Si substrate with regrown source/drain by MOCVD," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 33, no. 8, pp. 1123–1125, 2012, doi: 10.1109/LED.2012.2198911.
- [44] K. Shinohara *et al.*, "Scaling of gan hemts and schottky diodes for submillimeter-wave mmic applications," *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 60, no. 10, pp. 2982–2996, 2013, doi: 10.1109/TED.2013.2268160.
- [45] U. K. Wu, Y.-F. ; Kopolnek, D.; Kozodoy, P.; Thibeault, B.; Keller, S.; Keller, B.P.; Denbaars, S.P.; Mishra, "AlGa_N/Ga_N MODFETs with Low Ohmic Contact Resistances by Source/Drain n⁺ Re-growth," *Compd. Semicond. 1997. Proc. IEEE Twenty-Fourth Int. Symp. Compd. Semicond.*, pp. 431–434, 1997.

- [46] A. Y. Pavlov, V. Y. Pavlov, D. N. Slapovskiy, S. S. Arutyunyan, Y. V. Fedorov, and P. P. Mal'tsev, "Nonalloyed ohmic contacts for high-electron-mobility transistors based on AlGa_N/Ga_N heterostructures," *Russ. Microelectron.*, vol. 46, no. 5, pp. 316–322, 2017, doi: 10.1134/S1063739717050079.
- [47] A. Suzuki *et al.*, "Extremely low on-resistance Enhancement-mode GaN-based HFET using Ge-doped regrowth technique," *IEEE Int. Electron Devices Meet.*, 2014.
- [48] B. Song *et al.*, "Ultralow-Leakage AlGa_N/Ga_N High Electron Mobility Transistors on Si with Non-Alloyed Regrown Ohmic Contacts," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 37, no. 1, pp. 16–19, 2016, doi: 10.1109/LED.2015.2497252.
- [49] W. Wojtasiak *et al.*, "AlGa_N/Ga_N high electron mobility transistors on semi-insulating Ammono-GaN substrates with regrown ohmic contacts," *Micromachines*, vol. 9, no. 11, pp. 1–14, 2018, doi: 10.3390/mi9110546.
- [50] H. Kawai, M. Hara, F. Nakamura, T. Asatsuma, T. Kobayashi, and S. Imanaga, "An AlN / Ga_N insulated gate heterostructure field effect transistor with regrown n+Ga_N source and drain contact," *J. Cryst. Growth*, vol. 190, pp. 738–741, 1998.
- [51] G. Stringfellow, *Organometallic Vapor Phase Epitaxy - 2nd Edition - Theory and Practice*, Academic P. 1999.
- [52] C. Nenstiel *et al.*, "Germanium - The superior dopant in n-type Ga_N," *Phys. Status Solidi - Rapid Res. Lett.*, vol. 9, no. 12, pp. 716–721, 2015, doi: 10.1002/pssr.201510278.
- [53] T. Ng, J. Han, R. M. Biefeld, and M. V. Weckwerth, "In-Situ Reflectance Monitoring During MOCVD of AlGa_N," vol. 27, no. 4, pp. 190–195, 1998.
- [54] P. Gamarra, "Étude de Composés Semiconducteurs III-N à Forte Teneur en Indium. Application à l'Optimisation des Hétérostructures pour Transistors à Effet de Champ Piézo-électriques (HEMT)," Université Claude Bernard Lyon 1, 2013.
- [55] George Gerald Stoney, "The tension of metallic films deposited by electrolysis," *Proc. R. Soc. A*, vol. 82, no. 553, pp. 172–175, 1909.
- [56] M. Henini, *Molecular Beam Epitaxy: From Research to Mass Production*, Elsevier S. 2012.
- [57] R. F. Davis, "Substrates and epitaxial deposition processes for Group III-nitride thin films and power device heterostructures," *MRS Bull.*, vol. 40, no. 5, pp. 406–411, 2015, doi: 10.1557/mrs.2015.92.
- [58] Y. Cordier, N. Baron, F. Semond, J. Massies, M. Binetti, and B. Henninger, "In situ measurements of wafer bending curvature during growth of group-III-nitride layers on silicon by molecular beam epitaxy," *J. Cryst. Growth*, vol. 302, pp. 71–74, 2007, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2006.11.126.
- [59] G. Binnig, C. F. Quate, and C. Gerber, "Atomic Force Microscope," *Phys. Rev. Lett.*, vol. 56, no. 9, 1986.
- [60] M. A. Moram and M. E. Vickers, "X-ray diffraction of III-nitrides," *Reports Prog. Phys.*, vol. 72, pp. 1–40, 2009, doi: 10.1088/0034-4885/72/3/036502.
- [61] Y. B. Ñ. Pan *et al.*, "Reduction of threading edge dislocation density in n-type Ga_N by Si delta-doping," *J. Cryst. Growth*, vol. 286, pp. 255–258, 2006, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2005.09.015.
- [62] M. Yasaka, "X-ray thin-film measurement techniques," *Rigaku J.*, vol. 26, no. 2, pp. 1–9, 2010.

- [63] R. F. Egerton, *Physical Principles of Electron Microscopy: An Introduction to TEM, SEM, and AEM*. Springer US, 2005.
- [64] L. J. Van der Pauw, "A Method of Measuring the Resistivity and Hall Coefficient on Lamellae of Arbitrary Shape," *Philips Tech. Rev.*, vol. 20, pp. 220–224, 1958.
- [65] G. L. Miller, D. A. H. Robinson, and J. D. Wiley, "Contactless measurement of semiconductor conductivity by radio frequency free-carrier power absorption radio frequency-free-carrier power absorption," vol. 799, no. 1976, pp. 1–8, 2011, doi: 10.1063/1.1134756.
- [66] O. Jardel *et al.*, "Electrical performances of AlInN / GaN HEMTs . A comparison with AlGaIn / GaN HEMTs with similar technological process," *Int. J. of Microwave Wirel. Technol.*, vol. 3, no. 3, pp. 301–309, 2011, doi: 10.1017/S1759078711000419.
- [67] R. Wang *et al.*, "220-GHz Quaternary Barrier InAlGaIn/AlN/GaN HEMTs," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 32, no. 9, pp. 1215–1217, 2011.
- [68] N. Ketteniss *et al.*, "Study on quaternary AlInGaIn / GaN HFETs grown on sapphire substrates," *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 25, pp. 1–5, 2010, doi: 10.1088/0268-1242/25/7/075013.
- [69] S. L. Delage *et al.*, "InAlGaIn / GaN HEMT Technology for Ka Band Applications," in *2018 22nd International Microwave and Radar Conference (MIKON)*, 2018, pp. 234–237.
- [70] J. Martin, "Étude par Epitaxie en Phase Vapeur aux OrganoMétalliques de la croissance sélective de Nano-Hétéro-Structures de matériaux à base de GaN," Université Paul Verlaine – Metz, 2009.
- [71] Y. Cordier *et al.*, "Selective area growth of GaN-based structures by molecular beam epitaxy on micrometer and nanometer size patterns," *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 12, no. 1–2, pp. 16–20, 2009, doi: 10.1016/j.mssp.2009.07.003.
- [72] Y. Kato, S. Kitamura, K. Hiramatsu, and N. Sawaki, "Selective growth of wurtzite GaN and Al_xGa_{1-x}N on GaN/sapphire substrates by metalorganic vapor phase epitaxy," *J. Cryst. Growth*, vol. 144, pp. 133–140, 1994.
- [73] S. Kitamura, K. Hiramatsu, and N. Sawaki, "Fabrication of GaN Hexagonal Pyramids on Dot-Patterned GaN / Sapphire Substrates via Selective Metalorganic Vapor Phase Epitaxy," *J. Appl. Phys.*, vol. 34, pp. L1184–L1186, 1995.
- [74] J. Huang, H.-C. Kuo, and S.-C. Shen, *Nitride Semiconductor Light-Emitting Diodes (LEDs) Materials, Technologies, and Applications*. Woodhead Publishing, 2017.
- [75] R. Cipro, "Epitaxie en phase vapeur aux organométalliques et caractérisation de semi-conducteurs III-As sur substrat silicium dans une plateforme microélectronique," Université Grenoble Alpes, 2016.
- [76] P. Capper, S. Irvine, and T. Joyce, "Epitaxial Crystal Growth: Methods and Materials," *Springer Handbooks*, pp. 271–301, 2007, doi: 10.1007/978-0-387-29185-7_14.
- [77] F. H. Yang, *Modern metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD) reactors and growing nitride-based materials*. Woodhead Publishing Limited, 2014.
- [78] G. Binet, "Conception de transmetteurs 1,3 μ m par épitaxie sélective en phase vapeur aux organo-métalliques," Université Pierre et Marie Curie, 2017.

- [79] W. Lu, V. Kumar, R. Schwindt, E. Piner, and I. Adesida, "A comparative study of surface passivation on AlGaIn / GaN HEMTs," *Solid. State. Electron.*, vol. 46, no. 2002, pp. 1441–1444, 2015.
- [80] S. Yagi, M. Shimizu, T. Ide, Y. Yano, and N. Akutsu, "Effects of surface passivation films on AlGaIn/GaN HEMT with MIS gate structure," *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 2006, no. 6, pp. 2004–2006, 2008, doi: 10.1002/pssc.200778678.
- [81] C. Liu, E. F. Chor, and L. S. Tan, "Enhanced device performance of dielectric for surface passivation and gate AlGaIn/GaN HEMTs using HfO₂ high-k oxide," *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 22, pp. 522–527, 2007, doi: 10.1088/0268-1242/22/5/011.
- [82] Y. Yuan-Zheng, H. Yue, Z. Jin-Cheng, F. Qian, N. Jin-Yu, and M. Xiao-Hua, "A study on Al₂O₃ passivation in GaN MOS-HEMT by pulsed stress," *Chinese Phys. B*, vol. 17, no. 4, pp. 1405–1409, 2008, doi: 10.1088/1674-1056/17/4/042.
- [83] B. Luo *et al.*, "Surface passivation of AlGaIn/GaN HEMTs using MBE-grown MgO or Sc₂O₃," *Solid. State. Electron.*, vol. 46, pp. 467–476, 2002.
- [84] J. K. Kim, J. L. Lee, J. W. Lee, H. Eoi Shin, Y. Jo Park, and T. Kim, "Low resistance Pd/Au ohmic contacts to p-type GaN using surface treatment," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 73, no. 20, pp. 2953–2955, 1998, doi: 10.1063/1.122641.
- [85] X. J. Zhou, K. Qiu, C. J. Ji, F. Zhong, X. H. Li, and Y. Q. Wang, "Low-resistance Ohmic contact on undoped AlGaInGaIn heterostructure with surface treatment using C Cl₂ F₂ reactive ion etching," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 91, no. 10, pp. 18–21, 2007, doi: 10.1063/1.2779248.
- [86] Z. Fan, S. N. Mohammad, W. Kim, Ö. Aktas, A. E. Botchkarev, and H. Morkoç, "Very low resistance multilayer Ohmic contact to n-GaN," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 68, no. 12, pp. 1672–1674, 1996, doi: 10.1063/1.115901.
- [87] E. A. Douglas *et al.*, "Ohmic contacts to Al-rich AlGaIn heterostructures," *Phys. Status Solidi Appl. Mater. Sci.*, vol. 214, no. 8, 2017, doi: 10.1002/pssa.201600842.
- [88] F. Afroz Faria *et al.*, "Ultra-low resistance ohmic contacts to GaN with high Si doping concentrations grown by molecular beam epitaxy," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 101, 2012, doi: 10.1063/1.4738768.
- [89] and M. A. T. P. M. Solomon, A. Palevski, T. F. Fuch, "Low resistance ohmic contacts to two-dimensional electron-gas by selective MOVPE," *IEDM Tech. Dig.*, pp. 405–408, 1989.
- [90] S. Datta, F. Assad, and M. S. Lundstrom, "The silicon MOSFET from a transmission viewpoint," 1998.
- [91] D. Godwinraj, H. Pardeshi, S. K. Pati, N. Mohankumar, and C. K. Sarkar, "Polarization based charge density drain current and small-signal model for nano-scale AlInGaIn/AlN/GaN HEMT devices," *Superlattices Microstruct.*, vol. 54, no. 1, pp. 188–203, 2013, doi: 10.1016/j.spmi.2012.11.020.
- [92] R. Wang *et al.*, "Quaternary barrier InAlGaIn HEMTs with f_Tmax of 230/300 GHz," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 34, no. 3, pp. 378–380, 2013, doi: 10.1109/LED.2013.2238503.

- [93] Y. C. Zhang *et al.*, "Superior material qualities and transport properties of InGaN channel heterostructure grown by pulsed metal organic chemical vapor deposition," *Chinese Phys. B*, vol. 25, no. 1, 2015, doi: 10.1088/1674-1056/25/1/018102.
- [94] B. Cordero *et al.*, "Covalent radii revisited," *J. Chem. Soc. Dalt. Trans.*, no. 21, pp. 2832–2838, 2008, doi: 10.1039/b801115j.
- [95] A. Lardeau-Falcy, "Dopage de couches de GaN sur substrat silicium par implantation ionique," Université Grenoble Alpes, 2018.
- [96] G. L. Pearson and J. Bardeen, "Electrical properties of pure silicon and silicon alloys containing boron and phosphorus," *Phys. Rev.*, vol. 75, no. 5, pp. 865–883, 1949, doi: 10.1103/PhysRev.75.865.
- [97] P. R. Hageman, W. J. Schaff, J. Janinski, and Z. Liliental-Weber, "n-type doping of wurtzite GaN with germanium grown with plasma-assisted molecular beam epitaxy," *J. Cryst. Growth*, vol. 267, no. 1–2, pp. 123–128, 2004, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2004.03.024.
- [98] S. O. Kucheyev, J. S. Williams, and S. J. Pearton, "Ion implantation into GaN," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 33, no. 2–3, pp. 51–108, 2001, doi: 10.1016/S0927-796X(01)00028-6.
- [99] Y. M. Zhang *et al.*, "Growth and doping of bulk GaN by hydride vapor phase epitaxy," *Chinese Phys. B*, vol. 29, no. 2, 2020, doi: 10.1088/1674-1056/ab65b9.
- [100] K. Ueno, T. Fudetani, Y. Arakawa, A. Kobayashi, J. Ohta, and H. Fujioka, "Electron transport properties of degenerate n -type GaN prepared by pulsed sputtering," *APL Mater.*, vol. 5, no. 12, 2017, doi: 10.1063/1.5008913.
- [101] A. Chakroun, "Passivation de la surface du GaN par dépôt PECVD de SiO₂," Université de Sherbrooke, 2015.
- [102] R. Tayrani, J. E. Gerber, T. Daniel, R. S. Pengelly, and U. L. Rohde, "A new and reliable direct parasitic extraction method for MESFETs and HEMTs," in *23rd European Microwave Conference*, 1993, pp. 451–453.
- [103] J. Lu, Y. Wang, L. Ma, and Z. Yu, "A new small-signal modeling and extraction method in AlGaIn/GaN HEMTs," *Solid. State. Electron.*, vol. 52, no. 1, pp. 115–120, 2008, doi: 10.1016/j.sse.2007.07.009.
- [104] F. DIETTE, "Etude des transistors à effet de champ de type HEMT sur substrat GaAs et InP pour l'amplification de puissance en gamme millimétrique," Université des Sciences et Technologies de Lille, 1998.
- [105] L. Chusseau, "Paramètres S - Antennes," Université de Montpellier 2, 2008.
- [106] F. Medjdoub *et al.*, "High electron mobility in high-polarization sub-10nm barrier thickness InAlGaIn/GaN heterostructure," *Appl. Phys. Express*, vol. 8, no. 10, 2015, doi: 10.7567/APEX.8.101001.
- [107] P. Gamarra, C. Lacam, M. Tordjman, and M. A. Di Forte-Poisson, "Impact of the substrate and of the nucleation layer on the properties of AlGaIn/GaN HEMTs on SiC," *J. Cryst. Growth*, vol. 370, pp. 282–287, 2013, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2012.10.001.

- [108] R. Butté *et al.*, "Current status of AlInN layers lattice-matched to GaN for photonics and electronics," *J. Phys. D. Appl. Phys.*, vol. 40, no. 20, pp. 6328–6344, 2007, doi: 10.1088/0022-3727/40/20/S16.
 - [109] M. Alomari *et al.*, "Thermal oxidation of lattice matched InAlN/GaN heterostructures," *Phys. Status Solidi Curr. Top. Solid State Phys.*, vol. 7, no. 1, pp. 13–16, 2010, doi: 10.1002/pssc.200982623.
 - [110] G. Zhu *et al.*, "Quaternary InAlGAN barrier high-electron-mobility transistors with $f_{\text{max}} > 400$ GHz," *Appl. Phys. Express*, vol. 10, no. 11, Nov. 2017, doi: 10.7567/APEX.10.114101.
 - [111] M. Gonschorek, "Physical Properties of $\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{N}/(\text{AlN})/\text{GaN}$ ($0.07 \leq x \leq 0.21$) Heterostructures and their Application for High Power Electronics," École Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2011.
 - [112] Y. Dong *et al.*, "High sensitive pH sensor based on AlInN/GaN heterostructure transistor," *Sensors (Switzerland)*, vol. 18, no. 5, pp. 1–11, 2018, doi: 10.3390/s18051314.
 - [113] H. Jiang, C. Liu, Y. Chen, X. Lu, C. W. Tang, and K. M. Lau, "Investigation of in Situ SiN as Gate Dielectric and Surface Passivation for GaN MISHEMTs," *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 64, no. 3, pp. 832–839, 2017, doi: 10.1109/TED.2016.2638855.
 - [114] M. Rzin *et al.*, "Impact of the in situ SiN Thickness on Low-Frequency Noise in MOVPE InAlGaN/GaN HEMTs," *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 66, no. 12, pp. 5080–5083, 2019, doi: 10.1109/TED.2019.2945296.
-