



**HAL**  
open science

# Elaboration d'hétérostructures (Al,Ga)N/GaN en vue d'applications électroniques : de la croissance cristalline au composant.

Yvon Cordier

► **To cite this version:**

Yvon Cordier. Elaboration d'hétérostructures (Al,Ga)N/GaN en vue d'applications électroniques : de la croissance cristalline au composant.. Matière Condensée [cond-mat]. Université Nice Sophia Antipolis, 2007. tel-00588722

**HAL Id: tel-00588722**

**<https://theses.hal.science/tel-00588722>**

Submitted on 26 Apr 2011

**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.

UNIVERSITE DE NICE-SOPHIA ANTIPOLIS  
Ecole Doctorale Sciences Fondamentales & Appliquées

## Habilitation à Diriger des Recherches

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

UPR 10 du Centre National de la Recherche Scientifique  
Sophia Antipolis – Valbonne

présentée et soutenue publiquement par

**Yvon Cordier**

à Sophia Antipolis, le 3 Octobre 2007

### **Elaboration d'hétérostructures (Al,Ga)N/GaN en vue d'applications électroniques : de la croissance cristalline au composant.**

#### **JURY**

Borge Vinter	Professeur UNSA	président du jury
Christophe Gaquière	Professeur USTL	rapporteur
Jean-Christophe Harmand	Directeur de recherches CNRS	rapporteur
Andreas Wieck	Professeur Univ. Ruhr – Bochum	rapporteur
Catherine Chaix	Ingénieur Riber	examineur
Vincent Mosser	Ingénieur Itron France	examineur
Julien Nagle	Ingénieur Thales R&T	examineur

## Résumé

Les matériaux semiconducteurs jouent aujourd'hui un grand rôle dans les dispositifs électroniques et optoélectroniques. En particulier, qu'il s'agisse des télécommunications par voies Hertziennes ou Microondes, sur Terre ou en liaison avec des satellites, ou encore de radars ou de gestion de l'énergie, les semiconducteurs à grande largeur de bande interdite (dits 'Grands Gaps') s'avèrent particulièrement intéressants pour la génération de puissance. Si on compare les différentes propriétés électriques du Nitrure de Gallium et du Carbure de Silicium (SiC) avec celles du Silicium et de l'Arséniure de Gallium (GaAs) on voit immédiatement que des champs électriques critiques élevés en raison de leur grande énergie de bande interdite combinés à des grandes vitesses de saturation pour les électrons impliquent de grandes potentialités en termes de puissance et de fréquence de fonctionnement. Malgré la quasi-absence de substrat natif, l'élaboration du matériau GaN a énormément progressé suite à l'engouement provoqué par la réalisation et la commercialisation de diodes électroluminescentes et de lasers dans le domaine visible. Le recours à l'hétéro-épitaxie associé à une sensibilité relativement faible aux défauts tels les dislocations traversantes, a permis le développement des dispositifs. Un avantage pour GaN est également de pouvoir construire des hétérojonctions parfaites avec des alliages de la famille des nitrures d'éléments III comme AlGa<sub>N</sub>, InGa<sub>N</sub>, etc... Pour la génération de puissance à hautes fréquences, le transistor à électrons de haute mobilité HEMT (dit encore HFET, TEGFET ou MODFET) basé sur l'hétérojonction AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> s'est rapidement imposé par rapport au MESFET Ga<sub>N</sub>, ou encore par rapport transistor bipolaire Ga<sub>N</sub>.

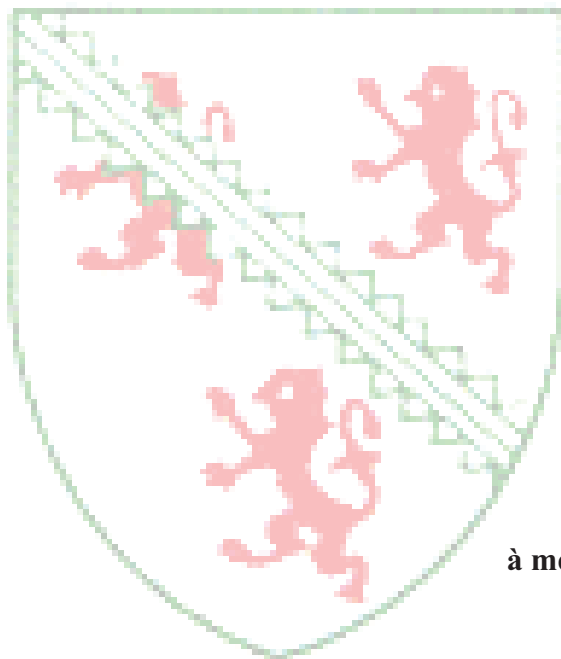
Dans ce mémoire, après une description de mon parcours dans la recherche, depuis la thèse jusqu'à ce jour, sont présentées les principales composantes d'une structure HEMT AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> ainsi que leur influence sur le comportement des composants. Une attention particulière est portée aux couches tampons et à l'influence de leur qualité structurale sur l'isolation électrique et sur la mobilité dans le gaz bidimensionnel d'électrons confiné à l'interface AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>. Ces propriétés seront mises en relation avec les caractéristiques de sortie  $I_{ds}(V_{ds}, V_{gs})$  des transistors réalisés sur des structures élaborées par Epitaxie par Jets Moléculaires sur différents types de substrats (Silicium, SiC et Tremplins Ga<sub>N</sub> sur Saphir). On montrera également tout l'intérêt de passer d'une stratégie d'isolation électrique reposant sur le piégeage des électrons par les dislocations à un mode d'isolation basé sur l'incorporation d'impuretés compensant le dopage résiduel de type n dans la couche tampon Ga<sub>N</sub>. Après avoir donné les perspectives liées à ces études, ce document présentera un nouveau projet de recherche sur le développement de dispositifs électroniques à transport vertical à base d'hétérostructures Al(Ga)<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> intégrées dans des nanostructures. Enfin, après le rappel des autres activités connexes à mon travail de recherche, ce document se termine par la liste de mes publications et communications accompagnée d'une sélection de publications.

## Remerciements

Je voudrais tout d'abord remercier les personnes qui ont participé au jury qui a évalué ce travail. Tout d'abord merci à Mr Christophe Gaquière, Professeur à l'Institut d'Electronique, de MicroElectronique et des Nanotechnologie à Lille, à Mr Jean-Christophe Harmand, Directeur de Recherches au Laboratoire de Photonique et de Nanostructures à Marcoussis, et à Mr Andreas Wieck, Professeur à l'Université de la Ruhr à Bochum, pour avoir accepté d'être rapporteurs. Je voudrais également remercier Mme Catherine Chaix, Ingénieur chez Riber, Mr Vincent Mosser, Ingénieur chez Itron France et Mr Julien Nagle, Ingénieur chez Thales Research and Technologies qui ont été les examinateurs de ce travail, ainsi que Mr Borge Vinter, professeur à l'Université de Nice – Sophia Antipolis qui a accepté d'être le président du jury. Il est plus qu'évident que les travaux évoqués dans ce document n'auraient pas vu le jour sans la contribution d'un certain nombre de personnels chercheurs, ingénieurs, techniciens et administratifs. Aussi, je voudrais saisir la présente occasion pour remercier toutes ces personnes qu'elles soient du CRHEA, de l'IEMN ou encore de feu le Laboratoire Central de Recherches de Thomson-csf. Je voudrais remercier Mr Jean Massies qui m'a accueilli dans son équipe au CRHEA en 2001 et Messieurs Jean-Pierre Faurie et Georges Salmer alors respectivement directeurs du CRHEA et de l'IEMN pour avoir permis la réalisation de mon projet. Je voudrais également saluer les chercheurs avec lesquels j'ai le plus appris concernant la croissance EJM du nitrure de gallium, notamment Nicolas Grandjean et Fabrice Semond, ainsi que Philippe Lorenzini avec qui j'ai eu le plus grand plaisir de développer les caractérisations électriques.

*Felix qui potuit rerum cognoscere causas.*

Virgile (Géorgiques, II, 489)



**à mes parents,**

**à mes fils Florian et Mathieu**

# Sommaire

<b>Introduction</b>	p.1
<b>1<sup>ère</sup> partie : Parcours dans la recherche</b>	p.3
Débuts en recherche	p.3
L'après thèse	p.4
Toujours des HEMTs	p.4
Gravure in-situ et épitaxie localisée	p.5
Les HEMTs métamorphiques : le retour	p.6
D'autres applications métamorphiques	p.7
Les nitrures d'éléments III (hétérostructures AlGaN/GaN)	p.9
Références	p.11
<b>2<sup>ème</sup> partie : Les Hétérostructures HEMTs AlGaN/GaN</b>	p.15
I.Introduction	p.15
II.Description des Hétérostructures HEMTs : implications pour la croissance	p.16
II.1.Le substrat	p.17
II.2.La couche tampon	p.19
Couche tampon pour GaN sur Silicium	p.19
Ingénierie de contrainte sur Silicium	p.21
Conséquences pour la qualité électrique	p.23
Le cas particulier du GaN sur Silicium (001)	p.27
Couche tampon AlGaN sur Silicium	p.28
Couche tampon pour GaN sur Carbure de Silicium	p.28
Couche tampon sur Tremplin GaN	p.30
Effets reliés à l'épaisseur de la couche tampon GaN	p.33
II.3.La barrière AlGaN	p.35
Polarisation interne dans les hétérostructures AlGaN/GaN	p.36
Formation du gaz bidimensionnel d'électrons	p.37
La couche supérieure de GaN	p.39
La couche espaceur AlN	p.42
III.Etude des hétérostructures AlGaN/GaN et AlGaN/AlN/GaN :	p.43
III.1.Etude du gaz bidimensionnel d'électrons	p.45
III.2.Influence de la couche espaceur AlN	p.53
III.3.Comparaisons avec l'état de l'art	p.56

III.4.Résultats obtenus sur Silicium (001)	p.57
III.5.Effets liés à l'orientation	p.58
IV. Etude des composants de test	p.59
IV.1. Conséquences pour les transistors à grille longue	p.59
IV.2.Améliorations des structures pour les transistors	p.63
Transistors sur couche tampon GaN dopée au Fer	p.63
Transistors sur couche tampon AlGaIn	p.64
Autres améliorations envisageables pour les transistors	p.66
V.Transistors hyperfréquences sur substrats Silicium	p.67
VI.Conclusions et perspectives	p.71
Références	p.73
<b>3<sup>ème</sup> partie : Projet de recherche</b>	<b>p.77</b>
<b>Développement de dispositifs à transport vertical à base de nanostructures et hétérostructures Al(Ga)N/GaN</b>	
I.Contexte	p.77
II.Projet de recherche	p.79
Références	p.80
<b>4<sup>ème</sup> partie : Autres activités</b>	<b>p.81</b>
I.Enseignement	p.81
II.Encadrement	p.81
Diplôme d'Etudes Approfondies	p.81
Participation à l'encadrement de thèses	p.81
Participation à des jurys de thèse	p.82
III.Organisation de conférences	p.83
IV.Valorisation	p.83
<b>5<sup>ème</sup> partie : Publications et Communications</b>	<b>p.85</b>
Liste des publications et communications	p.85
Sélection de publications	p.99

# Introduction

Pour faire le point sur une bonne quinzaine d'années d'activité de recherche après la thèse, j'ai fait le choix de découper ce mémoire en 5 parties. La première partie décrit le déroulement de mon parcours en recherche, depuis la thèse jusqu'à présent. Cette première partie est relativement détaillée en ce qui concerne mes activités assez diversifiées et antérieures à 2001, avant que je ne rejoigne le CRHEA.

La seconde partie décrit la majeure partie des études que j'ai menées au CRHEA, c'est-à-dire l'étude des hétérostructures HEMTs AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>. En espérant construire un document qui pourrait servir à autre chose qu'à l'obtention de l'habilitation à diriger des recherches, j'ai choisi d'articuler cette partie autour de la description des différents éléments d'une structure HEMT, de leurs implications pour la croissance et je fais le bilan des études menées au laboratoire et chez nos partenaires.

Dans la troisième partie, je décris mon projet de recherche : le développement de dispositifs à transport vertical à base de nanostructures et hétérostructures Al(Ga)<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>.

La quatrième partie est consacrée à mes autres activités, encadrement et valorisation notamment.

Enfin, dans la cinquième partie sont rassemblées les listes des publications et communications ainsi qu'une sélection de publications.

## **1<sup>ère</sup> partie**

### **Parcours dans la recherche**

Cette partie est dédiée à la présentation de mon parcours dans la recherche, depuis le DEA jusqu'à aujourd'hui. Les nitrures d'éléments III ne seront pas très détaillés et feront l'objet des parties 2 et 3 consacrées aux HEMTs AlGaIn/GaN et à mon projet de recherche.

#### **Débuts en recherche**

C'est en octobre 1987 que commence mon stage de DEA au Centre Hyperfréquences et Semiconducteurs (CHS) de l'Université de Lille I. Ce stage effectué sous la direction de Alain Cappy, portait sur la croissance et l'étude de structures semiconductrices GaInAs/GaAs en vue de réaliser des puits quantiques et par la suite des transistors à modulation de dopage à canal pseudomorphique GaInAs sur GaAs. Ce sujet était nouveau pour le laboratoire qui ne travaillait alors que sur les structures en accord de maille GaAlAs/GaAs et c'est alors avec Yves Druelle, enseignant chercheur au laboratoire, que la croissance par épitaxie par jets moléculaires fut mise en place avec des résultats suffisamment prometteurs pour que ma thèse lui soit consacrée. L'alliage GaInAs présentait en effet certains avantages pour la réalisation de transistors hyperfréquences en raison de sa largeur de bande interdite plus faible ; ceci permettait l'obtention de discontinuités de bandes (notamment de bande de conduction) plus grandes avec GaAs et GaAlAs ce qui d'une part permettait un meilleur transfert des charges dans le gaz bidimensionnel d'électrons localisé à l'interface des structures à modulation de dopage (HEMTs), mais également des mobilités et vitesses de porteurs plus élevées. Ces propriétés devaient résulter dans des densités de courants plus grandes, mais aussi des performances en fréquences améliorées (fréquences de transition plus élevées) avec pour conséquence des niveaux de puissance et des facteurs de bruit améliorés à fréquence donnée. Il y a cependant un certain prix à payer pour disposer de ces avantages : la contrainte liée au désaccord de maille entre GaInAs et GaAs, à l'origine de phénomènes de relaxation élastique (rugosité) ou plastique (dislocations) une fois atteinte une épaisseur dite critique.

Ce sujet connaissait alors en Europe un certain engouement au regard des applications envisageables mais aussi parce qu'un certain retard semblait se creuser avec les Etats Unis [1] et le Japon, bien que la démonstration des potentialités des structures AlGaAs/GaAs à modulation de dopage (MODFET, TEGFET et HEMT) fut faite simultanément sur les trois continents [2]. C'est dans ce contexte que débutait la thèse avec une volonté nationale et européenne de combler les retards, notamment avec deux contrats [3,4] dans lesquels était impliqués le laboratoire, mais également le Groupe Composants Electroniques dirigé par Dominique Pons au Laboratoire Central de Recherches de Thomson-csf, ainsi que la jeune société Picogiga. Le DEA et la thèse m'ont ainsi permis d'apprendre à maîtriser une technique de croissance, l'épitaxie par jets moléculaires, mais aussi de me familiariser avec les techniques de caractérisations associées ; les caractérisations matériaux (diffraction des rayons, photoluminescence, microscopie électronique en transmission) étaient à l'époque accessibles dans le Laboratoire Structures et Propriétés de l'Etat Solide (LSPES) de



l'Université de Lille I avec lequel nous collaborions (Jean diPersio, Alain Lefebvre, Denise Ferré). De par la présence au CHS d'une centrale de technologie permettant de réaliser des transistors avec des longueurs de grilles allant de plusieurs microns jusqu'à moins de 0.3  $\mu\text{m}$ , ainsi que d'une centrale de caractérisation électrique avec un analyseur de réseau pouvant à l'époque fonctionner jusqu'à 26.5 GHz, j'avais la chance de participer à la mise en place d'une méthodologie visant à corrélérer les conditions de mise en œuvre des hétérostructures avec leur comportement structural et électrique, mais aussi leur impact sur le comportement final des composants. Encore aujourd'hui, je considère ce type de méthodologie comme un modèle quand les ressources d'un laboratoire le lui permettent. Ma thèse dirigée par A.Cappy eu donc pour principal but d'établir de telles corrélations en vue d'optimiser les structures mais aussi d'établir les limites "composition en indium – épaisseur" pour obtenir des puits quantiques GaInAs parfaitement contraints et aux interfaces lisses.

Il se trouve que la structure HEMT GaAlAs/GaInAs/GaAs ne donnait toutes ses performances que pour des puits GaInAs d'épaisseur supérieure ou égale à 10 nm, des puits plus fins menant à une élévation des niveaux d'énergie quantifiés et à un sondage plus important des interfaces, défavorables à la dynamique du composant. Cette épaisseur menait en fait à des compositions en Indium inférieures ou égales à 30%, c'est à dire des compositions pour lesquelles du point de vue du transport, le gain obtenu par la réduction de l'énergie de bande interdite et donc de la masse effective des électrons dans GaInAs se trouvait en grande partie compensé par l'effet de la contrainte liée au désaccord de paramètre de maille [5]. Pour ces raisons, il est apparu clair que l'augmentation des fréquences de travail dans des transistors HEMTs pseudomorphiques GaInAs sur GaAs (PM-HEMT ou P-HEMTs) passerait désormais plus par la réduction des longueurs de grille pour profiter d'effets de survitesse que par une éventuelle augmentation de l'épaisseur critique, à moins que l'on parvienne à réduire la contrainte dans le canal GaInAs sans y incorporer de défauts. Cette approche alternative, dite métamorphique, sera davantage détaillée ci-après, et consiste à réaliser sur le substrat GaAs, une couche dite tampon destinée à changer le paramètre de maille dans le plan de croissance pour atteindre celui du matériau GaInAs non contraint. Ce pseudo-substrat adapté à la composition désirée pour le canal GaInAs offre alors un choix libéré du critère de l'accord de maille avec le substrat GaAs. Ce critère ne s'applique alors qu'aux films de la zone active seulement, ce qui invite à remplacer le matériau barrière GaAlAs désormais désadapté en extension par un alliage du type (Ga)AlInAs accordable en maille avec GaInAs. Les hétérostructures (Ga)AlInAs/GaInAs avaient en fait déjà montré leurs potentialités pour des compositions en indium voisines de 50% mais étaient épitaxiées en accord en paramètre de maille avec InP, notamment pour les lasers émettant à 1.55  $\mu\text{m}$ , mais également des HEMTs [6]. Ceci démontré, l'approche métamorphique permettrait alors de développer des structures (Ga)AlInAs/GaInAs à paramètre de maille (composition) choisi sur un substrat GaAs bien mieux maîtrisé d'un point de vue industriel que le substrat InP.

## **L'après thèse :**

### ***Toujours des HEMTs***

C'est dans ce contexte que je terminais ma thèse alors que quelques laboratoires dont le notre avec le lancement d'une thèse (Pascal Win [7]), s'attachaient à développer une couche tampon pour structures HEMTs métamorphiques (MM-HEMTs ou M-HEMTs). Je rejoignais alors à la mi-91 le Groupe Composants Electroniques du Laboratoire Central de Recherches de Thomson-csf à Orsay en tant qu'ingénieur de recherches en charge de l'élaboration et de l'étude des structures pour composants hyperfréquences à effet de champ

sur substrat GaAs. Bien que de nature assez similaire, mon activité se trouvait cependant davantage conditionnée par les contrats sous-jacents à la politique (industrielle ?) de l'entreprise. Lors de mon arrivée au laboratoire je reprenais tout d'abord les études déjà initiées sur les HEMTs pseudomorphiques à simple et à double hétérojonction dopée, mais également le développement de HEMTs métamorphiques financés par un contrat MRT [8] dans lequel nous collaborions avec les laboratoires de l'Université de Lille. Cependant, suite à une réorganisation des activités, il fut négocié qu'une partie de notre activité soit transférée dans une autre division (TCS = Thomson-csf composants spécifiques) et que les sujets HEMTs les plus amonts soient à terme stoppés. Je m'acquittais alors du transfert du procédé de croissance des structures P-HEMTs sur les réacteurs de TCS tout en continuant l'étude des structures métamorphiques pour lesquelles des résultats encourageants furent obtenues avec des couches tampon GaInAs de composition graduelle [9]. Cette situation m'amena à me rapprocher puis à intégrer le Groupe de Physique dirigé par Alain Friederich et plus particulièrement le laboratoire Epitaxie et Hétérostructures dirigé par Jean Pierre Hirtz, puis Julien Nagle. Après plusieurs mois consacrés à l'élaboration par épitaxie par jets moléculaires de structures liées aux transistors [10,11] et aux photodétecteurs infrarouges (collaboration avec l'équipe de E.Rosencher, P.Bois, J-Y.Duboz...) [12], je me voyais confié la mise en place d'un nouveau sujet : la gravure in-situ et l'épitaxie localisée de composés III-V.

### ***Gravure in-situ et épitaxie localisée***

La gravure in-situ et l'épitaxie localisée de composés III-V apparaissaient comme des solutions possibles pour intégrer différents composants sur la surface d'une même plaque, mais également comme une approche possible pour améliorer les performances ou la reproductibilité de leur fabrication (gravure des facettes des lasers de puissance AlGaAs/GaAs et protection par GaInP, épitaxie des zones d'accès sur des P-HEMTs sans avoir recours au recess de grille...). La technique utilisée faisait appel à une variante de l'épitaxie par jets moléculaires dite épitaxie par jets chimiques (CBE=chemical beam epitaxy) mettant en jeu des précurseurs organo-métalliques pour les éléments III, les éléments V pouvant être produits soit par des hydrures (arsine AsH<sub>3</sub>, phosphine PH<sub>3</sub>), soit par des composés organiques complexes (ter-butyl-arsine=TBA, tris-diméthylamino-arsenic=TDMAAs, ter-butyl-phosphine=TBP). Comparée à la technique MOCVD, cette technique aussi appelée MO-MBE présente l'avantage d'une température de croissance plus faible, mais également une consommation réduite en précurseurs. De plus, contrairement à l'épitaxie par jets moléculaires classique, c'est à dire à sources solides, une sélectivité de croissance est observée pour GaAs et GaInP par rapport à des masques diélectriques Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ou SiO<sub>2</sub>, ce qui est un avantage notable pour l'épitaxie localisée. C'est donc dans ce contexte que fut étudiée l'épitaxie localisée sur GaAs avec le soutien de la DGA dans le cadre d'une collaboration entre les agences de défense française et britannique (DRA à Malvern, T.Martin et T.Whitaker). Pour la gravure in-situ, le tri-chlorure d'arsenic (AsCl<sub>3</sub>) fut choisi en raison des premiers résultats intéressants publiés par W.Tsang chez Bell Labs [13]. Cette étude donna lieu à la thèse de J-M.Ortion [14] dont j'ai encadré une grande partie du travail. Ainsi, après une étude fine de la cinétique de la gravure de couches préalablement épitaxiées dans le même réacteur [15], nous nous sommes attachés à optimiser les conditions de préparation de surface et de gravure pour des échantillons réalisés avec des masques [16,17] ; en effet, il était apparu assez rapidement que les contaminants présents en surface agissaient comme des nanomasques et provoquaient le développement d'une rugosité du front de gravure néfaste au contrôle des épaisseurs gravées. Les mesures SIMS, les mesures électriques et optiques (photoluminescence) réalisées après reprise de croissance nous ont permis de déterminer l'impact de ces impuretés sur les propriétés des structures ainsi réalisées. Cette étude était sur

le point de s'achever lorsque je suis entré au CNRS à Lille comme chargé de recherches première classe à la fin 96.

### ***Les HEMTs métamorphiques : le retour***

Je suis entré au CNRS avec comme projet de recherche le développement de structures métamorphiques, notamment les HEMTs AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs. Après sa création en 1991, l'Institut d'Electronique et de Microélectronique du Nord (IEMN) dirigé par Georges Salmer était composé de trois départements, dont le Département Hyperfréquences et Semiconducteurs fondé sur les bases de mon ancien laboratoire, le CHS. J'y intégrais alors l'équipe Epitaxie, dirigée successivement par Yves Druelle et Francis Mollot. Il faut noter qu'à ce moment des engagements contractuels avaient été pris [18] et de grands espoirs étaient fondés sur cette filière avec des progrès rapides et récents effectués par d'autres laboratoires, notamment aux Etats Unis et en Allemagne [19,20].

Etant donné l'objectif Composant clairement affiché, mon activité s'est développée en étroite collaboration avec les équipes en charge de la réalisation et de l'étude des composants, c'est à dire l'équipe Dispositifs Microondes de Puissance et non Linéaire alors dirigée par le Professeur Yves Crosnier (thèses de M.Zaknoute [21] et de M.Boudrissa [22]), l'équipe Composants Faible Bruit (Sylvain Bollaert, Henri Happy), dirigée par le Professeur Alain Cappy, et dans une certaine mesure, l'équipe du Professeur Georges Salmer qui cherchait à évaluer cette nouvelle filière pour des composants HIGFETs destinés à la logique ultra-rapide (thèse de M. Touriat [23]). Cependant, l'obtention de transistors performants ne représente que l'aboutissement du travail portant sur la réalisation des couches tampons destinées à changer le paramètre de maille, les couches tampons métamorphiques. Un travail de fond a été entrepris pour comprendre le comportement de la croissance et de la relaxation des contraintes au sein de ces couches tampon. Ce travail a été mené en collaboration avec le Professeur Jean diPersio et Mme Denise Ferré au LSPES, et donné lieu à deux thèses (S.Trudel [24], J-M.Chauveau [25]). La seconde thèse pour laquelle je fus invité à participer à l'encadrement, a également été une occasion unique de pouvoir mettre en relation la croissance avec la qualité structurale des structures relaxées. Elle fut également pour moi l'occasion de mettre en place à l'IEMN une méthode simplifiée de mesure des compositions finales et des taux de relaxation des couches tampons à partir de la caractérisation par double diffraction des rayons X [26], mais aussi de participer à la mise en place d'outils de caractérisation fine des structures [27]. La réalisation de structures HEMTs pouvait alors être vue à la fois comme véhicule de test fournissant des paramètres électriques variant avec la qualité des couches tampon (densité des charges, mobilités, résistance des couches tampons...), mais aussi comme une validation de notre travail sur les couches tampon.

Cependant, notre tâche se trouvait compliquée par le fait que le choix de la composition des couches était libéré du critère de l'accord de maille avec le substrat, ce qui veut dire que en raison des différentes applications visées pour les transistors (puissance, faible bruit, logique) la composition en indium pourrait varier entre 30% et au moins 50% dans les couches actives [28]. Notre travail s'est donc concentré autour des couches tampons métamorphiques et des couches actives AlInAs/GaInAs de compositions finales 30-35%, 42% et 52% [29-31]. La composition 52% correspondant à l'accord de maille avec le substrat InP, ceci nous offrait une base de comparaison étant donné que cette filière était déjà bien établie de par le monde comme au laboratoire, et que la maturité moindre des substrats InP (taille, fragilité, préparation de surface, coût, ...) incitait à en trouver un substitut tel le GaAs.

Mon travail a donc beaucoup porté sur la réalisation par Epitaxie par Jets Moléculaires à sources solides et l'étude de couches tampons métamorphiques GaInAs, et AlInAs de composition graduelle et leur validation par des structures HEMTs. Après la mise en place de nouvelles procédures de calibrations mieux adaptées à ce type de structure, je me suis attaché à comparer le comportement des deux types de matériau. Cependant, bien que la croissance du matériau GaInAs s'avérait très satisfaisante pour réaliser des couches tampon métamorphiques [32], il apparaissait plus intéressant de disposer d'un matériau de plus grande largeur de bande interdite afin d'améliorer le confinement des porteurs et l'isolation électrique des couches tampons pour les applications HEMTs. C'est pourquoi je me suis rapidement tourné vers l'alliage AlInAs de composition graduelle. Mon travail a alors porté sur l'optimisation des profils de composition (gradients de composition, rampes avec décrochement de composition) [26,33] dans ces couches destinées non seulement à relaxer les contraintes de désadaptation, mais également filtrer les dislocations générées durant cette relaxation et néfastes pour les dispositifs. En plus de l'effet des compositions finales visées et donc des contraintes en jeu à relaxer, cette étude nous a également permis de montrer la sensibilité aux conditions de croissance et des phénomènes d'interactions sur le front de croissance entre rugosité (cross-hatch, marches en surface, modulations de composition) et relaxation (nucléation et glissement des dislocations) [25, 34, 35]. Ce travail d'optimisation s'est également trouvé validé par la réalisation de composants performants que ce soit en vue d'applications Puissance [36], que Faible Bruit [37].

### ***D'autres applications métamorphiques***

#### ***Intégration verticale et boîtes quantiques***

Durant cette période, j'ai également tenté d'ouvrir l'approche métamorphique à d'autres applications. Une première voie fut de démontrer que les couches tampons métamorphiques étaient capables de changer le paramètre de maille tout en confinant les dislocations sans perturber les structures situées au dessous, offrant ainsi la possibilité d'empiler des structures aux paramètres de maille différents en vue d'une intégration verticale de composants. Bien que l'idée paraisse faiblement intéressante pour des applications hautes fréquences en raison des couplages capacitifs, nous sommes ainsi parvenus à empiler une structure HEMT métamorphique de composition en indium  $x=52\%$  sur une structure HEMT de composition  $x=32\%$  et réaliser les transistors sur deux niveaux après attaque chimique sélective locale de la couche supérieure [38]. Une seconde application originale envisageable était de profiter de l'ajustement possible du paramètre de maille pour réaliser des îlots InAs dans lesquels les niveaux d'énergies seraient ajustables grâce à ce paramètre supplémentaire qu'est la contrainte de désadaptation, qui joue à la fois sur la nucléation (nombre d'îlots) et la croissance des îlots (taille des îlots) selon le mode Stranski-Krastanov, mais également sur l'énergie de bande interdite du matériau InAs. Une application de ces îlots pouvait être l'obtention d'un laser à boîtes quantiques InAs sur GaAs pouvant atteindre les longueurs telecom (1.3 – 1.55  $\mu\text{m}$ ) tout en utilisant des composés de la famille (AlGa)InAs. Après avoir étudié par mesures RHEED et AFM la croissance de ces îlots sur différentes couches tampon (DEA de Patrice Miska) [39,40], nous avons pu montrer grâce à des mesures de photoluminescence sur des structures avec les îlots encapsulés dans AlInAs des longueurs d'ondes ajustables entre 0.85 et 1.44  $\mu\text{m}$  dans ce système [41]; un dépôt au delà de 4 monocouches d'InAs devait permettre d'atteindre 1.55  $\mu\text{m}$ . Ce concept fut d'ailleurs repris et adapté par d'autres laboratoires pour produire des lasers émettant à 1.3  $\mu\text{m}$  [42] et 1.5  $\mu\text{m}$  [43].



### **Les TBH métamorphiques**

En 2000 démarrait une nouvelle activité à l'IEMN, les Transistors Bipolaires à Hétérojonctions (TBH) InP "Haute Fréquence". Cette activité allait également comprendre la réalisation de composants métamorphiques sur GaAs (M-TBH) et s'inscrire dans le cadre d'une collaboration avec l'Université de Singapour (Nanyang Technological University) sous l'égide des ministères de la défense. A terme, des structures métamorphiques devaient être réalisées à l'IEMN avec des zones actives définies selon les chercheurs de Singapour, et des composants réalisés par leurs soins. Ce sujet constituait alors une nouveauté et un challenge pour l'IEMN. En effet, le TBH est non seulement un composant à transport vertical, mais aussi et surtout un composant où les porteurs minoritaires ont un rôle prépondérant. Etant données les recombinaisons possibles sur des dislocations en nombre non négligeable ( $10^5 - 10^7 \text{ cm}^{-2}$ ), on pouvait craindre certaines difficultés. De plus, à ceci s'ajoutait le fait que les structures pour composants allaient être réalisées dans le bâti à sources gazeuses en raison de la nécessité de disposer du matériau InP et du dopage p avec le Béryllium. Nous avons donc en premier lieu pour objectif de transférer le procédé de croissance mis au point pour les HEMTs dans le réacteur à sources solides sur le réacteur à sources gazeuses. Pour cela nous étions aidé par le fait que les deux machines de croissance Riber 32 étaient reliées sous ultravide par un module dit Modutrack, ce qui allait nous permettre de comparer des couches actives déposées sur des couches tampons initialement réalisées dans la machine à source solide avec celles réalisées entièrement dans la machine à sources gazeuses.

C'est donc avec l'aide de Francis Mollot et son expérience sur la croissance de structures TBH à base d'InP, et de Eric Lefebvre [44] qui démarrait sa thèse qu'ont été entreprises ces comparaisons. Ces expériences montrèrent tout d'abord un effet notable du choix de la source d'arsenic ( $\text{As}_4$  en sources solides,  $\text{As}_2$  issu du craquage de  $\text{AsH}_3$  en sources gazeuses) sur la morphologie de surface des couches tampons AlInAs et GaAlInAs de composition graduelle avec une rugosité d'amplitude similaire mais se développant à plus petite échelle pour  $\text{As}_2$  [45]. L'étude des propriétés optiques et électriques des premières jonctions np était en cours quand j'ai quitté l'IEMN pour rejoindre le CRHEA début 2001. Cette étude a alors permis de montrer la supériorité en termes de propriétés optiques des couches tampons GaAlInAs obtenues par croissance avec sources solides comme avec sources gazeuses par rapport aux couches tampons AlInAs [46]. Cependant, l'étude électrique des jonctions Emetteur InP n (dopage Silicium) – Base GaInAs p (dopage Béryllium) n'avait pas permis à l'époque de discriminer les couches tampons métamorphiques produisant toutes des hauteurs de jonction et des facteurs d'idéalités similaires et nettement moins bons que ceux obtenus avec une structure adaptée en maille sur InP. Pour expliquer ce phénomène, il fut alors évoqué la possible dilution de la jonction en raison du dopage Béryllium très élevé ( $9 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ) nécessaire pour réduire l'épaisseur de la base à moins de 50 nm et atteindre des fréquences de travail aussi élevées que possible, dilution liée à la rugosité de l'interface et peut être une augmentation des phénomènes de diffusion/ségrégation du Béryllium aidée par la rugosité et/ou des contraintes locales. Après mon départ de l'IEMN, c'est donc à distance que j'ai suivi l'avancée de ce travail qui se termina par la démonstration d'une première série de composants TBH métamorphiques dont les performances statiques ( $\eta_B \sim 1.55$  et  $\eta_C \sim 1.25$ ) comme fréquentielles ( $f_t$  et  $f_{\max}$  de 60 GHz) modestes ont confirmé la nécessité de poursuivre l'optimisation des couches tampons mais aussi celle des couches actives avec en premier lieu, la réduction du dopage de la base et l'optimisation de l'espaceur entre Emetteur et Base.

### ***Les nitrures d'éléments III (hétérostructures AlGaN/GaN)***

A la mi-2000, mon sujet principal d'études qui portait sur les couches HEMTs métamorphiques commençait à acquérir une maturité suffisante pour qu'un développement industriel puisse être envisagé [47] ; des compagnies comme Picogiga (France), IQE (Etats Unis) ou MBE Technology (Singapour) développaient toutes des procédés de croissance par Epitaxie par Jets Moléculaires pour fournir des fonderies comme celle de Raytheon aux Etats Unis, Ommic (issue de Philips) en France, UMS (joint venture Thomson-csf / Daimler Chrysler) qui commençait également à s'y intéresser. Désireux de poursuivre mes recherches dans un domaine plutôt amont, je voyais alors les progrès rapides réalisés dans l'élaboration des matériaux à base de Nitrure de Gallium (GaN), et notamment la réalisation de HEMTs AlGaN/GaN pour la génération de puissance en hyperfréquences. Je m'intéressais déjà à ce sujet depuis quelques années en raison de certaines similitudes avec mon sujet actuel. En effet, comme pour les matériaux métamorphiques, le GaN n'est pas épitaxié en accord de maille avec le substrat. On a donc recours à l'hétéroépitaxie et il faut gérer les problèmes de désaccords de paramètre de maille et donc les défauts (dislocations traversantes) et les contraintes résiduelles qu'ils génèrent. De plus, au stade d'avancement où se trouvait ce sujet, il me semblait qu'un laboratoire académique français pouvait y jouer un rôle. Cependant se posait le problème épineux de la croissance ; en effet, si l'IEMN était prêt à s'engager dans l'étude des composants de cette filière, se lancer dans une nouvelle technique de croissance, 'juste pour voir', méritait réflexion. Ainsi, à cette époque, les résultats les plus probants étaient le plus souvent démontrés avec des matériaux élaborés par MOCVD, technique dont personne n'avait alors l'expérience et qui nécessitait un investissement lourd. D'un autre côté, les démonstrations récentes au CRHEA, d'hétérostructures AlGaN/GaN de grande qualité optique [48] et électrique [49] par Epitaxie par Jets Moléculaires avec une source ammoniac me confortaient dans l'idée que cette technique, bien qu'elle ait mis plus de temps à se développer, commençait à combler le retard qui la séparait de la MOCVD. Cette démonstration, basée sur une reprise d'épitaxie sur des substrats GaN réalisés sous haute pression (Unipress, Pologne) avait alors le mérite de montrer que dans un contexte d'homoépitaxie, l'EJM pouvait produire des échantillons de qualité compatible avec le développement d'hétérostructures pour composants.

Ce constat était de plus renforcé par le fait que de réelles perspectives de développements existaient autour de substrats GaN, voire AlN, et que des pseudo-substrats consistant en des couches épaisses de GaN sur saphir commençaient à apparaître sur le marché. La création de la start up LUMILOG par des chercheurs du CRHEA avait pour but de développer une source commerciale de substrats de ce type et même d'aller plus loin en épaississant ces derniers pour obtenir des substrats épais de GaN (GaN auto-supporté). De plus, les premiers résultats d'hétéroépitaxie par EJM de GaN sur des substrats de Silicium(111) en dépit d'un désaccord de paramètre de maille de 17% [50] laissaient entrevoir le potentiel de cette technique pour réaliser des hétérostructures sur ce substrat très répandu et dont la conductivité thermique était un atout pour réaliser des composants hyperfréquences de puissance. J'étais alors convaincu que je pouvais contribuer à ce type de développement, mais les particularités inhérentes à la mise en place de cette technique m'incitaient d'avantage à m'insérer dans une activité existante plutôt que de démarrer celle ci à l'IEMN. Les discussions avec Jean Massies, responsable de l'équipe EJM du CRHEA, me menaient donc à proposer d'intégrer le CRHEA dans le cadre d'une collaboration avec l'IEMN sur la thématique des composants de puissance, ce qui fut fait début 2001.

Je rejoignais donc le CRHEA quand les premiers résultats sur les hétérostructures HEMTs ont été publiés [51]. Ces résultats consistaient en des caractérisations par effet Hall, et d'autres caractérisations électriques allaient être nécessaires pour valider les structures. Ainsi, mon activité s'est répartie entre la croissance par EJM d'une part, et la caractérisation des HEMTs d'autre part.

Mon activité au CRHEA a tout d'abord consisté d'une part, à me former avec Fabrice Semond à la croissance EJM des structures à base de GaN, et d'autre part à mettre en place avec Philippe Lorenzini des caractérisations pour les HEMTs. Ainsi, des mesures capacitives ont été mises en place en complément des mesures d'effet Hall en température, et un jeu de masques a été défini avec Helge Haas pour réaliser dans la centrale de technologie du laboratoire des composants simples, à même de nous renseigner sur le comportement de ces hétérostructures. En retour, ces caractérisations nous ont permis d'améliorer le procédé de croissance, ainsi que les empilements des couches dans les structures. La mise en place de ces caractérisations a également servi pour d'autres études, comme celles relatives au dopage Fer pour rendre isolantes les couches GaN réalisées par MOCVD au laboratoire. Cette étude a d'ailleurs donné lieu à une collaboration fructueuse avec la valorisation du travail de thèse de Mohamed Azize [52] pour la reprise d'épitaxie par EJM avec une interface isolante [53].

Avec mon arrivée au CRHEA, le laboratoire s'est impliqué dans des actions contractuelles nationales et européennes dans le domaine des transistors AlGaIn/GaN [54-56]. Un peu plus tard, en 2003, je prenais en charge la mise en place d'un laboratoire commun avec la société Riber [57]. Cette action de valorisation nous a non seulement permis de disposer d'un réacteur supplémentaire pour nos études, mais aussi de développer des procédés et tester de nouveaux équipements pour la croissance, les résultats étant diffusés sous la forme de notes d'applications et de publications [58-59]. Après signature d'un accord de licence pour le brevet CRHEA portant sur la croissance de GaN épais sur Silicium [60], la collaboration avec Picogiga International s'est concentrée sur les HEMTs AlGaIn/GaN avec le démarrage de la thèse Cifre de Nicolas Baron. De même, l'intérêt porté par la société STMicroelectronics pour la réalisation de HEMTs sur Silicium (001) s'est traduit par le travail de thèse de Sylvain Joblot [61] dans le cadre du programme Nano 2008. Enfin, plus récemment, une collaboration a été mise en place avec la société allemande Laytec afin de développer des équipements de mesure *in-situ* améliorant le contrôle de la croissance de GaN par EJM [62].

**Références :**

- [1] T.Henderson et al, Microwave performance of a quarter-micrometer gate low-noise pseudomorphic InGaAs/AlGaAs modulation doped field effect transistor, IEEE Electron Device Lett., vol. 7 (1986) pp. 649-651
- [2] D.Delagebeaudeuf et al, Two dimensional electron gas MESFET structure, Electron. Lett. Vol.16 (17), (1980) pp. 667-668
- [3] contrat MRT (1988) : Transistors pseudomorphiques multicanaux de puissance hyperfréquence
- [4] contrat CE ESPRIT 2 : Advanced GaInAs based transistors for high speed integrated circuits (GIANTS)
- [5] J.L.Thobel et al, Appl.Phys.Lett. 56 (4) pp346-348 (1990)
- [6] U.K.Mishra et al, Microwave Performance of AlInAs-GaInAs HEMT's with 0.2 and 0.1  $\mu\text{m}$  gate length, IEEE Electron Device Lett. Vol.9 (12) pp.647-649 (1988)
- [7] P.Win, Transistor à effet de champ à couche métamorphique AlInAs/GaInAs/GaAs : un nouveau composant pour l'amplification hyperfréquence et la logique ultra rapide, 8 juillet 1993, Université de Lille I
- [8] contrat MRT (1991) : TEGFET métamorphiques AlInAs/GaInAs/GaAs
- [9] Microwave performance of 0.4  $\mu\text{m}$  gate metamorphic  $\text{In}_{0.29}\text{Al}_{0.71}\text{As}/\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$  HEMT on GaAs substrate : P.Win, Y.Druelle, P.Legry, S.Lepilliet, A.Cappy, Y.Cordier, J.Favre, Electronics Letters, 21<sup>st</sup> January 1993 Vol.29 N°2
- [10] contrat DRET N°93 34 472 : Epitaxie dirigée de GaAs sur Si : application aux TEGFETs pseudomorphiques de puissance
- [11] contrat DRET N°92 34 429 : Epitaxie de matériaux III-V semi-isolants intrinsèques : croissance épitaxiale par jets moléculaires à basse température
- [12] Capture time versus barrier thickness in quantum-well structures measured by infrared photoconductive gain, E.Rosencher, F.Luc, P.Bois, J.Nagle, and Y.Cordier, Appl. Phys. Lett. 63 (24), 13 December 1993, p.3312
- [13] W.T.Tsang et al : Monolayer chemical beam etching : reverse molecular beam epitaxy, Appl. Phys. Lett. 63 (1993) pp.3500-3502
- [14] Thèse J-M.Ortion, Gravure et préparation des surfaces de GaAs et de AlGaAs par jets chimiques de trichlorure d'arsenic et de tris-diméthylamino-arsenic , 18 Novembre 1997 Université Paris XI Orsay
- [15] Temperature dependance of GaAs chemical etching using  $\text{AsCl}_3$  : J.M.Ortion, Y.Cordier, J.Ch.Garcia, C.Grattepain, Journal of Crystal Growth 164 (1996) 97-103
- [16] In-situ Cleaning of  $\text{SiO}_2$ -Patterned Surface with Trisdiméthylaminoarsine for Selective Regrowth : J.M.Ortion, Y.Cordier, J.Ch.Garcia, D.Adam and C.Grattepain, Jpn.J.Appl.Phys. Vol.35 (1996) pp.5964-5968, Part1, N°12A, December 1996
- [17] Selective area etching of AlGaAs/GaAs heterostructures using  $\text{AsCl}_3$  : J.M.Ortion, Y.Cordier, J.Ch.Garcia, D.Adam, M.Champagne, Journal of Crystal Growth 170 (1997) 674-678
- [18] 97-057/DSP/STTC : Transistor HEMT sur matériau métamorphique pour applications de puissance en hyperfréquences
- [19] D.M.Gill et al, High-performance 0.1  $\mu\text{m}$  InAlAs/InGaAs High Electron Mobility Transistors on GaAs, IEEE Electron Device Letters, 17 (7), 1996, pp.328-330
- [20] M.Chertouk et al, Metamorphic InAlAs/InGaAs HEMT's on GaAs substrates with a novel composite channels design, IEEE Electron Device Letters, 17 (6), 1996, pp.273-274
- [21] M.Zaknour : Etude de la technologie et des potentialités pour l'amplification de puissance hyperfréquence des transistors à effet de champ des filières phosphore AlGaInP/GaInAs et métamorphique AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs, soutenue le 3 Février 1999, Université de Lille I
- [22] M.Boudrissa, Réalisation de HEMTs métamorphiques et adapté en maille pour applications puissance, Université de Lille I, 1998-2001
- [23] M.Touirat, Etude et Réalisation de nouvelles filières de composants HIGFETs pour applications digitales et analogiques, soutenue le 25 Janvier 2000, Université de Lille I
- [24] S.Trudel : Etude par double et triple diffraction des rayons X et modélisation, de la relaxation des contraintes dans des hétérostructures semiconductrices GaInAs/GaAs et AlInAs/GaAs à rampe de composition graduelle linéaire, soutenue le 4 Mars 1997 , Université de Lille I
- [25] J-M.Chauveau, Influence des conditions de croissance sur la qualité structurale et la morphologie de surface de rampes à composition graduelle InAlAs sur GaAs : Applications aux HEMTs métamorphiques, 11 Décembre 2001, Université de Lille I
- [26] Comparison of  $\text{In}_{0.33}\text{Al}_{0.67}\text{As}/\text{In}_{0.34}\text{Ga}_{0.66}\text{As}$  on GaAs metamorphic high electron mobility transistors grown by molecular beam epitaxy with normal and inverse step on linear graded buffer layers : Y.Cordier, J.-M. Chauveau, D. Ferre, and J. Dipersio, Journal of Vacuum Science and Technology B, Vol. 18 pp. 2513-2517 (2000)
- [27] Indium content measurements in metamorphic high electron mobility transistor structures by combination of x-ray reciprocal space mapping and transmission electron microscopy, J.-M. Chauveau, Y. Androussi, A. Lefebvre, J. Di Persio, and Y. Cordier, J. Applied. Phys. April 1, Volume 93, Issue 7, pp. 4219-4225 (2003)



- [28] Numerical Analysis of device performance of metamorphic InAlAs/InGaAs ( $0.3 \leq x \leq 0.6$ ) HEMT's on GaAs substrate, H.Happy, S.Bollaert, H.Fourré, A.Cappy, IEEE Transactions on Electron Devices, Vol.45 (10) pp.2089-2095 (1998)
- [29] InAlAs/InGaAs Metamorphic High Electron Mobility Transistors on GaAs substrate : Influence of Indium content on material properties and device performance : Cordier.Y, Bollaert.S, Zaknune.M, DiPersio.J and Ferré.D, Japanese Journal of Applied Physics. Vol 38. Part 1, No. 2B, February 1999, p.1164
- [30] Metamorphic InAlAs/InGaAs HEMTs: A.Cappy, Y.Cordier, S.Bollaert, M.Zaknune, compound semiconductor, Volume 5 N° 8 (1999)
- [31] The indium content in metamorphic InAlAs/InGaAs HEMTs on GaAs substrate: a new structure parameter: Bollaert.S, Cordier.Y, Zaknune.M, Happy.H, Hoel.V, Lepilliet.S, Théron.D, Cappy.A, Solid-State Electronics 44 pp. 1021-1027 (2000)
- [32] MBE grown InAlAs/InGaAs lattice mismatched layers for HEMT application on GaAs substrate : Cordier.Y, Bollaert.S, diPersio.J, Ferre.D, Trudel.S, Druelle.Y and Cappy.A: Applied. Surface. Science. 123/124, (1998), p.734
- [33] InAlAs buffer layers grown lattice mismatched on GaAs with inverse steps : Cordier.Y, Ferré.D, Journal Of Crystal Growth (201-202)1 (1999) pp. 263-266
- [34] Influence of MBE growth conditions on the quality of InAlAs/InGaAs metamorphic HEMTs on GaAs: Y.Cordier, P.Lorenzini, J-M.Chauveau, D.Ferré, Y.Androussi, J.DiPersio, D.Vignaud, J-L.Codron, J.Crystal. Growth, Volume 251, Issues 1-4, April 2003, pp. 822-826
- [35] Interplay between relaxation, surface morphology and composition modulation in InAlAs graded buffer layers: J.-M. Chauveau, Y. Cordier, H. J. Kim, D. Ferré, Y. Androussi and J. Di Persio, J.Crystal. Growth, Volume 251, Issues 1-4, April 2003, pp. 112-117
- [36] InAlAs/InGaAs Metamorphic HEMT With High Current Density and High Breakdown Voltage : Zaknune.M, Bonte.B, Gaquière.C, Cordier.Y, Druelle.Y, Théron.D and Crosnier.Y, IEEE Electron. Device. Letters Vol 19 N°9 p.345 september 1998
- [37] Metamorphic In<sub>0.4</sub>Al<sub>0.6</sub>As/In<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>As HEMT's on GaAs Substrate : S. Bollaert, Y. Cordier, V. Hoel, M. Zaknune, H. Happy, S. Lepilliet, and A. Cappy, IEEE Electron. Device. Letters Vol 20 N°3 p.123 march 1999
- [38] Stacking of metamorphic InAlAs/InGaAs heterostructures on GaAs substrate : Y.Cordier, M.Zaknune, S.Trassaert, J.M.Chauveau, Journal of Applied Physics, Vol.90 n°11, 1st December 2001, pp.5774-5777
- [39] Comparison of InAs islands self-assembled on pseudomorphic and metamorphic InAlAs buffer layers grown on GaAs substrate, Y.Cordier, P.Miska, D.Ferré, Journal of Crystal Growth 227-228 (2001) pp.1016-1019
- [40] Effects of Mismatch Strain and Alloy Composition on the Formation of InAs Islands on InAlAs templates: Y.Cordier, P.Miska, D.Ferre, Journal of Electronic Materials, May 2001, pp.453-458
- [41] Luminescence properties of InAs dots grown by molecular beam epitaxy on metamorphic In<sub>x</sub>Al<sub>1-x</sub>As ( $0.33 < x < 0.52$ ) buffer layers: D. Vignaud, Y. Cordier, P. Miska and D. Ferré, 28th International Symposium on Compound Semiconductors 2001 (ISCS2001), October 1-4, 2001, Tokyo, Japan
- [42] Tangring-I; Wang-S; Sadeghi-M; Larsson-A, 1.27  $\mu$ m metamorphic InGaAs quantum well lasers on GaAs substrates, Electronics-Letters. 8 June 2006, 42(12): 691-3.
- [43] Novikov II; Gordeev-NY; Maximov-MV; Shernyakov-YM; Zhukov-AE; Vasil'ev-AP; Semenova-ES; Ustinov-VM; Ledentsov-NN; Bimberg-D; Zakharov-ND; Werner-P, Ultrahigh gain and non-radiative recombination channels in 1.5  $\mu$ m range metamorphic InAs-InGaAs quantum dot lasers on GaAs substrates, Semiconductor-Science-and-Technology. Jan. 2005, 20(1), 33-7.
- [44] E.Lefebvre, thèse à l'IEMN, Croissance métamorphique par Epitaxie par Jets Moléculaires et caractérisations physiques pour Transistor Bipolaire à Hétérojonction InP/InGaAs sur GaAs, Université de Lille I, soutenue le 3 Juin 2005
- [45] EJM pour Transistors Bipolaires à Hétérojonction InP/InGaAs, E. Lefebvre, Y. Cordier, F.Mollot, S. Demichel, D. Sicault, R. Teissier, J-L. Pelouard, 14<sup>ème</sup> Séminaire National sur l'Epitaxie par Jets Moléculaires, St Aygulf, 24-26 Septembre 2001
- [46] Optimisation of buffer layers for InP metamorphic Heterojunction Bipolar Transistor on GaAs, E.Lefebvre, M.Zaknune, Y.Cordier, F.Mollot, 15th Intern. Conf. On Indium Phosphide and Related Materials, Santa Barbara CA, USA, 12-16 May 2003.
- [47] Contrat 98-34-392/DSP/STTC : Compatibilité industrielle de la filière métamorphique pour applications en hyperfréquence millimétrique.
- [48] Grandjean-N; Damilano-B; Massies-J; Neu-G; Teissere-M; Grzegory-I; Porowski-S; Gallart-M; Lefebvre-P; Gil-B; Albrecht-M, Optical properties of GaN epilayers and GaN/AlGaIn quantum wells grown by molecular beam epitaxy on GaN(0001) single crystal substrate, Journal-of-Applied-Physics. 1 July 2000; 88(1): 183-7
- [49] Frayssinet-E; Knap-W; Lorenzini-P; Grandjean-N; Massies-J; Skierbiszewski-C; Suski-T; Grzegory-I; Porowski-S; Simin-G; Hu-X; Khan-MA; Shur-MS; Gaska-R; Maude-D, High electron mobility in AlGaIn/GaN heterostructures grown on bulk GaN substrates, Applied-Physics-Letters. 16 Oct. 2000; 77(16): 2551-3.

- [50] Semond-F; Damilano-B; Vezian-S; Grandjean-N; Leroux-M; Massies-J, GaN grown on Si(111) substrate: From two-dimensional growth to quantum well assessment, *Applied-Physics-Letters*. 5 July 1999; 75(1): 82-4.
- [51] Semond-F; Lorenzini-P; Grandjean-N; Massies-J, High-electron-mobility AlGaIn/GaN heterostructures grown on Si(111) by molecular beam epitaxy, *Applied-Physics-Letters*. 15 Jan. 2001; 78(3): 335-7.
- [52] M.Azize, thèse sur l' Hétéro-épitaxie de Nitrure de Gallium Semi-isolant peu disloqué sur substrat de saphir pour applications HEMTs AlGaIn/GaN, Université de Nice - Sophia Antipolis (06/2006).
- [53] Y.Cordier, N.Baron, M.Azize, S.Chenot, J.Massies, Euro-MBE 2007 5-7 March, Sierra Nevada (Spain)
- [54] Contrat DGA- DSP-STTC N°01 34 050 :Etude technologique d'une filière de composants hyperfréquences à base de matériaux Nitrures jusqu'à la bande Ku et réalisation d'amplificateurs
- [55] Contrat Européen n° G5RD-CT-2001-00470 : European sources of nitride materials (EURONIM)
- [56] Contrat ESA AO/1-3916/01/NL/CK: Noise Assessment of Gallium Nitride structures
- [57] Création du laboratoire commun CRHEA - RIBER 'GaIn Process Technology Center' (PTC GaIn), Juin 2003
- [58] Quality and uniformity assessment of AlGaIn/GaN Quantum Wells and HEMT heterostructures grown by molecular beam epitaxy with ammonia source Y.Cordier, F.Pruvost, F.Semond, J.Massies, M.Leroux, P.Lorenzini, C.Chaix, 2006, *Phys. Stat. Sol (c)* 3, 2325-2328
- [59] Developments for the production of high quality and high uniformity AlGaIn/GaN heterostructures by Ammonia MBE, Y.Cordier, F.Semond, J.Massies, M.Leroux, P.Lorenzini, C.Chaix, *J. Crystal. Growth* (301-302) pp.434-436 (2007)
- [60] brevet (n° 0007417 du 09/06/2000) sur le « Procédé de fabrication de couches de nitrure de gallium et de ses alliages d'épaisseur supérieure à deux micromètres sans craquelure sur substrats silicium », dont les inventeurs sont M. Fabrice Semond, M. Jean Massies et M. Nicolas Grandjean
- [61] Sylvain Joblot : thèse de Université de Nice - Sophia Antipolis, 2007, Croissance d'Hétérostructures à base de GaN sur substrat de silicium orienté (001) : application aux transistors à haute mobilité d'électrons
- [62] In situ measurements of wafer bending curvature during growth of group-III-nitride layers on silicon by molecular beam epitaxy, Y.Cordier , N.Baron, F.Semond, J.Massies, M.Binetti, B.Henninger, M.Besendahl, T.Zettler, *J. Crystal. Growth*. (301-302) pp.71-74 (2007)

## 2<sup>ème</sup> partie

# Les Hétérostructures HEMTs AlGaN/GaN

Cette deuxième partie est consacrée aux Hétérostructures HEMTs AlGaN/GaN. Après une brève introduction, une description détaillée des structures HEMTs sera présentée avec ses implications pour la croissance épitaxiale. Les principaux résultats de nos études seront ainsi insérés à chaque étape de la description. Cette partie se termine par l'incidence sur le comportement électrique des composants, et des résultats obtenus en hyperfréquences par nos partenaires seront montrés.

## I. Introduction

Les matériaux semiconducteurs jouent aujourd'hui un grand rôle dans les dispositifs électroniques et optoélectroniques. En particulier, qu'il s'agisse des télécommunications par voies Hertziennes ou Microondes, sur Terre ou en liaison avec des satellites, ou encore de radars ou de gestion de l'énergie, les semiconducteurs à grande largeur de bande interdite ('Grands Gaps') s'avèrent particulièrement intéressants pour la génération de puissance. Si on compare les différentes propriétés électriques du Nitrure de Gallium et du Carbure de Silicium (SiC) avec celles du Silicium et de l'Arséniure de Gallium (GaAs) on voit immédiatement que des champs critiques élevés en raison de leur grande énergie de bande interdite combinés à des grandes vitesses de saturation pour les électrons (Table I), vont leur conférer de grandes potentialités en termes de puissance et de fréquence de fonctionnement. Ainsi, une Figure de Mérite comme celle de Johnson qui n'est autre que le produit de ces deux paramètres élevés au carré, montre un avantage décisif pour le GaN et dans une moindre mesure SiC, si on les compare aux matériaux GaAs et Si. D'autres Figures de Mérite prenant en compte des paramètres comme la mobilité des électrons, ne bouleversent pas ce classement [1-2]. De plus, leurs grandes énergies de cohésion responsables de températures de fusion élevées et d'une grande stabilité chimique laissent espérer une résistance accrue des composants aux agressions. Les matériaux AlN et diamant présentent, tout au moins en théorie, des propriétés laissant entrevoir des niveaux de performances encore plus élevés ; cependant, les difficultés rencontrées pour élaborer des échantillons de taille raisonnable et aux propriétés électriques contrôlées en freinent fortement le développement.

Malgré la quasi-absence de substrat natif, l'élaboration du matériau GaN a énormément progressé suite à l'engouement provoqué par la réalisation et la commercialisation de diodes électroluminescentes et de lasers dans le domaine visible [3]. Le recours à l'hétéroépitaxie associé à une sensibilité relativement faible aux défauts tels les dislocations traversantes, a permis le développement des dispositifs. Un avantage pour GaN est également de pouvoir construire des hétérojonctions parfaites avec des alliages de la famille des nitrures d'éléments III comme AlGaN, InGaN, etc... Pour la génération de puissance à hautes fréquences, le transistor à électrons de haute mobilité (HEMT ou encore HFET ou MODFET) basé sur l'hétérojonction AlGaN/GaN s'est rapidement imposé par

rapport au MESFET GaN, ou encore par rapport au transistor bipolaire GaN. Le composant HEMT est un transistor à effet de champ à hétérojonction (HFET) ; à la différence du MESFET à canal GaN dopé Silicium, les charges du canal sont ici séparées de la région donneuse d'électrons (barrière AlGaN) ce qui leur confère de meilleures propriétés de transport qui combinées à une distance constante et faible entre grille et canal permettent d'atteindre des fréquences de travail plus élevées. Le transistor bipolaire GaN souffre quant à lui de la faible activation du dopage p dans les nitrures ( $E_a \sim 300 \text{ meV}$  pour le Magnésium dans GaN), ce qui en limite l'usage.

Propriété	Si	GaAs	4H-SiC	GaN	AlN	Diamant
Bande interdite $E_g$ (eV)	1.12	1.42	3.25	3.4	6.1	5.5
Champ de claquage (MV/cm)	0.25	0.4	3.0	4.0	6-15	20
Mobilité des électrons ( $\text{cm}^2/\text{V.s}$ )	1350	6000-7000	800	1000-2000	1100	4500
Vitesse maximale ( $10^7 \text{ cm/s}$ )	1.0	2.0	2.0	3.0	1.5-2	2.7
Conductivité thermique ( $\text{W/cm.K}$ )	1.5	0.5	4.9	1.3-1.5	3	15
Figure de Mérite de Johnson normalisée	1	2	390	756	4930	2540

Table I : Propriétés des principaux semiconducteurs

## II. Description des Hétérostructures HEMTs : implications pour la croissance

Comme on peut le voir sur la Figure 1, le HEMT à base de nitrures d'éléments III, ne diffère apparemment pas des HEMTs réalisés dans d'autres filières comme GaAs ou InP. Le schéma de principe reste le même, basé sur la présence d'une couche canal qui va accueillir les électrons transférés depuis la couche barrière à plus grande largeur de bande interdite, ces électrons étant confinés dans un puits quantique à l'interface des deux couches (gaz bidimensionnel d'électrons = Gaz 2D). Le nombre d'électrons et donc le courant entre la source et le drain est modulé par le potentiel appliqué au contact Schottky de la grille.

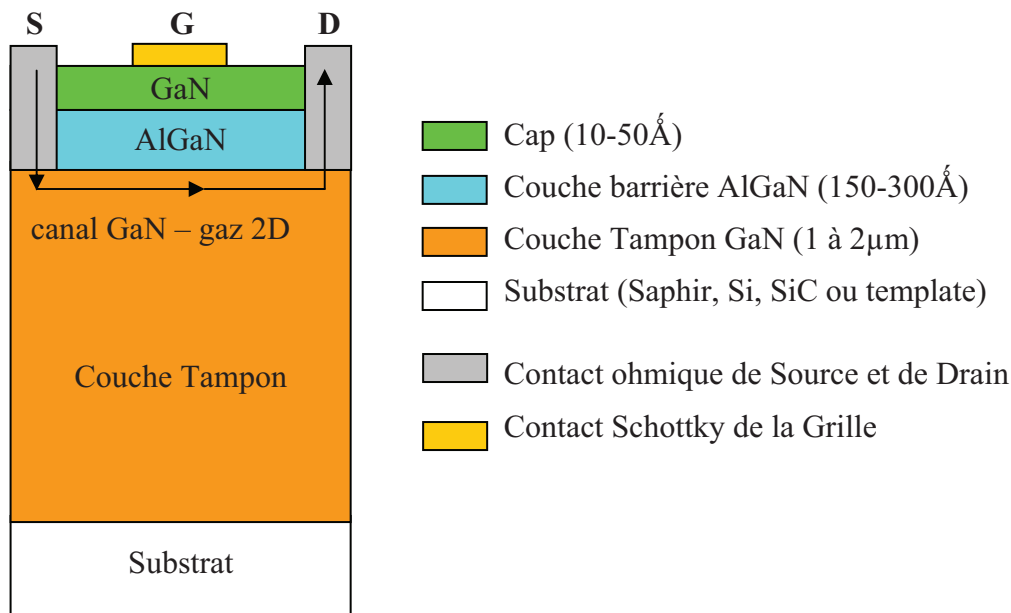


Figure 1 : Schéma d'une structure HEMT

Comme nous le verrons un peu plus tard, c'est l'origine de ces électrons et la manière dont ils sont confinés qui constituent une originalité pour ces HEMTs. Comme dans certaines autres filières, la barrière peut également être couverte par une autre couche de GaN (cap layer) pouvant d'une part servir de protection contre l'oxydation de la barrière, mais pouvant aussi jouer un rôle électrique. Enfin, une structure est tout d'abord constituée d'une couche tampon déposée sur un substrat, couche qui doit en premier lieu éliminer les défauts structuraux générés lors de l'hétéroépitaxie, mais aussi limiter les effets des contaminants présents à la surface du substrat.

## II.1. Le substrat :

Le choix d'un substrat pour la réalisation de dispositifs HEMTs nitrides n'est pas une évidence. En effet, la difficulté de réalisation industrielle de substrats natifs de GaN (procédé haute température – haute pression), en a aujourd'hui limité l'utilisation à quelques démonstrations de laboratoire car ces derniers souffrent d'un dopage résiduel élevé, ce qui depuis la première démonstration d'une hétérostructure HEMT [4] n'a guère été amélioré. On a donc recours à l'hétéroépitaxie des nitrides d'éléments III sur des substrats tels le Saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), le Carbure Silicium (SiC) ou encore le Silicium (Table II). Si les substrats Saphir et Silicium sont depuis longtemps maîtrisés et bon marché, il n'en est pas de même pour le SiC qui présente pourtant la meilleure conductivité thermique, trois fois celle du GaN et du Silicium, ce qui constitue un avantage notable pour évacuer la chaleur dissipée dans les composants [5]. De plus, le SiC présente un paramètre de maille relativement proche de celui

de GaN ( $\delta a/a \sim 3.5\%$ ) en comparaison avec le Saphir ( $\delta a/a \sim 16\%$ ) et le Silicium ( $\delta a/a \sim 17\%$ ) pour lesquels il faut également gérer l'épineux problème des différences de coefficients de dilatation thermique (mismatch thermique) avec GaN et responsables de l'apparition de contraintes de l'ordre du GPa lors du refroidissement des échantillons réalisés à des températures comprises entre 700 et 1000°C selon la technique employée. La résistivité électrique des substrats et sa stabilité en température constituent un autre facteur important : même si ce paramètre est en partie mitigé par les propriétés d'isolation de la couche tampon, de possibles couplages capacitifs à travers celle-ci nécessiteraient l'emploi de couches tampons très épaisses pour en limiter les effets. La commercialisation récente de couches Tremplins (Templates) de GaN ou AlN avec des densités de défauts raisonnables (inférieures à  $10^9 \text{ cm}^{-2}$ ) sur des substrats Saphir ou SiC est de nature à simplifier la réalisation des structures et faciliter la mise au point des zones actives (barrière, cap). Il faut cependant noter à ce stade que pour cela, des couches tampon électriquement isolantes doivent être obtenues, ce qui sera discuté dans la partie qui suit. Une prolongation logique de cette approche est la réalisation de couches épaisses de GaN (déposées par épitaxie en phase vapeur aux hydrures) et séparées du substrat de départ (substrats auto-supportés). Des démonstrations de composants hyperfréquences ont récemment validé cette approche [6]. De même, des premières démonstrations de transistors ont été faites sur des substrats AlN obtenus par une méthode de sublimation-condensation [7], et qui pourraient se montrer plus avantageux que GaN pour le confinement des porteurs mais aussi de par leurs propriétés thermiques. Des tentatives plus ou moins heureuses de croissance de GaN sur GaAs ont également rapportées. Enfin, des substrats alternatifs sont également développés pour les nitrures : ainsi, le SICOI (SiC on Insulator) est un film mince de SiC 'collé' via un isolant (silice) dont on espère faire baisser le coût en deçà de celui des substrats SiC massifs ; des HEMTs AlGaIn/GaN réalisés sur ces substrats ont été étudiés [8,9]; de même, le SopSiC (Silicon on polySiC) consiste en un film mince de Silicium 'collé' sur SiC polycristallin [10]. Nous avons démontré la faisabilité de cette approche avec la réalisation de dispositifs HEMTs en collaboration avec le LETI [11].

	<b>GaN</b>	<b>AlN</b>	<b>Saphir</b>	<b>SiC-6H</b>	<b>Si(111)</b>
<b>Paramètre de maille (Å)</b>	<b>3.189</b>	<b>3.112</b>	<b>a = 4,758/√3</b>	<b>a = 3,080</b>	<b>a = 5,43 / √2</b>
<b>Désaccord GaN (%)</b>	<b>0</b>	<b>2.5</b>	<b>16</b>	<b>3.5</b>	<b>-16.9</b>
<b>Coefficient d'expansion thermique (<math>\times 10^{-6}/K</math>)</b>	<b>5.59</b>	<b>4.2</b>	<b>7.5</b>	<b>4.7</b>	<b>2.59</b>
<b>Désaccord Thermique (%)</b>	<b>0</b>	<b>33</b>	<b>-25.4</b>	<b>18.9</b>	<b>116</b>
<b>Résistivité (<math>\Omega.cm</math>)</b>	<b>&gt; 10<sup>4</sup> avec Fe</b>	<b>10<sup>13</sup></b>	<b>isolant</b>	<b>&gt; 10 000</b>	<b>&gt; 10000</b>
<b>Prix moyen (Euros) 2''</b>	<b>Tremplin 500</b>	<b>Tremplin 1000</b>	<b>100</b>	<b>3000</b>	<b>100</b>

Table II : Propriétés des principaux substrats utilisés pour l'épitaxie de GaN

En raison des coûts, mais aussi de notre savoir faire en épitaxie, nous avons choisi de développer les structures HEMTs principalement par épitaxie par Jets Moléculaires sur



substrat Silicium orienté selon la face (111), face qui présente une symétrie hexagonale, comme la base de la maille de GaN wurtzite. Cependant, des structures ont également été réalisées sur substrat Si(001) à symétrie de surface carré, ainsi que sur SiC 4H et 6H. Enfin, des croissances sur des Tremplins GaN nous ont permis d'étudier l'effet des dislocations sur les propriétés de transport des HEMTs. Récemment, nous avons également pu démontrer une reprise d'épitaxie avec interface isolante sur des Tremplins dopés au Fer.

## II.2.La couche tampon :

Pour une application de type HEMT, la couche tampon doit permettre l'obtention d'un canal d'une part de bonne qualité structurale (minimum de dislocations, faible rugosité de l'interface) mais aussi de bonne qualité électrique avec un minimum de pièges et d'impuretés ionisées sur lesquelles la diffusion des électrons serait néfaste pour les propriétés de transport. Dans la plupart des applications HEMTs, la couche Tampon consiste en l'épitaxie d'une couche épaisse de GaN, les conditions de dépôt pouvant varier entre le début (phase de nucléation) et la fin de cette croissance (région du canal) pour la raison expliquée ci-dessus. Ceci est en fait surtout vrai pour l'épitaxie de GaN sur Saphir et dans certains cas pour l'épitaxie de GaN sur SiC. Cependant, pour l'épitaxie de GaN sur Silicium et sur SiC, on a plutôt recours à une étape de nucléation mettant en jeu le dépôt de AlN, suivie de l'épitaxie de GaN.

### *Couche tampon pour GaN sur Silicium :*

La nucléation de AlN sur Silicium par épitaxie par Jets Moléculaires avec l'ammoniac comme précurseur de l'azote a fait l'objet de plusieurs études au laboratoire (travaux de F.Semond [12], thèses de F.Natali [13], A.Lelouarn [14], S.Joblot [15] et de N.Baron [16]).

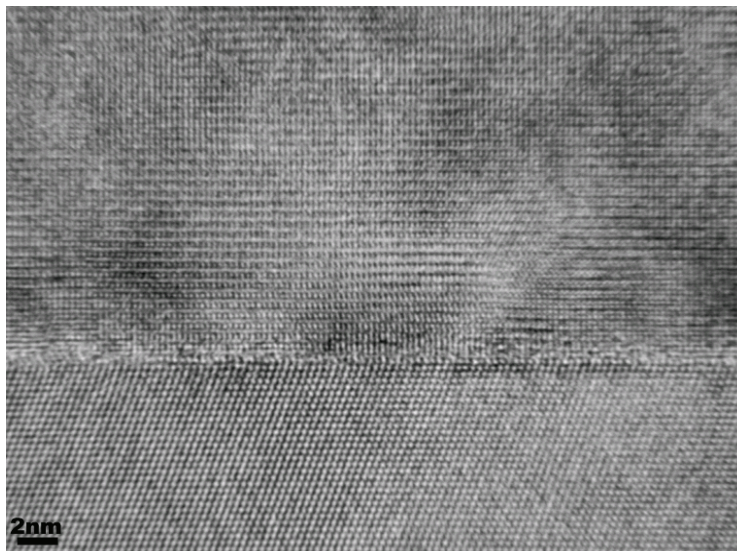


Figure 2 : Image en Haute Résolution par Microscopie Electronique en Transmission de l'interface AlN/Si(111)

Ces études montrent d'une part, l'importance de l'étape d'exposition de la surface de Silicium aux précurseurs  $\text{NH}_3$  et Al, étape qui optimisée permet l'obtention d'un film AlN continu avec une interface abrupte avec le substrat (Figure 2) et comme le montrent les clichés RHEED une relaxation immédiate de la majorité de l'écart de paramètre de maille dès la première monocouche déposée. Cependant cette couche n'en est pas moins de très mauvaise qualité structurale avec des densités de dislocations traversantes de l'ordre de  $10^{11} \text{ cm}^{-2}$ .

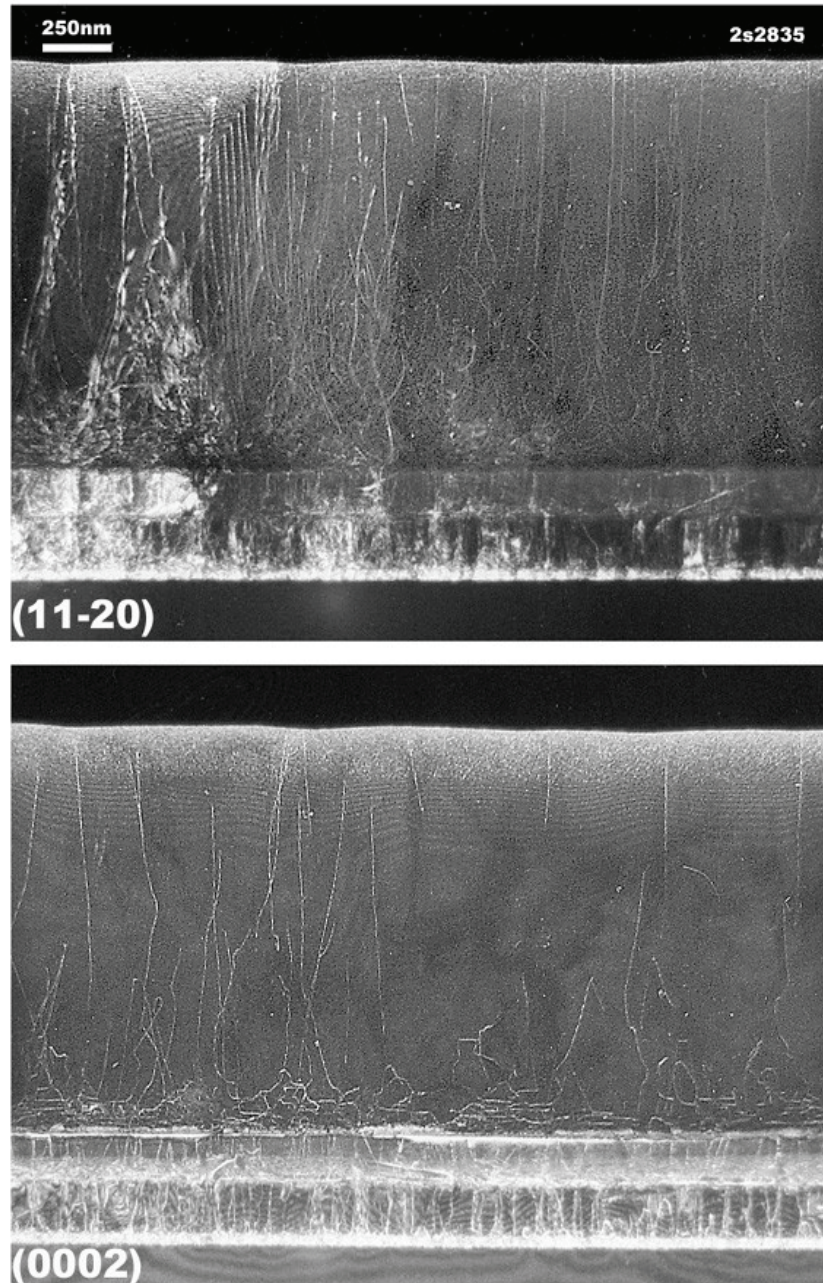


Figure 3: Microscopie Electronique en Transmission de la structure sur Silicium (111) mettant en évidence les dislocations coins et mixtes (haut) et les dislocations vis et mixtes (bas).

Lors de l'épitaxie de GaN sur cette couche de nucléation épaisse de quelques dizaines de nanomètres, on assiste à une élimination rapide d'une partie de ces défauts par interactions



ou courbures (Figure 3) pour rejoindre la limite inférieure de la gamme, soit quelques  $10^{10}$   $\text{cm}^{-2}$  environ. Cette évolution s'accompagne d'une relaxation rapide de la contrainte liée à l'écart de paramètre de maille de 2.5% entre GaN et AlN. Ainsi, comme le montrent des mesures *in situ* de courbure<sup>1</sup> d'échantillons durant la croissance (Figure 4) [17] ou des mesures d'évolution du paramètre de maille au moyen du RHEED [15], il apparaît que la relaxation semble d'autant plus rapide que le nombre de défauts initiaux est élevé. Une conséquence importante de ceci est que dans ces conditions, le GaN atteint un état de contrainte presque nul après dépôt d'un film d'épaisseur inférieure à 0.3 micromètres ; les films GaN étant épitaxiés aux alentours de 800°C, la différence de coefficient d'expansion thermique entre GaN et Silicium, soit  $3 \times 10^{-6}$  /K provoque l'apparition d'une déformation de 0.24% lors du refroidissement des échantillons (effet thermo-élastique), déformation qui s'accompagne d'une contrainte en tension de l'ordre de 1GPa et une accumulation d'énergie élastique suffisante pour dépasser l'énergie critique de fissuration de GaN estimée à 3.8 J/m<sup>2</sup> [18].

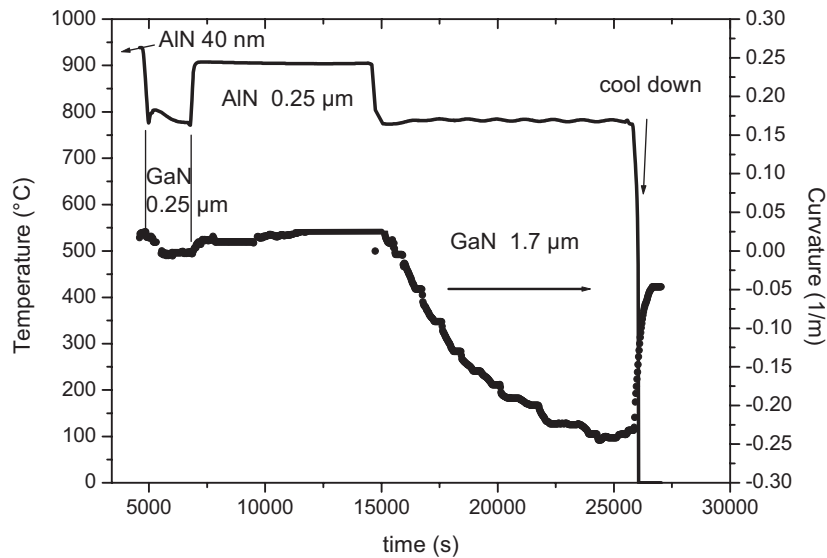


Figure 4 : Mesure *in-situ* de la courbure d'un échantillon durant la croissance AIN/GaN sur Si(111) : on note l'absence d'évolution de la courbure pour la première couche de GaN épaisse de 0.25  $\mu\text{m}$ .

### ***Ingénierie de contrainte sur Silicium***

Nous venons de voir que lors de la croissance d'une première couche GaN sur AlN, certes cette couche relaxe vite la contrainte de désadaptation, mais elle élimine également une partie des dislocations traversantes. Ainsi, l'idée d'ajouter des interfaces entre AlN et GaN peut se montrer efficace pour éliminer des défauts [12][15]. On peut voir sur la Figure 4 que l'ajout d'une couche épaisse AIN (0.25  $\mu\text{m}$ ) à la structure décrite précédemment a un effet notable sur le comportement de la couche épaisse de GaN épitaxiée par-dessus. Ainsi, on peut voir que à la différence de la première couche GaN rapidement relaxée, la courbure de

<sup>1</sup> Ces mesures ont été réalisées dans le cadre d'une collaboration avec la société LAYTEC basée en Allemagne

l'échantillon se développe linéairement à mesure de l'épaisseur déposée avant de commencer à saturer pour une épaisseur de l'ordre de 0.5  $\mu\text{m}$ . De cette courbe on peut donc déduire une relaxation beaucoup plus lente permettant au film GaN de se maintenir dans un état de contrainte compressive suffisante pour compenser la contrainte en tension générée lors du refroidissement (fin de la courbe de la Figure 4) et éviter la fissuration. Sur la Figure 3, on peut voir que le nombre de défauts traversants se trouve réduit au passage des interfaces GaN/AlN et AlN/GaN. On peut également noter que pour la couche épaisse finale de GaN, après les courbures et interactions visibles sur les deux premières centaines de nanomètres déposés, des dislocations peuvent se propager dans l'épaisseur du film avec une certaine inclinaison. Il ne s'agit pas d'un glissement de la dislocation car la direction de l'inclinaison ne correspond pas à celle d'un plan de glissement. Cependant, la comparaison des images de la Figure 3 laisse penser que pour une fraction non négligeable ces dislocations inclinées sont de type coin ou mixte ; il devient alors évident que ces dislocations inclinées avec un vecteur de Burgers possédant une composante dans le plan de croissance peuvent rendre compte de la relaxation lente observée dans la couche épaisse de GaN. Il faut également noter que la cinétique de relaxation dépend des conditions de croissance de GaN : ainsi une croissance à 820°C au lieu de 800°C suffit dans notre cas à provoquer une relaxation bien plus rapide avec pour résultat final la fissuration lors du refroidissement [17], alors que la croissance à 780°C permet de réaliser des couches d'épaisseur supérieures à 2  $\mu\text{m}$  sans fissures et avec une courbure faible à température ambiante, ce qui est un point important pour la réalisation des composants.

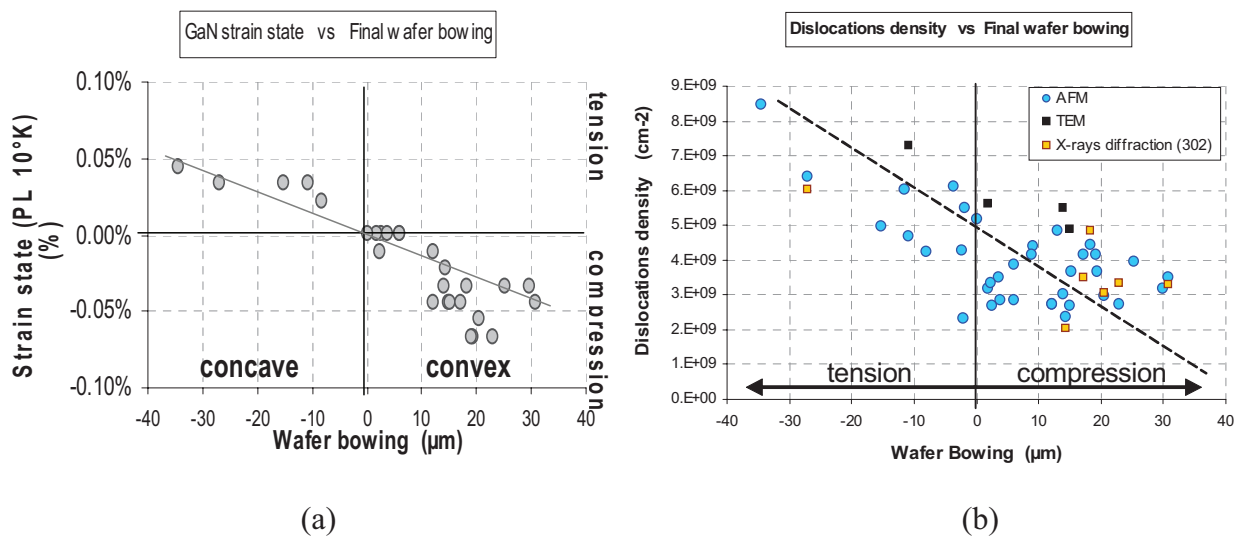
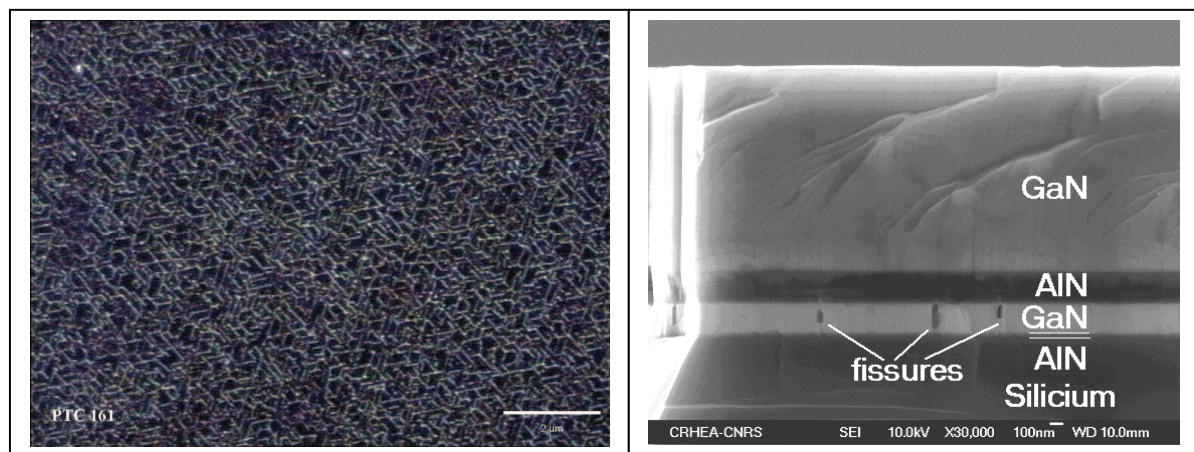


Figure 5 : (a) Corrélation entre flèche et état de contrainte dans des couches GaN épitaxiées sur Si(111) ; (b) Corrélation entre flèche et densité de dislocations traversantes dans GaN sur Si(111)

La corrélation de la courbure finale ou la flèche des échantillons avec leur état de contrainte (Figure 5a), et avec la densité de dislocations traversantes (Figure 5b) est un des premiers résultats de la thèse de Nicolas Baron que j'encadre : cette tendance du ralentissement de la relaxation avec les plus faibles densités de dislocations traversantes confirme les assertions que les inclinaisons de dislocations sont des mécanismes efficaces pour relaxer les contraintes. Enfin, ces inclinaisons sont insuffisantes pour éliminer directement ces défauts par courbure mais peuvent cependant favoriser les interactions avec d'autres dislocations non inclinées et par là même participer à la réduction de leur nombre [19]. Ce comportement de la relaxation est point propre aux Nitrures d'Eléments III qui

crystallisent dans la phase wurtzite. En effet, dans cette phase hexagonale, les dislocations ne possèdent pas de plans de glissement dans la direction de croissance (axe c) ; il en résulte d'une part que les courbures de dislocations sont très limitées et d'autre part, que contrairement aux systèmes cristallins cubiques (structures diamant et sphalérite) les dislocations ne peuvent migrer vers la première interface contrainte pour y relaxer la contrainte. Ainsi, un gradient inversé demeure dans les couches GaN avec le matériau de la partie inférieure davantage en compression que celui en surface. Ce point a pu être vérifié par des mesures de diffraction des rayons X, de photoluminescence et Raman. On trouvera dans la thèse de F.Natali [13] une étude de la qualité cristalline et de la contrainte résiduelle en fonction de l'épaisseur de GaN déposée.

Une dernière conséquence de l'emploi de ces empilements AlN/GaN pour l'ingénierie de contrainte est que des fissures enterrées sont générées dans la couche inférieure dite 'intercalaire' de GaN confinée entre les deux couches AlN (Figure 6). Les études ont montré que tout comme la contrainte, la distance entre ces fissures était dépendante des conditions de nucléation et de croissance des couches.



(a)

(b)

Figure 6: (a) Microscopie optique montrant un réseau de fissures enterrées ; (b) Microscopie Electronique à Balayage montrant les fissures localisées dans la couche GaN intercalaire.

### *Conséquences pour la qualité électrique*

La qualité électrique des couches tampon GaN est fonction de deux paramètres : d'une part les impuretés incorporées issues de la contamination de la surface du substrat et des précurseurs de la croissance ; d'autre part les défauts tels les dislocations qui pour certaines peuvent piéger les charges. Comme le montrent les analyses SIMS réalisées sur ces structures (Figure 7), les dislocations semblent permettre une diffusion du silicium dans les premières dizaines de nanomètres des structures. De même, on peut voir une diffusion limitée de l'aluminium qui agit comme dopant dans le substrat, et ce en raison de la température de nucléation de 650°C. Aussi, bien que diminuant rapidement dans la couche de nucléation, on peut voir ce n'est que après la croissance de la couche épaisse AlN que la contamination oxygène et carbone chute à des valeurs constantes. Ces impuretés Si et O de type donneur dans GaN, et majoritaires par rapport au Carbone de type accepteur, peuvent expliquer le

caractère N du dopage résiduel dans GaN sans avoir à évoquer le rôle éventuel de lacunes de Gallium. Les teneurs relevées par SIMS dans les couches épaisses de GaN déposées par EJM (Table 3) sont dans la gamme  $0.3-1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  pour le Carbone et  $0.8-4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  pour l'Oxygène, alors que la teneur en Silicium est bien plus faible ( $< 5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ). Si ce n'est aux interfaces de reprise de croissance (voir plus loin), les couches GaN réalisées sur des Tremplins présentent les mêmes concentrations en impuretés.

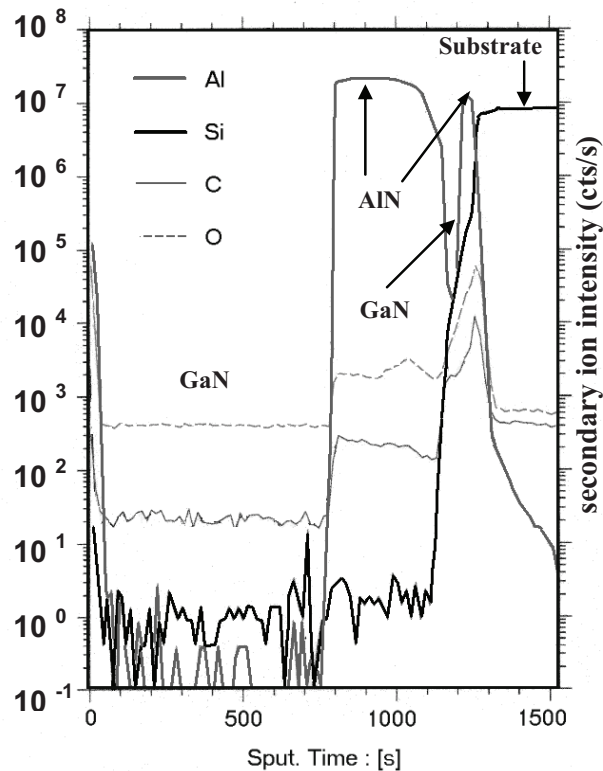


Figure 7: Profil SIMS d'une structure HEMT GaN déposée sur Silicium(111)

Cependant, ces teneurs ne peuvent rendre compte des densités de porteurs résiduels relevées dans les couches GaN ici réalisées sur Silicium. En effet, les mesures capacitives  $C(V)$  montrent une déplétion immédiate dès 0V de couches de GaN épaisses de 1 à 2  $\mu\text{m}$ , ce qui suppose des résiduels inférieurs à  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ . De même, les résiduels calculés par dérivation de la capacité au pincement du canal des HEMTs sur Silicium se trouvent dans la gamme  $1-3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ . Il est clair que les dislocations qui piègent les quelques  $10^{16}$  à  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$  électrons donnés par les impuretés sont responsables de ce nombre de charges faible, et par là même du caractère isolant des couches tampons sur Silicium avec des résistances surfaciques de l'ordre de quelques dizaines de  $\text{M}\Omega/\text{carré}$ . Comme on peut le voir sur la Figure 8, les densités de porteurs résiduelles mesurées par mesures capacitives dans les couches tampons de HEMTs de même que les courants de fuites mesurés dans ces couches sont clairement corrélés avec l'état de contrainte et donc, après ce qui a été dit plus haut, avec le nombre de dislocations.

L'influence des conditions de nucléation sur la qualité cristalline et l'isolation électrique des couches tampon GaN a fait l'objet d'une étude reportée en Annexe de la thèse de A.Lelouarn [14]. De cette étude on peut conclure qu'il existe un compromis consistant à augmenter la part de nitruration du substrat pouvant contribuer à augmenter l'isolation électrique tout en maintenant le nombre de dislocations à une valeur proche  $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-3}$ .

TRT	[O] cm-3	[C] cm-3	[O]/[C]
a375	2.00E+17	7.00E+16	2.86E+00
a383 (*)	1.00E+17	3.00E+16	3.33E+00
a392	1.00E+17	4.00E+16	2.50E+00
a439 (*)	1.70E+17	7.00E+16	2.43E+00
a450 +	6.00E+17	2.00E+17	3.00E+00
a461	1.30E+17	7.00E+16	1.86E+00
a463	1.00E+17	6.00E+16	1.67E+00
ptc019 (*)	1.30E+17	7.00E+16	1.86E+00
ptc039 (*)	1.30E+17	5.00E+16	2.60E+00
ptc041	2.50E+17	1.00E+17	2.50E+00
ptc047	8.00E+16	3.00E+16	2.67E+00
Probion	[O] cm-3	[C] cm-3	[O]/[C]
a644	2.00E+17	4.00E+16	5.00E+00
ptc158	4.00E+17	6.00E+16	6.67E+00
ptc160 (*)	3.50E+17	6.00E+16	5.83E+00
ptc165	3.00E+17	5.00E+16	6.00E+00
ptc173	3.00E+17	5.00E+16	6.00E+00

AlGaIn x=10%

Table 3 : Concentrations en oxygène [O] et carbone [C] déduites des mesures SIMS réalisées par 2 laboratoires (TRT et Probion) dans les couches tampon GaN (exceptée a450+) déposées sur substrats Silicium(111) et Tremplins GaN sur Saphir (\*).

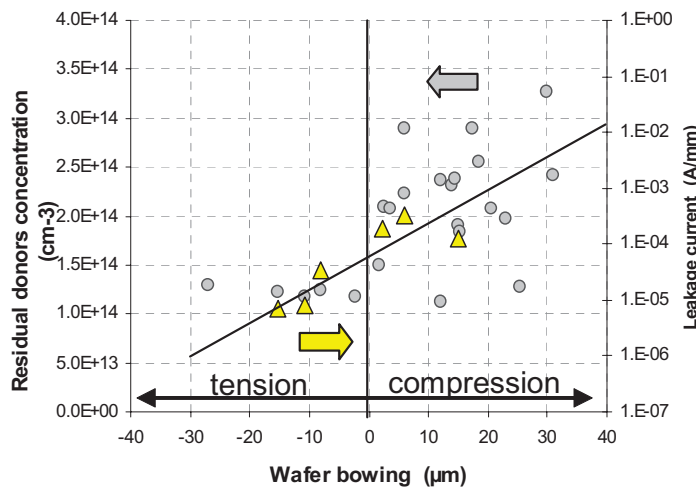


Figure 8 : Corrélation entre flèche et isolation électrique (densités de porteurs, courants de fuite) dans des couches GaN épitaxiées sur Silicium(111)

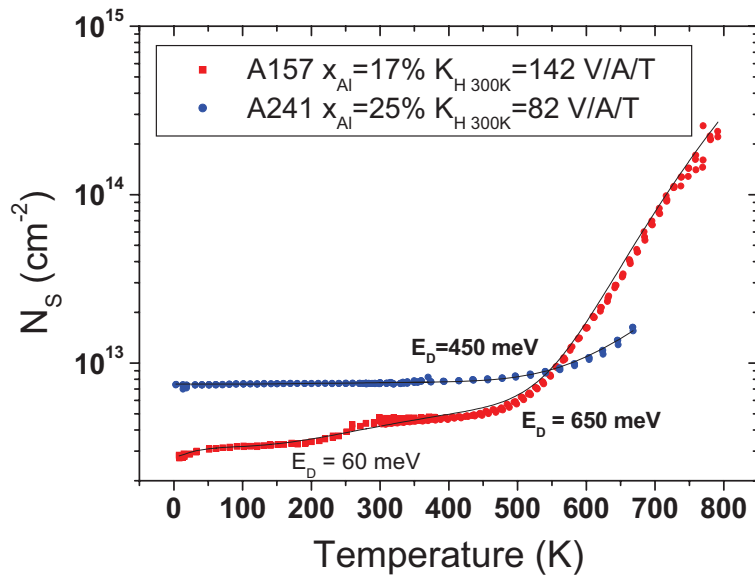


Figure 9: Effet de l'élévation de la température sur la densité de charges dans les structures HEMTs GaN déposées sur Silicium(111) (collaboration avec le groupe d'Etude des Semi-conducteurs à Montpellier),

Cependant, ce caractère isolant s'avère tout à fait relatif à mesure que la température s'élève, fournissant l'énergie suffisante aux électrons pour quitter des niveaux profonds et contribuer à la conduction. Ces niveaux profonds peuvent être introduits par les dislocations (niveaux estimés entre 0.5 et 1 eV sous la bande de conduction) ou par des lacunes d'azote (niveau donneur des lacunes estimé à 250 meV sous la bande de conduction dans GaN). Comme on peut le voir sur la Figure 9, la densité de charges peut augmenter de manière significative à partir de 450 K ce qui constitue une première limite pour le fonctionnement des futurs transistors. L'énergie d'activation déduite des courbes (ici 450 à 650 meV) laisse penser à un donneur profond associé aux dislocations.

Une autre limitation que nous aborderons également dans la partie consacrée aux gaz d'électrons est liée à l'effet des dislocations sur le transport des électrons. Ainsi, en dopant volontairement des couches GaN avec du Silicium, il nous est possible de mesurer par effet Hall la densité de charges et la mobilité correspondante. Le report de ces deux grandeurs sur la Figure 10 montre comment les dislocations peuvent alors limiter la mobilité lorsque les charges sont en nombre insuffisant pour écranter leurs effets [20-21]. Les résultats obtenus confirment que les densités de dislocations sont ici de l'ordre de  $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ .

Une dernière limitation est que ces dislocations introduisent des pièges électriques dans une gamme d'énergie assez étendue comme cela a pu être vérifié par le biais d'une étude DLTS menée avec le Laboratoire d'Etudes des Propriétés Electroniques des Solides [22]. Si les conditions de polarisation d'un composant venaient à peupler ou vider ces pièges on pourrait s'attendre à certaines instabilités dans son comportement. Améliorer l'isolation électrique tout en maintenant une qualité cristalline aussi grande que possible est donc une nécessité pour réaliser des composants performants.



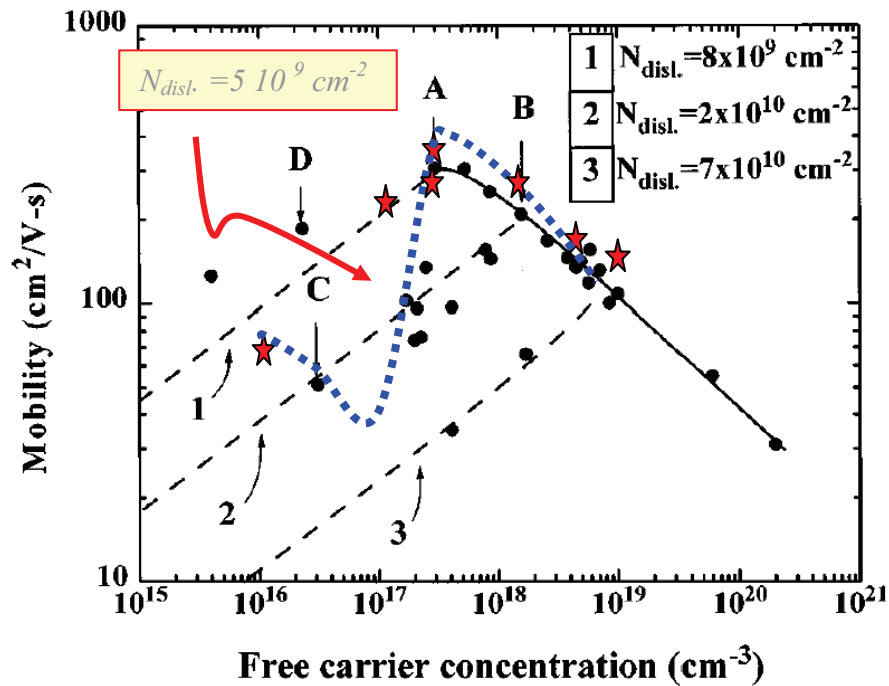


Figure 10: Effet des dislocations sur la mobilité des électrons dans des couches GaN dopées Silicium selon [20] (pointillé fin) et [21] (pointillé épais); les étoiles représentent nos points expérimentaux GaN dopé Si déposé par EJM sur substrat Silicium(111)

#### *Le cas particulier du GaN sur Silicium (001)*

Le Silicium orienté selon l'axe (001) présente une surface à symétrie carrée, ce qui ne favorise pas l'épitaxie du GaN à symétrie hexagonale. De plus, les dimères à la surface du Silicium qui sont orientés selon des directions de type  $\{110\}$  'tournent' de  $90^\circ$  au passage de chaque marche atomique. Ainsi, si l'on imagine que les matériaux AlN et GaN vont 's'accrocher' à la surface selon une orientation déterminée par ces dimères, toute rugosité à la surface du substrat de Silicium va avoir des conséquences néfastes avec la possibilité d'avoir des domaines où AlN et GaN sont 'tournés' de  $30^\circ$  par rapport aux domaines voisins et à leurs frontières un grand nombre de défauts cristallins. Ce problème a été étudié par S. Joblot [15] durant sa thèse que j'ai encadrée. Un premier résultat important est que comme pour l'épitaxie d'autres matériaux comme GaAs, l'utilisation d'un substrat désorienté de  $4^\circ$  selon la direction [110] est nécessaire pour stabiliser des marches de hauteur bi-atomique et ainsi limiter fortement la formation de domaines désorientés. Un second résultat est que, en raison de ces domaines désorientés, un nombre de dislocations traversantes plus élevé en comparaison avec Si(111) est relevé ; en conséquence de ce nombre de défauts plus important, une relaxation plus rapide de la contrainte de GaN déposé sur AlN est également relevée. Cependant, la multiplication des empilements GaN/AlN permet de réduire ce nombre de défauts et observer un ralentissement de la relaxation pour aboutir à une densité de dislocations de  $10^{10} \text{ cm}^{-2}$  pour une épaisseur finale de GaN non fissuré de 800 nm. Ce nombre de défauts est responsable des bonnes propriétés d'isolation électrique de ces structures. Une contrepartie reste cependant la courbure importante des échantillons, environ  $0.4 \text{ m}^{-1}$ , soit des flèches de l'ordre de  $150 \mu\text{m}$  pour des plaques de 50 mm de diamètre.

**Couche tampon AlGaN sur Silicium**

Afin d'améliorer l'isolation électrique des couches tampon, il est intéressant d'évaluer l'utilisation d'un matériau barrière tel que AlGaN en remplacement de GaN. Sur substrat Silicium, cette couche doit également ne pas se fissurer et contenir le minimum de dislocations. Ainsi un compromis avec une teneur en Aluminium de 10% et des épaisseurs comprises entre 1 et 1.5 micromètres nous a paru intéressant à étudier. Ces couches tampon qui présentent des densités de dislocations inférieures à  $9 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  présentent néanmoins des dopages résiduels compris entre  $1.3 \times 10^{14}$  et  $2.5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ , c'est à dire dans la gamme inférieure des dopages relevés dans des couches tampon GaN. Une explication peut tenir dans le fait que comme on peut le voir sur le profil SIMS de la Figure 11, les teneurs en impuretés, notamment en oxygène, se trouvent augmentées aux environs de  $6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  en présence d'Aluminium et montent même au delà de  $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  dans AlN. Comme nous le verrons dans la partie consacrée aux transistors, cette barrière a cependant un effet notable sur le confinement des porteurs.

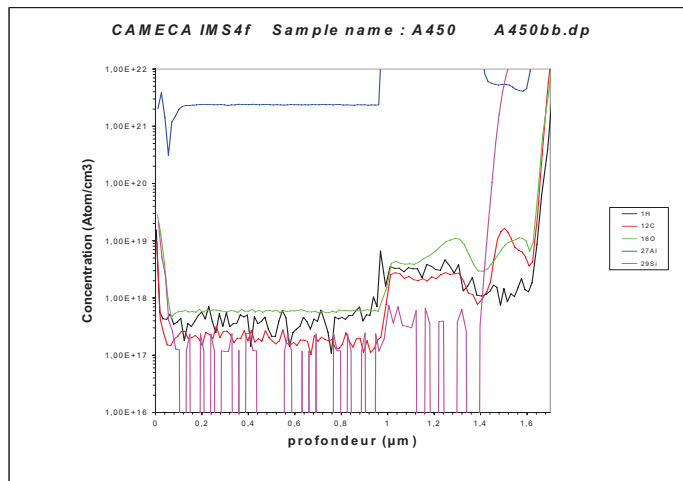


Figure 11: Profil SIMS d'une structure DH-HEMT avec couche tampon AlGaN déposée sur Silicium(111)

**Couche tampon pour GaN sur Carbure de Silicium**

L'étude de la croissance de GaN sur Carbure de Silicium n'a pas été étudiée avec le même effort que celle sur Silicium en raison d'une part, du coût très élevé des substrats, et d'autre part des difficultés rencontrées pour préparer les surfaces de ces échantillons avant l'épitaxie (nombreux défauts, nécessité de températures supérieures à  $1000^\circ\text{C}$  qui endommagent les fours de croissance). Cependant, dans le cadre des contrats EURONIM et DGA N°01 34 050, nous avons étudié des structures similaires à celles déposées sur Silicium(111). Du point de vue structural, il semble que la croissance ne se déroule pas exactement de la même manière que sur Silicium, le désaccord de paramètre de maille entre AlN et SiC, proche de 1%, étant insuffisante pour générer une relaxation immédiatement visible au RHEED ; cependant, comme sur Silicium, l'ajout d'un empilement GaN/AlN sur la couche de nucléation AlN génère un état de déformation accentué de 0.12% en compression qui cette fois ci n'a pas besoins de rester aussi élevé que sur Silicium car le mismatch thermique avec GaN est moindre. Cependant, en dépit d'un désaccord de paramètre de maille



couche de nucléation AlN génère un état de déformation accentué de 0.12% en compression qui cette fois ci n'a pas besoins de rester aussi élevé que sur Silicium car le mismatch thermique avec GaN est moindre. Cependant, en dépit d'un désaccord de paramètre de maille de 3.5% entre GaN et SiC, les densités de dislocations relevées dans ces structures restent élevées ( $\sim 3 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ). Du point de vue électrique, il semble que l'isolation électrique soit conditionnée par la présence de la couche épaisse d'AlN jouant sans doute le rôle de barrière pour les charges (Figure 12).

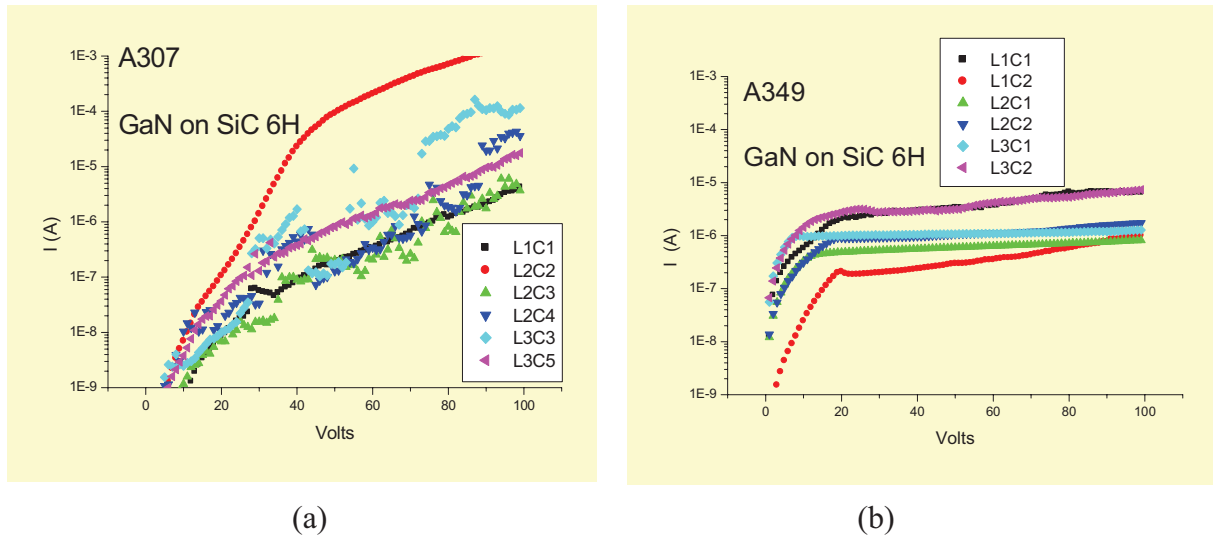


Figure 12: Courants de fuites dans des couches tampon AlN/GaN (a) et AlN/GaN/AlN/GaN (b) déposées sur substrat SiC

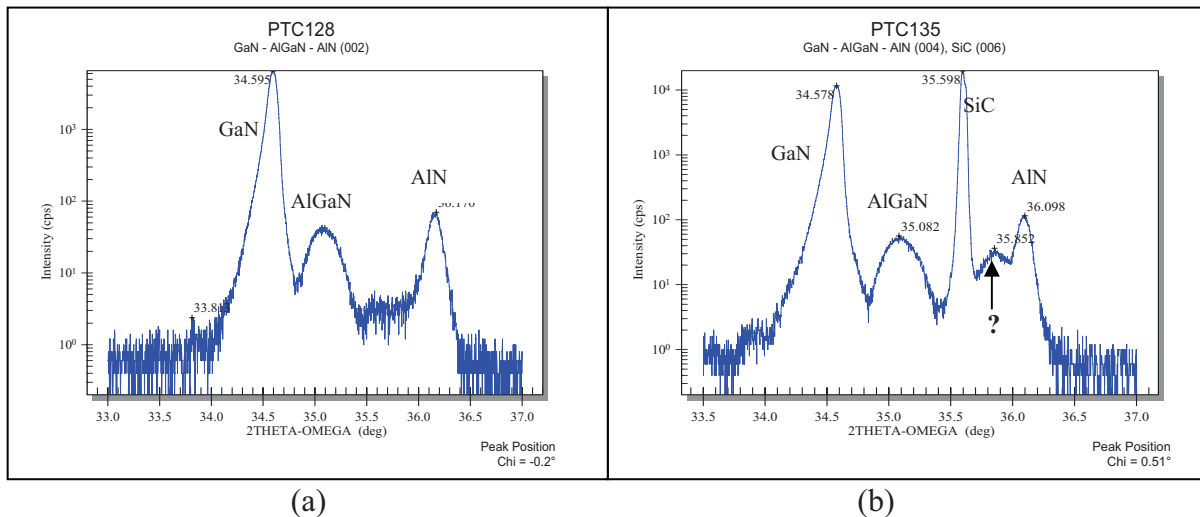


Figure 13: Comparaison de spectres de diffraction  $2\theta-\omega$  autour des raies 004 des structures avec couches tampon AlN/GaN/AlN/GaN sur Silicium(111) (a) et SiC (b).

De plus, une meilleure isolation électrique a été relevée sur les échantillons avec nucléation de la couche AlN à haute température (900-920°C) en comparaison avec une nucléation à 650°C suivie du dépôt à 920°C comme c'est le cas sur substrat de Silicium.

L'explication de ce résultat pourrait tenir dans la nature ou le nombre de défauts générés dans la couche de nucléation, la croissance à haute température devant favoriser la relaxation rapide de la contrainte par génération de dislocations qui comme sur Silicium peuvent alors piéger efficacement les porteurs. La diffraction des rayons X pourrait à ce titre apporter un élément de réponse allant dans ce sens ; en effet, les spectres en  $2\Theta-\omega$  de structures sur SiC montrent un pic supplémentaire par rapport aux structures sur Silicium (Figure 13). Une explication pour ce pic est un état de contrainte différent pour l'une des couches AlN, ou la présence d'un gradient de contrainte/composition à une interface AlN/GaN ou GaN/AlN. On notera de plus l'allure générale très similaire pour les pics GaN et AlGaIn des structures HEMTs réalisées sur les deux substrats ; l'asymétrie du pic GaN témoigne du gradient de contrainte dans la couche tampon.

La difficulté de maîtriser l'isolation électrique par le biais des dislocations a mené certains auteurs à développer des couches tampon à dopage compensé par un élément comme le Zinc [23], le Béryllium [24], le Carbone [25] ou encore le Fer [26].

### Couche tampon sur Tremplin GaN

Déposer par EJM une couche tampon GaN sur un Tremplin de GaN sur Saphir représente une véritable simplification pour la croissance. Pour nos conditions de croissance usuelles ( $T_s \sim 800^\circ\text{C}$ ,  $\text{NH}_3 = 200$  sccm,  $V_c \sim 0.5\text{-}1\mu\text{m/h}$ ) la qualité cristalline des Tremplins se trouve répliquée dans les couches déposées, la contrainte et la densité de dislocations ( $10^8\text{-}10^9\text{ cm}^{-2}$ ) évoluant lentement dans ces couches épaisses de plus de  $3\mu\text{m}$  et relaxées à la température de l'épitaxie. Bien que le substrat de Saphir ne soit pas le meilleur choix pour les transistors de puissance en raison de sa faible conductivité thermique, l'utilisation de Tremplins de GaN assure une meilleure reproductibilité des croissances, ce qui peut aider à la mise au point des zones actives. De plus, ce travail de mise au point pourrait être transféré sur des substrats GaN autosupportés, voire sur des tremplins ou substrats AlN si cette technologie venait à devenir compétitive.

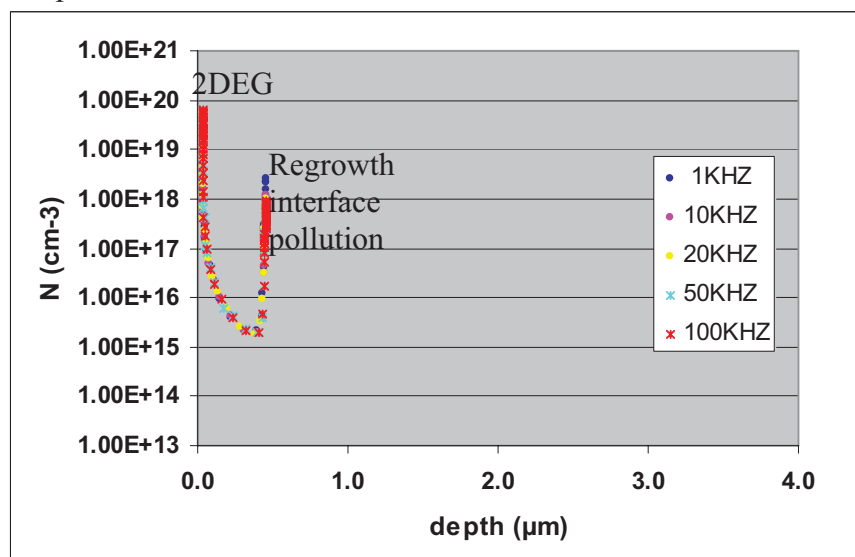


Figure 14: Profil de porteurs résiduels déduit de la mesure C-V dans la structure PTC160 avec une couche tampon GaN  $0.5\mu\text{m}$  déposée sur un Tremplin GaN épais de  $3\mu\text{m}$ .

Cependant, malgré le développement de Tremplins GaN et de couches tampon rendus semi-isolants grâce à l'incorporation d'accepteurs comme le Fer [26-28], le Magnésium, le Zinc [23], le Béryllium [24], ou le Carbone [25,29,30], peu nombreux sont les laboratoires ayant démontré avec succès une reprise de croissance sans avoir recours de nouveau à un dopage avec un accepteur durant la reprise d'épitaxie. En effet, malgré les précautions prises durant la préparation de la surface de GaN avant la reprise de l'épitaxie, une conduction parasite persiste généralement dans les échantillons avec des résistances de quelques milliers d'ohms par carré seulement. L'analyse déduite de la mesure Capacité-Tension (C-V) réalisée sur ces couches laisse clairement apparaître que c'est la région de l'interface de reprise de croissance qui contribue à cette conduction (Fig. 14). Les analyses SIMS (Fig. 15) montrent que ce n'est pas l'oxygène qui est responsable de la conduction, mais le Silicium dont la quantité avoisine ici  $2 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$  et se trouve confirmée par les mesures d'effet Hall. En effet, le Silicium présent en quantité dans l'atmosphère contamine la surface des Tremplins, et forme des liaisons Si-N stables lors du chauffage des échantillons avant reprise d'épitaxie. Le Silicium est un donneur dans GaN, ce qui explique l'origine de la conduction.

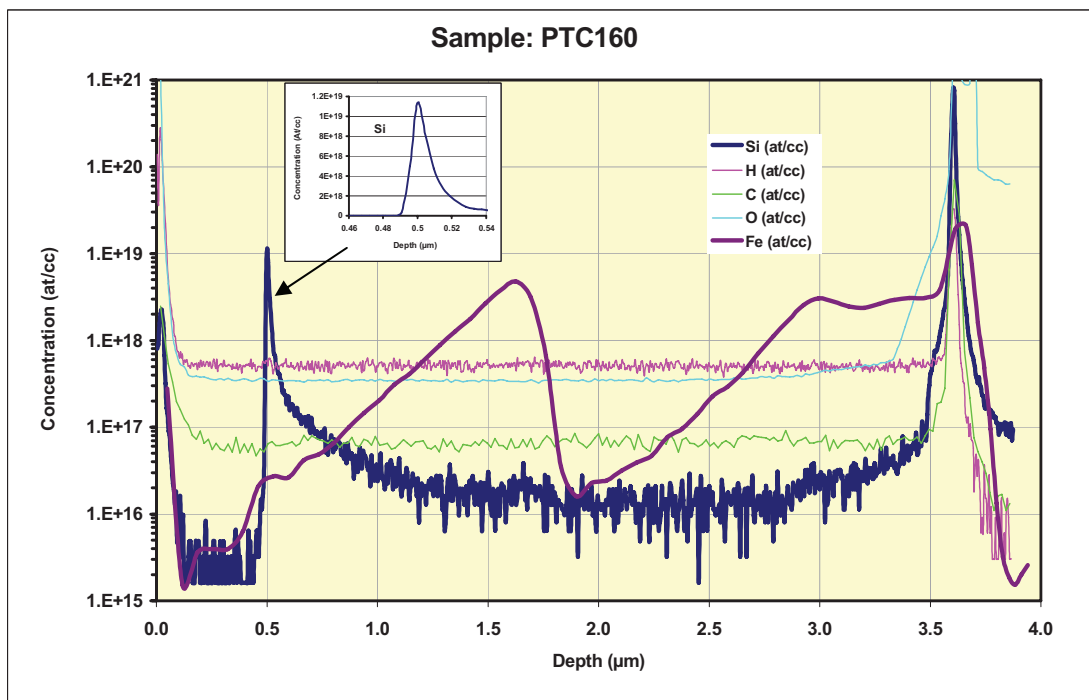


Figure 15: Profil SIMS d'une structure avec croissance d'une couche tampon GaN 0.5 µm sur un Tremplin GaN sur Saphir.

On peut voir sur la Figure 15 que la quantité de Fer présente à l'interface de reprise de croissance n'est que de quelques  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$ , c'est-à-dire bien en deçà de celle du Silicium impossible à compenser dans de telles conditions. La raison en est que le Fer obtenu au moyen du Ferrocène (Bis-cyclopentadienyl de Fer) perturbe sensiblement le front de croissance (effet morphactant) durant la réalisation des Tremplins par MOCVD [31]. Ceci a pour conséquence que l'on préfère généralement un dopage pulsé suivi d'une phase de lissage de la surface à un dopage continu. Il faut signaler que le Fer "atomique" perturbe également la surface de GaN durant la croissance, que ce soit lorsqu'il est obtenu à partir d'une source solide en EJM [28], ou lorsque l'on reprend une croissance de GaN n.i.d sur un Tremplin

dopé Fer. Ainsi, après plusieurs essais de reprise de croissance de GaN sur des Tremplins dopés Fer, nous sommes arrivés à la conclusion qu'il existait bien deux effets antagonistes du Fer, les quantités nécessaires à la compensation de l'interface menant à des couches rugueuses. Le Tableau 4 résume les essais les plus significatifs. On peut y voir que l'interface de reprise de croissance est décelable dans presque tous les cas avec des courants de fuites non négligeables liés à une résistance carré de quelques dizaines de kiloOhms tout au plus sur des tremplins non intentionnellement dopés. L'utilisation d'une couche tampon AlN épaisse de 0.25  $\mu\text{m}$  avant l'épitaxie de GaN (échantillon A397) s'avère relativement efficace pour limiter les effets de la contamination, l'AlN avec sa discontinuité de bande de conduction proche de 2 eV, jouant le rôle de barrière pour les charges. De plus, le grand nombre de dislocations nucléées dans cette couche limite très fortement les propriétés de conduction d'un gaz d'électrons normalement généré à l'interface AlN/GaN. Cependant le prix à payer est une augmentation notable du nombre de dislocations traversantes qui passe alors de  $4 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$  pour le Tremplin GaN épais de  $4 \mu\text{m}$  (Tremplins LUMILOG) à  $3 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ .

sample	Template	h regrown	CV-Hg			leakage		I at 30V
			h CV	Cres	Ndmin	I at 4V	R 4V	
		$\mu\text{m}$	$\mu\text{m}$	F/cm <sup>2</sup>	cm <sup>-3</sup>	mA/mm	$\Omega$	mA/mm
A438	4 $\mu\text{m}$ GaN nid / Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,5	0,42	2,1E-08	4,5E+15	1,94	1,9E+04	15
PTC019	4 $\mu\text{m}$ GaN nid / Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,5	0,48	1,9E-08	5,1E+15	51,76	7,0E+02	388
PTC049	4 $\mu\text{m}$ GaN nid / Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1				32,68	1,1E+03	245
PTC039	4 $\mu\text{m}$ GaN nid / Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2				26,14	1,4E+03	196
A397	4 $\mu\text{m}$ GaN nid / Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.25 $\mu\text{m}$ AlN 1.5 $\mu\text{m}$ GaN	1,52	5,9E-09	5,0E+14	0,11	3,2E+05	0,9
A454	4 $\mu\text{m}$ GaN:Fe(3e19)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,5	0,45	2,0E-08	4,0E+15	47,73	7,6E+02	358
A439	3 $\mu\text{m}$ GaN:Fe(5e18)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,5	0,37	2,5E-08	4,0E+15	0,16	2,2E+05	1,2
PTC160	5 $\mu\text{m}$ GaN:Fe(3e19)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,5	0,48	2,0E-08	1,7E+15	26,67	1,4E+03	200
PTC175	3 $\mu\text{m}$ GaN:Fe(5e18)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,5	0,46	2,1E-08	2,2E+15	2,67	1,4E+04	20
PTC250	0,35silm GaN:(45nm Fe, 90nm nid) on 5.8 $\mu\text{m}$ GaN:Fe(5e18)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,67	1,36	6,70E-09	2,50E+14	3,20E-04	1,14E+08	2,40E-03
PTC253	0,35silm GaN:(FeN, 90 nm nid) on 5.8 $\mu\text{m}$ GaN:Fe(5e18)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,5	9	1,02E-09	3,8E+11	3,07E-07	1,2E+11	2,3E-06
PTC255	0,35silm GaN:(20 nm Fe, 50 nm nid) on 5.8 $\mu\text{m}$ GaN:Fe(5e18)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,1	6,9	1,33E-09	1,7E+12	7,60E-07	4,8E+10	5,7E-06
PTC254	0,35silm GaN:(45nm Fe, 90nm nid) on GaN 0,136 $\mu\text{m}$ /AlN on Si(111) *	1,46 recuit	1,76 2,06	5,84E-09 5,07E-09	9,0E+13 7,4E+13	3,30E-04 1,00E-05	1,1E+08 3,64E+09	2,5E-03 7,50E-05
PTC258	GaN:(FeN, 90 nm nid) on GaN 0,136 $\mu\text{m}$ /AlN on Si(111) *	1,4	1,92	5,4E-09	<2.8E+14	1,1E-05	3,4E+09	8,0E-05

Table 4 : Récapitulatif des structures déposées sur des Tremplins GaN sur Saphir et des propriétés électriques des couches tampon GaN (\* : 0.25  $\mu\text{m}$  AlN / 0.25  $\mu\text{m}$  GaN / 40 nm AlN / Si(111)).

Comme expliqué plus haut, l'utilisation de Tremplins avec un dopage Fer "classique" ne donne guère de résultats (A454 – PTC175), en raison de la trop faible quantité de Fer disponible à leur surface. Pour remédier à cela, nous avons développé un nouveau type de Tremplin faisant appel à un compromis entre rugosité durant la reprise d'épitaxie et compensation de l'interface. Ce concept de dopage Fer sous la surface [32] repose sur un Tremplin semi-isolant classique compensé dans son volume, terminé par une zone de GaN

dopé Fer à une dose de  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$  environ, et couverte par une fine couche de GaN n.i.d. La croissance sur ces nouveaux Tremplins nécessite cependant de prendre certaines précautions durant la préparation des échantillons et le démarrage de la croissance. Le RHEED s'avère être à ce stade un outil efficace pour contrôler ces étapes. L'échantillon PTC250, dopé Fer sur une épaisseur de 45 nm, laisse une quantité de Fer suffisante pour compenser entièrement l'interface contaminée ; cependant, la rugosité importante (nombreux trous) développée à la surface nous a obligé à réduire ce dopage. Ainsi, l'échantillon PTC255 dopé à un niveau environ deux fois plus faible mais avec une épaisseur de GaN n.i.d également plus mince, permet à la fois d'obtenir des propriétés d'isolation impressionnantes (dizaines de GigaOhms) avec une rugosité de moins de 3 nm (rms) et une densité de dislocations traversantes inférieure à  $5 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ . L'échantillon PTC253, dopé selon une variante de dopage planaire (delta doping) avec une dose équivalente de Fer mais une épaisseur de GaN n.i.d de 90 nm produit des résultats encore plus marquants, tant au niveau de la morphologie de la surface (Figure 16) qu'au niveau électrique (Table 4).

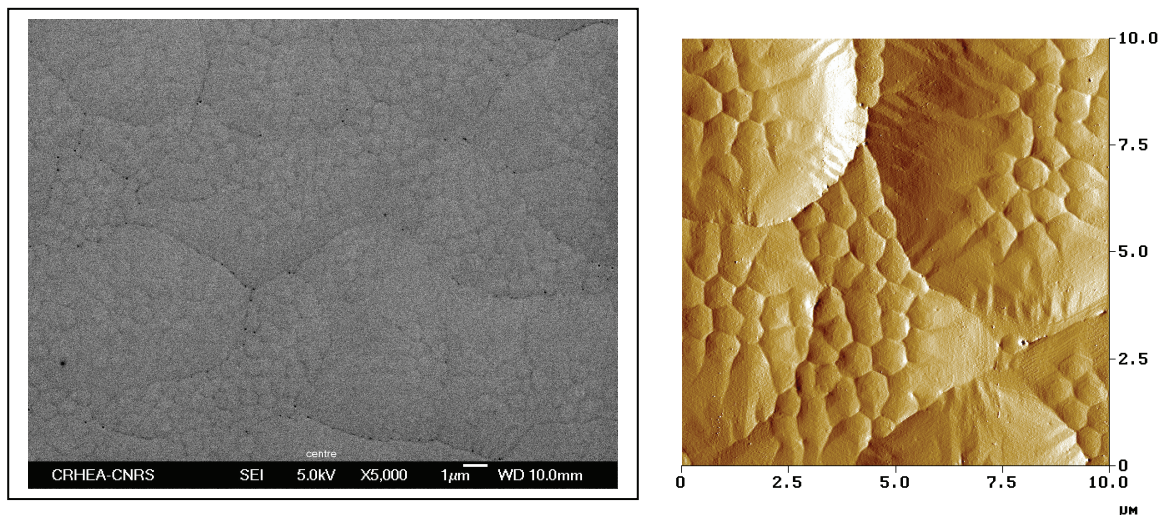


Figure 16: Images par Microscopie Electronique à Balayage (gauche) et Microscopie à Force Atomique (droite) de l'échantillon PTC253 montrant l'effet morphactant du Fer incorporé dans le Tremplin GaN sur Saphir.

Ce concept de dopage Fer proche de la surface semble également fonctionner sur des couches tampon GaN déposées sur Silicium (échantillons PTC254 – PTC258). De plus, sous l'effet d'un recuit à  $1000^\circ\text{C}$  le Fer a suffisamment diffusé pour compenser en partie le dopage résiduel des couches AlN/GaN enterrées, ce qui pourrait être un avantage pour les transistors.

### *Effets liés à l'épaisseur de la couche tampon GaN*

Pour conclure cette partie dédiée aux couches tampon, il nous faut discuter un dernier point qui est celui de l'épaisseur des couches tampon et de ses conséquences dans un contexte de développement de transistors de puissance en hyperfréquences.

Tout d'abord, il faut rappeler que durant la croissance de GaN par EJM, une rugosité de la surface se développe lentement avec une topographie en collines larges de  $1 \mu\text{m}$  et de hauteur moyenne (rms) avoisinant 5 nm (Figure 17.a). La cinétique de développement de cette



rugosité alors dénommée rugosité cinétique ainsi que ses relations avec l'évolution des paramètres structuraux comme les dislocations traversantes ont été étudiées au laboratoire par Franck Natali et Stéphane Vézian [13,33]. Il a également été montré que cette rugosité n'est pas figée et que durant un recuit d'une quinzaine de minutes à 1000°C sous flux d'ammoniac, ce qui se rapproche des conditions d'élaboration par MOCVD, la surface se lissait pour recouvrir une topologie très semblable à celle de couches obtenues par MOCVD (Fig. 17.b), démontrant le faible lien entre cette rugosité et la qualité cristalline finale. Etant donnée la faiblesse des pentes moyennes (de l'ordre du %) liées à la rugosité EJM on peut s'attendre à un effet modeste de cette rugosité sur la mobilité des électrons localisés dans un gaz 2D à une interface AlGaN/GaN. Cependant, comme nous y reviendront dans la partie suivante, les matériaux étant le siège d'une polarisation électrique interne importante, des contraintes locales modulées aux sommets ou aux creux des collines pourraient limiter la mobilité de ces charges. L'utilisation de l'alliage AlGaN à la place de GaN dans les couches tampon réduit la rugosité à partir de concentrations en Aluminium de 10% avec des effets encore plus notables à partir de 20-30% [13], mais avec une qualité cristalline moindre (plus de dislocations).

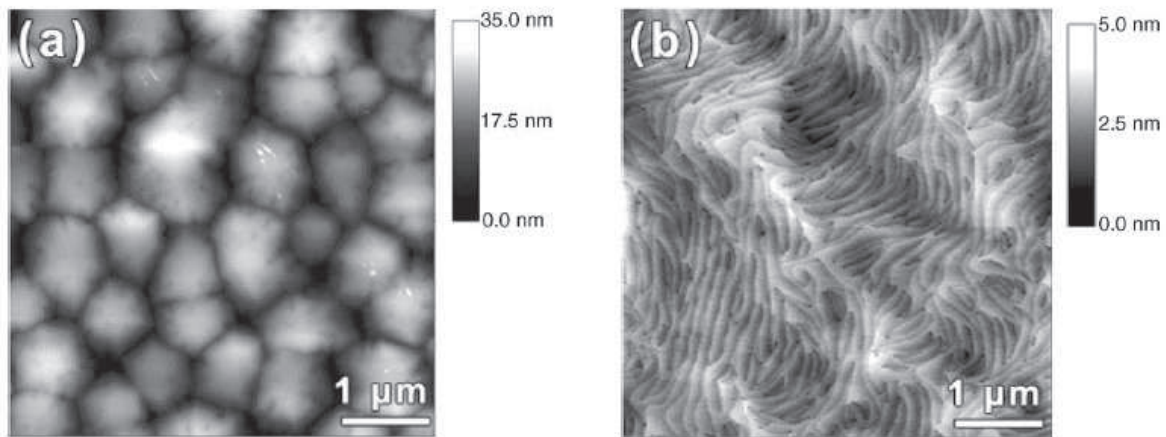


Figure 17: Images de Microscopie à Force Atomique de la surface d'une couche GaN déposée par EJM (gauche) et de la surface du même échantillon recuit 15 min à 1000°C sous flux d'ammoniac (droite) d'après [33].

Le second effet lié à l'épaisseur des couches tampon a déjà en partie été évoqué et concerne d'une part l'amélioration de la qualité cristalline avec l'élimination progressive mais lente de dislocations traversantes, mais avec une contrepartie qui est la relaxation des contraintes de désadaptation. Ceci est un facteur limitant car dans le cas de l'hétéroépitaxie de GaN, les différences de coefficients d'expansion thermique entre GaN et substrat entraînent des contraintes thermiques et donc des courbures finales et des énergies élastiques stockées d'autant plus importantes que les films seront épais, avec d'une part des difficultés pour la réalisation technologique des composants et d'autre part des risques de fissuration des films comme fréquemment évoqué sur Silicium.

Enfin deux autres effets à prendre en compte pour les composants de puissance en hyperfréquences sont les pertes à haute fréquence et la thermique. En effet, comme ce le fut rapidement démontré, toute résistive qu'elle semble l'être, la couche tampon GaN ne peut empêcher un couplage capacitif soit avec le substrat [34], soit avec la couche de nucléation riche en impuretés. Ainsi, avec des couches tampons GaN épaisses de 2 µm déposées sur des substrats Silicium de résistivité supérieure à 10000 Ω.cm, des pertes allant jusqu'à 1 dB/mm ont été mesurées jusqu'à 50 GHz par la méthode TRL (IEMN - Université de Lille).

Augmenter l'épaisseur de la couche tampon semble donc intéressante de ce point de vue. Cependant, l'analyse des expériences sur la dissipation thermique de HEMTs AlGaN/GaN réalisés sur différents substrats comme le Saphir et le Silicium indiquent que la résistance thermique de GaN joue un rôle non négligeable [35] et donc que des couches plus fines pourraient être plus efficaces pour transférer la chaleur dissipée vers le substrat, à moins que, pour certaines topologies, la diffusion latérale de la chaleur ne devienne prépondérante.

Epaisseur de GaN	Rugosité de surface	Qualité cristalline	Courbure	Couplage capacitif	Dissipation thermique
↑	↑	↑ ☺	↑	↓ ☹	↓

Table 5 : Récapitulatif des effets de l'augmentation d'épaisseur de la couche tampon GaN.

### II.3. La barrière AlGaN :

Comme dans toute structure HEMT, la barrière AlGaN permet le confinement des électrons dans un gaz bidimensionnel à l'interface avec GaN. Cependant, la discontinuité de bande de conduction dans ces hétérostructures (typiquement inférieure à 0.5 eV) ne permet pas d'expliquer le confinement d'un nombre de charges avoisinant  $10^{13} \text{ cm}^{-2}$ . Pour expliquer ce confinement, il faut évoquer une propriété fondamentale des nitrures d'éléments III cristallisés dans la phase hexagonale (wurtzite) qui est la polarisation électrique. En effet, dans cette maille hexagonale qui n'est pas centrosymétrique, les nuages électroniques sont décalés vers les atomes N fortement électronégatifs et les atomes III et N se trouvent alors positionnés d'une manière telle qu'un champ électrique interne réside dans le cristal et se trouve orienté selon l'axe c (axe [0001]). On parle alors de polarisation spontanée. Le sens du champ est déterminé par celui de la succession des plans les plus proches d'éléments III et d'azote (Figure 18) : il est orienté vers le bas pour un cristal [0001], c'est-à-dire un cristal avec le plan Gallium terminant la séquence des plans les plus proches et pour lequel on parle de polarité Gallium. (Figure 18-gauche).

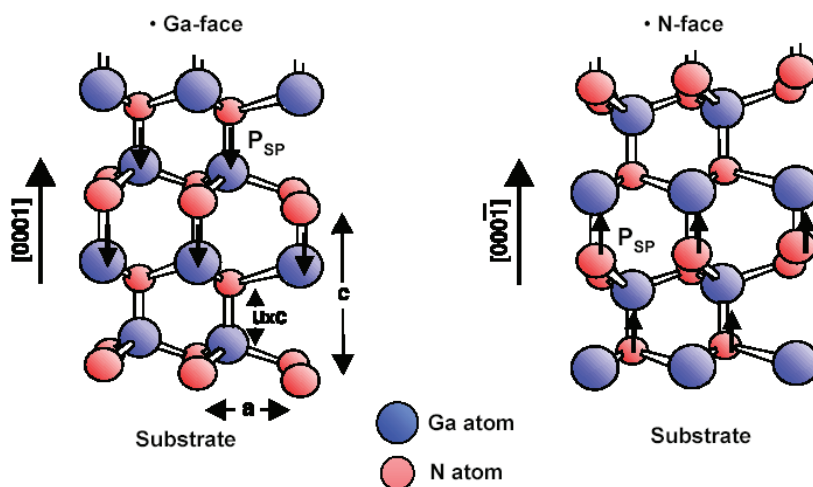


Figure 18: Schéma des deux polarités possibles (Ga et N) pour le binaire GaN dans la phase wurtzite.

Sur certains substrats comme le Saphir, le matériau GaN peut être épitaxié avec l'orientation [0001] (polarité Ga) ou [000-1] (polarité Azote) et cela selon les conditions de nucléation (nituration ou non du substrat) [36].

### Polarisation interne dans les hétérostructures AlGaN/GaN

Le champ de polarisation se traduit par la présence de charges dites de polarisation sur les faces supérieures et inférieures du cristal, ou encore aux interfaces dans le cas d'hétérostructures [36,37]. Une déformation de la maille du cristal, comme celle qui peut être générée par une croissance pseudomorphique de AlGaN sur GaN engendre un déplacement des atomes non seulement dans le plan de la croissance, mais également selon la direction  $c$  : celui-ci génère à son tour un champ de polarisation supplémentaire dit piézoélectrique [37], dont l'effet va renforcer ou affaiblir l'effet de la polarisation spontanée et cela selon le signe de la déformation et l'orientation initiale de la maille. Ainsi, comme on peut le voir sur la Figure 19 dans le cas d'une structure HEMT typique, la polarisation spontanée dans AlGaN est orientée dans le même sens que celle dans GaN, les deux matériaux possédant la même structure et orientation cristalline. La couche GaN épaisse est supposée non contrainte alors que la couche AlGaN de paramètre de maille plus petit dans le plan de croissance subit une déformation en extension dans ce plan pour assurer la continuité cristalline, et en réponse de laquelle les atomes se rapprochent dans la direction de croissance. Il s'ensuit qu'une polarisation piézoélectrique apparaît dans AlGaN et son effet s'ajoute à celui de la polarisation spontanée.

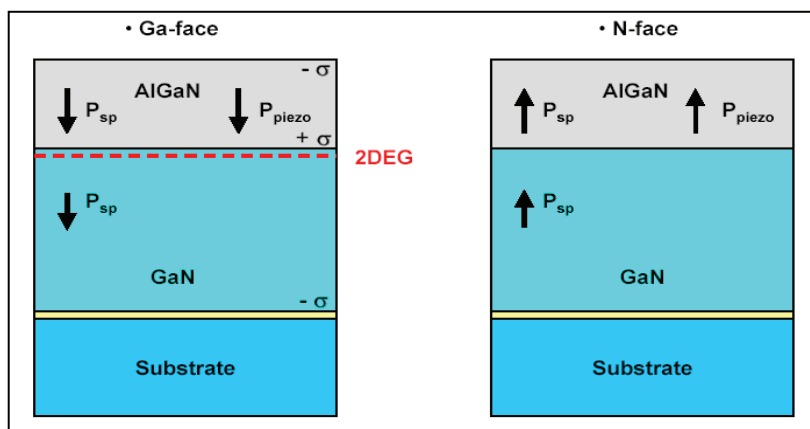


Figure 19: Schéma représentant l'orientation des polarisations spontanées et piézoélectriques pour les deux polarités possibles (Ga et N) pour des hétérostructures AlGaN/GaN.

Il s'ensuit qu'à l'interface AlGaN/GaN apparaît une différence de polarisation :

$$\Delta P = P_{\text{AlGaN}}^{\text{SP}} + P_{\text{AlGaN}}^{\text{PZ}} - P_{\text{GaN}}^{\text{SP}} \quad (1)$$

Les polarisations spontanées des matériaux binaires sont assez bien connues et l'on trouve généralement les valeurs suivantes dans la littérature [37] :



$$P_{\text{GaN}}^{\text{SP}} = -0,029 \text{ C/m}^2 \text{ et } P_{\text{AlN}}^{\text{SP}} = -0,081 \text{ C/m}^2. \quad (2)$$

La polarisation spontanée dans l'AlGaIn est calculée par une loi de Vegard à partir des données de celle de GaN et AlN. La polarisation piézoélectrique dans la couche AlGaIn est directement liée à l'état de contrainte de celle-ci et peut s'exprimer par l'équation suivante [38] :

$$P_{\text{AlGaIn}}^{\text{PZ}} = 2 \cdot \frac{a - a_0}{a_0} \cdot (e_{31} - e_{33} \cdot \frac{C_{13}}{C_{33}}) \quad (3)$$

où les  $e_{ij}$  et  $C_{ij}$  représentent les coefficients piézoélectriques et rigidité élastique respectivement, et  $a$ ,  $a_0$  les paramètres de maille de GaN et AlGaIn respectivement.

Grandeurs Physiques	GaN	AlN	Référence
$a$ (Å)	3,189	3,112	
$e_{31}$ (C/m <sup>2</sup> )	-0,49 / -0,32	-0,60 / -0,38	[37] / [39]
$e_{33}$ (C/m <sup>2</sup> )	0,73 / 0,63	1,46 / 1,29	[37] / [39]
$C_{13}$ (Gpa)	103 / 104	108 / 112	[37] / [39]
$C_{33}$ (Gpa)	405 / 376	373 / 383	[37] / [39]

Table 6 : Récapitulatif des paramètres  $a$ ,  $e_{ij}$ , et  $C_{ij}$  pour GaN et AlN.

Les paramètres  $e_{ij}$ ,  $C_{ij}$  et  $a$  pour l'AlGaIn sont également calculés en utilisant une loi de Vegard à partir des paramètres des binaires donnés dans le tableau 6. Aux polarisations correspondent des densités de charges  $D$  :

$$D = \left| \frac{\sigma}{q} \right| = \left| \frac{\Delta P}{q} \right| \quad (4)$$

### Formation du gaz bidimensionnel d'électrons

Ainsi, des charges de polarisation positives avec des densités de l'ordre  $10^{13} \text{ cm}^{-2}$  pour des teneurs en Aluminium de 20% environ apparaissent à l'interface AlGaIn/GaN ; ces charges participent efficacement au confinement des électrons qui vont former un gaz bidimensionnel dans GaN. Comme dans tout HEMT, les électrons peuvent être transférés depuis la couche barrière dopée (par exemple avec le Silicium comme donneur). Cependant, il est vite apparu que même en l'absence de dopage intentionnel de la barrière, des densités de charges élevées étaient confinées. Des dopages résiduels de quelques  $10^{18} \text{ cm}^{-3}$  dans la couche barrière épaisse de moins de 30 nm seraient nécessaires pour rendre compte de ce résultat ; cependant, la mise en évidence d'impuretés dans les couches fines de surface s'avère

compliquée, en raison des contaminations de surface faussant souvent l'analyse SIMS. Cependant, l'analyse SIMS de couches AlGaN enterrées permet une évaluation des contaminations. Ainsi, comme on peut le voir sur la Figure 11, une teneur en oxygène de  $6 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  est relevée dans la couche tampon AlGaN avec 10% d'aluminium. Cette teneur sature à  $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  à la fin de la couche épaisse AlN. L'analyse d'autres couches semble indiquer des teneurs de l'ordre de  $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  dans un alliage AlGaN avec 20% d'aluminium, ce qui confirme l'efficacité de l'incorporation de l'oxygène en présence d'aluminium. Le dopage intentionnel dans la barrière semble cependant ne contribuer qu'en partie à la formation du gaz d'électrons [40,41] et l'observation d'un blocage du niveau de Fermi à environ 1.4 à 1.6 eV [42,43] sous la bande de conduction de la barrière AlGaN a conduit certains auteurs à évoquer la présence de niveaux donneurs en surface [44], ou qui se comportent comme tels sous la surface [45].

La Figure 20 représente la structure de bande d'une hétérostructure AlGaN/GaN dans un cas idéal (dopage résiduel faible). Les bandes se trouvent fortement inclinées en raison des champs de polarisation interne. Lorsque la barrière devient suffisamment épaisse, la bande de valence peut croiser le niveau de Fermi ; près de la surface, des électrons peuvent alors être transférés depuis la bande de valence vers la région de plus basse énergie de la bande de conduction pour donner naissance au gaz d'électrons (2DEG=gaz 2D) à l'interface. Il en résulte également une charge positive à la surface.

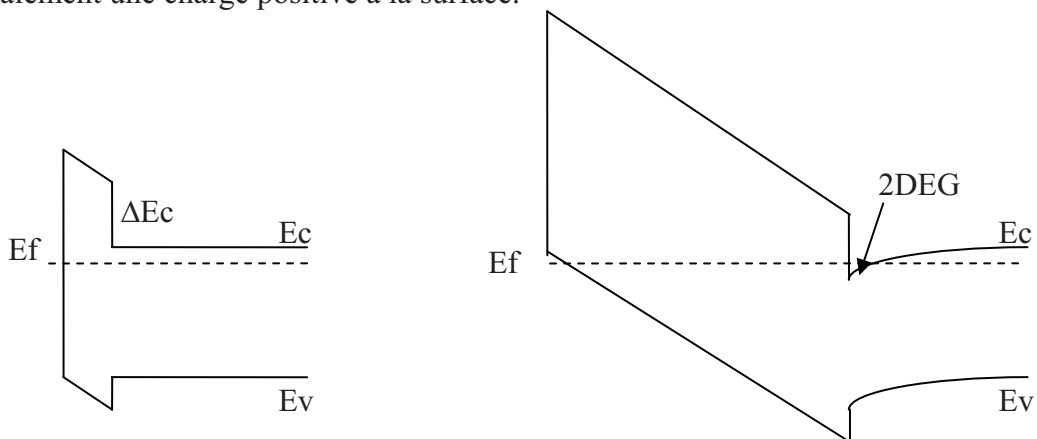


Figure 20: Schéma représentant la formation du gaz d'électrons dans un cas idéal.

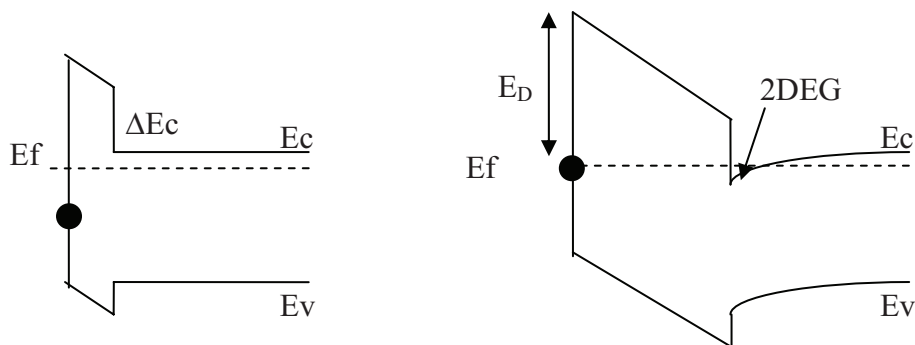


Figure 21: Schéma représentant la formation du gaz d'électrons en présence d'états donneurs en surface.

La figure 21 représente la formation du gaz d'électrons en présence d'états donneurs en surface. Comparé avec le précédent mécanisme, il est clair que le gaz d'électrons apparaît pour des épaisseurs d'autant plus faibles que la position en énergie du niveau donneur sera proche de la bande de conduction et donc que  $E_D$  sera faible.

Les calculs simplistes développés à partir de ce modèle [44] ne rendent cependant pas complètement compte de l'évolution de la densité de charges dans le gaz d'électrons avec les structures (compositions, épaisseurs), de même que d'autres modèles purement électrostatiques basés sur un équilibre des charges de polarisation et des charges libres dans la structure [46]. Comme nous le verrons ci-après, une formulation plus élaborée permet néanmoins de le faire.

Avant de passer à la description de cette formulation, il nous faut terminer la discussion sur l'origine des charges, probablement liées à la barrière dans son volume et ou à sa surface. En effet, la dernière source d'électrons, la couche tampon présente des dopages résiduels estimés inférieurs à  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$  ce qui est trop faible pour fournir suffisamment de charges pour alimenter le gaz d'électrons.

### *La couche supérieure de Ga<sub>N</sub>*

Pour conclure sur les différents éléments d'une structure HEMT et leurs effets, il nous faut parler de la couche Ga<sub>N</sub> de surface (cap layer Ga<sub>N</sub>). L'ajout d'une couche supérieure de Ga<sub>N</sub> peut servir de protection lors des étapes technologiques, la surface subissant des dépôts de résines, l'utilisation de révélateurs chimiques, ainsi que le recuit de contact ohmique. Aussi, la présence de Ga<sub>N</sub> à la place de AlGa<sub>N</sub> peut limiter l'oxydation en surface et limiter les problèmes d'inhomogénéité de la surface responsables d'une diminution de la hauteur moyenne de la barrière de potentiel des contacts Schottky des grilles [47]. De plus, grâce aux champs de polarisation présent à l'interface Ga<sub>N</sub>/AlGa<sub>N</sub> supérieure (Figure 22), la hauteur effective de la barrière  $\Phi_{eff}^b$  se trouve augmentée par rapport à celle de référence et résulte dans une diminution des courants de fuites par effet tunnel [48].

La valeur de  $\Phi_{AlGaN}^b$  est généralement tirée de la littérature, ou de l'expérience. Aussi certains auteurs utilisent la relation empirique [36,49] pour AlGa<sub>N</sub>:

$$\Phi_{AlGaN}^b = (0.84 + 1.3 x) \text{ eV} \quad (5)$$

alors que

$$\phi_{eff}^b = \Delta E_C + \frac{d_{GaN} \cdot N_s}{\epsilon_{GaN}} + \phi_{GaN}^b \quad (6)$$

$\Delta E_C$  représentant la discontinuité de bande de conduction

$\phi_{GaN}^b$  la hauteur de barrière Schottky pour Ga<sub>N</sub>

$d_{GaN}$  l'épaisseur du cap Ga<sub>N</sub>

$N_s$  la densité de charges dans le gaz d'électrons

De la Figure 22, on peut déduire l'égalité suivante qui relie la position du niveau de Fermi aux paramètres de la structure et aux charges électriques :

$$\Delta E_C + \frac{d_{GaN} \cdot N_s}{\epsilon_{GaN}} + \phi_{GaN}^b = \frac{(\sigma/q) - N_s}{\epsilon_{AlGaN}} \cdot d_{AlGaN} + \Delta E_C - EF \quad (7)$$

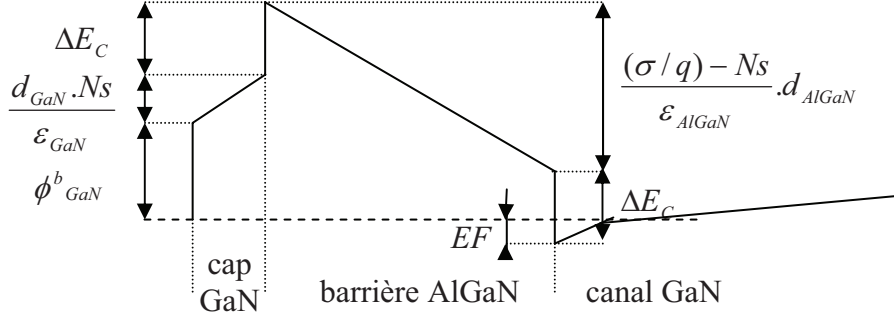


Figure 22: Schéma représentant la bande de conduction d'une structure HEMT AlGaN/GaN avec une couche supérieure de GaN

Enfin, les conditions aux limites côté couche tampon ont également leur importance. Ainsi certains auteurs ont suggéré de prendre en compte une hauteur de barrière de potentiel  $\phi_{buffer}$  de l'ordre de 1eV [46], qui correspondrait au blocage du niveau de Fermi par des défauts dans la région inférieure de la structure (interface avec le substrat par exemple). L'équation (7) se retrouve alors formulée comme suit:

$$V_{th} = \phi_{eff}^b - \Delta E_C - \frac{q \cdot N_D \cdot d_{AlGaN}^2}{2 \cdot \epsilon_{AlGaN}} - \sigma \cdot \frac{d_{AlGaN}}{\epsilon_{AlGaN}} + \phi_{buffer} \cdot \left(1 + \frac{d_{AlGaN} \cdot \epsilon_{GaN}}{d_{buffer} \cdot \epsilon_{AlGaN}}\right) \quad (8)$$

Pour résoudre les équations (7) ou (8), il faut une équation supplémentaire reliant par exemple la position du niveau de Fermi  $E_F$  à la densité de charges  $N_s$  dans le gaz d'électrons [50,51] ou faire un calcul complet de résolution des équations de Schrödinger et de Poisson [52].

Le développement de tels calculs a été réalisé au laboratoire par Maxime Hugues (stages de Maîtrise [53] et de Mastère Recherche) et par Philippe Lorenzini [2]. Comme on peut le voir sur la Figure 23, l'utilisation d'une formulation assez simple combinant l'équation (8) et celles tirées de [51] permet de rendre compte de l'évolution du nombre de charges dans le gaz d'électrons en fonction de la quantité d'aluminium dans la barrière AlGaN. Il semble donc que lorsque les structures sont de qualité suffisante ou au moins comparable, la densité de charges obéisse à une seule et même loi.

Il faut également noter que la charge de polarisation présente à l'interface AlGaN/GaN est pour moitié environ due à la composante piézoélectrique dans AlGaN. Aussi, si une couche tampon GaN ne se trouve pas complètement relaxée de toutes contraintes (par exemple à cause des effets thermo-élastiques cités précédemment, cette dernière peut présenter également une charge de polarisation piézo-électrique qui s'ajoute à sa charge de polarisation spontanée à l'interface avec AlGaN. De plus, si la couche AlGaN épitaxiée est

pseudomorphique avec GaN, c'est la charge de polarisation piézo-électrique dans AlGaN qui se trouve alors modifiée d'une quantité de même signe et d'une valeur dépendante de la quantité d'aluminium. Le bilan de ceci est que la contrainte résiduelle dans une couche tampon GaN n'engendre qu'une faible variation de  $N_s$ , de l'ordre de  $0.8 \times 10^{12}$  charges par  $\text{cm}^2$  pour 0.1% de déformation dans le plan de croissance [50].

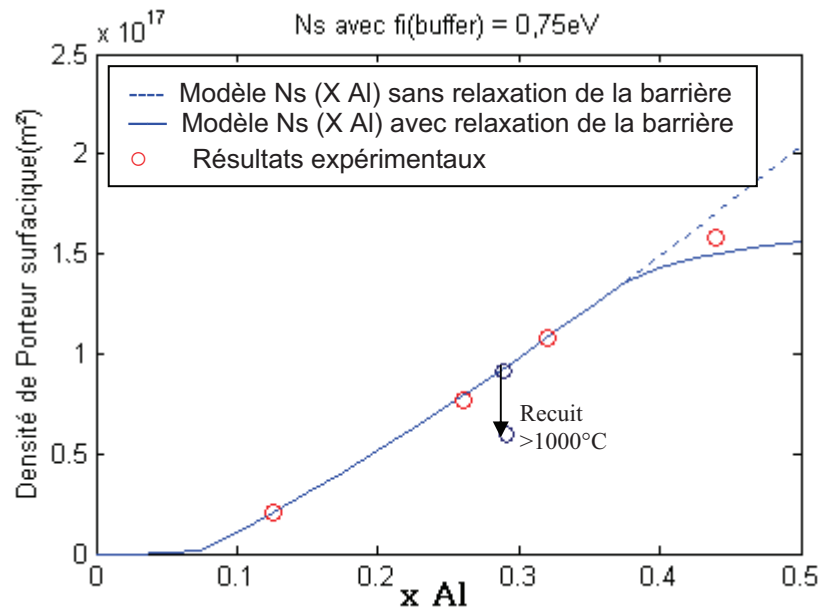


Figure 23: Densité de porteurs en fonction de la fraction molaire en aluminium dans la barrière AlGaN de la structure HEMT [53].

Cependant, il ne faut pas confondre cet effet avec la relaxation dans la barrière AlGaN qui elle, au contraire, a des conséquences notables sur la densité de charges de polarisation piézo-électrique et la densité de charges confinées dans le gaz d'électrons. Ainsi, une relaxation, même partielle de la contrainte de désadaptation entre AlGaN et GaN diminue la charge de polarisation à l'interface et donc le nombre de charges dans le gaz d'électrons. Différents auteurs ont étudié ce phénomène [38,54-56]. En particulier, pour une épaisseur de barrière de 30 nm, Ambacher [38] a construit un modèle permettant d'estimer le taux de relaxation à partir de compositions en aluminium supérieures à 38%. Ce calcul a été utilisé pour tracer la courbe de la Figure 23 pour ces compositions. Ainsi d'après ce calcul, il y a un risque pour qu'une couche de composition  $x=45\%$  soit en partie relaxée, ceci dépendant de son épaisseur mais aussi de ses conditions d'élaboration. Pour illustrer ceci, la Figure 24.a montre la morphologie de la surface d'une structure HEMT dont la barrière déposée à plus de  $1000^\circ\text{C}$  par MOCVD a relaxé. Des sillons ont été générés et sont responsables de modulations de contraintes importantes. De la même manière, une structure élaborée par EJM à  $800^\circ\text{C}$  et présentant une morphologie standard analogue à celle de la Figure 17-gauche, peut relaxer durant un recuit à plus de  $1000^\circ\text{C}$  (Figure 24.b) avec pour conséquence une diminution de plus de 30% de la densité de charges dans le gaz d'électrons (Figure.23) avec des morphologies de surface très semblables à celles reportées pour des structures réalisées par MOCVD [57].



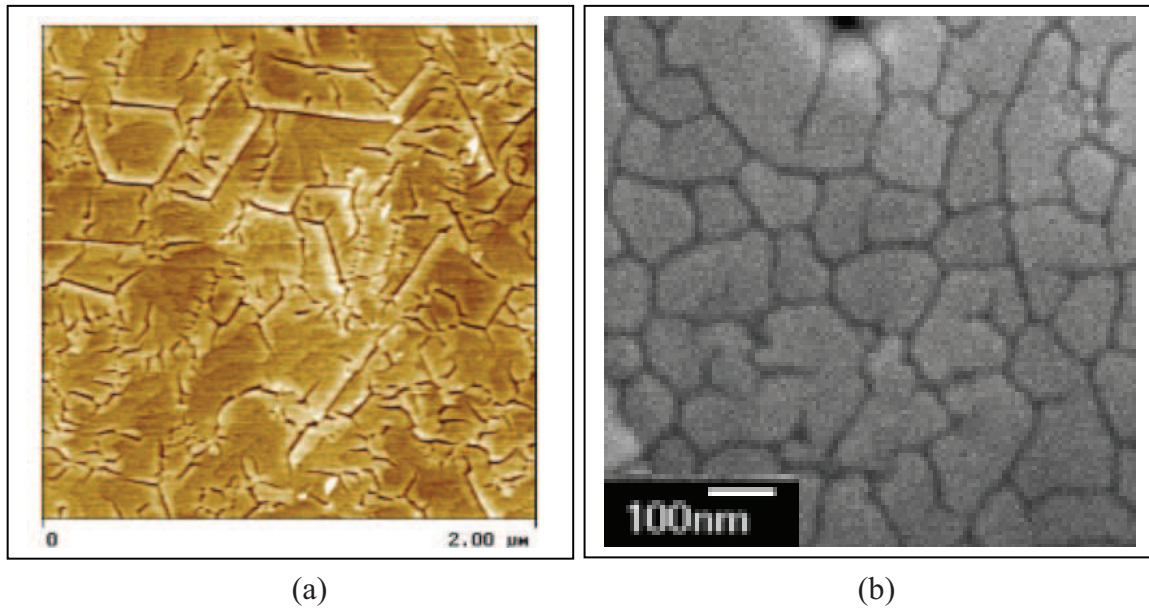


Figure 24: (a) Image par Microscopie à Force Atomique de la surface d'une structure HEMT dont la barrière déposée à plus de 1000°C par MOCVD a relaxé ; (b) Image par Microscopie Electronique à Balayage de la surface d'une structure élaborée par EJM à 800°C et relaxé durant un recuit à 1000°C.

Une autre manière d'étudier l'effet des contraintes a été de soumettre des échantillons HEMTs à une pression hydrostatique (collaboration avec le groupe d'Etude des Semi-conducteurs à Montpellier); ainsi, on a pu voir que la densité de charges dans le gaz d'électrons augmentait linéairement avec la pression hydrostatique jusqu'à 1.1 GPa au moins, et ce avec une sensibilité de  $0.4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  par GPa dans des structures présentant des densités initiales allant de  $4.8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  à  $7.4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  et cette évolution s'accompagne d'une diminution notable de la mobilité (18% à 300K) [58].

### *La couche espaceur AlN*

Comme nous le verrons plus loin, les fluctuations de potentiel dans la barrière AlGaIn conditionnent la mobilité dans le gaz d'électrons. En effet, les fluctuations liées au désordre d'alliage et celles de la contrainte qui l'accompagne se traduit par des fluctuations de polarisation agissant comme des centres diffuseurs pour les charges. La simulation Schrödinger-Poisson [52] Figure 25.a montre que la discontinuité de bande de conduction produite par une couche AlGaIn avec une teneur en aluminium de l'ordre de 30% ne suffit pas pour empêcher les charges de pénétrer dans la barrière où elles sondent ces fluctuations.

L'insertion d'un espaceur AlN à l'interface entre AlGaIn et GaN réduit fortement la pénétration des électrons dans la barrière (Figure 25.b) qui plus est, se trouve dans cette région constituée d'un matériau binaire avec pour conséquence prévisible une amélioration de la mobilité. Ceci a d'ailleurs a mené certains auteurs à proposer des hétérostructures HEMTs AlN/GaN[59] ou AlGaIn/GaN/AlN/GaN [60], ou encore de remplacer l'alliage AlGaIn par un structure digitale n x ( h1 AlN / h2 GaN ) [61].

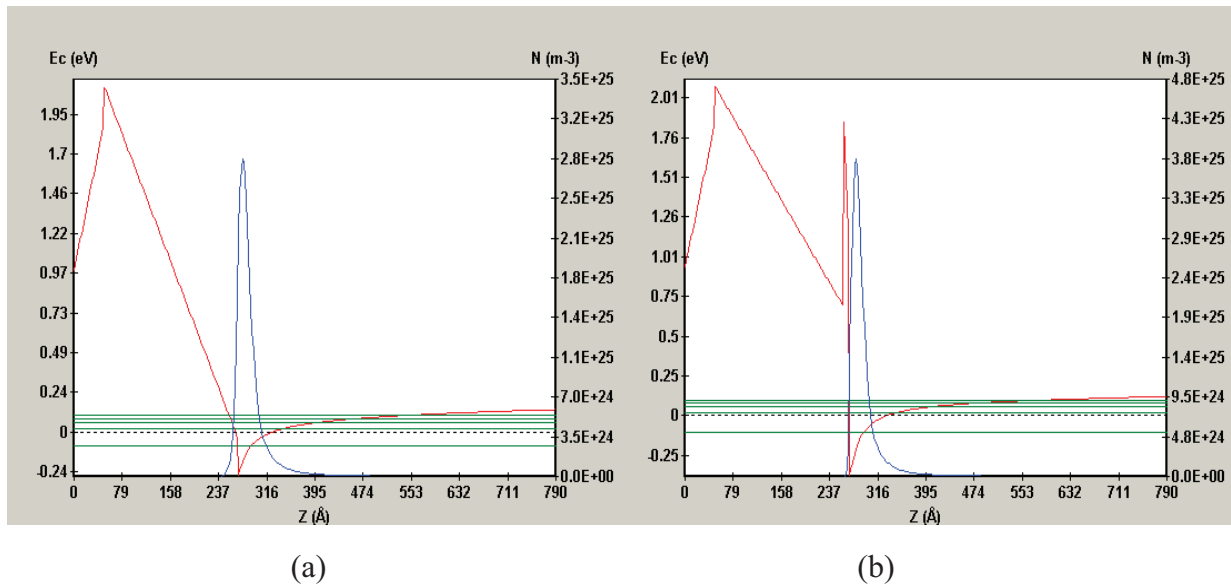


Figure 25: Simulations de la structure de bande et des profils de charges dans une structure HEMT (a) AlGaN/GaN et (b) AlGaN/AlN/GaN

### III. Etude des hétérostructures AlGaN/GaN et AlGaN/AlN/GaN :

L'étude des hétérostructures HEMTs repose essentiellement sur l'analyse des caractéristiques de composants réalisés au laboratoire par lithographie optique au moyen d'un jeu de masques que j'ai mis en place lors de mon arrivée au laboratoire avec l'aide de H. Haas. Ce masque, représenté Figure 26, comporte des motifs de test pour la technologie (serpentins métalliques, TLM, isolation), mais aussi et surtout des trèfles de van der Pauw, des barreaux de Hall, des diodes Schottky, et des transistors avec des grilles dont la longueur varie entre 2  $\mu\text{m}$  et 40  $\mu\text{m}$ . Tous les échantillons réalisés au laboratoire ont suivi le même process, qui débute par une étape d'isolation par méso (gravure ionique réactive Cl<sub>2</sub>/Ar), une étape contact ohmique TiAl/NiAu suivie d'un recuit rapide, et une étape grille Schottky NiAu.

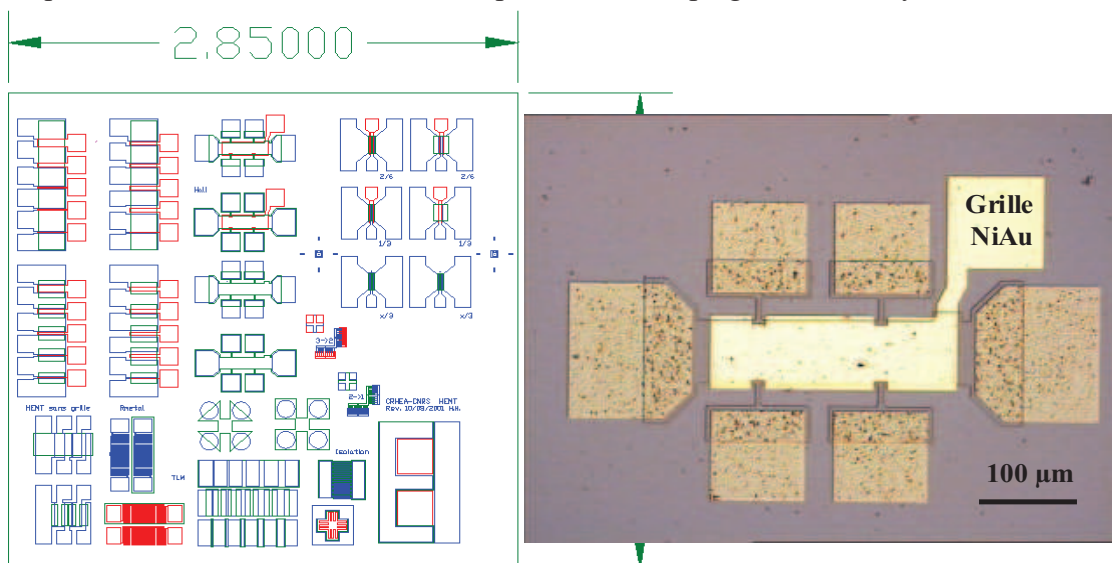


Figure 26 : Aperçu du masque utilisé et vue détaillée d'un barreau de Hall avec grille

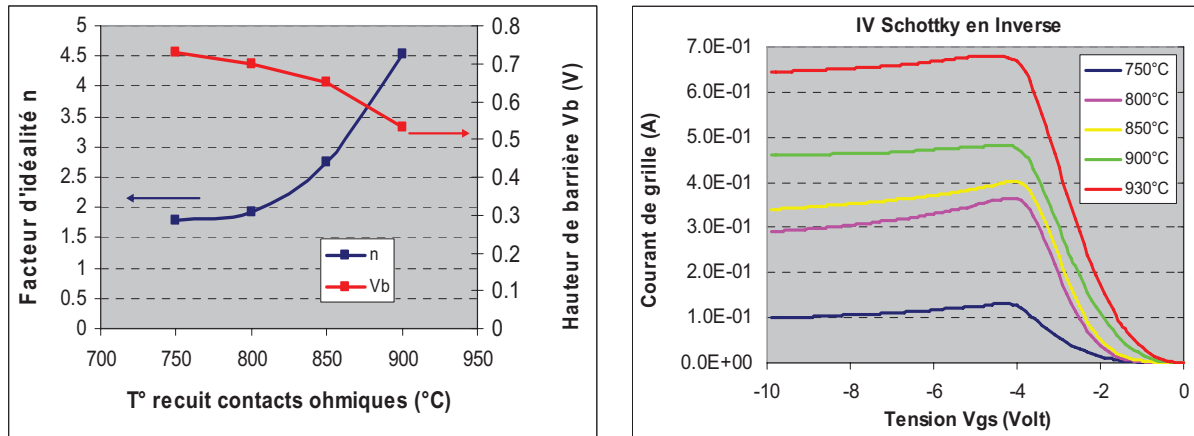


Figure 27: Comportement des contacts Schottky réalisés sur un HEMT en fonction de la température de recuit des contacts ohmiques.

La réalisation des contacts électriques est un point critique pour l'obtention de composants performants, mais aussi pour la réalisation de composants de tests destinés à évaluer le matériau. Comme on peut le voir sur la Figure 27, le recuit du contact ohmique a lui-même des conséquences sur la qualité de la surface et sur le comportement du contact Schottky ensuite déposé par-dessus. Ce travail d'optimisation nous a amené à la recherche d'un compromis entre résistance de contact et fuites de grille (Stage Master de M.Hugues). Aussi, une gravure d'une partie de la barrière AlGaIn (un tiers à la moitié environ) immédiatement réalisée avant le dépôt du contact ohmique, permet l'obtention de résistances de contact de l'ordre de 1 ohm.mm après recuit rapide en dessous de 750°C et ce avec des fuites de grille raisonnables. La Figure 28 montre les caractéristiques Courant-Tension en direct et en inverse du contact réalisé sur la structure A392 dont nous parlerons ci-dessous, ainsi que la mesure de la capacité. On peut noter la valeur très faible du courant de fuite (microampère) durant la commande et après le pincement du canal à  $V_g \sim -4.5$  V. L'obtention de telles propriétés n'est cependant pas toujours possible et mène parfois à la nécessité d'isoler la grille de la barrière avec une couche diélectrique comme  $\text{SiO}_2$  [62].

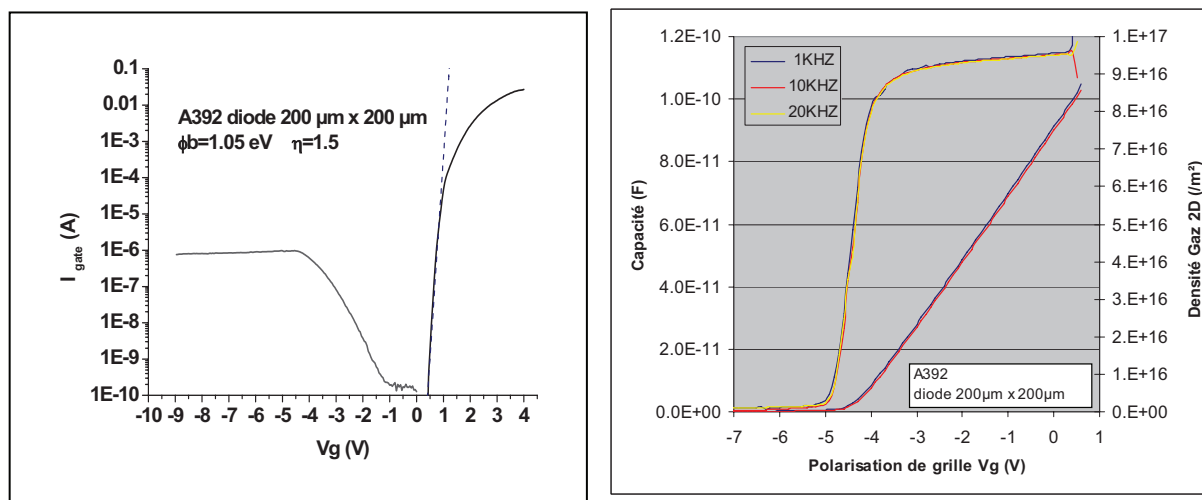


Figure 28: Caractéristique Courant-Tension et Capacité d'une diode Schottky réalisée sur la structure HEMT A392. La densité de charges calculée en intégrant la capacité est également représentée.

### III.1. Etude du gaz bidimensionnel d'électrons

La Figure 29 rassemble des mesures de densités de charges et mobilités des électrons à température ambiante dans des structures HEMTs AlGaIn/GaN réalisées par EJM. Les mesures d'effet Hall sont réalisées sur des trèfles de van der Pauw ou des barreaux de Hall; des mesures C(V) réalisées sur composants avec contact Schottky ou à partir de la sonde à bille de Mercure complètent les mesures d'effet Hall. Comme évoqué précédemment, la densité de charges varie pratiquement linéairement avec la teneur en aluminium dans la barrière dont l'épaisseur est ici de 25 à 30 nm. On peut aussi remarquer que les densités de charges dans le gaz d'électrons sont peu dépendantes du substrat utilisé, Si(111), SiC ou Tremplin GaN, ce qui veut dire qu'à ce stade, le nombre de dislocations qui varie sur une décade environ ( $5 \times 10^8$  à  $5 \times 10^9$  cm<sup>-2</sup> environ) est déjà suffisamment faible pour que le piégeage de charges par ces défauts ne soit pas décelé.

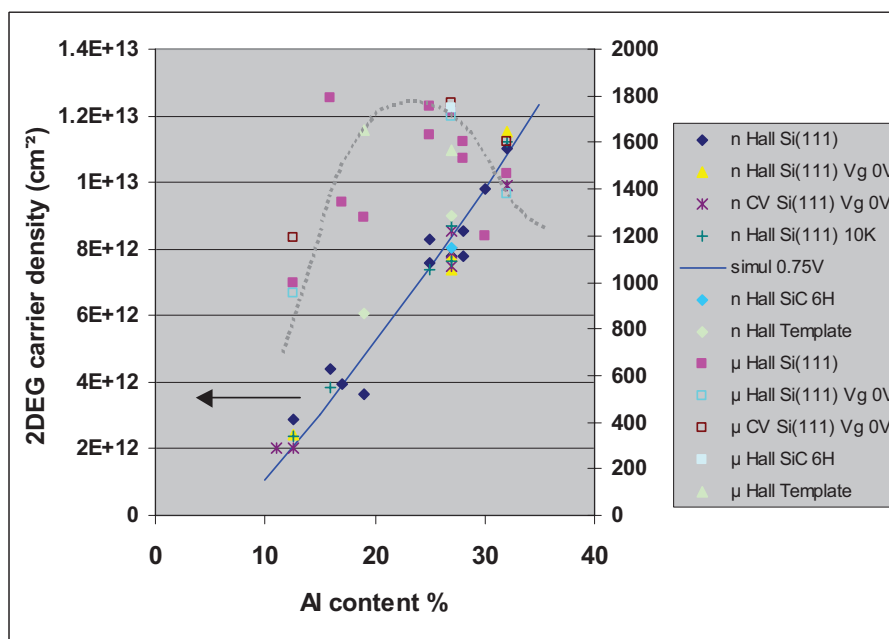


Figure 29: Densités de charges et mobilités des électrons à température ambiante dans les structures HEMT AlGaIn/GaN

La mobilité mesurée dans ces structures est très dépendante de la teneur en aluminium. La courbe en pointillés, ici dessinée comme guide, montre que en moyenne, la mobilité suit une courbe en cloche avec un maximum proche de 1800 cm<sup>2</sup>/V.s pour une teneur en aluminium de l'ordre de 20%. Cependant, comme nous allons le voir ci après, ce n'est pas tant la teneur en aluminium que la densité de charges qui conditionne cette mobilité.

Pour mettre en évidence ceci, des barreaux de Hall sont recouverts par un contact Schottky. Lorsque le contact est de qualité suffisante pour produire une fuite de quelques μA en inverse, il est alors possible de polariser cette grille et mesurer la résistance R<sub>xx</sub> du barreau et la densité de charges par effet Hall n<sub>h</sub>, puis d'en déduire la mobilité Hall μ<sub>h</sub>:

$$R_{sh}(V_g) = R_{xx}(V_g) \cdot W / L \quad (9)$$

$$\mu_h(V_g) = 1 / (q \cdot R_{sh}(V_g) \cdot n_h(V_g)) \quad (10)$$

W représentant la largeur du barreau et L la distance longitudinale entre les oreilles.

Il est également possible à partir de l'intégration de la capacité depuis le pincement ( $V_p$ ) jusqu'à la tension considérée  $V_g$ , de déduire la densité de charges  $n_{cv}$  ( $V_g$ ) et la mobilité de diffusion (mobilité drift)  $\mu_{cv}$  ( $V_g$ ) :

$$n_{cv}(V_g) = \frac{1}{q \cdot S} \int_{V_p}^{V_g} C(V_g) \cdot dV_g \quad (11)$$

$$\mu_{cv}(V_g) = 1 / (q \cdot R_{sh}(V_g) \cdot n_{cv}(V_g)) \quad (12)$$

S représentant la surface du contact Schottky.

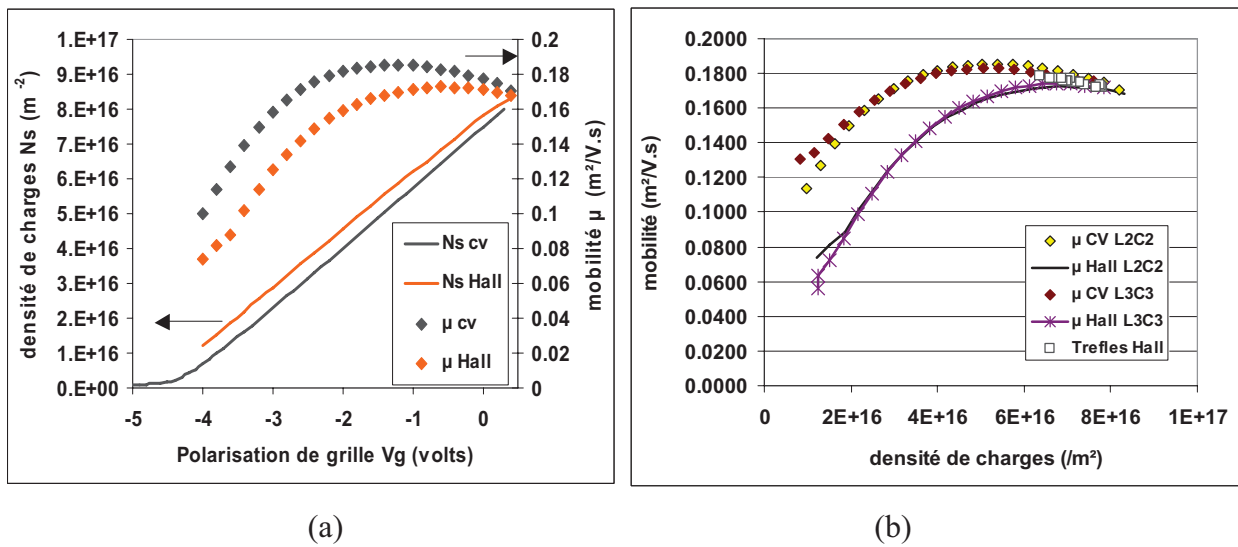


Figure 30: (a) Densités de charges et mobilités des électrons déduites des mesures Hall et C(V) à température ambiante dans la structure HEMT AlGaIn/GaN A392 en fonction de la polarisation de la grille. (b) Mobilité Hall et drift en fonction de la densité de charges.

Comme elle est basée sur une méthode qui s'affranchit des zones d'accès (le courant est injecté aux extrémités du barreau alors que les tensions sont relevées sur les contacts latéraux), cette mesure sur barreaux de Hall est beaucoup plus fiable que celle réalisée à partir de transistors qui même avec des grilles longues de quelques micromètres, nécessitent une parfaite connaissance des résistances de source et de drain [63].

La comparaison des deux types de mesures est présentée sur la Figure 30. On peut y voir que bien que ces dernières donnent le même résultat à  $V_g$  proche de 0V, les mesures  $n_h$  et  $n_{cv}$  s'écartent progressivement à mesure que  $V_g$  devient négatif, c'est-à-dire que l'on pince le composant. Le fait que la tension de pincement des caractéristiques  $I_{ds}$  ( $V_{ds}$ ,  $V_{gs}$ ) en régime transistor soit similaire à celle déduite de  $n_{cv}$  ( $V_g$ ) nous amène à penser que en présence d'une polarisation de grille, la mesure  $n_{cv}$  ( $V_g$ ), et donc  $\mu_{cv}$  ( $V_g$ ), est plus fiable que la mesure de Hall. Ceci se trouve d'ailleurs renforcé par le fait que les mesures d'effet Hall réalisées sur des motifs placés en différents endroits du même échantillon avec des densités de charges variables (carrés sur la Figure 30.b) suit une tendance similaire à celle de la courbe  $\mu_{cv}$  en fonction de  $n_{cv}$ .



La mobilité dans le gaz d'électrons suit donc bien une courbe en cloche en fonction de la densité de charges. Ce type d'évolution n'est pas spécifique aux HEMTs AlGaIn/GaN. Cependant, le fait d'être en présence d'un dopage résiduel et d'un nombre de dislocations plus élevés, dans un contexte de matériaux présentant une polarisation interne constitue une particularité. Les calculs rendant compte de l'évolution de la mobilité dans le cas des nitrures d'éléments III ont été développés au laboratoire par P.Lorenzini [2]. La Figure 31 montre les différentes contributions à la mobilité mesurée à température ambiante dans une structure HEMT AlGaIn/GaN réalisée sur Silicium(111). A faibles densités de charges dans le gaz d'électrons, on peut voir que les dislocations sont le premier facteur limitant conditionnant la mobilité, suivies par les impuretés résiduelles ; en se 'diluant' progressivement (gaz 3D), le gaz d'électrons recouvre les propriétés de transport de la couche tampon (faible mobilité). Ces deux facteurs limitants sont partiellement écrantés par la charge des électrons ce qui explique une augmentation de la mobilité avec la densité de charges. A mesure que la densité de charges augmente, l'effet des phonons (optiques et acoustiques) augmente, le gaz d'électrons se rapproche de l'interface, et les interactions conditionnées ou amplifiées par la barrière comme l'interaction d'alliage et la rugosité d'interface ont pour conséquence une diminution de la mobilité à mesure que la densité de charges augmente, d'où une forme en cloche.

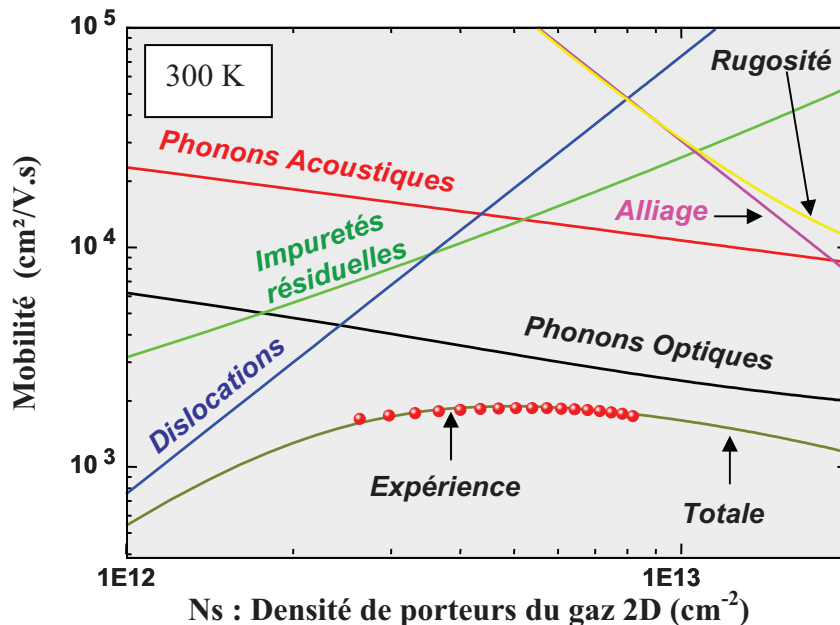


Figure 31: Evolution expérimentale et calculée de la mobilité des électrons à température ambiante en fonction de la densité de charges  $N_s$  dans un HEMT AlGaIn/GaN réalisée sur Silicium(111) (Structure A392)

Comme on peut le voir sur la Figure 32, diminuer la température a pour conséquence de limiter fortement les interactions avec les phonons. Il s'en suit que, à fortes densités de charges, la mobilité à basse température se trouve en premier lieu limitée par le désordre d'alliage et la rugosité d'interface. A mesure que la densité de charges diminue, les interactions avec les dislocations (et parfois les impuretés résiduelles) deviennent prépondérantes. On peut donc conclure que la réduction de la température ne va pas changer drastiquement l'allure de la dépendance de la mobilité avec la densité de charges, et va surtout dans le cas d'échantillons de qualité variable exacerber les différences entre ces derniers, la comparaison étant grandement facilitée lorsque les densités de charges sont similaires.

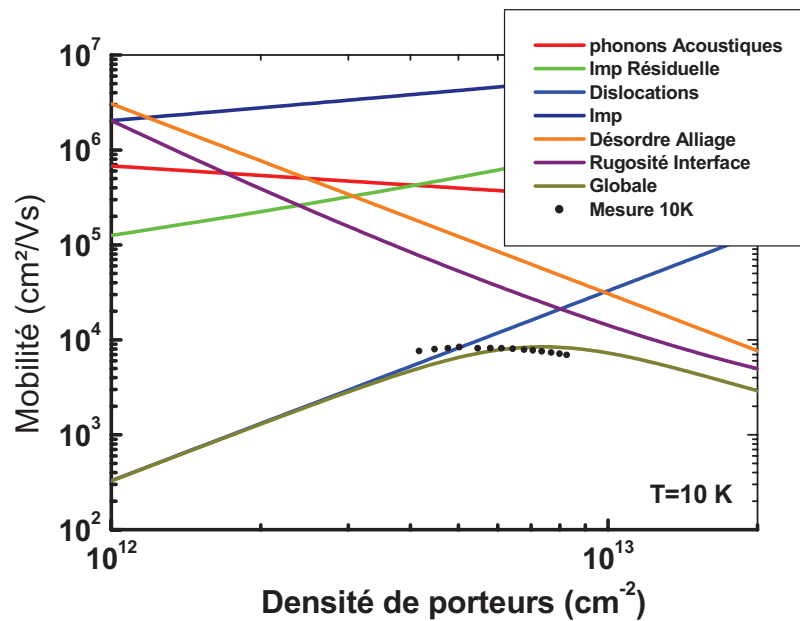


Figure 32: Evolution de la mobilité des électrons à basse température (10K) en fonction de la densité de charges dans un HEMT AlGaIn/GaN réalisé sur Silicium(111) (Structure A392)

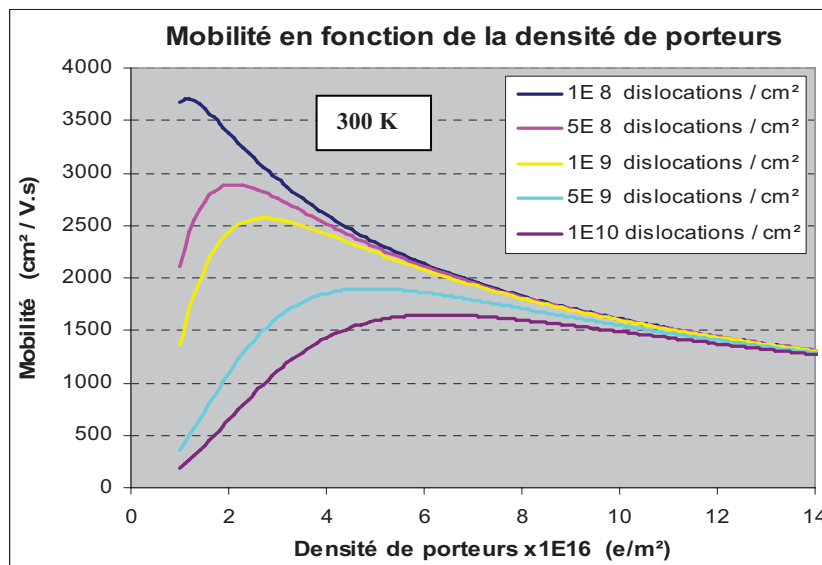


Figure 33: Evolution de la mobilité des électrons à température ambiante en fonction de la densité de charges et pour différentes densités de dislocations dans un HEMT AlGaIn/GaN.

Dans le cas de structures avec une couche tampon contaminée, la réduction de température permet le piégeage partiel ou total des charges encore libres dans la couche tampon, laissant apparaître les propriétés du gaz d'électrons uniquement. On observe alors une décroissance notable de la densité de charges lors de la diminution de la température. La mobilité à température ambiante est alors estimée au moyen d'un modèle de transport à 2 couches, pourvu que l'on connaisse les propriétés de la couche tampon (densité de charges liées à la contamination et mobilité), ce qui peut être fait après avoir gravé la zone active de la structure HEMT ou encore en multipliant les mesures à champ magnétique variable [64]. L'effet de la diminution de la température sur l'efficacité du piégeage est d'autant plus grande que le niveau d'énergie du dopant sera profond dans la bande interdite; ainsi, une contamination oxygène (niveau donneur enterré entre 30 et 40 meV) comme celle rencontrée

dans les couches tampon ou tremplin GaN sur Saphir, sera plus efficacement neutralisée à basse température qu'une contamination silicium (niveau donneur enterré à 13 meV environ) comme celle rencontrée durant la reprise de croissance sur les tremplins GaN.

La Figure 33 illustre comment, à température ambiante, la densité de dislocations vient influencer sur la dépendance de la mobilité avec la densité de charges dans un HEMT avec une barrière AlGaIn de 30 nm dont la teneur en Aluminium est de 26% (structure A392). On peut remarquer que les mobilités mesurées (Figure 30) sont proches de celles de la courbe tracée avec  $5 \times 10^9$  dislocations par  $\text{cm}^2$ , ce qui, on le verra ci-après, est proche de la densité évaluée par microscopie électronique. De ces courbes, on peut vérifier que, à fortes densités de charges ( $N_s > 1.2 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ ), la densité de dislocations influe peu sur la mobilité. Avec la réduction de la densité de dislocations, le maximum de mobilité augmente de même que sa position se décale vers des densités de charges plus faibles en raison d'un moindre nombre de défauts à écranter. On remarque que la mobilité est très sensible aux défauts dans la gamme  $10^9 - 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . Le calcul prévoit également des mobilités supérieures à  $2600 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  lorsque la densité de défauts passe sous les  $10^9 \text{ cm}^{-2}$ . Cependant, et c'est peut être là la limite de ce modèle, bien que des structures avec des densités de dislocations inférieures aient été réalisées, les mobilités obtenues semblent saturer en deçà de cette valeur. Ainsi une mobilité de  $2300 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  a été obtenue dans une structure réalisée au CRHEA par MOCVD sur Saphir avec  $7 \times 10^8$  défauts par  $\text{cm}^2$  alors que ce n'est que de manière indirecte, en utilisant un modèle à deux couches, que les chercheurs de TOPGaN ont pu estimer des mobilités de l'ordre de  $2500 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  sur des substrats natifs (jusqu'à  $10^2$  défauts par  $\text{cm}^2$ ) [65].

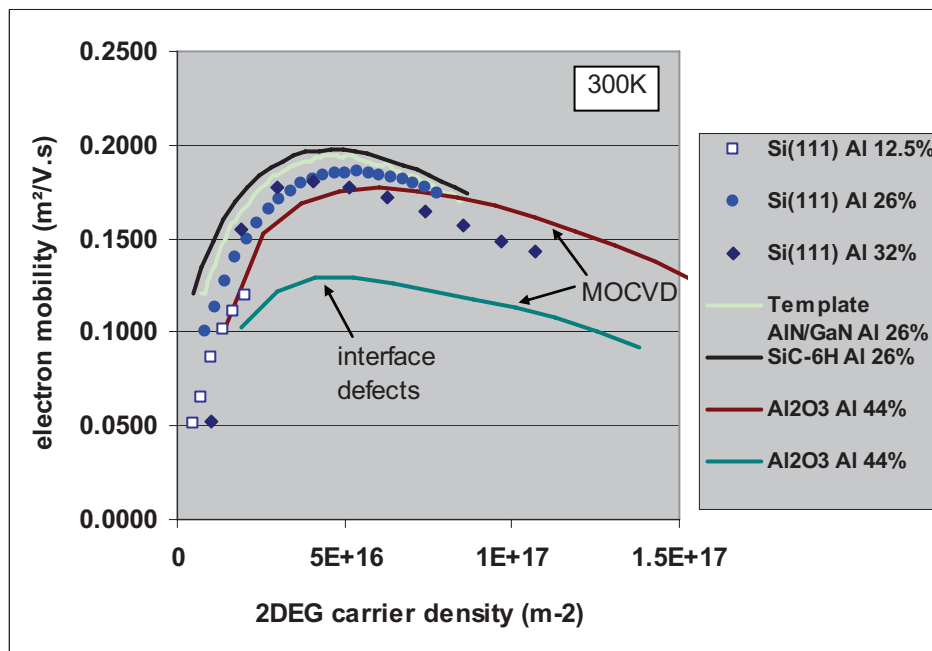


Figure 34: Evolution de la mobilité des électrons à température ambiante en fonction de la densité de charges  $N_s$  dans des HEMTs AlGaIn/GaN réalisés sur différents substrats

La Figure 34 montre l'évolution de la mobilité des électrons à température ambiante dans des HEMTs AlGaIn/GaN réalisés d'une part par EJM sur des substrats Si(111), SiC-6H et un tremplin AlN/GaN et d'autre part deux structures réalisées par MOCVD sur substrat Saphir. On remarque tout d'abord une évolution similaire dans toutes les structures, exceptée

la structure à faible taux d'Aluminium (12.5% sur substrat Si(111)) pour laquelle la densité maximale de charges ( $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ) est insuffisante pour masquer l'effet des dislocations et des impuretés. On remarque également que l'augmentation du taux d'aluminium dans la barrière conduit logiquement à des densités de charges plus grandes, mais qui s'accompagnent ici d'une diminution de la mobilité, ce qui confirme que en dépit de l'augmentation du confinement avec le taux d'aluminium, c'est le rapprochement entre gaz d'électrons et interface qui est prépondérant et renforce les effets de rugosité d'interface, voire d'interaction d'alliage. De plus, on peut noter que l'obtention d'une barrière de bonne qualité est de plus en plus difficile à mesure que la teneur en aluminium est augmentée. Ainsi, comme on peut le voir pour les structures Al=44% réalisées par MOCVD, une barrière partiellement relaxée (voir Fig.24.a) mène à des mobilités bien inférieures.

Echantillon	PTC231	A392	A410	A439	A397
Substrat	Si(111)	Si(111)	SiC	GaN/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	AlN/GaN/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Mismatch avec GaN	-16.9 %	-16.9 %	3.5 %	0 %	2.5 %
Densité de dislocations	$5-7 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$	$5-7 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$	$3 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$	$4 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$	$4 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$
Teneur en Al	12%	26%	26%	26%	26%
Rugosité AFM RMS	4-6 nm	4-6 nm	4-6 nm	1-2 nm for 0.5 $\mu\text{m}$ 5-6 nm for 3 $\mu\text{m}$	7-8 nm for 1.5 $\mu\text{m}$
Densité Gaz 2D	$4.6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$8.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$8.3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$8.8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$8.3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
Mobilité à 300 K (maximale)	1780 $\text{cm}^2/\text{V.s}$	1700 (1854) $\text{cm}^2/\text{V.s}$	1769 (1975) $\text{cm}^2/\text{V.s}$	1550 $\text{cm}^2/\text{V.s}$ *	1720 (1948) $\text{cm}^2/\text{V.s}$
Mobilité à 10 K	7880 $\text{cm}^2/\text{V.s}$	7230 $\text{cm}^2/\text{V.s}$	8740 $\text{cm}^2/\text{V.s}$	12500 $\text{cm}^2/\text{V.s}$	7400 $\text{cm}^2/\text{V.s}$
Mobilité maximale à 10 K		8180 $\text{cm}^2/\text{V.s}$	13400 $\text{cm}^2/\text{V.s}$		

Table 7 : Récapitulatif des structures HEMTs AlGaIn/GaN déposées sur les différents substrats (\* la mesure de la mobilité à 300K est limitée par la présence de la contamination de la couche tampon sur le Tremplin GaN  $N_{S300K} = 1.3 \times 10^{13} \gg N_{S10K} = 8.8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ).

On remarque également sur la Figure 34 que les trois structures réalisées avec une barrière AlGaIn de 30 nm et avec une teneur en Aluminium de 26% sur des substrats Silicium(111), SiC-6H et un Tremplin GaN couvert par une couche AlN présentent des profils de mobilités similaires. Nous n'avons pas réussi à faire cette mesure sur la structure déposée sur Tremplin GaN en raison de fuites électriques trop élevées. Les propriétés de ces structures sont rassemblées dans la Table 7. On constate notamment que la densité de dislocations traversantes de  $5$  à  $7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  mesurée sur Si(111), est double de celle mesurée sur l'échantillon réalisé sur SiC-6H, et plus grande d'un ordre de grandeur que celle des Tremplins GaN. On rappelle également que le dépôt d'une couche épaisse AlN (0.25  $\mu\text{m}$ ) sur un Tremplin GaN génère un nombre de défauts intermédiaire ( $4 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ), ce qui, comme évoqué plus haut, a permis l'isolation électrique et a rendu possible une mesure à température ambiante des propriétés du gaz d'électrons. Ainsi, on constate que les mobilités mesurées à température ambiante sont effectivement dépendantes de la densité de dislocations : ces mobilités de 1700 à 1769  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  pour  $8.3 \times 10^{12}$  charges par  $\text{cm}^2$ , voient leur maximum approcher les 2000  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  (ici 1975  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  sur SiC) pour une densité de charges de  $5 \times 10^{12}$

$\text{cm}^{-2}$  environ. La mobilité relevée sur tremplin GaN est plus faible,  $1550 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ , non pas en raison de la qualité cristalline ou de la composition de la barrière, mais à cause du fait que la contamination de l'interface de reprise de croissance contribue à la mesure (la mesure Hall indique en effet une densité de charges bien supérieure à celle indiquée par la mesure C-V). On peut ajouter le résultat obtenu sur Si(111) avec une teneur en aluminium plus faible dans la barrière (12%) qui confirme les comportements observés, avec une densité de charges de  $4.6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ , et une mobilité de  $1780 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  à température ambiante, c'est à dire intermédiaire entre la valeur de départ et la valeur maximale mesurées sur la structure contenant 26% d'aluminium.

Comme prévu par les simulations, la diminution de la température a pour effet d'exacerber les différences entre les échantillons, sans provoquer de bouleversement dans le classement de ces derniers excepté pour les structures réalisées sur Tremplin GaN. Comme on peut le voir sur la Figure 35 pour la structure réalisée sur SiC, la mobilité mesurée en fonction de la densité de charges conserve un profil en cloche et passe de  $8740 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  à 10K et 0V sur la grille à  $13400 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  pour une tension de grille  $V_g = -2.4\text{V}$  (densité de  $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ).

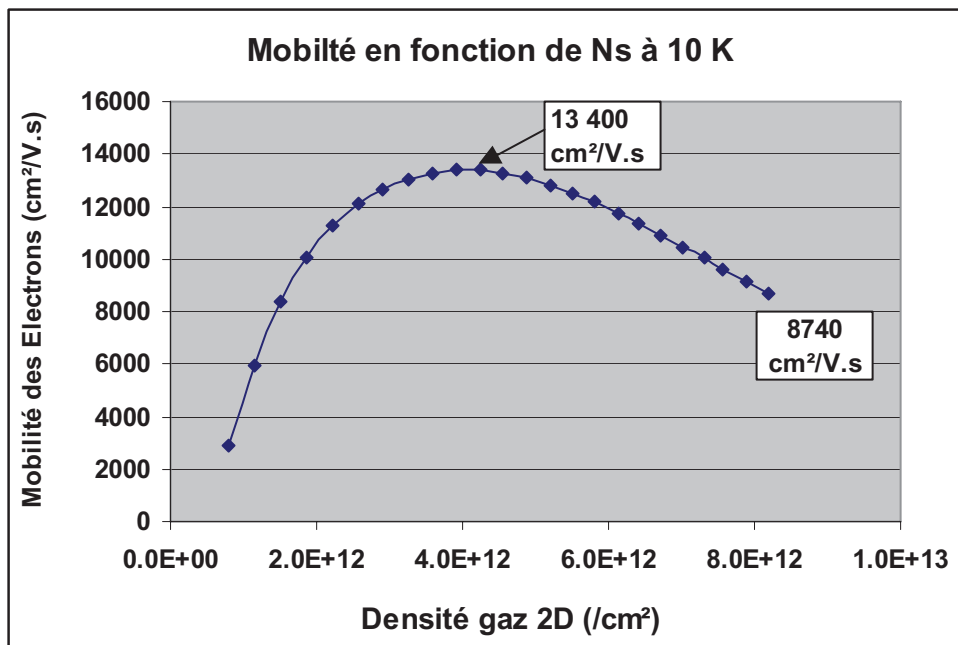


Figure 35: Evolution de la mobilité des électrons à 10K en fonction de la densité de charges dans la structure HEMT AlGaIn/GaN réalisée sur SiC-6H (A410).

De même, l'échantillon réalisé avec la même zone active sur Si(111) voit sa mobilité passer de  $7230$  à  $8180 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  durant la déplétion du gaz d'électrons, ce qui est bien moins spectaculaire et indique que la mobilité est dans ce cas clairement limitée par des interactions qui ne mettent pas seulement en jeu la barrière (dislocations et ou impuretés). Enfin, nous avons rassemblé ces évolutions en fonction de la densité de dislocations (Figure 36). On y voit plus clairement la dépendance de la mobilité avec le nombre de défauts. D'après l'allure de ces courbes on peut raisonnablement prévoir que en l'absence de conduction parallèle dans la couche tampon, les échantillons PTC019 et A439 sur Tremplin GaN avec  $4 \times 10^8$  dislocations par  $\text{cm}^2$  qui présentent à 10K des mobilités de  $13100$  et  $12500 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  pour



$6.3 \times 10^{12}$  et  $8.8 \times 10^{12}$  charges par  $\text{cm}^2$  respectivement pourraient produire des mobilités supérieures à  $2000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  à température ambiante.

**Influence de la rugosité mesurée par AFM :**

On peut également noter que les rugosités mesurées par AFM varient entre 1 nm et 8 nm, sans réelle corrélation avec l'évolution de la mobilité (Table 7). Ce résultat n'étonne qu'à moitié étant donné que les interactions qui ont lieu au voisinage de l'interface sont décrites avec des rugosités inférieures à 0.3 nm et des longueurs de corrélation typiques de quelques nanomètres seulement [2]; ces dimensions sont bien en deçà de celles décrites par la mesure AFM qui met en évidence une rugosité dont la périodicité est de l'ordre du micromètre dans le cas des structures réalisées par EJM.

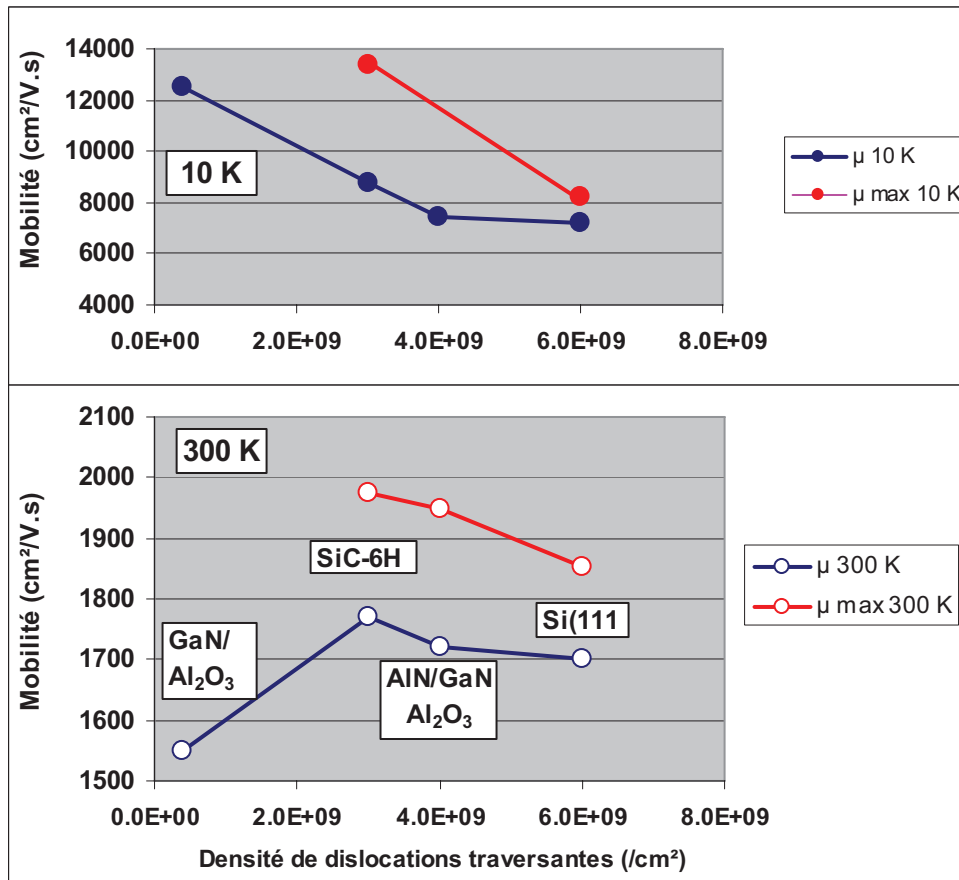


Figure 36: Récapitulatif de l'évolution de la mobilité des électrons à 10K en fonction de la densité de dislocations traversantes dans les structures HEMTs AlGaN/GaN.

### III.2. Influence de la couche espaceur AlN

A la lumière des résultats précédents, il paraît intéressant d'ajouter un espaceur AlN à l'interface afin de réduire notamment les effets de l'interaction d'alliage et de la rugosité de l'interface. Pour cela, nous avons choisi de réaliser des structures avec un espaceur AlN épais de 1 nm. Au vu des résultats présentés dans la littérature, il apparaissait en effet un peu risqué

de déposer une couche plus épaisse, qui risquait de se relaxer rapidement ou qui en augmentant la contrainte globale dans la barrière pouvait entraîner une fissuration des couches déposées sur Silicium durant le refroidissement des échantillons.

Les structures que nous avons étudié ont été pour l'essentiel réalisées sur Silicium(111) dans le cadre de la thèse de N. Baron. Ces structures contiennent une couche tampon GaN épaisse de 1.7  $\mu\text{m}$  suivie par l'espaceur AlN, une couche barrière AlGa<sub>n</sub> de 21 nm et enfin une couche GaN épaisse de 5 nm. Ces structures ont fait l'objet d'études structurales, électriques, mais aussi optiques avec l'aide de Mathieu Leroux. Une première caractéristique est que la présence de l'espaceur favorise les recombinaisons radiatives dans AlGa<sub>n</sub> (Figure 37), ce qui permet, à partir de la position en énergie du pic de photoluminescence liée à ces recombinaisons, de calculer la composition de l'alliage de la barrière en prenant soin de corriger la mesure avec la contrainte estimée à partir de la position du pic de photoluminescence des excitons dans la couche GaN [66]. Une autre caractéristique de la photoluminescence des structures HEMTs est la présence d'un massif sous l'énergie de bande interdite de GaN, qui pourrait être lié soit à des recombinaisons entre électrons confinés dans le gaz à l'interface et des trous photo-créés qui transitent dans cette région où siège un champ électrique important (bande H), soit à des recombinaisons dans le cap GaN qui se comporte comme un puits quantique de surface (bande M). Les relations entre ce massif et les propriétés de la couche tampon et des zones actives sont actuellement à l'étude.

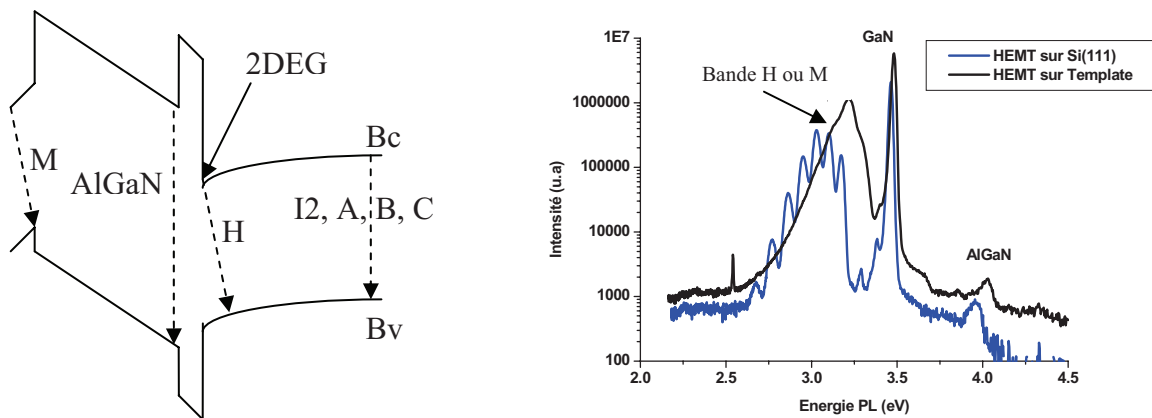


Figure 37: Zones de recombinaisons radiatives dans les structures HEMT AlGa<sub>n</sub>/AlN/GaN et exemples de spectres de photoluminescence mesurés à basse température (10K).

La Figure 38 montre l'évolution de la densité de charges dans le gaz d'électrons en fonction de la teneur en aluminium dans la barrière. On remarque que les densités de charges sont bien dépendantes de la composition et que la présence de AlN n'augmente que légèrement la densité de charges dans le gaz d'électrons (environ  $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  en accord avec les calculs des structures présentés Figure 25). L'insertion de la couche AlN produit l'effet attendu pour la mobilité qui à température ambiante est supérieure d'environ 200 à 400  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  par rapport aux structures précédentes (Figure 39). Ainsi, une mobilité de 2000  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  peut être atteinte pour les meilleurs échantillons sur Silicium(111) et ce avec des densités de charges de  $8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . Comme évoqué dans la partie concernant les couches Tampon, la courbure finale (ou la flèche) des échantillons est conditionnée par la qualité cristalline, et la mobilité respecte cette tendance, même si les écarts relevés lors des comptages de dislocations par microscopie électronique sont faibles (Figure 40).

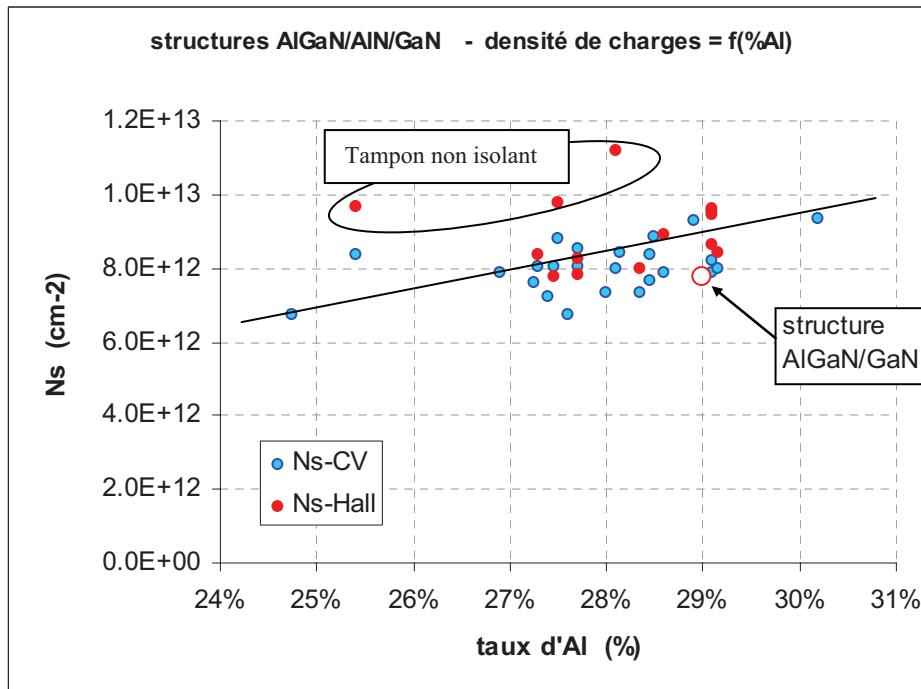


Figure 38: Densités de charges dans les structures HEMT AlGaN/AlN/GaN

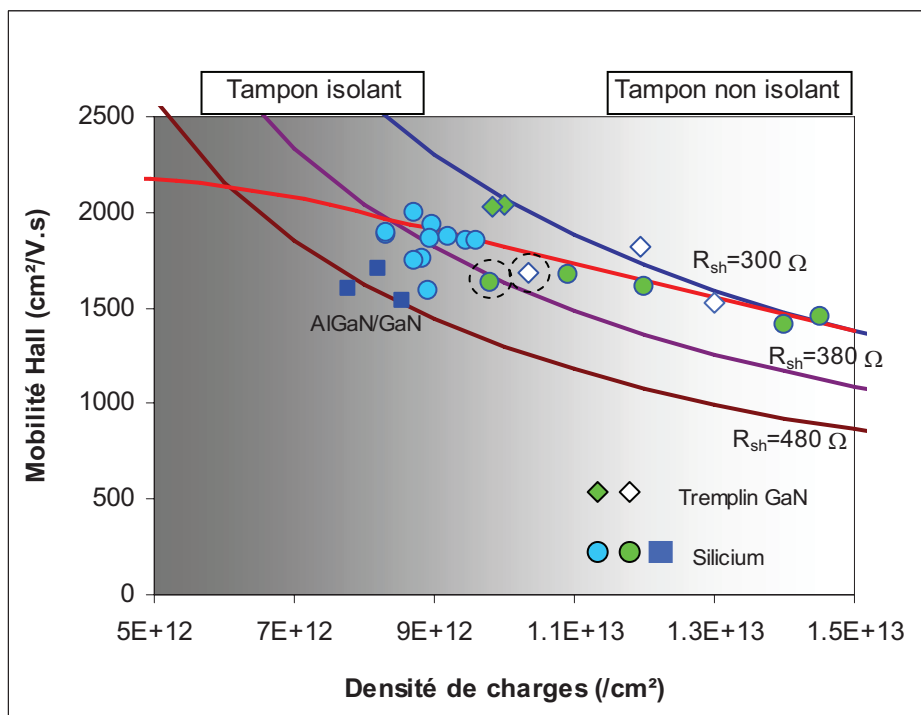


Figure 39: Mobilité des électrons à température ambiante et densités de charges dans les structures HEMTs AlGaN/AlN/GaN réalisées sur Si(111) et Tremplins GaN. Les hyperboles sont tracées pour des résistances de feuille  $R_{sh} = 300$  à  $480 \Omega/\text{carré}$ .

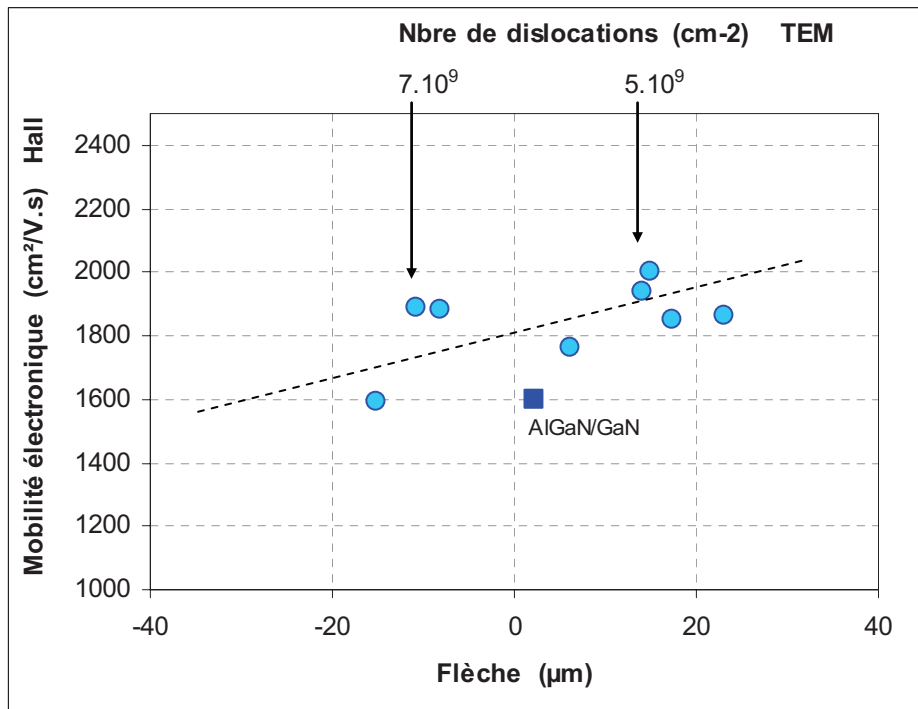


Figure 40: Mobilité des électrons à température ambiante dans les structures HEMTs réalisées sur Si(111) en fonction de la flèche finale du substrat (la densité de dislocations mesurée par microscopie électronique en transmission sur deux échantillons est également indiquée).

Les mesures d'effet Hall réalisées sur des structures sur Tremplins GaN sur Si(111) et GaN sur Saphir sont également reportées en Figure 39. Ces Tremplins ont été présentés précédemment (Table 4). Des mesures capacitives réalisées sur les structures, il apparaît que la densité de charges dans le gaz d'électrons ne peut guère excéder  $10^{13} \text{ cm}^{-2}$  pour les compositions 28%-29%; il en découle que les densités mesurées par effet Hall supérieures à cette valeur révèlent une contribution de la couche tampon non isolante (points à plus forts  $N_s$  Figure 38 et partie droite de la Figure 39), en accord avec les résistances d'isolation inférieures à  $10^9 \text{ Ohms}$  et reportées en Table 4. Les deux structures cerclées sur la Figure 39, qui présentent des teneurs en aluminium inférieures à 28% et des couches tampon non isolantes, présentent également une densité de charge réelle inférieure d'au moins  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$  par rapport à la mesure Hall ( $9.8 \times 10^{12}$  et  $1.03 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ ), avec pour conséquence des mobilités au mieux de  $1680 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  et bien en deçà de ce qui pouvait être espéré. Cependant, deux autres structures réalisées également sur Tremplin GaN dopé au Fer, mais ici juste sous la surface, nous ont permis d'observer à température ambiante, l'unique contribution du gaz d'électrons, avec des mobilités supérieures à  $2030 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  et des densités comprises entre  $9.8 \times 10^{12}$  et  $10^{13} \text{ cm}^{-2}$ . Ces mobilités supérieures d'environ  $200 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  par rapport à celles relevées sur Silicium(111) pour des densités de charges similaires, confirment les précédentes assertions concernant l'effet des dislocations. La Table 8 permet de terminer la comparaison des différentes structures. Ainsi on peut constater que comme pour les hétérostructures AlGaN/GaN les mesures à basse température exacerbent les différences observées à température ambiante ; des mobilités de  $12000 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  et  $19400 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  ont été mesurées à 10K sur Silicium(111) et Tremplins GaN sur Saphir respectivement, et ce avec des densités de charges allant de  $8.6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  à  $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , ce qui constitue une amélioration de 4000 à 7000  $\text{cm}^2/\text{V.s}$  pour la mobilité à basse température.

Echantillon	PTC159	PTC165	PTC160	PTC253	PTC255
Substrat	Si(111)	Si(111)	GaN/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	GaN/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	GaN/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Teneur en Al	29%	28%	28%	28%	28%
Densité Gaz 2D 300K	8.7x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>	8.7x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>	11x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>	10x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>	9.8x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>
Mobilité à 300 K	1970 cm <sup>2</sup> /V.s	2000 cm <sup>2</sup> /V.s	1820 cm <sup>2</sup> /V.s *	2039 cm <sup>2</sup> /V.s	2033 cm <sup>2</sup> /V.s
Densité Gaz 2D 10K	8.77x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>	8.6x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>	10x10 <sup>12</sup> cm <sup>-2</sup>	10x10 <sup>12</sup> cm <sup>2</sup>	9.25x10 <sup>12</sup> cm <sup>2</sup>
Mobilité à 10 K	12000 cm <sup>2</sup> /V.s	12700 cm <sup>2</sup> /V.s	19400 cm <sup>2</sup> /V.s	26200 cm <sup>2</sup> /V.s	~30000 cm <sup>2</sup> /V.s

Table 8 : Récapitulatif des structures HEMTs AlGaIn/AlN/GaN déposées sur les différents substrats (\* la mesure de la mobilité à 300K est limitée par la présence de la contamination de la couche tampon sur le Tremplin GaN  $N_{S300K} = 1.1 \times 10^{13} > N_{S10K} = 1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ ).

Au vu des simulations réalisées pour ces structures [2], la mobilité à basse température est essentiellement conditionnée, par ordre décroissant d'importance, par les dislocations, les impuretés résiduelles, le désordre d'alliage et la rugosité d'interface. Ceci explique les différences observées entre structures déposées sur Silicium (111) et Tremplins GaN. D'autre part, toujours d'après les simulations, l'insertion de la couche AlN permet de supprimer presque complètement la contribution de l'alliage à la limitation de la mobilité, faisant de la rugosité de l'interface AlN/GaN un paramètre critique, avec la densité de dislocations, pour atteindre de très hautes mobilités. La comparaison des structures avec et sans AlN sur Si(111) et sur Tremplin permet ainsi d'apprécier l'influence des deux paramètres "densités de dislocations" et "interaction d'alliage".

### III.3.Comparaisons avec l'état de l'art

La Figure 41 reprend des données de mobilités à température ambiante et à basse température relevées dans la littérature (les références sont données en Annexe). Certains de nos résultats sont également reportés (symboles ouverts). La dispersion relativement importante des résultats à température ambiante, en comparaison avec les basses températures (inférieures à 20K) est liée d'une part à la variété des substrats et donc des qualités de structures, mais aussi et surtout parce que pour bon nombre de résultats, les couches Tampon GaN ne sont pas isolantes à température ambiante. Des tendances claires se dégagent à basse température avec des mobilités très élevées (50000 – 110000 cm<sup>2</sup>/V.s) obtenues sur des substrats avec peu de dislocations (GaN massif ou GaN épais obtenus par HVPE) avec des faibles taux d'aluminium dans les barrières (moins de 10%). D'autre part, pour les structures avec des densités de charges supérieures à  $6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ , on voit clairement l'effet de AlN sur l'amélioration de la mobilité. A température ambiante, malgré la dispersion, on note une tendance analogue. De plus, comme illustré par les symboles ouverts, nos résultats se placent favorablement par rapport à l'état de l'art.



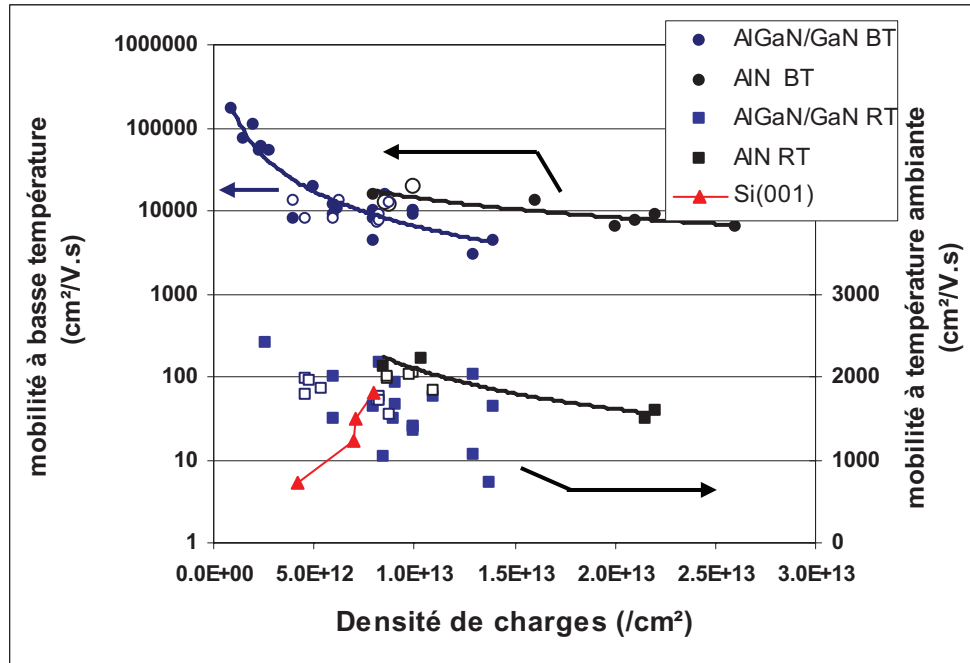


Figure 41: Mobilité des électrons à température ambiante et à basse température (<20K) relevées dans la littérature (voir la partie références). Nous avons également reporté certains de nos résultats présentés ci-dessus (symboles ouverts).

### III.4. Résultats obtenus sur Silicium (001)

Nous avons également reporté sur la Figure 41 les résultats obtenus sur Silicium (001). On notera tout d'abord l'augmentation de la mobilité avec la densité de charges, qui dans ce cas est à relier à l'amélioration de la qualité des couches tampon (Table 9). En effet, la thèse de Sylvain Joblot a permis de montrer que les conditions de nucléation et le nombre résultant de défauts conditionnaient l'épaisseur maximale de la couche tampon GaN avant que celle-ci ne se fissure durant le refroidissement [15,67-69]. La quantité de défauts qui pourraient piéger des charges, et le champ électrique lié à la présence d'une couche AlN enterrée à plus faible profondeur pourraient expliquer une certaine limitation de la densité de charges dans ces structures, une épaisseur maximale de 800 nm ayant été atteinte à ce jour. La Table 9 résume les propriétés des structures HEMTs obtenues sur Si(001). On y retrouve les effets combinés de la densité de dislocations et de l'utilisation d'une couche AlN sur les propriétés de transport du gaz d'électrons à l'interface. Avec une densité de dislocations de  $10^{10} \text{ cm}^{-2}$  et une mobilité de  $1800 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  à température ambiante pour une densité de charges de  $8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ , on peut conclure que les structures élaborées sur Si(001) se rapprochent de celles sur Si(111).

Tampon GaN	550 nm	550 nm	800 nm	800 nm
Densité de dislocations	$4 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$	$2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$	$2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$	$1 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$
Teneur en Al	23%	27%	27% + AlN à l'interface	24% + AlN à l'interface
Densité Gaz 2D 300K	$4.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$7.1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$
Mobilité à 300 K	$730 \text{ cm}^2/\text{V.s}$	$1230 \text{ cm}^2/\text{V.s}$	$1500 \text{ cm}^2/\text{V.s}$	$1800 \text{ cm}^2/\text{V.s}$

Table 9 : Récapitulatif des structures HEMTs réalisées sur substrat Silicium (001)

### III.5. Effets liés à l'orientation

Comme pour d'autres systèmes de matériaux [70], on pourrait s'attendre à ce que la mobilité des électrons localisés dans le gaz bidimensionnel varie selon la direction considérée dans le plan de croissance. Ce point qui à notre connaissance n'a pas encore été à ce jour développé dans la littérature des nitrures d'éléments III, pourrait cependant prendre de l'importance avec l'amélioration de la qualité des matériaux. Pour anticiper ceci, et en collaboration avec A.Minko et V.Hoël qui ont alors dessiné un premier masque à l'IEMN contenant des barreaux de Hall et des échelles de résistances selon différentes orientations (masque TWIST), nous avons pu faire une première série de mesures sur un échantillon épitaxié sur Silicium(111). Ainsi, durant son stage ingénieur, T.Bouvard a pu observer des évolutions systématiques des résistances de ces dispositifs en fonction de leur orientation [71]. Il n'est pas étonnant de découvrir que la résistance, et donc la mobilité des charges est minimale selon une direction principale du cristal GaN ( $0^\circ$ ,  $60^\circ$ , ou  $120^\circ$ ). A ce stade, d'autres études sont nécessaires et vont être conduites pour mettre en relation la direction de moindre résistance avec les propriétés structurales des échantillons (désorientation de l'axe c du cristal de GaN, relaxation et morphologie de surface notamment).

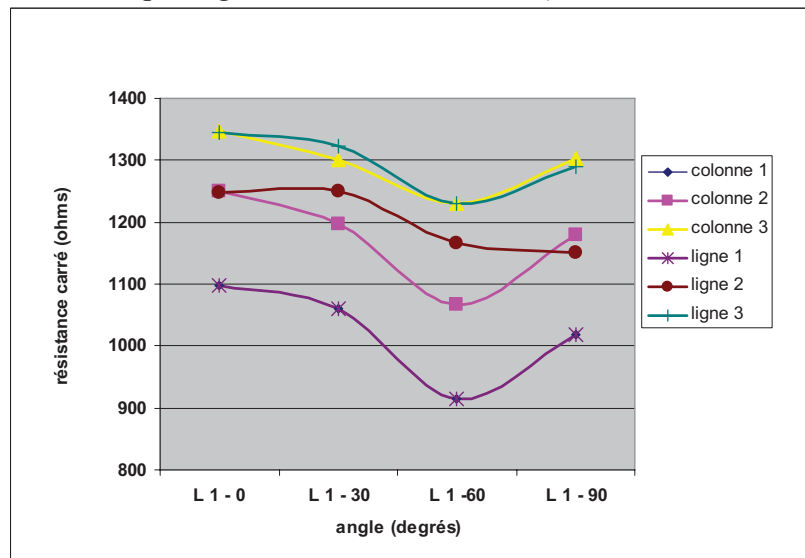


Figure 42: Résistance carrée mesurée pour différentes orientations d'un échantillon HEMT AlGaIn/GaN épitaxié sur Si(111).

## IV. Etude des composants de test:

### IV.1. Conséquences pour les transistors :

Des transistors avec des grilles longues de 2 à 40  $\mu\text{m}$  pour des développements de 100  $\mu\text{m}$  ou 150  $\mu\text{m}$  (Figure 42) sont réalisés en même temps que les motifs de test (diodes, TLM, motifs de Hall...).

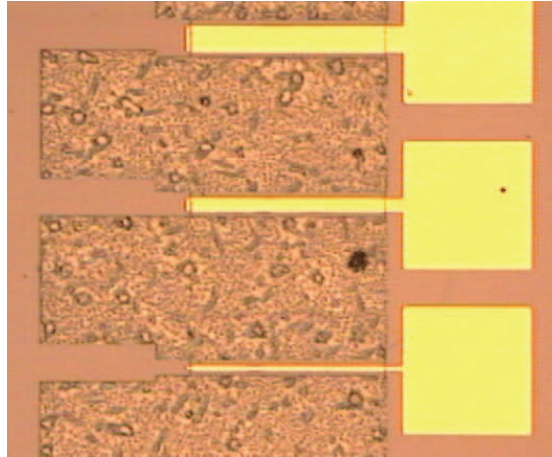


Figure 42: Vue au microscope optique d'une échelle de transistors avec des grilles longues de 2, 10, et 20  $\mu\text{m}$  et un développement de 150  $\mu\text{m}$ .

La Figure 43 rassemble les caractéristiques de sortie  $I_{ds}(V_{ds}, V_{gs})$  et de transfert  $I_{ds-gm}(V_{gs}, V_{ds})$  de transistors avec des grilles courtes (2-3  $\mu\text{m}$ ) réalisés au laboratoire sur des structures HEMTs AlGaIn/GaN déposées sur Si(111). Le premier transistor présenté a été réalisé sur une structure avec une faible teneur en aluminium (A327  $x=12\%$ ). L'épaisseur de la barrière est 30 nm, et la densité de charges est de  $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  environ, ce qui explique le faible courant relevé dans le composant (20 mA/mm à  $V_{gs}=0\text{V}$ ), bien que ce dernier présente des caractéristiques tout à fait normales. Le second transistor présenté Figure 43 a été réalisé sur la structure A392 dont nous avons étudié précédemment les profils de mobilité.

On remarque également que la transconductance  $g_m$  du transistor présente un maximum qui se situe clairement vers les valeurs négatives (à  $V_{gs}=-1 \text{ V}$  pour  $V_{ds}=5\text{V}$ ) alors que le composant précédent ne montre le maximum de  $g_m$  qu'au-delà de 0V à même  $V_{ds}$ . Le composant A392 ne délivre cependant qu'un courant modeste (environ 300 mA/mm à  $V_{gs}=0\text{V}$ ) au regard de la densité de charges ( $8.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ) et de la mobilité ( $1700 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ ). En fait, l'origine de la faiblesse du courant tient dans la valeur des résistances d'accès du composant, qui sont en premier lieu conditionnées par la résistance du contact ohmique évaluée ici à plus de 5  $\Omega.\text{mm}$ .

L'amélioration d'un facteur 5 de la résistance du contact ohmique, obtenue au prix de la gravure du cap layer, d'une partie de la barrière, et de l'acquisition d'un four de recuit rapide, a des conséquences immédiatement visibles sur les caractéristiques courant-tension. Ainsi, pour une structure similaire à la précédente, on note tout d'abord des courants plus élevés (plus de 500 mA/mm à  $V_{gs}=0\text{V}$ ), mais également un décalage du maximum de transconductance vers des valeurs encore plus négatives ( $V_{gs}=-2 \text{ V}$ ) alors que les tensions de pincement sont inchangées. On voit là toute l'importance d'obtenir des résistances de contact faibles, le courant maximal étant clairement relié à cette résistance.

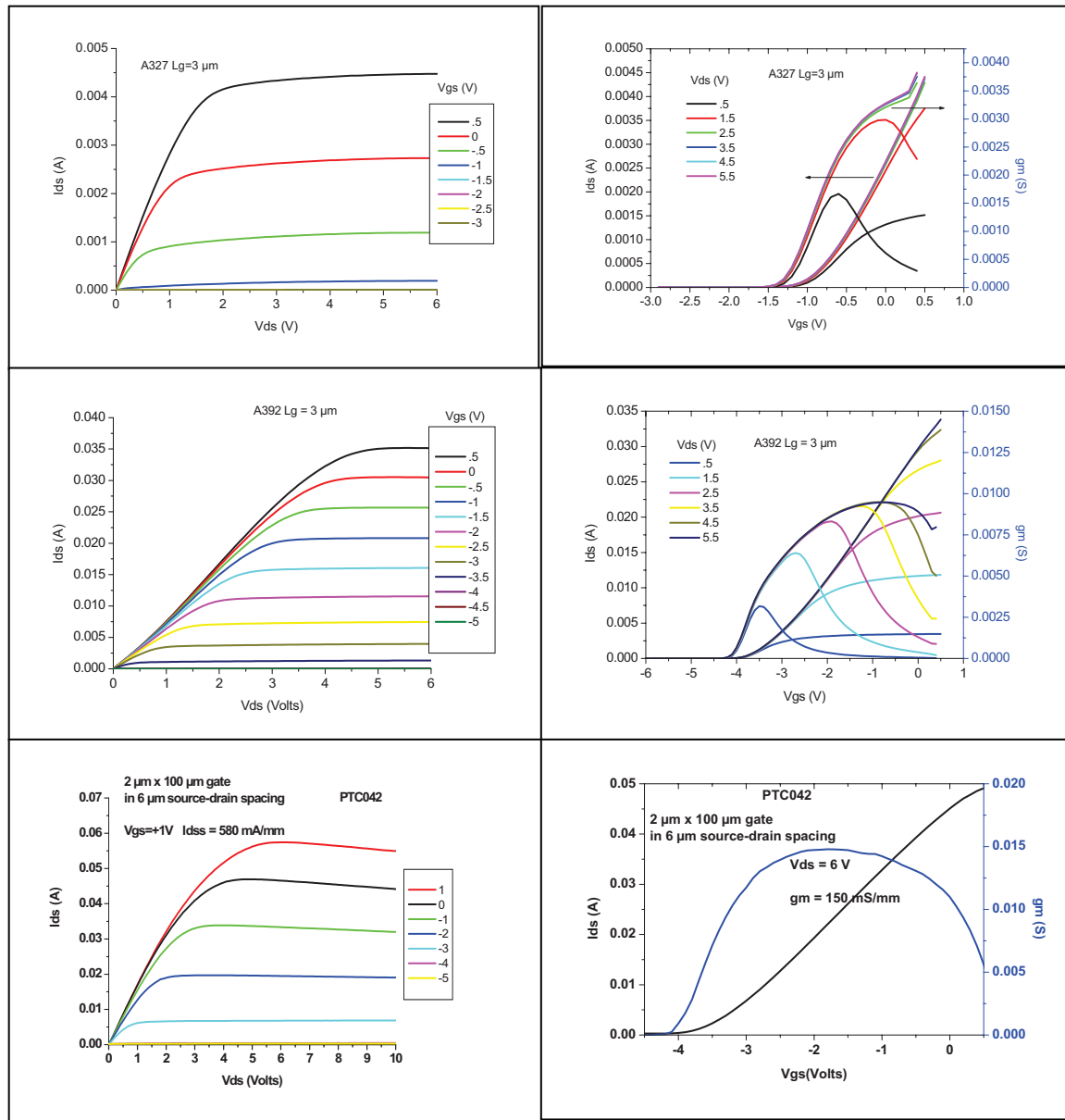


Figure 43: Caractéristiques de sortie Courant-Tension de transistors réalisés sur des HEMTs AlGaN/GaN présentés ci-dessus (rc 5, et 1 ohm.mm).

La Figure 44 nous permet d'estimer l'effet du passage d'une structure HEMT AlGaN/GaN à une structure AlGaN/AlN/GaN. Ces composants ont des grilles longues de 2 μm et profitent également de l'amélioration des résistances de contact évaluées ici à 1Ω.mm environ par la méthode TLM. Le courant de drain à  $V_{gs}=0V$  est de 540 mA/mm pour la structure AlGaN/GaN (PTC203) et 680mA/mm pour la structure AlGaN/AlN/GaN (PTC251) qui présentent des épaisseurs totales de barrière et des compositions similaires (22 nm, 28% Al). Les maxima de transconductance de 145 et 158 mS/mm respectivement se situent également au-delà de  $V_{gs} = -2V$ .

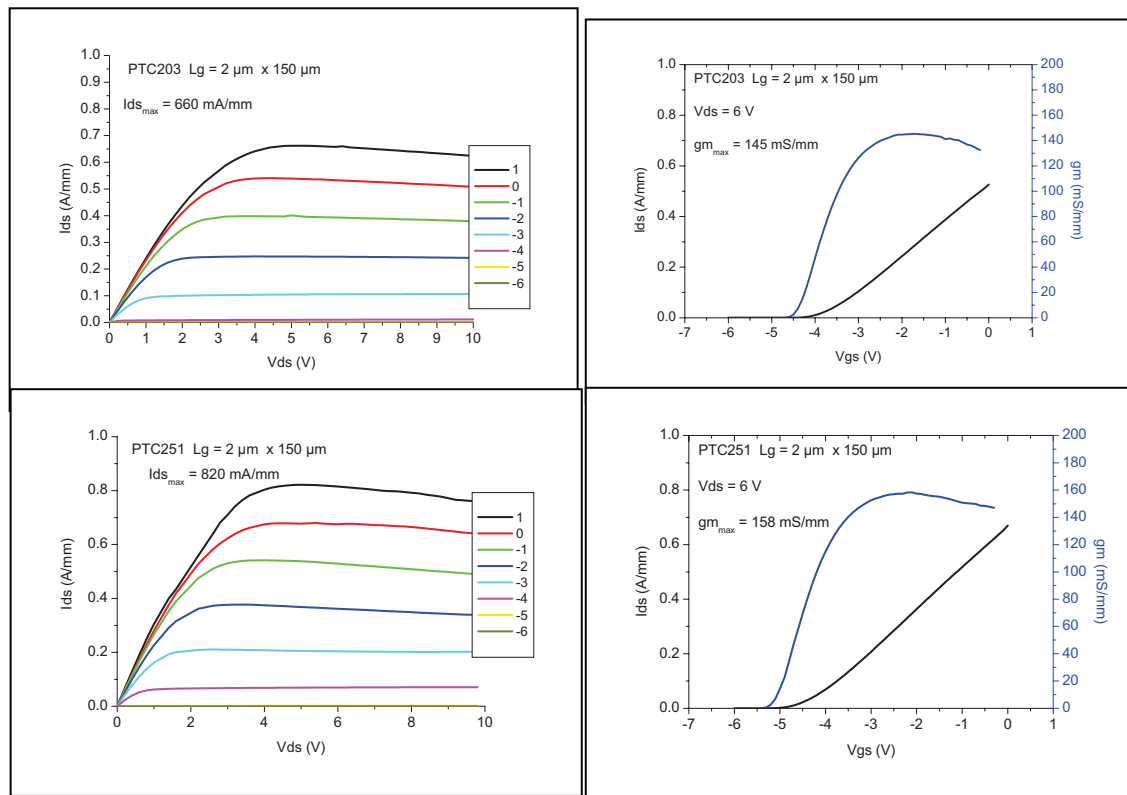


Figure 44: Caractéristiques de sortie Courant-Tension de transistors réalisés sur des HEMTs AlGaIn/GaN et AlGaIn/AlN/GaN.  $L_g=2 \mu\text{m} \times 150 \mu\text{m}$  ds  $4 \mu\text{m}$  ( $r_c \sim 1 \text{ ohm.mm}$ )

Les évolutions des caractéristiques courant tension de ces composants à grille longue ont été simulées par M.Hugues [53] et P.Lorenzini [2] à partir d'équations proposées par Rashmi [51,55]. Afin de mieux rendre compte des courbes courant-tension expérimentales, le modèle a été amélioré en prenant en compte la dépendance de la mobilité avec la densité de charges. Ce travail s'est trouvé en partie facilité par le fait que nous disposions des composants barreau de Hall avec une grille (Fig.26) sur lesquels pouvaient être relevés à la fois les profils  $\mu(N_s)$ , mais aussi des caractéristiques de sorties  $I_{ds}(V_{ds}, V_{gs})$  en régime transistor ; les transistors présentent alors la particularité d'avoir une grille longue de  $260 \mu\text{m}$ . Une fois le modèle validé sur ces composants, nous avons pu le tester sur des transistors plus conventionnels, avec des grilles dont la longueur pouvait atteindre  $3 \mu\text{m}$  [72]. Ces simulations ont permis de vérifier que le jeu de paramètres, densité de charges, mobilité à bas champ et champ critique de saturation étaient tout à fait adaptés pour rendre compte du comportement électrique des composants pourvu que les phénomènes de piégeage de charges soient négligeables ou stationnaires. Pour des longueurs de grille supérieures ou égales à  $0.3 \mu\text{m}$  environ, la saturation du courant de drain n'est pas due directement à la saturation de la vitesse des électrons mais bien au phénomène de pincement du canal. Comme on peut le voir sur la Figure 45 le courant de drain sature pour des tensions de drain qui croissent à mesure que la polarisation de la grille évolue vers les valeurs positives, en respectant la règle :

$$V_{ds_{sat}} - V_{gs} = C_{te} \sim V_p \quad (13)$$

$V_p$  étant définie comme la tension de pincement du canal du transistor, ici proche de  $-4\text{V}$ .

Au vu de la tension de saturation  $V_{ds}=4$  à  $5V$  pour  $V_{gs}=0V$  et pour des distances de l'ordre de  $3$  à  $10\ \mu m$ , le champ électrique moyen sous la grille n'excède guère  $15kV/cm$ , ce qui est bien loin du champ critique de  $150kV/cm$  relevé dans la littérature pour la saturation de la vitesse.

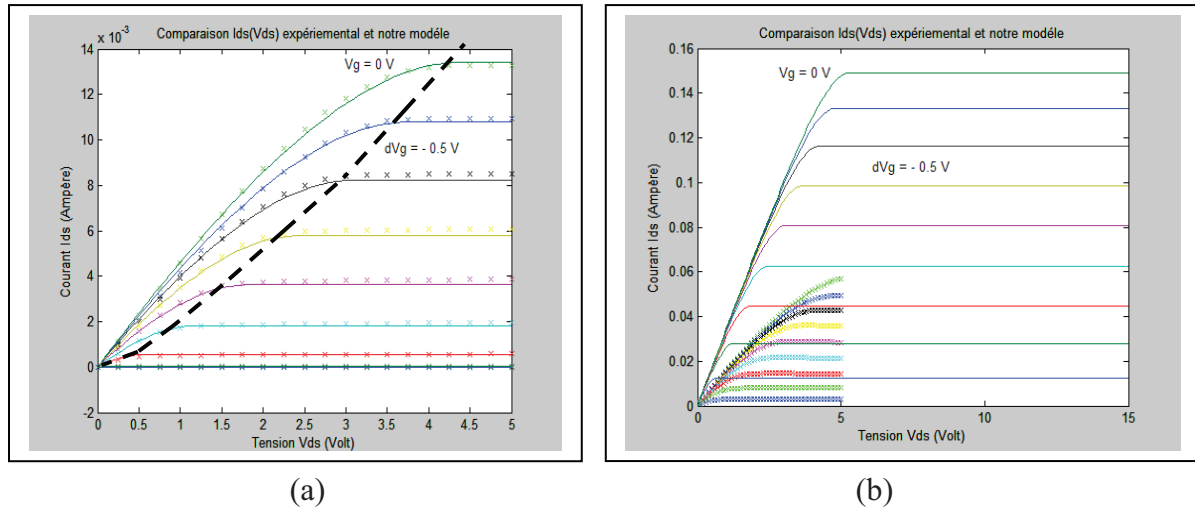


Figure 45: Caractéristique de sortie Courant-Tension de transistors HEMTs AlGaIn/GaN réalisés sur l'échantillon A392. (a) mesure et simulation d'un transistor avec  $L_g=10\ \mu m$  x  $150\ \mu m$ . (b) mesure sur un transistor  $L_g=3\ \mu m$  x  $150\ \mu m$  et modélisation pour un transistor  $L_g=0.3\ \mu m$  x  $150\ \mu m$ .

Ainsi, à mesure que la tension de drain augmente, le potentiel "vu" par le canal en bord de grille et du côté drain est approximativement égal à  $V_{ds}-V_{gs}$ . Lorsque cette quantité est égale à la tension de pincement  $V_p$ , cette région du canal est normalement pincée et c'est pour assurer la continuité du courant que les charges accumulées près de cette région atteignent leur vitesse maximale conditionnée par la mobilité des charges et le champ électrique à la saturation.

A partir de la modélisation d'un transistor connu comme celui présenté Figure 45.a (A392), il nous est alors possible d'établir des projections en modifiant la topologie des transistors. Ainsi, sur la Figure 45.b, on peut voir comment la réduction de la longueur de grille de  $3\ \mu m$  à  $0.3\ \mu m$  peut mener à l'augmentation de la densité de courant depuis  $400mA/mm$  jusqu'à  $1\ A/mm$ ; pour ce calcul, les résistances d'accès ont également été divisées par deux pour rendre compte de résistances de contact plus faibles et de distances source-drain réduites plus proches des données habituellement rencontrées.

Cet outil simple de simulation permet donc de prévoir les caractéristiques des transistors, mais ceci suppose que soit ces derniers sont idéaux, soit que d'autres phénomènes ne viendront pas les perturber à mesure que les dimensions seront réduites et donc que les champs électriques appliqués augmenteront. Ces problèmes ne sont pas adressés au laboratoire, mais par des partenaires comme l'IEMN (modèles Monte-Carlo, modèles hydrodynamiques 2D) ou encore le LPMM de l'Université de Casablanca (programme de coopération CNRS-CNRST Maroc), qui essaie d'adapter son savoir faire dans le domaine de la simulation des pièges dans les MOSFETs silicium [73] à la problématique des HEMTs GaN.



## IV.2. Améliorations des structures pour les transistors :

L'isolation électrique de la couche tampon, mais aussi le confinement des porteurs dans le gaz d'électrons sont deux facteurs importants qui vont conditionner le fonctionnement des transistors. L'isolation électrique va déterminer les conditions limites de polarisation du transistor en fonction des fuites électriques sous le canal. La tenue en tension de la grille entre également en ligne de compte, mais elle se trouve généralement reliée également à l'isolation de la couche tampon. De même, on peut s'attendre à ce que plus les porteurs seront confinés, plus le pincement du canal sera efficace et moins les fuites seront importantes. Enfin, les couches tampons et substrats les plus isolants possibles sont souhaitables pour limiter les pertes RF.

### *Transistors sur couche tampon GaN dopée au Fer*

Nous avons évoqué précédemment que le dopage Fer des couches GaN permettait la réalisation de Tremplins isolants sur Saphir et avec peu de dislocations, mais aussi qu'un bon agencement du profil de dopage Fer permettait la reprise d'épitaxie sans problèmes de conduction parasite à l'interface de recroissance [32,74].

Pour valider cette approche, des transistors avec des grilles relativement courtes (3  $\mu\text{m}$  environ) ont pu être réalisés sur une série d'échantillons sur des tremplins GaN:Fe sur Saphir ainsi que sur Si(111) (Figure 46). Ces structures comportent la même zone active qui consiste en un espaceur 1nm AlN, une barrière 21 nm AlGa<sub>N</sub>  $x \sim 28\%$  et une couche GaN épaisse de 5 nm. En confirmation des isolations électriques présentées dans la partie dédiée aux couches tampon, on peut noter le bon comportement au pincement des HEMTs PTC253 et PTC255 réalisés sur Saphir. Les courants de fuite relevés sur l'échantillon PTC255 ne dépassent guère 0.5 mA/mm à  $V_{ds}=100\text{V}$  alors que ceux mesurés sur PTC253 varient entre 5 et 100  $\mu\text{A}/\text{mm}$  à  $V_{ds}=100\text{V}$ . Ce résultat nous permet pour la première fois d'effectuer une comparaison entre dispositifs réalisés avec la même zone active par la même technique de croissance sur des substrats différents. Ainsi, les échantillons sur Tremplin GaN (Figure 46.a et b) peuvent être comparés à des échantillons réalisés sur substrat Silicium(111) comme le HEMT PTC240 (Figure 46.c), ici utilisé comme référence et le HEMT PTC254 (Figure 46.d) réalisé en 3 étapes : croissance par EJM d'un tampon GaN sur Silicium, croissance par MOCVD d'un fin film GaN dopé Fer, reprise de croissance par EJM d'un HEMT avec la même zone active. A canal ouvert, les HEMTs présentent une chute relative du courant de drain à mesure que  $V_{ds}$  augmente ici jusqu'à 30V. Etant donné que les HEMTs sur tremplins présentent des densités de dislocations inférieures d'un ordre de grandeur aux HEMTs sur Silicium, nous pouvons attribuer l'essentiel de cette chute du courant à l'échauffement du canal des transistors et au vu de la Figure 46, conclure que la dissipation thermique est effectivement plus efficace sur Silicium.

Cependant, le courant de fuite visible au pincement du HEMT PTC240 confirme les limitations déjà évoquées avec un courant qui varie de manière exponentielle avec la tension pour atteindre au mieux 0.6 mA/mm à 100V. De plus, à partir de 80 V, nous avons pu constater la dégradation catastrophique de bon nombre des composants testés. Malgré le peu de maturité de cette approche et le fait qu'il consiste en une reprise d'épitaxie, le HEMT PTC254 réalisé sur Silicium avec un film mince de GaN dopé Fer (40 nm) dans sa couche tampon présente un courant de fuite variant beaucoup moins vite avec la tension de drain et limité à 0.27 mA/mm à 100V. Ce résultat montre ici tout l'intérêt de recourir à un dopage pour compenser les donneurs résiduels sur un substrat comme le Silicium.

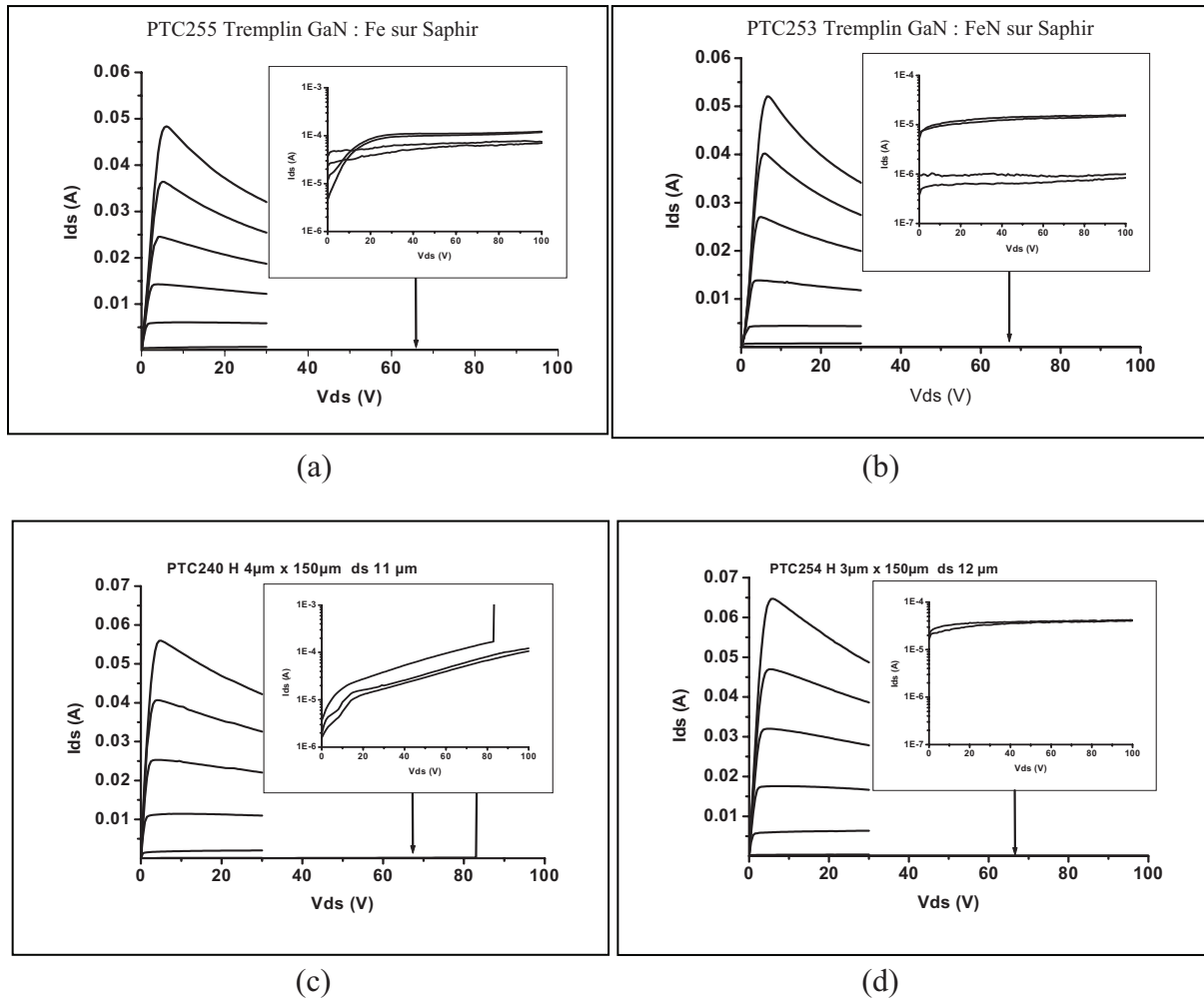


Figure 46: Caractéristiques de sortie de transistors avec une grille  $L_g = 3 \mu\text{m} \times 150 \mu\text{m}$  réalisés sur les structures PTC 255 (a) et PTC 253 (b) sur Tremplins GaN dopés Fer sur Saphir, ainsi que les structures PTC 240 sur Si(111) (c) et PTC 254 réalisée sur Si(111) avec un tampon GaN dopé Fer (d).

### Transistors sur couche tampon AlGaN

Pour améliorer le confinement, il est envisageable de remplacer la couche tampon GaN par un alliage AlGaN, le canal du transistor consistant en une couche de GaN d'épaisseur réduite et recouverte par une barrière AlGaN. Ainsi, comme on peut le voir sur les simulations réalisées pour une structure DH-HEMT avec une couche barrière  $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$  et une couche tampon  $\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{N}$ , c'est davantage le champ de polarisation à l'interface GaN/ $\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{N}$  que la discontinuité de bande de conduction qui est responsable du confinement (Figure 47.a). Cependant, le prix de ce confinement est une diminution notable du nombre de charges dans le canal GaN en raison de la présence d'une charge de polarisation négative supplémentaire de  $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  environ à cette interface. De plus, il existe un risque de former un gaz de trous près de cette interface pour les canaux GaN épais, bien que le niveau de dopage résiduel de nos structures ne lui soit pas généralement favorable (Figure 47.b).

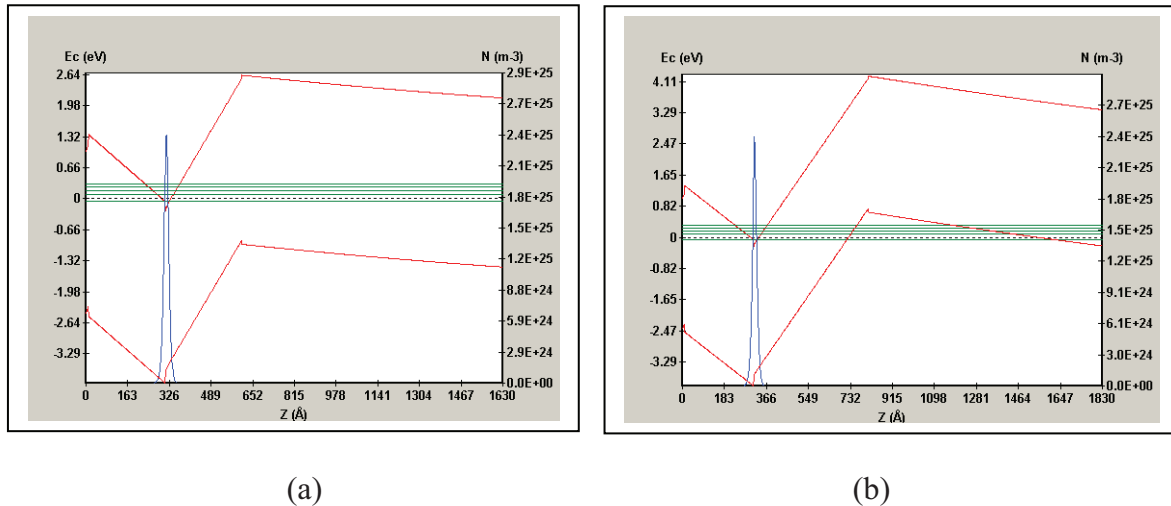


Figure 47: Simulations de la structure de bande et des profils de charges dans une structure DH-HEMT avec un canal GaN de 30 nm (a) et 50 nm (b).

Nous avons étudié cette approche avec des structures avec des couches tampons  $Al_{0.10}Ga_{0.90}N$  épaisses de 1 et 1.5  $\mu m$  sur substrat de Silicium(111) et des canaux GaN épais de 30 et 50 nm [75]. En accord avec les simulations, l'étude des caractéristiques des couches a tout d'abord confirmé des densités de charges comprises entre 4 et  $5 \times 10^{12} cm^{-2}$  alors que la barrière  $Al_{0.25}Ga_{0.75}N$  épaisse de 30 nm peut fournir environ  $8 \times 10^{12}$  charges par  $cm^2$  sur une couche tampon GaN. Ceci résulte logiquement dans des courants de drain plus faibles d'un facteur 2 environ.

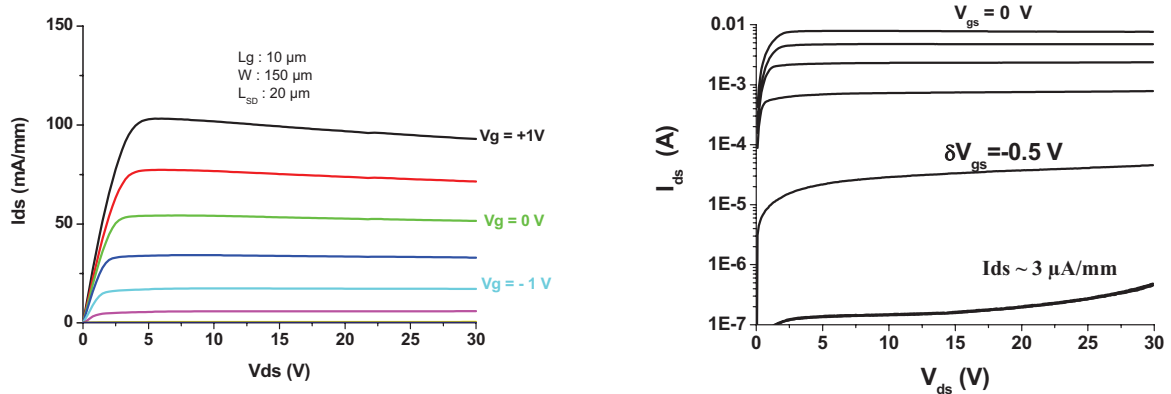


Figure 48: Caractéristiques de sortie en échelles linéaire et logarithmique d'un transistor DH-HEMT avec une grille  $L_g=10\mu m \times 150\mu m$ .

Cependant, un effet notable de réduction du courant de fuite à canal pincé a pu être observé sur les transistors réalisés au laboratoire (Figure 48). Ainsi, des courants de fuites inférieurs à  $5 \mu A/mm$  à  $V_{ds}=30V$  ont été obtenus alors que les transistors réalisés à la même époque avec des structures sur couche tampon GaN ont produit des courants de fuites au mieux compris entre  $20 \mu A/mm$  et  $25 \mu A/mm$ . Des progrès peuvent encore être réalisés tant au niveau de la zone active pour accroître la densité de charges (augmentation de la concentration en Aluminium dans la barrière, dopage de la barrière), améliorer la mobilité

(AlN à l'interface) que dans la technologie et notamment le traitement de la surface de la couche  $\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{N}$  ici laissée à nu dans le cas d'une isolation par gravure en méso.

### ***Autres améliorations envisageables pour les transistors :***

#### ***La Couche tampon :***

Nous venons de voir que dans le cas de la couche tampon AlGaN, c'était davantage le champ de polarisation plutôt que la discontinuité de bande de conduction qui était responsable du confinement. Aussi, d'autres auteurs ont proposé d'utiliser sous le canal GaN un puits InGaN trop fin pour être peuplé par des électrons mais dont le champ de polarisation permet d'élever l'énergie de la bande de conduction de la couche tampon GaN par rapport au niveau de Fermi [76].

#### ***La Surface :***

La surface des hétérostructures est un élément critique pour le comportement des transistors, que ce soit pour la réalisation du contact Schottky de la grille que dans les espaces entre grille et contacts ohmiques. Ainsi, à mesure que la polarisation de drain augmente, les électrons peuvent migrer depuis la grille vers la surface de la barrière ou du cap layer et agir comme une extension de la grille, à l'origine d'une limitation sévère des performances. Un moyen de limiter ce phénomène consiste à passiver la surface pour la rendre électriquement inactive. Ceci est généralement effectué grâce un dépôt PECVD de Nitrure de Silicium durant le procédé de réalisation des transistors, ce qui nécessite au préalable une étape efficace de préparation de la surface. Une autre possibilité consiste à effectuer ce dépôt immédiatement après épitaxie de la structure et veiller à ce que le procédé technologique de réalisation des transistors lui soit compatible. Ainsi, le dépôt de Nitrure de Silicium par voie chimique dans un réacteur MOCVD sur des structures HEMTs a permis l'obtention de transistors [77]. Bien que plus lente, la formation de Nitrure de Silicium à partir d'une source solide de Silicium dans un réacteur EJM a pu être montrée au laboratoire sur une structure HEMT.

Le matériau AlN étant très stable en Température, il pourrait être également intéressant d'envisager la réalisation de HEMTs avec un fin cap layer AlN plus résistant que GaN ou AlGaN durant le recuit des contacts ohmiques. De plus, la couverture de la surface de composants avec une couche AlN peut également constituer une passivation efficace et stable en température et c'est dans ce sens que l'équipe de M-P.Besland à l'Institut des Matériaux de Nantes travaille en collaboration avec le CRHEA pour réaliser sur des HEMTs AlGaN/GaN une passivation à base d'AlN par pulvérisation.

#### ***Des nouveaux alliages :***

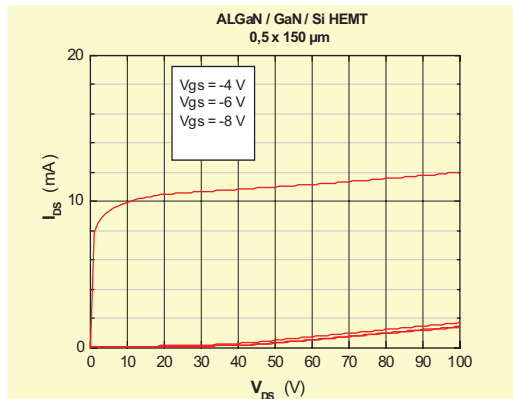
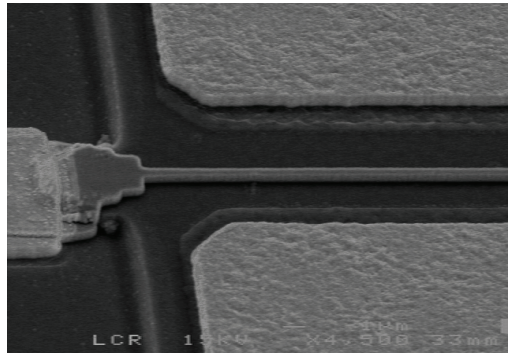
Les alliages Nitrures à base d'indium peuvent également présenter un intérêt pour les hétérostructures HEMTs. Ainsi, grâce à la polarisation électrique importante dans InN (-0.032 C/m<sup>2</sup> contre -0.029 C/m<sup>2</sup> pour GaN), et à son paramètre de maille de 3.548 Å, il est possible d'envisager la réalisation d'hétérostructures AlInN/(In)GaN dont la barrière est en accord de maille avec GaN ( $a=3.189$  Å) pour un taux d'indium de 17%. Des taux d'indium de 10% dans le canal InGaN mèneraient alors à des densités de charges pouvant dépasser  $4 \times 10^{13}$  cm<sup>-2</sup> [78]. Cependant, en raison des fortes interactions d'alliage et contraintes internes dans InGaN et AlInN, on attend davantage des hétérostructures AlInN/GaN capables de produire des densités de charges de l'ordre de  $2.5 \times 10^{13}$  cm<sup>-2</sup>. Les premières réalisations ont cependant

montré à nouveau la nécessité de recourir à un espaceur AlN pour obtenir des mobilités correctes ( $1170 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  avec des densités de charges  $2.5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ ) [79]. Des densités de courants supérieures à  $2 \text{ A/mm}$  ont ainsi pu être obtenues avec des barrières AlInN relativement fines ( $13 \text{ nm}$ ), ce qui est intéressant pour atteindre des fréquences de travail élevées. Ces études ont également montré la grande stabilité de la barrière AlInN [80] ce qui est un atout majeur pour le développement d'une filière de composants de puissance, mais aussi de capteurs dans des environnements particulièrement agressifs.

### ***V. Transistors hyperfréquences sur substrats Silicium:***

Des transistors à grilles submicroniques ont été réalisés sur certaines de nos structures HEMTs sur Silicium. Ce travail qui nécessite des moyens technologiques tels que le masquage électronique a été réalisé par des laboratoires partenaires du CRHEA. Ainsi, dès la fin 2001, un premier résultat a pu être obtenu en partenariat avec Thales, résultat qui démontrait les potentialités en fréquence de ces structures sur Silicium(111) de résistivité élevée ( $10\,000 \text{ Ohm.cm}$ ) avec notamment une fréquence de transition  $F_{\text{max}}$  supérieure du double environ à la fréquence  $F_t$  ( $40 \text{ GHz}$  contre  $17 \text{ GHz}$  à  $V_{\text{ds}}=30\text{V}$ ) pour une grille de  $0.5 \mu\text{m}$  [81]. Cette réalisation a également montré un courant de drain relativement satisfaisant ( $600 \text{ mA/mm}$  à  $V_{\text{gs}}=0\text{V}$ ) et une tension de claquage supérieure à  $100\text{V}$  avec une fuite à canal pincé de  $6 \text{ mA/mm}$  à  $80\text{V}$ . On peut cependant noter qu'à partir de  $V_{\text{ds}}=20\text{-}30 \text{ V}$ , ce courant de fuite augmente plus rapidement avec  $V_{\text{ds}}$ , ce qui est la principale limitation de ce type de composant pour la puissance. Ainsi, pour une excursion en tension de l'ordre de  $20 \text{ V}$  et un courant de drain maximum de  $700 \text{ mA/mm}$ , on peut prévoir une puissance maximale de sortie de l'ordre de  $(V_{\text{ds,max}} \times I_{\text{dss}}) / 8$  en classe A, soit ici  $1.8 \text{ W/mm}$ . Un transistor constitué de 16 doigts de  $150 \mu\text{m}$ , soit  $2.4 \text{ mm}$  de développement, a délivré en continu une puissance maximale de sortie de  $3.5 \text{ W}$  à  $4 \text{ GHz}$ , soit une densité de puissance de  $1.5 \text{ W/mm}$ .

Les développements technologiques suivants visant à réduire la longueur de grille ont été réalisés sur des structures HEMTs AlGaIn/GaN similaires avec un taux d'aluminium légèrement plus faible dans la barrière ( $25\text{-}27\%$ ) ; ils sont rassemblés dans la Table 10. Ces résultats sont pour la plupart issus de notre collaboration avec l'IEMN qui travaille sur les composants hyperfréquences à base de GaN dans le cadre de son laboratoire commun avec Thales (Laboratoire TIGER). Ainsi, la réalisation de grilles plus courtes peut mener à des fréquences de coupure plus grandes ( $F_t = 28 \text{ GHz}$ ,  $F_{\text{max}} = 58 \text{ GHz}$  pour  $L_g = 0.3 \mu\text{m}$  [82], et jusqu'à  $F_t = 46 \text{ GHz}$ ,  $F_{\text{max}} = 92 \text{ GHz}$  pour  $L_g = 0.17 \mu\text{m}$  [83]). Cependant, des résultats moins probants ( $F_t = 17 \text{ GHz}$ ,  $F_{\text{max}} = 38 \text{ GHz}$  pour  $L_g = 0.3 \mu\text{m}$  [84]), ont également été observés durant cette période, témoignant alors de la faible maturité de la filière. Au delà des potentialités en termes de densités de puissance, d'autres mesures réalisées sur ce type de composants ont également permis de montrer leur grande linéarité à forte puissance [85], avec des rapports d'intermodulation améliorés jusqu'à  $20\text{dB}$  par rapport à des composants GaAs qui arrivent à leurs limites physiques pour des applications comme les télécommunications numériques. On peut également signaler les performances intéressantes pour le bruit RF, avec ici un minimum de facteur de bruit de  $1.1\text{dB}$  et un gain associé de  $12\text{dB}$  à  $10 \text{ GHz}$  pour un transistor  $100 \times 0.17 \mu\text{m}^2$  [83], ce qui laisse entrevoir la possibilité de développer des récepteurs faible bruit plus simples notamment au niveau des circuits de protection car plus robustes, ce qui est d'ailleurs l'objectif du contrat RNRT ANDRO auquel participe le laboratoire.



Power measurements at  
 $V_{DS}=20.5V$  and  $V_{GS}=-2.4V$   
 $Z_{load}(\Omega)=43+j26$

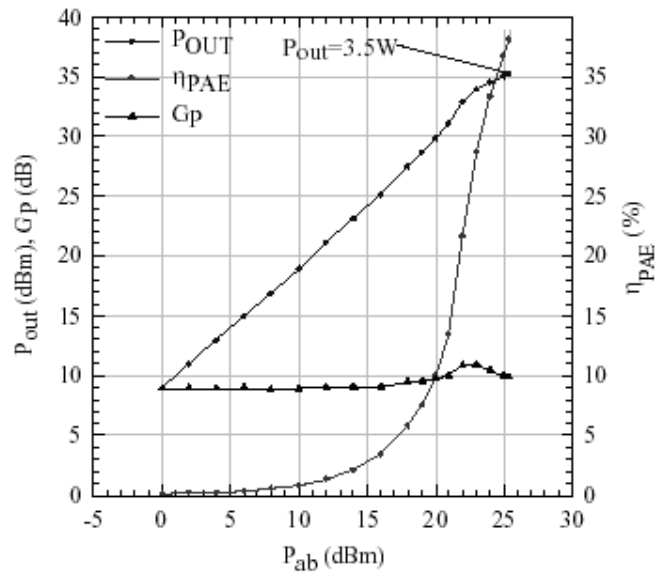


Figure 49: Principales caractéristiques du premier transistor à grille submicronique réalisé sur Silicium(111) ; vue au microscope électronique à balayage , comportement au pincement et mesure load-pull à 4 GHz sur un transistor 16 x 150 μm x 0.5 μm

Ref	AlGaN	Ns	μ	Lg	Idss	Ft	Fmax	Pmax
[81]	30 nm 30%	$8-9.8 \times 10^{12}$	1200-820	0.5μm	600mA/mm à $V_{gs}=0V$	17 GHz	40 GHz	1.5 W/mm 4GHz $V_{ds}=20.5V$
[82]	30 nm 25%	$8 \times 10^{12}$	1600	0.3μm	240mA/mm	28 GHz	50 GHz	
[83]	30 nm 26%	$8 \times 10^{12}$	1600	0.17μm	550mA/mm	46 GHz	92 GHz	
[84]	30 nm 25%	$8 \times 10^{12}$	1600	0.3μm	300mA/mm à $V_{gs}=+2V$	18 GHz	38 GHz	1.8W/mm 4GHz $V_{ds}=30V$
[86]	30 nm 27%	$9.6 \times 10^{12} *$	1440 *	0.25μm	1.1A/mm	27 GHz	81 GHz	6.6W/mm 2GHz $V_{ds}=30V$  3 W/mm 8 GHz $V_{ds}=30V$
Si(001)	25 nm 27%	$7 \times 10^{12}$	1230	0.1μm	420mA/mm	28 GHz	46 GHz	1W/mm 2GHZ $V_{ds}=30V$

\* composant passivé

Table 10. Principales caractéristiques des transistors à grille submicronique réalisés sur Silicium (les puissances maximales Pmax sont mesurées en continu).

La faible maturité tient en partie dans la qualité du matériau et dans l'impact de défauts comme les dislocations, mais également dans la technologie, que ce soit au niveau de la



résistance des contacts ohmiques, que de tous les phénomènes mettant en jeu la surface. En effet, à la surface de GaN ou AlGaIn on trouve non seulement des dislocations qui émergent, mais encore une charge de polarisation plus ou moins neutralisée par les éléments chimiques présents en surface et les réorganisations des liaisons pendantes qui en découlent. On peut ainsi tirer partie de la sensibilité de la surface des HEMTs pour réaliser des capteurs chimiques, mais pour ce qui concerne les applications hyperfréquences, on a tout intérêt à produire une surface la plus stable possible du point de vue électrique, c'est à dire avec le moins possible de phénomènes de piégeage de charges qui peuvent sensiblement dégrader la dynamique du composant avec des phénomènes de Lag qui peuvent accentuer les effets de compression à haute fréquence.

La mise au point de préparations de surface et de passivations adéquates avec des diélectriques comme SiN<sub>x</sub> ou SiO<sub>2</sub> est une voie intéressante. Ainsi, le même type d'épitaxie traitée avec une passivation SiN<sub>x</sub> par le laboratoire de recherches de Daimler Chrysler à Ulm dans le cadre d'un contrat DGA a permis de mettre en évidence une augmentation de la densité de charges dans le canal qui résulte dans un courant de drain supérieur à 1A/mm (Figure 50) en accord avec les prévisions effectuées à partir des transistors à grille longue de la Figure 45. La puissance de sortie de 32dBm en continu à V<sub>ds</sub>=30V soit 6.6 W/mm avec un rendement de puissance ajoutée (PAE) de 49% pour des transistors 2x125x0.25μm<sup>2</sup> témoigne de l'efficacité de cette approche [86] et a établi l'état de l'art sur Silicium en 2003. Le même type de composants a par ailleurs délivré une densité de puissance de 3W/mm à 8 GHz. Peu après, avec une technologie incluant passivation, mais aussi une isolation par implantation afin d'éviter les fuites électriques en bord de méso, la compagnie américaine Nitronex est parvenue à démontrer une densité de puissance de 12W/mm et une PAE de 52.7% à V<sub>ds</sub>=50V et à 2GHz sur des transistors 2x50x0.7μm<sup>2</sup> réalisés à partir de structures similaires élaborées par MOCVD [87]. Le courant étant de l'ordre de 1A/mm également, ce résultat confirme la tendance dans la progression des performances obtenue grâce à la possibilité d'utiliser de plus fortes tensions de drain.

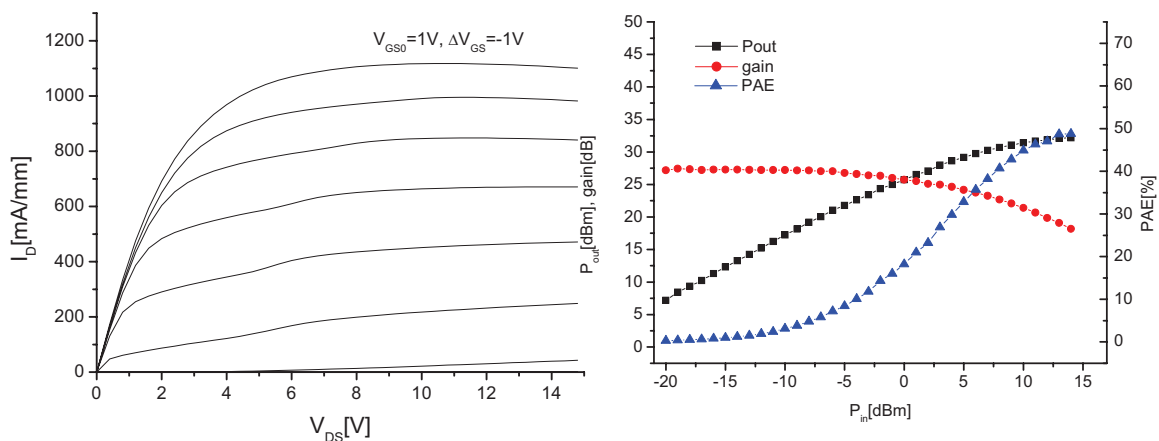


Figure 50: Caractéristiques de sortie d'un transistor 50x0.25μm<sup>2</sup> passivé sur un HEMT AlGaIn/GaN sur Silicium et mesures load pull en classe AB d'un composant 2x125x0.25μm<sup>2</sup> à VDS=30V.

Signalons également la réalisation récente à l'IEMN d'un transistor à grille 0.1 μm sur une structure HEMT sur substrat Si(001). Ce transistor qui délivre une densité de courant

maximale de 420 mA/mm présente des fréquences de transition  $F_t = 28$  GHz et  $F_{max} = 46$  GHz en rapport avec la mobilité  $1230 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  mesurée sur cette structure, ce qui explique une densité de puissance limitée à 1W/mm à 2 GHz. Cependant, les progrès réalisés dans la croissance du matériau GaN sur Si(001) avec des mobilités et densités de charges de  $1800 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  et  $8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  respectivement [15,67-69] laissent espérer des progrès significatifs.

Pour les plus hautes fréquences, le laboratoire TIGER a réalisé une technologie assez similaire sur une structure HEMT AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> sur Silicium(111) élaborée par Picogiga. Un composant  $2 \times 50 \times 0.25 \mu\text{m}^2$ , polarisé à  $V_{ds} = 35\text{V}$  a délivré jusqu'à 5.1W/mm avec une PAE de 20% à 18 GHz. [88].

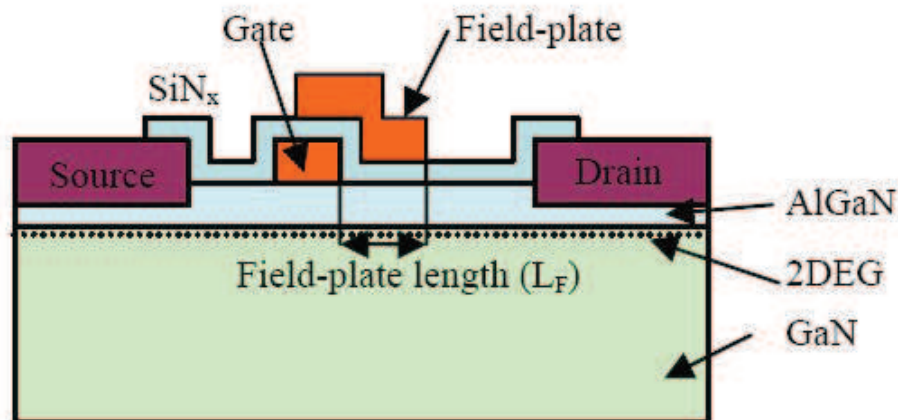


Figure 51. Schéma de principe d'un Field-plate étendu vers le drain (source UCSB)

Un autre développement technologique est récemment apparu pour les HEMTs nitrure et consiste en l'utilisation de 'Field Plates'. Largement utilisées par l'université de Santa Barbara par exemple (Figure 51), ces extensions de la grille ont pour rôle principal de redistribuer les champs électriques en bord de grille, surtout côté drain et permettent de diminuer le champ électrique de ce côté, et ainsi augmenter la tension de claquage [89], comme fut le cas pour les transistors sur matériaux III-V classiques (GaAs, InP). Ainsi, sur Silicium(111), TRIQUINT a publié une densité de puissance de 7W/mm et une PAE=38% à  $V_{ds} = 40\text{V}$  et à 10GHz (classe AB) mesurées sur un transistor  $4 \times 50 \times 0.25 \mu\text{m}^2$  réalisé sur le même type de matériau [90]. Il semble également que dans certains cas, la réduction du champ électrique soit moins recherchée pour éviter un claquage par avalanche que pour éviter de transférer des électrons sur des pièges principalement situés dans la barrière ou en surface.

Le field plate fait d'ailleurs partie des technologies utilisées par le seul fournisseur actuel de modules de puissance à base de GaN sur Silicium (Nitronex), avec notamment au delà des applications WCDMA à 2GHz, des modules pour applications large bande ou pour les infrastructures WIMAX où avec des fréquences allant de 2.3 à 3.5 GHz, les avantages intrinsèques des composants GaN (notamment leur efficacité et leur linéarité) commencent à prendre le pas sur les LDMOS silicium. D'autres industriels ont récemment développé des produits pour ce type d'applications (notamment CREE et RFMD aux USA et Toshiba et Fujitsu au Japon), mais cette fois ci avec des HEMTs GaN sur substrat SiC, ce qui constitue un challenge en termes de coûts vu le prix du substrat.

Réaliser une comparaison des performances des transistors réalisés sur des bases bibliographiques n'est pas une chose aisée, surtout pour un épitaxieur. A ce stade, la comparaison avec les dispositifs réalisés sur SiC s'avère intéressante. Ainsi, à

développements de grille comparables, des densités de puissances de l'ordre 17-20 W/mm ont à ce jour été obtenus sur SiC à 2GHz (Université de Caroline du Sud); toujours sur SiC, des densités de puissances de 10W/mm ont été démontrées à 10 GHz par l'Université de Santa Barbara, de même qu'à 18 GHz, l'Université de l'Illinois à obtenu 9.1W/mm en 2005. Avec 7W/mm à 10 GHz sur Silicium, on voit ici, l'impact notable de la dissipation thermique qui pour une température de jonction donnée (typiquement 200°C) autorise des conditions de polarisations telles que des puissances plus élevées peuvent être délivrées.

## VI. Conclusions et perspectives :

Dans cette partie, je me suis attaché à décrire l'essentiel de notre activité sur les HEMT nitrures à partir de la description des éléments constituant une structure HEMT. La réalisation par Epitaxie par Jets Moléculaires de structures principalement sur substrat Silicium(111) et sur des tremplins GaN sur saphir nous a permis d'étudier ces différents éléments. En particulier, l'influence de la qualité structurale sur les propriétés de transport dans les hétérostructures AlGaIn/GaN a été montrée de même que l'importance de limiter la rugosité d'interface et augmenter le confinement des porteurs sensibles aux interactions d'alliage dans la barrière. Nous avons établi la relation entre profils de mobilité - densité de charges et caractéristiques de sortie des transistors réalisés sur ces structures. Nous avons également montré l'intérêt de compenser le dopage résiduel dans les couches tampon afin de minimiser les fuites dans les composants et augmenter les tensions de polarisation et températures d'utilisation. Enfin, cette partie s'est achevée sur une description des principales réalisations de transistors hyperfréquences sur substrat silicium.

A partir de ces résultats nous pouvons identifier plusieurs axes de développement autour de cette thématique.

Un premier axe concerne la maîtrise de la qualité structurale des structures élaborées sur Silicium. Le développement de moyens de contrôle *in-situ* comme la mesure de courbure durant la croissance est un moyen de suivre en temps réel la relaxation de contrainte et parvenir à une meilleure maîtrise de la croissance. Pour ce, nous collaborons avec la société allemande Laytec pour développer un système de mesure adapté au réacteur de croissance par EJM. Nous collaborons également avec la société Riber pour le développement du réacteur EJM dans le cadre du laboratoire commun et nous collaborons avec Picogiga pour continuer à améliorer le procédé de croissance des structures HEMTs.

Un second axe concerne la compensation du dopage résiduel n dans GaN. La mise en place d'une ligne de dopant CBr<sub>4</sub> est en cours pour accéder à un dopage carbone contrôlé dans les couches tampon. Ce dopage pourrait également nous permettre dans le futur de résoudre les problèmes de reprise de croissance sur des tremplins ou substrats autosupportés de GaN ou AlN en alternative à un dopage Fer modulé sous la surface ou intégré dans le réacteur EJM.

Un troisième axe concerne la stabilisation de la surface des composants. Nous avons vu que des méthodes comme la passivation *in-situ* par SiN<sub>x</sub> ou par AlN peuvent être développées. Dans la même optique, une collaboration avec l'Institut des Matériaux de Nantes a pour objectif final la passivation de composants par AlN.

Un quatrième axe concerne la zone active des structures avec une réflexion à développer sur l'utilisation de couches tampon AlGaIn, de puits sous le canal, et de barrières

digitales AlN/GaN. Notamment à température ambiante, étant donnée l'importance des interactions sur phonons optiques polaires et phonons acoustiques, on peut se demander si des agencements particuliers des couches ou une texturation de la surface ou dans la barrière pourraient amener à des effets physiques intéressants.

Toujours concernant la barrière, le passage à AlInN est certes un challenge pour la croissance mais est d'un grand intérêt pour la réalisation de transistors sur silicium car contrairement à AlGaIn, la barrière AlInN en accord de maille avec GaN n'introduit pas de contrainte supplémentaire.

Il faut cependant ne pas négliger un point important qui est celui de la technologie. Chaque changement au niveau de la barrière ou du cap layer peut avoir une incidence sur les contacts ohmiques notamment. Ainsi, alors que nous ne rencontrons pas de difficultés majeures avec le procédé de réalisation des contacts ohmiques développé dans notre laboratoire, l'insertion de la couche AlN à l'interface AlGaIn/GaN pose des problèmes à certains laboratoires partenaires. Aussi, le temps de cycle associé à la réalisation de transistors hyperfréquences est rarement en rapport avec celui de la croissance, ce qui pénalise l'optimisation des structures et de leurs conditions de croissance.

Des avancées significatives pourraient être également réalisées avec l'ingénierie des substrats comme les Si-on-polySiC, SiC-on-polySiC ou SiCOI. De même, la conversion de substrats Silicium en 3C-SiC telle qu'elle a été mise au point au CRHEA ou encore l'épitaxie de 3C-SiC sur Silicium est une voie que nous nous sommes engagés à évaluer.

Nous pouvons également envisager des développements en termes d'applications. Ainsi, à plus basse fréquence (quelques kHz) les HEMTs nitrures pourraient être optimisés pour réaliser des dispositifs pour la gestion de l'énergie électrique (commutateurs de puissance par exemple); la nécessité d'augmenter les rendements de conversion dans les systèmes électrotechniques favorise ces développements. Des groupes industriels comme Furukawa et Eudyna au Japon se sont engagés dans cette voie alors que d'autres groupes comme STMicroelectronics développent par ailleurs des rectificateurs à base de diodes Schottky GaN.

De même, sans changer radicalement les séquences de couches dans des structures HEMTs, de nouvelles applications comme l'émission ou la détection d'ondes THz via des ondes électroniques (plasmons) sont à l'étude (le CRHEA participe au GDR Européen "DéTECTeurs et éMETteurs de radiations térahertziennes à semiconducteurs" animé par W.Knap au GES à Montpellier). De même, la sensibilité des gaz d'électrons aux déformations ou contraintes (piézo-électricité) permet d'envisager la réalisation de capteurs de pression ou d'accélération et de microsystèmes, alors que la sensibilité de la surface aux éléments qui vont changer la densité de charges dans le canal permet d'envisager la réalisation de capteurs chimiques.

Enfin, avec le développement de la demande pour des 'system on chip' et autres 'lab on chip', il devient clair qu'on cherchera à intégrer au mieux capteurs, microsystèmes et composants actifs, ou encore électronique RF GaN et électronique silicium. La croissance de GaN par épitaxie localisée, notamment sur Silicium (001) pourrait constituer une approche intéressante pour de tels systèmes.

## Références :

- [1] B.J.Baliga, IEEE Electron. Device. Lett. Vol. 10, N°10, pp 455-457 (1999).
- [2] P.Lorenzini, HDR 'Caractérisations des hétérostructures AlGaIn/GaN : des propriétés de transport aux transistors à haute mobilité HEMT', Université de Nice - Sophia Antipolis (23 Novembre 2004).
- [3] S. Nagahama, N. Iwasa, M. Senoh, T. Matsushita, Y. Sugimoto, H. Kiyoku, T. Kozaki, M. Sano, H. Matsumura, H. Umemoto, K. Chocho, T. Yanamoto, T. Mukai, Phys. Stat. Sol. (a) 188, No. 1, pp.1-7 (2001) et Isamu Akasaki, J. Crystal Growth, Vol 300 (2007) pp. 1-262.
- [4] E.Frayssinet, W.Knap, P.Lorenzini, N.Grandjean, J.Massies, C.Skierbiszewski, T.Suski, I.Grzegory, S.Porowski, G.Simin, X.Hu, A.Khan, M.Shur, R.Gaska, D.Maude, Appl. Phys. Lett. 77 (2000) 2551-2553
- [5] J.W.Johnson, J.Han, A.G.Baca, R.D.Briggs, R.J.Shul, J.R.Wendt, C.Monier, F.Ren, B.Luo, S.N.G.Chu, D.Tsvetkov, V.Dmitriev, S.J.Pearson, Sol. State. Electronics. 46 (2002) pp.513-523.
- [6] D.Storm, J.A.Roussos, D.S.Katzer, J.A.Mittereder, R.Bass, S.C.Binari, D.Hanser, E.A.Preble, K.Evans, electronics Letters Vol 42 N°11 (2006) 663-665
- [7] X.Hu, J.Deng, N.Pala, R.Gaska, M.S.Shur, C.Q.Chen, J.Yang, G.Simin, M.A.Khan, J.C.Rojo, L.J.Schowalter, Appl. Phys. Lett. 82 (2003) 1299-1301.
- [8] H.Larhèche, B.Faure, C.Richtarch, F.Letertre, R.Langer, P.Bove, Materials Science Forum 457-460 (2004) 1621.
- [9] M.Fieger, Y.Dikme, F.Jessen, H.Kalisch, A.Noculak, A.Szymakowski, P.v.Gemmern, B.Faure, C.Richtarch, F.Letertre, M.Heuken, R.H.Jansen, Phys. Stat. Sol. (c), 7 (2005) 2607.
- [10] Compound Semiconductor, 11, pp. 24-26, November 2005
- [11] Y.Cordier, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, S.Joblot, F.Semond, J.Massies, L.Di Cioccio, H.Moriceau, Superlattice and Microstructures 40 (2006) 359-362
- [12] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, and J. Massies, Physica Status Solidi (a) 2001, 188, No. 2, 501-510
- [13] Franck Natali, 'Elaboration, étude et application d'hétérostructures (Al,Ga)N/GaN épitaxiées par jets moléculaires sur Si(111), thèse de l'Université de Nice-Sophia Antipolis, 17 Décembre 2003
- [14] Arnaud.Lelouarn, 'Première étape de la croissance de GaN sur Si(111) : la nucléation d'AlN, thèse de l'Université de Nice-Sophia Antipolis, 15 Février 2006
- [15] Sylvain Joblot : thèse de Université de Nice - Sophia Antipolis, 2007, Croissance d'Hétérostructures à base de GaN sur substrat de silicium orienté (001) : application aux transistors à haute mobilité d'électrons
- [16] thèse de Nicolas Baron, Optimisation de la croissance épitaxiale d'hétérostructures dans la filière Nitrure de Gallium pour les applications aux transistors à effet de champ 2005-2008
- [17] Y.Cordier, N.Baron, F.Semond, J.Massies, M.Binetti, B.Henninger, M.Besendahl, T.Zettler, J. Crystal. Growth (301-302) pp.71-74 (2007)
- [18] J.E.Northrup, J.Neugebauer, Phys. Rev. B53, R10477-R10480 (1996)
- [19] X.Q.Shen, H.Matsuhata, H.Okumura, Appl. Phys. Lett. 86 (2005) 021912
- [20] H.M.Ng et al, Appl. Phys. Lett. 73 (1998) pp. 821-823
- [21] J.L.Farvacque *et al*, PRB,63, (2001), p115202
- [22] P.Muret, CH.Ulzhöfer, J.Pernot, Y.Cordier, F.Semond, CH.Gacquièr, D.Théron, Superlattices and Microstructures 36 (2004) 435-443
- [23] N.I.Kuznetsov, A.E.Nikolaev, A.Szubrilov, V.Melnikb, A.Dmitriev, Appl. Phys. Lett. 75 (2005) pp. 3138-3140
- [24] D.S.Katzer, D.F.Storm, S.C.Binari, J.A.Roussos, B.V.Shanabrook, E.R.Glaser, J. Crystal. Growth 251 (2003) 481-486
- [25] C.Poblenz, P.Waltereit, S.Rajan, S.Heikman, U.K.Mishra, J.S.Speck, J. Vac. Sci. Technol. B 22 (3) May/Jun 2004, pp.1145-1149.
- [26] Z.Bougrioua, M.Azize, P.Lorenzini M.Laügt, H.Haas, Phys. Stat. Sol. (a) 202, 536 (2005).
- [27] S.Heikman, S.Keller, T.Mates, S.P.DenBaars, U.K.Mishra, J. Cryst. Growth, 248, 513 (2002).
- [28] A.Corrion, F.Wu, T.Mates, C.S.Gallinat, C.Poblenz, J.S.Speck, J. Crystal. Growth. 289 (2006) 587-595
- [29] S.Haffouz, H.Tang, J.A.Bardwell, E.M.Hsu, J.B.Webb, R.Srolfe, Sol. Stat. Elec. 49 (2005) 802-807
- [30] S.Haffouz, H.Tang, S.Rolfe, J.A.Bardwell, Appl. Phys. Lett. 88 (2006) 252114-1-3
- [31] M.Azize, thèse sur l' Hétéro-épitaxie de Nitrure de Gallium Semi-isolant peu disloqué sur substrat de saphir pour applications HEMTs AlGaIn/GaN, Université de Nice - Sophia Antipolis (06/2006).
- [32] Y.Cordier, N.Baron, M.Azize, S.Chenot, J.Massies, Euro-MBE 2007 5-7 March, Sierra Nevada (Spain)
- [33] S.Vézian, F.Natali, F.Semond, J.Massies, Appl. Surf. Sci. 234 (2004) 445-450
- [34] E.Chumbes, A.T.Schremer, J.A.Smart, Y.Wang, N.C.MacDonald, D.Hogue, J.J.Komiak, S.J.Lichwalla, R.E.Leoni III, J.R.Shealy, IEEE Transactions on Electron devices vol.48 (2001) pp.420-426.



- [35] R. Aubry, J-C. Jacquet, B. Dessertenne, E. Chartier, D. Adam, Y. Cordier, F. Semond, J. Massies, M-A. DiForte-Poisson, A. Romann, S.L. Delage, *European-Physical-Journal, Applied-Physics*. May 2003, 22(2) pp.77-82.
- [36] O.Ambacher, J.Smart, J.R.Shealy, N.G.Weimann, K.Chu, M.Murphy, W.J.Schaff, L.Eastman, R.Dimitrov, L.Wittmer, M.Stutzmann, W.Rieger, J.Hilsenbeck, *J. Appl. Phys* 85 n°6, pp 3222-3233 (1999)
- [37] F. Bernardini, V.Fiorentini, D.Vanderbilt, *Physical Review B Vol* 56 n°16, R10024 (1997)
- [38] O.Ambacher, B.Foutz, J.Smart, J.R.Shealy, N.G.Weimann, K.Chu, M.Murphy, A.J.Sierakowski, W.J.Schaff, L.Eastman, R.Dimitrov, A.Mitchell, M.Stutzmann, *J. Appl. Phys* 87 n°1, pp 334-344 (2000)
- [39] K. Shimada et al, *J. Appl. Phys* 84 n°9, p4951 (1998)
- [40] R.M.Chu, Y.G.Zhou, Y.D.Zheng, P.Han, B.Shen, S.L.Gu, *Appl. Phys. Lett.* 79 n°14 (2001) pp. 2270-2272
- [41] L.Hsu, W.Walukiewicz, *Appl. Phys. Lett.* 73 n°3 (1998) pp. 339-341
- [42] I.P.Smorchkova, C.R.Elsass, J.P.Ibbetson, R.Vetury, B.Heying, P.Fini, E.Haus, S.P.DenBaars, J.S.Speck, U.K.Mishra, *J. Appl. Phys. Vol.86, N°8* (1999) pp. 4520-4526.
- [43] Jang et al, *Phys. Stat. Sol. (b)* 228 N°2 (2001) pp. 621-624
- [44] J.P.Ibbetson et al, *Appl. Phys. Lett.* 77 (2) pp. 250-252 (2000)
- [45] L.Hsu, W.Walukiewicz, *J. Appl. Phys.* 83 n°3 (2001) pp. 1783-1789
- [46] B.K.Ridley, *Appl. Phys. Lett.* 77 (7) pp. 990-992 (2000)
- [47] S.T.Bradley, S.H.Goss, J.Hwang, W.J.Schaff, L.J.Brillson, *J. Appl. Phys.* 97 (2005) 084502
- [48] E.T.Yu, X.Z.Dang, L.S.Yu, D.Qiao, P.M.Asbeck, S.S.Lau, G.J.Sullivan, K.S.Boutros, J.M.Redwing, *Appl. Phys. Lett* 73 n°13, pp 1880-1882 (1998)
- [49] L.S.Yu, D.J.Qiao, Q.J.Xing, S.S.Lau, K.S.Boutros, J.M.Redwing, *Appl. Phys. Lett.* 73 (1998) pp.238-240
- [50] G. Martinez-Criado, A.Cros, A.Cantarero, O.Ambacher, C.R.Miskys, R.Dimitrov, M.Stutzmann, J.Smart, J.R.Shealy, *J. Appl. Phys* 90 n°9, pp. 4735-4740 (2001)
- [51] Rashmi, Abhinav Kranti, S.Haldar, R.S.Gupta, *Solid-State Electronics Vol* 46, pp. 621-630 (2002)
- [52] Logiciel de Résolution Autocoherente des Equations de Schrödinger et de Poisson, IEMN-CNRS, O.Schuler et D.Théron, 2005.
- [53] Maxime Hugues, Etude des propriétés électriques de structures HEMT's AlGaIn/GaN, stage de maîtrise Septembre 2003
- [54] B.Shen, T.Someya, Y.Arakawa, *Appl. Phys. Lett.* 76 (2000) pp. 2746-2748
- [55] Rashmi, A. Kranti, S.Haldar, R.S.Gupta, *Microelectronics Journal* 33 (2002) pp. 205-212
- [56] Z.Bougrioua, I. Moerman, L. Nistor, B. Van Daele, E. Monroy, T. Palacios, F. Calle, and M. Leroux *Phys. Status Solidi (a)* 195, 93 (2003)
- [57] S.Keller, G.Parish, P.T.Fini, S.Heikman, C.H.Chen, N.Zhang, S.P.DenBaars, U.K.Mishra, Y.F.Yu, *J. Appl. Phys.* 86 n°10 (1999) pp. 5850-5857.
- [58] Ch.Consejo, L.Konczewicz, S.Contreras, S.Lepkowsky, M.Zielinski, J.L.Robert, P.Lorenzini, Y.Cordier, *Physica Status Solidi (b)*; 235 (2003) pp. 232-237.
- [59] I.P.Smorchkova, L.Chen, T.Mates, L.Shen, S.Heikman, B.Moran, S.Keller, S.P.DenBaars, J.S.Speck, U.K.Mishra, *J. Appl. Phys.* 90 (2001) pp.5196-5201.
- [60] T.Palacios, L.Shen, S.Keller, A.Chakraborty, S.Heikman, S.P.DenBaars, U.K.Mishra, J.Leris, O.Kiprijanovic, A.Matulionis, *Appl. Phys. Lett.* 89, 073508 (2006).
- [61] H.Lahreche, R.Langer, A.Wilk, J.Thuret, M.Lijad, P.Bove, G.Dambrine, S.Delage, *First International Symposium on Growth of III-Nitrides*, Linköping, Sweden (2006).
- [62] M.J.Manfra, K.W.Baldwin, A.M.Sergent, K.W.West, R.J.Molnar, J.Caissie, *Appl. Phys. Lett.* 85 (2004) p.5394.
- [63] M.J.Uren, T.Martin, B.T.Hughes, K.P.Hilton, A.Wells, R.S.Balmer, D.C.Herbert, A.M.Keir, D.J.Wallis, A.J.Pidduck, M.Missous, *Phys. Stat. Sol. (a)* 194 N°2 (2002) pp.468-471
- [64] Y.Cordier, Mémoire de thèse de l'Université de Lille I, 14 Février 1992, n°872, Chapitre I, p.71
- [65] Siekacz-M, Dybko-K, Skierbiszewski-C, Knap-W, Wasilewski-Z, Maude-D, Lusakowski-J, Krupczynski-W, Nowak-G, Bockowski-M, Porowski-S, *Physica Status Solidi (c)* 4 (2005) pp.1355-1359.
- [66] M.Leroux, H.Lahreche, F.Semond, M.Laügt, E.Feltin, N.Schnell, B.Beaumont, P.Gibart and J.Massies, *Mater. Sci. Forum*, 353-356, 795 (2001)
- [67] S.Joblot, F.Semond, Y.Cordier, P.Lorenzini, and J.Massies, *Appl. Phys. Lett*, 87, 133505 (2005)
- [68] S. Joblot, Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, S. Chenot and J. Massies, *Electronics. Lett.* (2006) 117
- [69] S. Joblot, Y. Cordier, F. Semond, S. Chenot, P. Vennéguès, O. Tottereau, P. Lorenzini and J. Massies, *Superlattices and Microstructures* 40 (2006) 295-298
- [70] T.Schweitzer, K.Köhler, P.Ganser, *Semicond. Sci. Technol.* 6 (1991) pp.356-358.
- [71] Thomas Bouvard Wuthrich, stage Ingénieur Polytech Lille, Mai-Août 2006
- [72] Y.Cordier, M.Hugues, P.Lorenzini, F.Semond, F.Natali, and J.Massies, *Physica Status Solidi (c)* 2, No. 7, (2005) p.2720.
- [73] R.Marrakh, thèse de doctorat en Electronique, Université Hassan II Aïn Chock, Casablanca, 2 juin 2001.



- [74] M.Azize, Z.Bougrioua, P.Gibart, J. Crystal. Growth Vol 299/1 pp.103-108 (2007).
- [75] Y.Cordier, F.Semond, M.Hugues, F.Natali, P.Lorenzini, H.Haas, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottreau, P.Vennegues, J.Massies, J. Crystal. Growth Vol 278/1-4 pp 393-396 (2005).
- [76] T.Palacios, A.Chakraborty, S.Heikman, S.Keller, S.P.DenBaars, U.K.Mishra, IEEE Electron. Device. Lett. Vol.37 (2006) p.13.
- [77] J.Derluyn, S.Boeykens, K.Cheng, R.Vandersmissen, J.Das, W.Ruythooren, S.Degroote, M.R.Leys, M.Germain, G.Borghs, J. Appl. Physics. 98 (2005): 54501-1-5
- [78] J.Kuzmik, Semicond. Sci. Technol. 17 (2002) p.540.
- [79] F.Medjdoub, J-F.Carlin, M.Gonschorek, M.A.Py, N.Grandjean, S.Vandenbrouck, C.Gaquièrè, J-C.Dejaeger, E.Kohn, Electronics. Lett. 42 (2006) p.779-780.
- [80] F.Medjdoub, J-F.Carlin, M.Gonschorek, E.Feltin, M.A.Py, D.Ducatteau, C.Gaquièrè, N.Grandjean, E.Kohn, 2006 International Electron Device Meeting, December 11-13, 2006 San Francisco CA
- [81] Y.Cordier, F.Semond, J.Massies, B.Dessertene, S.Cassette, M.Surrugue, D.Adam, and S.Delage, Electronics Letters 17th January 2002, Vol. 38 N°2, pp.91-92
- [82] V.Hoel, N.Vellas, C.Gaquièrè, J.C.De Jaeger, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali and J.Massies, Electronics Letters 4<sup>th</sup> July 2002, Vol. 38 N°14, pp.750-752
- [83] A.Minko, V.Hoël, S.Lepilliet, G.Dambrine, J-C.DeJaeger, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, and J.Massies, IEEE Electron Device Letters, Vol.25 N°4, April 2004, pp.167-169
- [84] N.Vellas, C.Gaquièrè, A.Minko, V.Hoël, J.C.De Jaeger, Y.Cordier, and F.Semond, IEEE Microwave and Wireless Components Letters, Vol.13, n°3, March 2003, pp.99-101
- [85] N.Vellas, C.Gaquièrè, Y.Guhel, M.Werquin, F.Bue, R.Aubry, S.Delage, F.Semond, J-C.Dejaeger, IEEE Electron. Device. Lett. 23 (2002) pp.461-463.
- [86] R. Behtash, H.Tobler, P. Marschall, A. Schurr, H. Leier, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, J.Massies, IEE Electronics Letters, 39 (7), 2003, pp.626-628
- [87] J.W.Johnson, E.L.Piner, A.Vescan, R.Therrien, P.Rajagopal, J.C.Roberts, J.D.Brown, S.Singhal, K.J.Linthicum, IEEE Electron Device Lett. 25 (7) 2004, pp.459-461
- [88] D.Ducatteau, A.Minko, V.Hoël, E.Morvan, E.Delos, B.Grimbert, H.Lahreche, P.Bove, C.Gaquièrè, J.C.Dejaeger, S.Delage, IEEE Electron Device Lett., 27 (1), 2006, pp.7-9
- [89] N.Q.Zhang, S.Keller, G.Parish, S.Heikman, S.P.DenBaars, U.K.Mishra, IEEE Electron Device Letters, 21 (9) 2000 pp.421-423
- [90] D .C.Dumka, C.Lee, H.Q.Tserng, P.Saulnier, M.Kumar, Electronics Letters, 40 (16), 2004, pp.1023-1024

Références de la Figure 41

Al %	substrat	N 300K	$\mu$ 300 K	NBT	$\mu$ BT	0.3 K	technique	Référence
27	FS HVPE GaN 8E6cm-2	9.10E+12	1920	9.00E+11	167000	0.3 K	RF-MBE	D.F.Storm <i>Ei.Lett.</i> 40. (2004) p.1226
6	HVPE GaN 5E7cm-2						RF-MBE	M.J.Manfra <i>Appl.Phys.Lett.</i> 85 (2004) p.5394
25	HVPE GaN 1E9cm-2	9.10E+12	1670	1.50E+12	75000	4K	RF-MBE	M.J.Manfra <i>J.Appl.Phys.</i> 92 (2002) p.338
5	HVPE GaN 2E8cm-2			2.80E+12	53300	4K	RF-MBE	M.J.Manfra <i>J.Appl.Phys.</i> 92 (2002) p.338
9	HVPE GaN 4E8cm-2			1.00E+13	10000	4K	RF-MBE	M.J.Manfra <i>Appl.Phys.Lett.</i> 77 (2000) p.2888
-25	HVPE GaN 4E8cm-2			2.25E+12	52000	12K	RF-MBE	C.R.Eisass <i>Jpn.J.Appl.Phys.</i> 39 (2000) L1023
9	MOCVD GaN ~5E8cm-2			5.00E+12	20000	12K	RF-MBE	C.R.Eisass <i>Appl.Phys.Lett.</i> 74 (1999) p.3528
12	MOCVD GaN			2.40E+12	60100	1.5K	MBE	E.Fraysinet <i>Appl.Phys.Lett.</i> 77 (2000) p.2551
13	GaN bulk	2.60E+12	2400	2.00E+12	109000	1.6K	RF-MBE	M.Siekacz <i>Phys.Stat.Sol. (c)</i> 2 (2005) p.1355
9	GaN bulk	6.00E+12	2000			10K	MOCVD	R.Gaska <i>Appl.Phys.Lett.</i> 72 (1998) p.707
9	GaN bulk	1.30E+13	2019	1.00E+13	10250		MOCVD	J.W.Johnson, <i>Solid.Stat.Ei.</i> 46 (2002) p.513
20	SiC-6H	8.50E+12	1045				MOCVD	M.A.Khan, <i>Appl.Phys.Lett.</i> 76 (2000) p.3807
20	SiC	1.38E+13	731				MOCVD	N.Maeda, <i>Optical Materials</i> (2003)
20	GaN bulk	1.40E+13	1650				MOCVD	I.P.Smorchkova, <i>J.Appl.Phys.</i> 90 (2001) p.5196
25	SiC	1.00E+13	1350				MOCVD	T.Wang, <i>Appl.Phys.Lett.</i> 76 (2000) p.2737
27	MOCVD GaN ~1E9cm-2			1.00E+13	9000	77K	MOCVD	P.B.Shah, <i>IEEE Trans.Elect.Devices</i> 47 (2000) p.308
27	MOCVD GaN ~1E9cm-2			1.40E+13	4350	20K	MOCVD	S.Keller, <i>J.Appl.Phys.</i> 86 (1999) p.5850
27	MOCVD GaN ~1E9cm-2			8.00E+12	10000	20K	RF-MBE	L.K.Li, <i>Appl.Phys.Lett.</i> 76 (2000) p.742
18	Sapphire			6.20E+12	10300	1.5K	MOCVD	T.Wang, <i>Appl.Phys.Lett.</i> 76 (2000) p.2737
14	SiC	9.00E+12	1500	8.00E+12	8000	4K	MOCVD	
25	Saphir	1.00E+13	1400			15K	MOCVD	
33	Saphir	8.00E+12	1650	8.00E+12	4400	77K	MBE	
19	Saphir	6.00E+12	1500	6.00E+12	9110	0.3K	MBE	
19	Saphir			6.00E+12	12000		MBE	
13	Saphir			4.00E+12	8000	1.5K	MOCVD	
30	Saphir	1.30E+13	1067	1.30E+13	2912	4K	MOCVD	
30	FS HVPE GaN <1E7cm-2	1.10E+13	1750				RF-MBE	
23	SiC	1.00E+13	1400				RF-MBE	
23	Saphir	8.30E+12	2175	8.60E+12	15700	15K	MOCVD	
28+AIN	Saphir	8.50E+12	2120	8.00E+12	16000	15K	MOCVD	
37+AIN	MOCVD GaN ~1E9cm-2	2.15E+13	1500	2.00E+13	6500	17K	RF-MBE	
?	SiC	1.04E+13	2215				MOCVD	
100	MOCVD GaN ~5E8cm-2			2.20E+13	8970	20K	RF-MBE	
100	MOCVD GaN ~5E8cm-2			2.60E+13	6400	20K	RF-MBE	
100	MOCVD GaN ~1E9cm-2			2.10E+13	7500	20K	RF-MBE	
100	MOCVD GaN ~1E9cm-2	2.20E+13	1600	1.60E+13	13380	20K	RF-MBE	
25+AIN	MOCVD GaN ~5E8cm-2			8.00E+12	28000	4K	MOCVD	
23	Si(001)	4.20E+12	730				MBE	
27	Si(001)	7.00E+12	1230				MBE	
27+AIN	Si(001)	7.10E+12	1500				MBE	
24+AIN	Si(001)	8.00E+12	1800				MBE	

## 3<sup>ème</sup> partie

### Projet de recherche

#### **Développement de dispositifs à transport vertical à base de nanostructures et hétérostructures Al(Ga)N/GaN**

Cette troisième partie est consacrée à mon projet de recherche. Ce projet découle tout autant de l'expérience que j'ai pu acquérir dans le domaine de l'élaboration et de la caractérisation des hétérostructures, que de mon désir de développer et étudier des hétérostructures à base de Nitrures d'éléments III pour des applications nouvelles. Je suis en fait déjà engagé dans ce projet depuis plusieurs mois et à plusieurs niveaux : celui de l'épitaxie et de l'étude d'hétérostructures Al(Ga)N/GaN dans lesquelles le transport se fait dans la direction perpendiculaire au plan des couches (transport vertical) et celui de la croissance de structures par épitaxie localisée à l'échelle nanométrique destinée à réduire la densité de défauts.

#### **I.Contexte**

Avec des discontinuités de bande de conduction pouvant atteindre 1.8 eV pour AlN/GaN, les nitrures d'éléments III présentent un grand intérêt pour des dispositifs 'verticaux' comme les diodes à effet tunnel résonnant (RTD) ou les dispositifs intersousbande comme les photodecteurs à multipuits quantiques pouvant fonctionner dans le domaine infrarouge (QWIP) [1-6]. Alors que dès 2001 des travaux théoriques ont été publiés à propos de l'effet tunnel résonnant dans les hétérostructures AlGaIn/GaN [7], et du confinement électronique dans des puits quantiques et des super-réseaux [8,9], l'observation de l'effet tunnel résonnant a longtemps fait l'objet de controverses. Ainsi, entre 2001 et 2002, l'équipe de Kishino a présenté les premières mesures de résonance tunnel sur des diodes à multi-puits quantiques et double barrière d'AlN/GaN réalisées par épitaxie par jets moléculaires à source plasma [10-11]. Ces diodes, dont l'épaisseur du puits de GaN est de l'ordre de 3 monocouches (~ 0.75 nm), montrent un pic de résonance autour de 2V et un rapport entre la valeur du courant au pic de résonance et au-delà du pic allant de 3 à 32 (pour des structures optimisées) à température ambiante (Figures 1-2, d'après [10]). Ces caractéristiques confirment l'intérêt des matériaux nitrures pour ce type d'applications, mais il est toutefois nécessaire de noter que les performances publiées n'ont pas été reproduites par d'autres groupes et restent controversées [12-14]. Pour expliquer cela on peut citer deux difficultés : le rôle que peuvent jouer des défauts comme les dislocations traversantes, les défauts ponctuels, et la présence d'un champ de polarisation électrique interne de grande amplitude [15,16]. En ce qui concerne les diodes à effet tunnel résonnant, une étude théorique a calculé, en tenant compte du champ de polarisation, la variation de la tension du pic de résistance différentielle négative en fonction de l'épaisseur de la barrière et de la concentration en aluminium [17]. D'un point de vue expérimental toujours, l'équipe de Foxon a observé en 2003 des instabilités importantes des hétérostructures à double barrière AlN/GaN [18] qui ont été attribuées à

l'effet tunnel résonnant. Cependant, les caractéristiques observées diffèrent notablement de celles reportées par Kishino et font toujours débat. Enfin, en 2006, Golka a publié la réalisation d'une RTD sur un substrat de GaN avec une densité de dislocations de l'ordre 100 par  $\text{cm}^2$  [19]. L'auteur rapporte des dégradations des caractéristiques courant-tension et de l'effet de résistance différentielle négative après plusieurs mesures qu'il attribue à des pièges qui captent des charges ; ces dégradations sont cependant guéries par des recuits à  $350^\circ\text{C}$ .

Des émetteurs de lumière infrarouge à base de dispositifs à cascade quantiques (QCL pour Quantum Cascade Lasers) peuvent également être développés à partir de super-réseaux AlN/GaN. Ainsi, une équipe japonaise a proposé l'utilisation de ces super-réseaux mettant à profit l'effet de polarisation électrique pour l'injection des électrons dans la deuxième sous-bande de conduction, ces derniers émettant un rayonnement infrarouge en "retombant" sur la première sous-bande. Ainsi, en optimisant l'épaisseur des puits, barrières et la périodicité de la structure, les auteurs ont montré qu'il était théoriquement possible d'atteindre des longueurs d'onde situées dans le proche et le moyen infrarouge [20-21]. D'un point de vue expérimental, la réalisation – i.e. les propriétés structurales - de tels super-réseaux AlN/GaN est actuellement étudiée par ce même groupe [22-23].

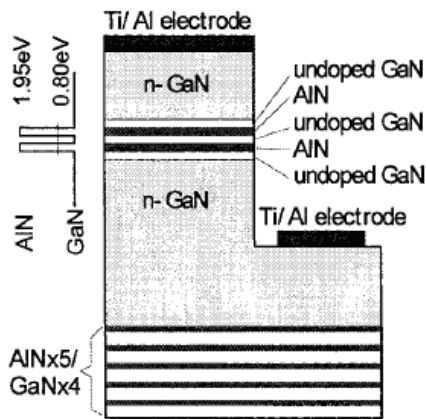


Fig. 1

Fig. 1 Schematic diagram of AlN/GaN double barrier RTD grown on MOCVD-GaN template

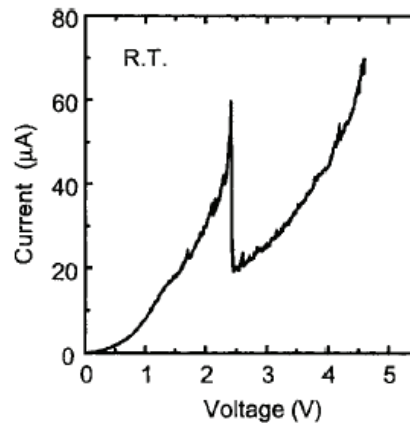


Fig. 2

Fig. 2. Current–voltage characteristics of AlN/GaN double barrier RTD measured in 12.5 mV steps at room temperature

Comme nous venons de le voir, les RTD, QCL et QWIP sont des dispositifs unipolaires sièges de phénomènes de transport vertical par effet tunnel, notamment entre des niveaux quantifiés contrôlés par la structure et ses conditions de polarisation. Cependant, des défauts comme les dislocations (en particulier les dislocations vis dans les nitrures d'éléments III) peuvent également transporter des charges et se comporter comme des courts circuits dans ces composants, en diminuant ainsi les performances [24]. De plus, des dislocations, des défauts ponctuels ou d'autres centres profonds peuvent capturer des électrons et perturber de manière significative les champs électriques dans ces hétérostructures. La quantité et la nature de ces défauts sont fonctions de la technique de croissance utilisée, mais aussi du type de substrat. Ainsi, tous les travaux majeurs publiés à propos des RTD nitrures font appel à des tremplins GaN obtenus par MOCVD sur Saphir, ou à du GaN massif, afin de minimiser la densité de dislocations traversantes. D'autre part, c'est par EJM à source plasma, technique plus répandue que la croissance EJM à source ammoniac que la plupart des structures ont été élaborées, et des différences de comportement entre matériaux élaborés par ces techniques peuvent exister (dopage résiduel, défauts ponctuels, décoration des dislocations...).

## II. Projet de recherche

Ainsi, nous proposons d'étudier le transport vertical dans des hétérostructures Al(Ga)N/GaN à simple barrière (Figure 3.a), puis à double barrière (Figure 3.b) afin d'obtenir l'effet tunnel résonnant. Pour commencer, des structures peuvent être déposées sur des Tremplins GaN sur Saphir avec des densités de dislocations de  $5 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$  environ. La comparaison des résultats obtenus sur ces Tremplins GaN avec ceux obtenus sur Silicium ( $d \sim 5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ) permettra d'estimer l'effet des dislocations. De même, mais de manière plus limitée en raison du coût des substrats, des croissances sur des Tremplins avec  $10^8$  défauts par  $\text{cm}^2$  et même des substrats GaN auto-supportés ( $d \sim 10^7 \text{ cm}^{-2}$ ) peuvent aider à cette étude. Enfin, étant donné que nous disposons des deux sources  $\text{NH}_3$  et  $\text{N}_2$  pour l'azote, nous pourrions comparer les résultats obtenus par la technique plasma avec ceux obtenus avec l'ammoniac.

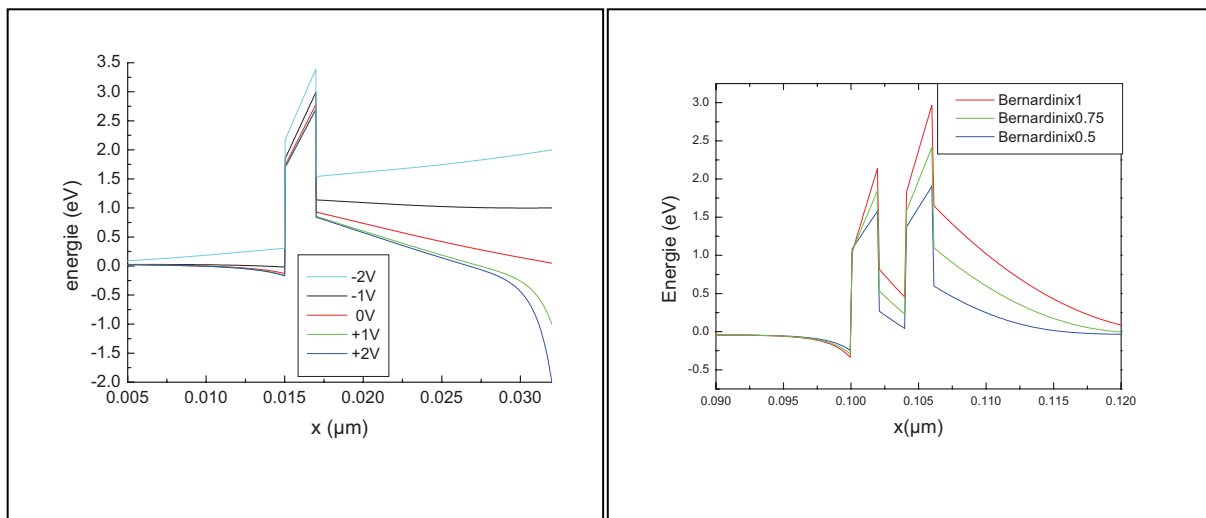


Figure 3. Profil de potentiel calculé en fonction de la polarisation dans une structure AlN/GaN à simple barrière (a) et dans une structure à double barrière (b). La surface de l'échantillon est placée à droite.

Les structures seront optimisées (épaisseurs et compositions des barrières, épaisseur de puits GaN, dopages...) par exemple en vue d'obtenir le meilleur contrôle possible sur l'effet tunnel résonnant ou encore le meilleur contraste de courant pic sur courant vallée. Ainsi, on peut imaginer l'intégration de ce type d'hétérostructure comme injecteurs dans des structures QCL pour réaliser des émetteurs infrarouges. On peut aussi imaginer l'intégration de diodes RTD dans des systèmes de traitements de l'information avancés [25]. Cependant, une telle approche ne trouvera pleinement un intérêt que si elle est intégrée sur Silicium, ce qui nécessitera sûrement des approches nouvelles pour réduire la densité de dislocations. Parmi ces approches, la croissance de nanocolonnes semble pertinente pour atteindre une réduction significative de la densité de défauts par courbures des dislocations qui rejoignent les bords des colonnes. Cet effet a été montré sur des colonnes de GaN obtenues par EJM plasma, mais sans contrôle des sites de nucléation, et des hétérostructures AlGaIn/GaN ont déjà été démontrées sur ces objets [26]. D'un autre côté, la croissance localisée de nanocolonnes GaN a été démontrée par EJM avec l'ammoniac dans des ouvertures réalisées dans un masque diélectrique [27]. C'est pourquoi nous envisageons une approche de croissance par EJM ammoniac sur des substrats avec des masques diélectriques ou structurés avec des piliers



(Figure 4). La définition de ces motifs à l'échelle submicronique ne peut se faire actuellement au CRHEA et sera développée tout d'abord en partenariat avec des centrales du réseau de Recherche Technologique de Base (RTB). De même, l'étude des objets nanométriques nécessitera l'accès à des technologies de connectique élaborées (ponts, etc...), ou des outils comme l'EBIC (electron beam induced current), la cathodoluminescence, l'AFM conductrice, techniques auxquelles nous chercherons en premier lieu à accéder via des collaborations et les centrales de technologie, avant que notre laboratoire puisse s'équiper avec certains de ces outils qui deviennent essentiels pour le développement d'une thématique telle que la croissance et l'étude de nanostructures à base de semiconducteurs.

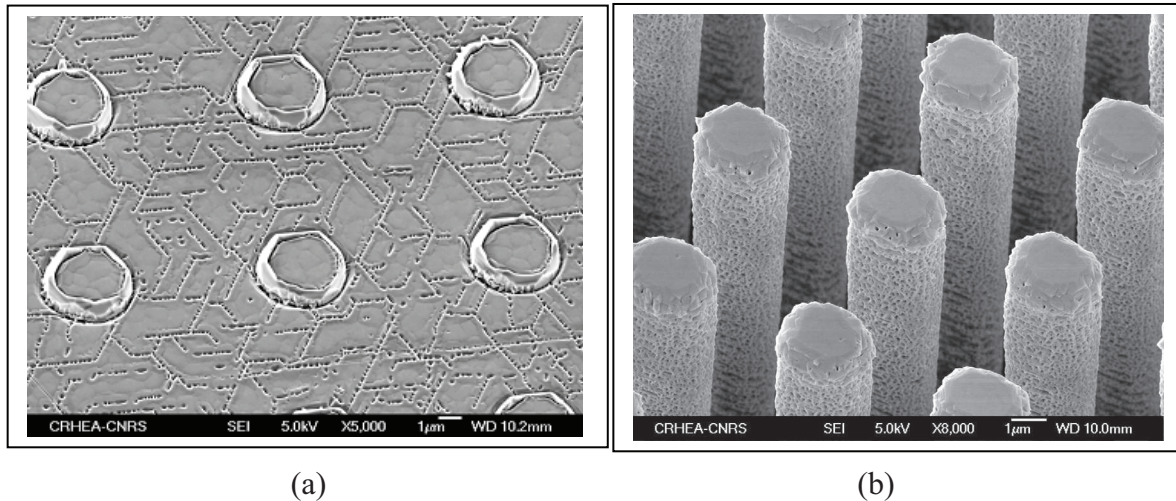


Figure 4 : Exemple de structures GaN déposées sur des substrats texturés ; (a) GaN déposé sur des microdisques de GaN sur Silicium définis par mésas ; (b) GaN déposé sur des micropiliers de Silicium définis par gravure profonde réalisée dans la centrale MIMENTO de Besançon.

## Références

- [1] N. Suzuki et al., Jpn. J. Appl. Phys. 38, L363-5 (1999).
- [2] C. Gmachl et al., Appl. Phys. Lett. 77, 334 (2000) ; Appl. Phys. Lett. 77, 3722 (2000).
- [3] N. Iizuka et al., Appl. Phys. Lett. 81, 1803 (2002).
- [4] K. Kishino et al., Appl. Phys. Lett. 81, 1234 (2002).
- [5] K. Moumanis et al., Appl. Phys. Lett. 82, 868 (2003)
- [6] A. Helman et al., Phys. Stat. Sol. (c) 1, 1451 (2004).
- [7] S.N.Grinyaev, A.N.Razzhvalov, Phys. Sol. State 43 (2001) p.549.
- [8] N. Suzuki et al., Jpn. J. Appl. Phys. 42, 132 (2003)
- [9] V. D. Jovanovic et al., J. Appl. Phys. 93, 3194 (2003).
- [10] A. Kikuchi et al., Phys. Stat. Sol. (a) 188, 187 (2001)
- [11] A.Kikuchi et al. Appl. Phys. Lett. 81, 1729 (2002).
- [12] A. E. Belyaev et al., Appl. Phys. Lett. 83, 3626 (2003)
- [13] A. Kikuchi et al., Appl. Phys. Lett. 83, 3628 (2003).
- [14] M.Hermann, Phys.Stat.Sol (c) n°8, 2210-2227 (2004)
- [15] F.Sacconi, Phys.Stat.Sol (a) 190, n°1, 295-299 (2002)
- [16] K.M.Indlekofer, Phys.Stat.Sol (b) 234, n°3, 769-772 (2002)
- [17] S. N. Grinyaev et al., Phys. Solid State 43, 549 (2001).
- [18] C.T.Foxon et al, Phys. Stat. Sol. (C) 0, 2389-2392 (2003).
- [19] S.Golka et al, Appl. Phys. Lett. 88, 172106 (2006).
- [20] A. Ishida et al., Jpn. J. Appl. Phys. 41, L236 (2002)
- [21] A. Ishida et al., Jpn. J. Appl. Phys. 41, L1303 (2002).
- [22] A. Ishida et al., Physica E 21, 765 (2004)
- [23] Y. Inoue et al., J. Crys. Growth 265, 65 (2004).
- [24] S.Leconte et al, Semicond. Sci. Technol. 22, 107-112 (2007)
- [25] G.I.Haddad, P.Mazumder, Solid. State. Electronics 41 N°10, 1515-1524 (1997)
- [26] J.Ristic et al, Phys. Stat. Sol. (b) 234, 3, 717-721 (2002)
- [27] K.Kawasaki et al, J.Crystal Growth, 243, 129-133 (2002)



## 4<sup>ème</sup> partie

### Autres activités

#### I.Enseignement

Depuis 2005, je participe à la mise en place et l'encadrement de Travaux Pratiques dans le cadre du Master Omega de l'UNSA. Ces TP réalisés au CRHEA portent sur les méthodes de caractérisation électrique de matériaux semiconducteurs et de composants électroniques.

#### II.Encadrement

##### Diplôme d'Etudes Approfondies

- Maxime HUGUES

Mastère II Recherche de l'Université Joseph Fourier de Grenoble Mars-Juillet 2004.

- Patrice MISKA

DEA Science des Matériaux (Université des Sciences et Technologies de Lille). Etude de la formation de boîtes quantiques sur substrats pseudomorphiques et métamorphiques de InAlAs, IEMN, Juin 2000.

- Hervé GBESSI

DEA Electronique (Université des Sciences et Technologies de Lille). Mise en place d'une technologie de substrats compliant pour l'épitaxie de matériaux à forts désaccords de maille, IEMN, Juin 1999.

##### Participation à l'encadrement de thèses

- Zhi CAO

Thèse au CRHEA (UNSA), 2007-2010. Etude du transport vertical dans les hétérostructures Al(Ga)N/GaN.

- Nicolas BARON

Thèse CIFRE au CRHEA (UNSA), partenariat avec Picogiga International 2005-2008. Optimisation de la croissance épitaxiale d'hétérostructures dans la filière Nitrure de Gallium pour les applications aux transistors à effet de champ.

- Sylvain JOBLOT

Thèse CIFRE au CRHEA (UNSA), partenariat avec ST Microelectronics Crolles, 2003-2007. Croissance d'Hétérostructures à base de GaN sur substrat de silicium orienté (001) : application aux transistors à haute mobilité d'électrons. Etudes d'Hétérostructures à base de GaN sur substrat Si(100).

- Franck NATALI

Thèse au CRHEA (UNSA), 2000-2003. Etude et application d'hétérostructures (Al,Ga)N/GaN épitaxiées par jets moléculaires sur Si(111).

- Eric LEFEBVRE

Thèse à l'IEMN (Université des Sciences et Technologies de Lille). Croissance métamorphique par Epitaxie par Jets Moléculaires et caractérisations physiques pour Transistor Bipolaire à Hétérojonction InP/InGaAs sur GaAs, Université de Lille I, soutenue le 3 Juin 2004

- Jean-Michel CHAUVEAU

Thèse au LSPES (Université des Sciences et Technologies de Lille). Influence des conditions de croissance sur la qualité structurale et la morphologie de surface de rampes à composition graduelle InAlAs sur GaAs : Applications aux HEMTs métamorphiques, soutenue le 11 Décembre 2001.

- Jean-Michel ORTION

Thèse au Laboratoire Central de Recherches de Thomson-CSF (Université de Paris XI Orsay). Gravure et préparation des surfaces de GaAs et de AlGaAs par jets chimiques de trichlorure d'arsenic et de tris-diméthylamino-arsenic, soutenue le 18 novembre 1997.

### **Participation à des jurys de thèse**

- Eric LEFEBVRE

Thèse à l'IEMN (Université des Sciences et Technologies de Lille). Croissance métamorphique par Epitaxie par Jets Moléculaires et caractérisations physiques pour Transistor Bipolaire à Hétérojonction InP/InGaAs sur GaAs, Université de Lille I, soutenue le 3 Juin 2004

- Jean-Michel CHAUVEAU

Thèse au LSPES (Université des Sciences et Technologies de Lille). Influence des conditions de croissance sur la qualité structurale et la morphologie de surface de rampes à composition graduelle InAlAs sur GaAs : Applications aux HEMTs métamorphiques, soutenue le 11 Décembre 2001.

- Mohammed ZAKNOUNE

Thèse à l'IEMN (Université des Sciences et Technologies de Lille). Etude de la technologie et des potentialités pour l'amplification de puissance hyperfréquence des transistors à effet de champ des filières phosphore AlGaInP/GaInAs et métamorphique AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs, soutenue le 3 Février 1999.

- Jean-Michel ORTION

Thèse au Laboratoire Central de Recherches de Thomson-CSF (Université de Paris XI Orsay). Gravure et préparation des surfaces de GaAs et de AlGaAs par jets chimiques de trichlorure d'arsenic et de tris-diméthylamino-arsenic, soutenue le 18 novembre 1997.

- Stéphane TRUDEL

Thèse au Laboratoire Structure et Propriétés de l'Etat Solide (Université des Sciences et Technologies de Lille). Etude par double et triple diffraction des rayons X et modélisation, de la relaxation des contraintes dans des hétérostructures semiconductrices GaInAs/GaAs et AlInAs/GaAs à rampe de composition graduelle linéaire, soutenue le 4 Mars 1997.

- Pascal WIN

Thèse à l'IEMN (Université des Sciences et Technologies de Lille). Transistor à effet de champ à couche métamorphique AlInAs/GaInAs/GaAs : un nouveau composant pour l'amplification hyperfréquence et la logique ultra rapide, soutenue le 8 juillet 1993.

### III. Organisation de conférences

- **Hetech'2007, Fréjus, 2-5 Sept. 2007**

Responsable de l'Organisation du colloque European Heterostructures Technology workshop (Hetech'07) et membre de son comité scientifique.

- **GDR SC2G Nice.**

Participation à l'organisation de la réunion du GDR Semiconducteurs à large bande interdite (SC2G), 16-18 Juin 2003, Nice. Recherche de financements et rédaction de rapports scientifiques.

- **JNMO 2002, St Aygulf, 29sept. – 2. oct. 2002**

Participation à l'organisation des Journée Nationales Nano et Microelectroniques en 2002.

### IV. Valorisation

#### **Dépôt d'une demande de brevet Français N° 06 10040 du 17 Nov 2006**

Procédé d'intégration d'un composant de type III-N, tel que du GaN, sur un substrat de Silicium (001) nominal.

**Co-inventeurs :** S.Joblot, Y.Cordier, J-Y.Duboz, F.Semond, J.Massies

#### **Participation à des contrats de recherche:**

##### **Au CRHEA**

- Contrat ANR TRANSNIT : Ingénierie quantique du transport électronique dans les hétérostructures de nitrures, 2007-2009.
- Contrat DGA DENTIS Dispositifs Electriques Nitrures à Transitions Inter-Sousbandes, 2006-2007.
- Contrat Européen SpecificSupport Action (SSA) 'WIDGAP' 2005-2006 : European roadmap for wide bandgap semiconductors.
- Convention avec Picogiga : Contrat d'accompagnement de la thèse de N.Baron 2005-2008.
- Convention avec RIBER : mise en place et responsabilité du laboratoire commun CRHEA - RIBER 'GaN Process Technology Center' (PTC GaN), depuis Juin 2003.
- Minefi Crolles II – Nano 2008, partenariat STMicroelectronics – CRHEA. 'Croissance de Nitrures sur Si(100)'
- Convention avec STMicroelectronics : 'Croissance de Nitrures sur Si(100)'. Contrat d'accompagnement de la thèse de S.Joblot 2003-2006.
- Contrat RNRT ANDRO 'Application des composants HEMT à base de nitrure de gallium pour les applications faible bruit en télécommunication (sources et préamplification) ANDRO: gAN Dispositif pour préamplificateurs et Oscillateurs'.

- Contrat ESA AO/1-3916/01/NL/CK: Noise Assessment of Gallium Nitride structures.
- Contrat DGA N°01 34 050 :Etude technologique d'une filière de composants hyperfréquences à base de matériaux Nitrures jusqu'à la bande Ku et réalisation d'amplificateurs.
- Contrat Européen n° G5RD-CT-2001-00470 : European sources of nitride materials (EURONIM).

#### **A l'ITEMN**

- Contrat DGA 98-34-392/DSP/STTC : Compatibilité industrielle de la filière métamorphique pour applications en hyperfréquence millimétrique.
- Contrat DGA 97-055/DSP/STTC : Evaluation de filières de composants pour circuits intégrés en bande V et W et d'une chaîne de détection pour imageur passif à 94 GHz.
- Contrat DGA 97-057/DSP/STTC : Transistor HEMT sur matériau métamorphique pour applications de puissance en hyperfréquences.

#### **Chez Thomson-csf**

- coopération Franco-Britannique DGA/DRA – Thomson-CSF/LCR: gravure in-situ et épitaxie localisée
- DRET N°93 34 472 : Epitaxie dirigée de GaAs sur Si : application aux TEGFETs pseudomorphiques de puissance
- contrat DRET N°92 34 429 : Epitaxie de matériaux III-V semi-isolants intrinsèques : croissance épitaxiale par jets moléculaires à basse température
- contrat MRT (1991) : TEGFET métamorphiques AlInAs/GaInAs/GaAs

#### **Au CHS - Université de Lille**

- contrat DRET N°88/77 (1990) : Conception d'un TEGFET optimisé pour un fonctionnement à température élevée
- esprit 2035 : Advanced GaInAs based transistors for high speed integrated circuits (ESPRIT 2 : GIANTS)
- contrat MRT (1988) : Transistors pseudomorphiques multicanaux de puissance hyperfréquence

## 5<sup>ème</sup> partie

### Publications et Communications

#### Revue à comité de lecture

- 1) A.Cappy, G.Dambrine, Y.Cordier, Y.Druelle, P.Legry, *Ultra high transconductance 0.25  $\mu\text{m}$  gate MESFET with strained InGaAs buffer layer*, Electronics Letters, 1<sup>st</sup> February 1990 Vol.26 N°3
- 2) J.Alamkan, H.Happy, Y.Cordier, A.Cappy, *Modelling of Pseudomorphic AlGaAs/GaInAs/AlGaAs layers using selfconsistent approach*, European Transactions on Telecommunications and Related Technologies, N°4-1990 Vol.1
- 3) P.Win, Y.Druelle, A.Cappy, Y.Cordier, J.Favre, C.Bouillet, *Metamorphic In<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As/In<sub>0.29</sub>Al<sub>0.71</sub>As layer on GaAs : A new structure for high performance high electron mobility transistor realization*, Appl. Phys. Lett. 61 (8), 24 August 1992
- 4) P.Win, Y.Druelle, P.Legry, S.Lepilliet, A.Cappy, Y.Cordier, J.Favre, *Microwave performance of 0.4  $\mu\text{m}$  gate metamorphic In<sub>0.29</sub>Al<sub>0.71</sub>As/In<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As HEMT on GaAs substrate*, Electronics Letters, 21<sup>st</sup> January 1993 Vol.29 N°2
- 5) E.Rosencher, F.Luc, P.Bois, J.Nagle, and Y.Cordier, *Capture time versus barrier thickness in quantum-well structures measured by infrared photoconductive gain*, Appl. Phys. Lett. 63 (24), 13 December 1993, p.3312
- 6) P.Win, Y.Druelle, Y.Cordier, D.Adam, J.Favre, A.Cappy, *High-Performance In<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As/In<sub>0.29</sub>Al<sub>0.71</sub>As/GaAs Metamorphic High-Electron-Mobility Transistor*, Japanese Journal of Applied Physics. Vol.33 (1994) pp 3343-3347, Part 1, N°6A, June 1994
- 7) J.M.Ortion, Y.Cordier, J.Ch.Garcia, D.Adam and C.Grattepain, *In-situ Cleaning of SiO<sub>2</sub>-Patterned Surface with Trisdimethylaminoarsine for Selective Regrowth*, Japanese Journal of Applied Physics. Vol.35 (1996) pp.5964-5968, Part1, N°12A, December 1996
- 8) M.Zaknune, B.Bonte, C.Gaquière, Y.Cordier, Y.Druelle, D.Théron and Y.Crosnier, *InAlAs/InGaAs Metamorphic HEMT With High Current Density and High Breakdown Voltage*, IEEE Electron. Device. Letters Vol 19 N°9 p.345 september 1998
- 9) Y.Cordier, S.Bollaert, M.Zaknune, J.diPersio, and D.Ferré, *InAlAs/InGaAs Metamorphic High Electron Mobility Transistors on GaAs substrate : Influence of Indium content on material properties and device performance*, Japanese Journal of Applied Physics. Vol 38. Part 1, No. 2B, February 1999, p.1164
- 10) S. Bollaert, Y. Cordier, V. Hoel, M. Zaknune, H. Happy, S. Lepilliet, and A. Cappy, *Metamorphic In<sub>0.4</sub>Al<sub>0.6</sub>As/In<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>As HEMT's on GaAs Substrate*, IEEE Electron. Device. Letters Vol 20 N°3 p.123 march 1999
- 11) C.Gaquière, S.Bollaert, M.Zaknune, Y.Cordier, D.Théron, Y.Crosnier, *Influence on power performances at 60GHz of indium composition in metamorphic HEMTs*, Electronics Letters. Vol.35 No.17 (1999) pp. 1489-1491
- 12) M.Zaknune, Y.Cordier, S.Bollaert, D.Ferré, D.Théron, and Y.Crosnier, *0.1  $\mu\text{m}$  high performance metamorphic In<sub>0.32</sub>Al<sub>0.68</sub>As/In<sub>0.33</sub>Ga<sub>0.67</sub>As HEMT on GaAs using inverse step InAlAs buffer*, Electronics Letters Vol.35 No.19 pp.1670-1671 (1999)
- 13) S.Bollaert, Y.Cordier, M.Zaknune, H.Happy, V.Hoel, S.Lepilliet, D.Théron, A.Cappy, *The indium content in metamorphic InAlAs/InGaAs HEMTs on GaAs substrate: a new structure parameter*, Solid-State Electronics 44 pp. 1021-1027 (2000)

- 14) M. Zaknoue, Y. Cordier, S. Bollaert, D. Ferre, D. Théron and Y. Crosnier, *0.1- $\mu$ m high performance double heterojunction  $In_{0.32}Al_{0.68}As/In_{0.33}Ga_{0.67}As$  metamorphic HEMTs on GaAs*, Solid-State Electronics 44 pp. 1685-1688 (2000)
- 15) Y.Cordier, J.-M. Chauveau, D. Ferre, and J. Dipersio, *Comparison of  $In_{0.33}Al_{0.67}As/In_{0.34}Ga_{0.66}As$  on GaAs metamorphic high electron mobility transistors grown by molecular beam epitaxy with normal and inverse step on linear graded buffer layers*, Journal of Vacuum Science and Technology B, Vol. 18 pp. 2513-2517 (2000)
- 16) M.Boudrissa, E.Delos, Y.Cordier, D.Théron and J.C.Dejaeger, *Enhancement mode metamorphic  $In_{0.33}Al_{0.67}As/In_{0.34}Ga_{0.66}As$  HEMT on GaAs substrate with high breakdown voltage*, IEEE Electron. Device. Letters, vol. 21 n°. 11, p.512 November 2000
- 17) Y.Cordier, P.Miska, D.Ferre, *Effects of Mismatch Strain and Alloy Composition on the Formation of InAs Islands on InAlAs templates*, Journal of Electronic Materials, May 2001, pp.453-458
- 18) M.Boudrissa, E.Delos, C.Gaquiere, M.Rousseau, Y.Cordier, D.Theron, J-C.De Jaeger, *Enhancement-mode  $Al_{0.68}In_{0.32}As/Ga_{0.67}In_{0.33}As$  metamorphic HEMT: modeling and measurements*, IEEE Transactions on Electron Devices, Volume: 48 Issue: 6 , Jun 2001, pp. 1037–1044
- 19) Y.Cordier, M.Zaknoue, S.Trassaert, J.M.Chauveau, *Stacking of metamorphic InAlAs/InGaAs heterostructures on GaAs substrate*, Journal of Applied Physics, Vol.90 n°11, 1st December 2001, pp.5774-5777
- 20) Y.Cordier, F.Semond, J.Massies, B.Dessertene, S.Cassette, M.Surrugue, D.Adam, and S.Delage, *AlGaIn/GaN HEMTs on resistive Si(111) substrate grown by gas-source MBE*, Electronics Letters 17th January 2002, Vol. 38 N°.2, pp.91-92
- 21) S.Bollaert, Y.Cordier, M.Zaknoue, T.Parenty, H.Happy, S.Lepilliet and A.Cappy,  *$F_{max}$  of 490GHz metamorphic  $In_{0.52}Al_{0.48}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As$  HEMTs on GaAs substrate*, Electronics Letters 14th April 2002 Vol.38 N°.8, pp.389-391
- 22) V.Hoel, N.Vellas, C.Gaquière, J.C.De Jaeger, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali and J.Massies, *High-power AlGaIn/GaN HEMTs on resistive silicon substrate*, Electronics Letters 4<sup>th</sup> July 2002, Vol. 38 N°14, pp.750-752
- 23) N.Vellas, C.Gaquière, A.Minko, V.Hoël, J.C.De Jaeger, Y.Cordier, and F.Semond, *Power Results at 4GHz of AlGaIn/GaN HEMTs on High Resistive Silicon (111) substrate*, IEEE Microwave and Wireless Components Letters, Vol.13, n°3, March 2003, pp.99-101
- 24) J.-M. Chauveau, Y. Androussi, A. Lefebvre, J. Di Persio, and Y. Cordier, *Indium content measurements in metamorphic high electron mobility transistor structures by combination of x-ray reciprocal space mapping and transmission electron microscopy*, J. Applied. Phys. April 1, Volume 93, Issue 7, pp. 4219-4225 (2003)
- 25) R. Behtash, H. Tobler, P. Marschall, A. Schurr, H. Leier, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, J.Massies, *AlGaIn/GaN HEMTs on Si(111) with 6.6W/mm output power density*, IEE Electronics Letters, 39 (7), 2003, pp.626-628
- 26) M.Zaknoue, M.Ardouin, Y.Cordier, S.Bollaert, B.Bonte and D.Théron, *60-GHz high power performance  $In_{0.35}Al_{0.65}As/In_{0.35}Ga_{0.65}As$  metamorphic HEMTs on GaAs*, IEEE Electron Device Letters, Vol. 24 N°12, December 2003 pp. 724–726.
- 27) A.Minko, V.Hoël, S.Lepilliet, G.Dambrine, J-C.DeJaeger, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, and J.Massies, *High Microwave and Noise Performance of 0.17  $\mu$ m AlGaIn/GaN HEMTs on High-Resistivity Silicon Substrates*, IEEE Electron Device Letters, Vol.25 N°4, April 2004, pp.167-169
- 28) P.Muret, CH.Ulzhöfer, J.Pernot, Y.Cordier, F.Semond, CH.Gacquière, D.Théron, *Electronic properties of deep defects in n-type GaN*, Superlattices and Microstructures 36 (2004) 435-443
- 29) S.Joblot, E.Feltin, E.Beraudo, P.Vennegues, M.Leroux, F.Omnes, M.Laugt, Y.Cordier, *Hexagonal c-axis GaN layers grown by metalorganic vapor-phase epitaxy on Si(001)*, Journal of Crystal Growth. June 15, 2005; 280 (1-2) : 44-53



- 30) S.Joblot, F.Semond, Y.Cordier, P.Lorenzini, and J.Massies, *High electron mobility AlGaN/GaN heterostructures grown on Si(001) by molecular beam epitaxy*, Appl. Phys. Lett, 87, 133505 (2005)
- 31) S. Joblot, Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, S. Chenot and J. Massies, *AlGaN/GaN HEMTs on (001) silicon substrates*, Electronics. Lett. (2006) 117
- 32) M. Werquin, D. Ducatteau, N. Vellas, E. Delos, Y. Cordier, R. Aubry, and C. Gaquiere, *High Temperature pulsed measurements of AlGaN/GaN HEMTs on high resistive Si(111) substrate*, Microwave and optical technology letters, Vol. 48, No. 11, (2006) 2303-2305
- 33) Y.Cordier, M.Azize, N.Baron, S.Chenot, O.Tottereau, J.Massies, *AlGaN/GaN HEMTs regrown by MBE on epi-ready semi-insulating GaN-on-Sapphire with inhibited interface contamination*, J. Crystal. Growth (2007) sous presse

## Revues sans comité de lecture

- 3) S.Bollaert, Y.Cordier, M.Zaknourne, T.Parenty, H.Happy, A.Cappy, *HEMT's capability for millimeter wave applications*, Annales des télécommunications, tome 56 n°1/2 pp. 15-26 (2001)
- 2) A.Cappy, Y.Cordier, S.Bollaert, M.Zaknourne, *Metamorphic InAlAs/InGaAs HEMTs*, Compound Semiconductor, Volume 5 N° 8 (1999)
- 1) P.Win, Y.Druelle, Y.Cordier, J.Favre, A.Cappy, *MBE growth of high quality metamorphic InGaAs on GaAs substrate*, Phantoms Newsletters, Nr.5 Apr.1994

## Chapitre d'ouvrage

Y.Cordier, S.Bollaert, M.Zaknourne, J-M.Chauveau and A.Cappy, *Metamorphic InAlAs/InGaAs HEMTs: Material properties and device performance*, pp.111-137, Part I, Chapter.5, III-V Semiconductor Heterostructures: Physics and Devices, 2003, ISBN: 81-7736-170-8, editor Will Z.Cai, Research Signpost

## Actes de colloques avec comité de lecture

- 1) J.M.Ortion, Y.Cordier, J.Ch.Garcia, C.Grattepain, *Temperature dependance of GaAs chemical etching using AsCl<sub>3</sub>*, Journal of Crystal Growth 164 (1996) 97-103
- 2) J.M.Ortion, Y.Cordier, J.Ch.Garcia, D.Adam, M.Champagne, *Selective area etching of AlGaAs/GaAs heterostructures using AsCl<sub>3</sub>*, Journal of Crystal Growth 170 (1997) 674-678
- 3) Y.Cordier, S.Bollaert, J.diPersio, D.Ferré, S.Trudel, Y.Druelle and A.Cappy, *MBE grown InAlAs/InGaAs lattice mismatched layers for HEMT application on GaAs substrate*, Applied. Surface. Science. 123/124, (1998), p.734.
- 4) Y.Cordier, D.Ferré, *InAlAs buffer layers grown lattice mismatched on GaAs with inverse steps*, Journal of Crystal Growth (201-202)1 (1999) pp. 263-266
- 5) J.L.Guyaux, J-M.Ortion, Y.Cordier, M.Kappers, E.Chirlias, J-Ch.Garcia, *Kinetics of AsCl<sub>3</sub> chemical beam etching of GaAs(0 0 1), (1 1 1)A and (1 1 1)B surfaces*, Journal of Crystal Growth (201-202)1 (1999) pp. 614-618

- 6) Y. Cordier, D. Ferre, J.-M. Chauveau and J. Dipersio, *Surface morphology and strain relaxation of InAlAs buffer layers grown lattice mismatched on GaAs with inverse steps*, Applied Surface Science, Vol. 166 pp. 442-445 (2000)
- 7) Y.Cordier, P.Miska, D.Ferré, *Comparison of InAs islands self-assembled on pseudomorphic and metamorphic InAlAs buffer layers grown on GaAs substrate*, Journal of Crystal Growth 227-228 (2001) pp.1016-1019
- 8) F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, and J. Massies, *Molecular beam epitaxy of group-III nitrides on silicon substrates*, Growth, Properties and Device Applications, Physica Status Solidi (a) 2001, 188, No. 2, 501-510
- 9) Y.Cordier, F.Semond, P.Lorenzini, N.Grandjean, F.Natali, B.Damilano, J.Massies, V.Hoël, A.Minko, N.Vellas, C.Gaquièrre, J.C.Dejaeger, B.Dessertene, S.Cassette, M.Surrugue, D.Adam, J-C.Grattepain and S.L. Delage, *AlGaIn/GaN HEMTs on Resistive Si(111) Substrate: from Material Assessment to RF Power Performances*, Physica Status Solidi (c) 0, N°.1, 61-64 (2002)
- 10) Ch.Consejo, L.Konczewicz, S.Contreras, S.Lepkowsky, M.Zielinski, J.L.Robert, P.Lorenzini, Y.Cordier, *High Pressure Study of the Electrical Transport Phenomena in AlGaIn/GaN Heterostructures*, Physica Status Solidi (b); 235 (2), FEB 2003, pp. 232-237
- 11) Y.Cordier, F.Semond, P.Lorenzini, N.Grandjean, F.Natali, B.Damilano, J.Massies, V.Hoël, A.Minko, N.Vellas, C.Gaquièrre, J.C.DeJaeger, B.Dessertene, S.Cassette, M.Surrugue, D.Adam, J-C.Grattepain, R.Aubry and S.L. Delage, *MBE growth of AlGaIn/GaN HEMTs on resistive Si(111) substrate with RF small signal and power performances*, J.Crystal. Growth, Volume 251, Issues 1-4, April 2003, pp. 811-815
- 12) Y.Cordier, P.Lorenzini, J-M.Chauveau, D.Ferré, Y.Androussi, J.DiPersio, D.Vignaud, J-L.Codron, *Influence of MBE growth conditions on the quality of InAlAs/InGaAs metamorphic HEMTs on GaAs*, J.Crystal. Growth, Volume 251, Issues 1-4, April 2003, pp. 822-826
- 13) J.-M. Chauveau, Y. Cordier, H. J. Kim, D. Ferré, Y. Androussi and J. Di Persio, *Interplay between relaxation, surface morphology and composition modulation in InAlAs graded buffer layer*, J.Crystal. Growth, Volume 251, Issues 1-4, April 2003, pp. 112-117
- 14) R. Aubry, J-C. Jacquet, B. Dessertenne, E. Chartier, D. Adam, Y. Cordier, F. Semond, J. Massies, M-A. DiForte-Poisson, A. Romann, S.L. Delage, *Thermal characterisation of AlGaIn/GaN HEMTs grown on silicon and sapphire substrates based on pulsed I-V measurements*, European-Physical-Journal, Applied-Physics. May 2003, 22(2) pp.77-82.
- 15) R. Aubry, J-C. Jacquet, C.Dua, H.Gérard, B. Dessertenne, M.-A. di Forte-Poisson, Y. Cordier and S.L. Delage, *Thermal characterisation of AlGaIn/GaN HEMTs using Micro-Raman Scattering Spectroscopy and an pulsed I-V measurements*, Materials Science Forum Vols.457-460 (2004) pp. 1625-1628.
- 16) R.Aubry, C.Dua, J-C.Jacquet, F.Lemaire, P.Galtier, B.Dessertenne, Y.Cordier, M-A.Poisson, S.L.Delage, *Temperature measurement by micro-Raman scattering spectroscopy in the active zone of AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistors*, European-Physical-Journal,-Applied-Physics. July-Sept. 2004; 27(1-3): 293-6
- 17) Y.Cordier, M.Hugues, F.Semond, F.Natali, P.Lorenzini, Z.Bougrioua, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *Structural and electrical properties of AlGaIn/GaN HEMTs grown by MBE on SiC, Si(111) and GaN templates*, J. Crystal. Growth Vol 278/1-4 pp 383-386 (2005)
- 18) Y.Cordier, F.Semond, M.Hugues, F.Natali, P.Lorenzini, H.Haas, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottreau, P.Vennegues, J.Massies, *AlGaIn/GaN/AlGaIn DH-HEMTs grown by MBE on Si(111)*, J. Crystal. Growth Vol 278/1-4 pp 393-396 (2005)
- 19) Y.Cordier, M.Hugues, F.Semond, F.Natali, P.Lorenzini, Z.Bougrioua, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *Layer quality and 2DEG behavior in AlGaIn/GaN HEMTs grown by Molecular Beam Epitaxy*, Physica Status Solidi (c) 2, No. 7, 2195-2198 (2005)

- 20) Y.Cordier, M.Hugues, P.Lorenzini, F.Semond, F.Natali, and J.Massies, *Electron mobility and transfer characteristics in AlGaIn/GaN HEMTs*, Physica Status Solidi (c) 2, No. 7, 2720-2723 (2005)
- 21) S.Joblot, F.Semond, F.Natali, P.Vennegues, M.Laügt, Y.Cordier, J.Massies, *Growth of wurtzite-GaN on silicon (100) substrate by molecular beam epitaxy*, Physica-Status-Solidi-C. 2005; (7): 2187-90
- 22) R.Aubry, C.Dua-C, JC.Jacquet, F.Lemaire, P.Galtier, B.Dessertenne, Y.Cordier, M-A.Diforte-Poisson, S.L. Delage, *Temperature measurement in AlGaIn/GaN High-Electron-Mobility Transistors using micro-Raman scattering spectroscopy*, EUROPEAN-PHYSICAL-JOURNAL-Applied-physics-. 2005; 30 (2) : 77-82
- 23) C.Consejo, S.Contreras, L.Konczewicz, P.Lorenzini, Y.Cordier, C.Skierbiszewski, J-L.Robert, *High temperature electrical investigations of (Al,Ga)N/GaN heterostructures - Hall sensor applications*, Physica-Status-Solidi-C. 2005; (4): 1438-43
- 24) Y.Cordier, P.Lorenzini, M.Hugues, F.Semond, F.Natali, Z.Bougrioua, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *Influence of crystal quality on electron mobility in AlGaIn/GaN HEMTs grown on Si(111), SiC and GaN templates*, Journal de Physique IV, 132 (2006) 365-368
- 25) Y.Cordier, F.Pruvost, F.Semond, J.Massies, M.Leroux, P.Lorenzini, C.Chaix, *Quality and uniformity assessment of AlGaIn/GaN Quantum Wells and HEMT heterostructures grown by molecular beam epitaxy with ammonia source*, Phys. Stat. Sol (c) 3 (2006) 2325-2328
- 26) Y.Cordier, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, S.Joblot, F.Semond, J.Massies, L.Di Cioccio, H.Moriceau, *Growth by molecular beam epitaxy of AlGaIn/GaN high electron mobility transistors on Si-on-polySiC*, Superlattice and Microstructures 40 (2006) 359-362
- 27) S. Joblot, Y. Cordier, F. Semond, S. Chenot, P. Vennéguès, O. Tottereau, P. Lorenzini and J. Massies, *AlGaIn/GaN HEMTs grown on silicon (001) substrates by molecular beam epitaxy*, Superlattices and Microstructures 40 (2006) 295-298
- 28) Yvon Cordier, Sébastien Chenot, Marguerite Laügt, Olivier Tottereau, Sylvain Joblot, Fabrice Semond, Jean Massies, Léa Di Cioccio and Hubert Moriceau, *Realization of AlGaIn/GaN HEMTs on Si-on-polySiC substrates*, Phys. Stat. Sol (c) 4, n°7, (2007) 2670-2673
- 29) Y.Cordier, F.Semond, J.Massies, M.Leroux, P.Lorenzini, C.Chaix, *Developments for the production of high quality and high uniformity AlGaIn/GaN heterostructures by Ammonia MBE*, J. Crystal. Growth (301-302) pp.434-436 (2007)
- 30) Y.Cordier, N.Baron, F.Semond, J.Massies, M.Binetti, B.Henninger, M.Besendahl, T.Zettler, *In situ measurements of wafer bending curvature during growth of group-III-nitride layers on silicon by molecular beam epitaxy*, J. Crystal. Growth (301-302) pp.71-74 (2007)

## Communications à des congrès :

- 1) Y.Cordier, Y.Druelle, J.L.Lorriaux, C.Herbeaux, J.Alamkan, A.Cappy, *Gradually strained pseudomorphic layer growth for GaAlAs/GaInAs/GaAs HEMT's*, State Of The Art Program on Compound Semiconductors (SOTAPOCS XI), Electrochemical Society Meeting Hollywood Florida October 1989
- 2) H.Happy, O.Pribetich, G.Dambrine, J.Alamkan, Y.Cordier, A.Cappy, *HELENA a new software for the design of MMICs*, MTT SYMPOSIUM BOSTON USA 1991
- 3) P.Win, Y.Cordier, Y.Druelle, A.Cappy, *Metamorphic In<sub>0.27</sub>Ga<sub>0.73</sub>As/In<sub>0.25</sub>Al<sub>0.75</sub>As/GaAs HEMT : a new device for microwave amplification*, State-of-the art program on compound semiconductors (SOTAPOCS XV), Electrochemical Society Meeting, Phoenix,AZ, October 1991
- 4) P.Win, Y.Cordier, Y.Druelle, C.Bouillet, A.Cappy, *Metamorphic InGaAs/InAlAs HEMT on GaAs : MBE growth and device performance*, WOCSDICE, May 1992

- 5) P.Win, Y.Cordier, Y.Druelle, A.Cappy, *Metamorphic InGaAs/InAlAs HEMT on GaAs : MBE growth and device performance*, 22<sup>nd</sup> European Solid State Device Research Conference, Leuven 1992
- 6) Y.Cordier, D.Adam, D.Pons, J.Favre, P.Win, A.Cappy, C.Bouillet, J.diPersio, *MBE growth of metamorphic Al(0.71)In(0.29)As/Ga(0.7)In(0.3)As structures on GaAs substrates for high performance HEMT*, 7th European Work Shop on Molecular Beam Epitaxy (euroMBE), Bardonecchia, March 1993
- 7) Y.Cordier, D.Adam, J.Favre, P.Win, A.Cappy, C.Bouillet, J.diPersio, *Realization of In<sub>0.29</sub>Al<sub>0.71</sub>As/In<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As metamorphic HEMT on GaAs substrate*, Heterostructure Technology Workshop, Lille, September 1993
- 8) P.Win, Y.Druelle, A.Cappy, Y.Cordier, D.Adam, J.Favre, *Metamorphic In<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As/In<sub>0.29</sub>Al<sub>0.71</sub>As layer on GaAs : a new structure for millimeter wave ICs*, 14<sup>th</sup> biennial conference on advanced concepts in high speed semiconductor devices and circuits, Cornell University, August 1993
- 9) Y.Cordier, J.M.Ortion, J.Ch.Garcia, *In situ etching of GaAs/GaAlAs heterostructures using AsCl<sub>3</sub>*, European Work Shop on Molecular Beam Epitaxy (euroMBE), Sierra Nevada, March 1995
- 10) Y.Cordier, J.M.Ortion, J.Ch.Garcia, *In-situ chemical etching of GaAs using AsCl<sub>3</sub>*, 6<sup>th</sup> European Workshop on Metal Organic Vapor Phase Epitaxy (EW.MOVPE VI), Gent, June 1995
- 11) Y.Cordier, J.M.Ortion, J.Ch.Garcia, *In-situ chemical beam etching of GaAs and GaInP using AsCl<sub>3</sub>*, 5<sup>th</sup> International Conference on Chemical Beam Epitaxy (IC.CBE V), San Diego La Jolla, August 1995
- 12) J.M.Ortion, Y.Cordier, J.Ch.Garcia, D.Adam, *Chemical beam cleaning and etching of GaAs/GaAlAs heterostructures. Selective regrowth of contacts on pseudomorphic high electron mobility transistors*, 8<sup>th</sup> International Conference on Metal Organic Vapor Phase Epitaxy (IC.MOVPE VIII), Cardiff, May 1996
- 13) Y.Cordier, Y.Druelle, S.Bollaert, A.Cappy, S.Trudel, J.diPersio and D.Ferré, *MBE growth of AlInAs and GaInAs lattice mismatched buffer layers for HEMT application on GaAs substrate*, Electronic Material Conference, Fort Collins, June 1997
- 14) Y.Cordier, S.Bollaert, J.diPersio, D.Ferré, S.Trudel, Y.Druelle and A.Cappy, *Comparative study of AlInAs and GaInAs lattice mismatched buffer layers for HEMT application on GaAs substrate*, 6<sup>th</sup> International Conference on the Formation of Semiconductor Interfaces (ICFSI6), Cardiff, June 1997
- 15) S.Bollaert, H.G.Happy, V.Hoel, Y.Cordier, H.Fourré, A.Cappy, *Device Technology for millimeter wave receiver*, 5<sup>th</sup> International Workshop on TeraHertz Electronics, Grenoble, September 1997
- 16) G.Salmer and Y.Cordier, *Metamorphics : extending the limits of GaAs*, 27th European Solid-State Device Research Conference, Stuttgart, September 1997
- 17) Y.Cordier, S.Bollaert, M.Zaknune, J.diPersio and D.Ferré, *AllInAs/GaInAs metamorphic HEMT's on GaAs substrate : from material to device*, 10th Intern. Conf. On Indium Phosphide and Related Materials, Tsukuba, May 1998
- 18) Y.Cordier, M.Zaknune, S.Bollaert, J.diPersio and D.Ferré, *MBE growth of AlInAs/GaInAs lattice relaxed layers for HEMT application on GaAs substrate*, Electronic Material Conference, Charlottesville, June 1998
- 19) M.Zaknune, Y.Cordier, S.Bollaert, Y.Druelle, D.Théron and Y.Crosnier, *High Performance Metamorphic In<sub>0.32</sub>Al<sub>0.68</sub>As/ In<sub>0.33</sub>Ga<sub>0.67</sub>As HEMT's on GaAs substrate with an Inverse Step InAlAs Metamorphic Buffer*, IEEE 56<sup>th</sup> Annual Device Research Conference (DRC), Charlottesville, June 1998
- 20) S.Bollaert, Y.Cordier, H.Happy, M.Zaknune and A.Cappy, *The influence of indium composition in Metamorphic In<sub>x</sub>Al<sub>1-x</sub>As/ In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As HEMTs realized on GaAs substrate*, Asia Pacific Microwave Conference 1998, Yokohama, Japan
- 21) Y.Cordier, D.Ferré, J.diPersio and Y.Druelle, *Optimization of strain relaxed buffer layers for InAlAs/InGaAs metamorphic HEMT's on GaAs substrate*, 10<sup>th</sup> International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE-X), Cannes, September 1998



- 22) M.Zaknoune, Y.Cordier, S.Bollaert, D.Théron and Y.Crosnier, *Power Performance Capability of Metamorphic HEMT on GaAs substrate*, GaAs'98 conference, Amsterdam, October 1998
- 23) S.Bollaert, Y.Cordier, H.Happy, M.Zaknoune, S.Lepilliet, and A.Cappy, *0.1 μm metamorphic In<sub>0.4</sub>Al<sub>0.6</sub>As/In<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>As HEMTs on GaAs substrate*, GaAs'98 conference, Amsterdam, October 1998
- 24) S.Bollaert, Y.Cordier, H.Happy, M.Zaknoune, V.Hoël, S.Lepilliet, and A.Cappy, *Metamorphic InAlAs/InGaAs HEMTs on GaAs substrate : the influence of In composition*, International Electron. Device Meeting. San Francisco, 6-9 Dec. 1998
- 25) D.Théron, M.Zaknoune, Y.Cordier, S.Piotrovicz, B.Bonte and Y.Crosnier, *Metamorphic HEMTs : a future technology for power in millimeter wave range ?* Compound Semiconductor Power Transistors meeting (invited), 194<sup>th</sup> Electrochemical Society Meeting, Boston November 1998, Electrochemical Society Proceedings Volume 98-12 p.52-62
- 26) Y.Cordier, D.Ferré, J-M.Chauveau and J.diPersio, *Influence of InAlAs strain relaxed buffer layers on the quality of InAlAs/InGaAs metamorphic HEMT's on GaAs substrate*, 7<sup>th</sup> International Conference on the Formation of Semiconductor Interfaces, June 1999, Göteborg, Sweden
- 27) M.Boudrissa, M.Zaknoune, Y.Cordier and D.Théron, *The influence of the cap layer thickness and gate recessing of Al<sub>0.68</sub>In<sub>0.32</sub>As/Ga<sub>0.67</sub>In<sub>0.33</sub>As metamorphic HEMT on breakdown performance*, 9<sup>th</sup> European Heterostructure Technology Workshop (HETECH'99), Lille, 27-28 September 1999
- 28) A.Cappy, Y.Cordier, S.Bollaert, M.Zaknoune, *Status of metamorphic In<sub>x</sub>Al<sub>1-x</sub>As/In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As HEMTs* (invited), Proceedings of IEEE GaAs IC Symposium 17-20 Oct 1999, Monterey CA
- 29) Cordier.Y, Zaknoune.M, Bollaert.S and Cappy.A, *Charge control and electron transport properties in In<sub>y</sub>Al<sub>1-y</sub>As/In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As metamorphic HEMTs : effect of indium content*, 12th Intern. Conf. On Indium Phosphide and Related Materials, Williamsburg, May 2000
- 30) D.Théron, Y.Cordier, S.Bollaert, M.Zaknoune, M.Boudrissa, B.Bonte, C.Gaquièrre, A.Cappy, R.Fauquenbergue and J-C. De Jaeger, *HEMT structures on GaAs or InP substrates for millimeter wave power amplification* (invité), WOCSDICE 2000, may 29-june 02, Aegan Sea, Greece
- 31) Cordier.Y, Ferré.D and Miska.P, *InAs Dots grown by MBE on InAlAs and InGaAs lattice mismatched buffers on GaAs*, Electronic Material Conference, Denver, June 2000
- 32) Y.Cordier, P.Miska, D.Ferré, *MBE growth of InAs dots on InAlAs and InGaAs buffers lattice mismatched on GaAs*, 11<sup>th</sup> International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE-XI), Beijing, September 2000
- 33) M.Boudrissa, E.Delos, Y.Cordier, D.Théron and J.C.De Jaeger, *Gate ionization current of an enhancement – mode metamorphic AlInAs/GaInAs HEMT on GaAs substrate*, Gallium Arsenide & other semiconductors application symposium (GaAs 2000), Paris 2-3 octobre 2000
- 34) N.Cavassilas, F.Aniel, A.Nojehe, R.Adde, M.Zaknoune, S.Bollaert, Y.Cordier, D.Théron and A.Cappy, *Electroluminescence of metamorphic InAlAs/InGaAs HEMTs on GaAs substrate*, Gallium Arsenide & other semiconductors application symposium (GaAs 2000), Paris 2-3 octobre 2000
- 35) S. Bollaert, Y. Cordier, M. Zaknoune, H. Happy, S. Lepilliet, A. Cappy, *0.06μm gate length metamorphic In<sub>0.52</sub>Al<sub>0.48</sub>As/In<sub>0.53</sub>Ga<sub>0.47</sub>As HEMTs on GaAs with high  $f_T$  and  $f_{MAX}$* , 13th Intern. Conf. On Indium Phosphide and Related Materials, Nara, Japan, 14-18 May 2001
- 36) D. Vignaud, Y. Cordier, P. Miska and D. Ferré, *Luminescence properties of InAs dots grown by molecular beam epitaxy on metamorphic In<sub>x</sub>Al<sub>1-x</sub>As (0.33<x<0.52) buffer layers*, 28th International Symposium on Compound Semiconductors 2001 (ISCS2001), October 1-4, 2001, Tokyo, Japan
- 37) V. Hoël, Y. Guhel, N. Vellas, C. Gaquièrre, J.C. De Jaeger, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali and J.Massies, *High performance AlGaIn/GaN HEMTs on a Resistive Silicon Substrate*, 11th European Heterostructure Technology Workshop, 28-30 October 2001, University of Padova, Italy

- 38) F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, and J. Massies, *Molecular beam epitaxy of group-III nitrides on silicon substrates: Growth, Properties and Device Applications*, 4th International Conference on Nitride Semiconductors, Denver 2001
- 39) S Demichel, R Teissier, F Pardo, J L Pelouard, E Lefevre, Y Cordier, F Mollot, *High speed metamorphic InP/InGaAs heterojunction bipolar transistors on GaAs substrates*, 14th Intern. Conf. On Indium Phosphide and Related Materials, Stockholm, 13-16 May 2002
- 40) Y.Cordier, F.Semond, P.Lorenzini, N.Grandjean, F.Natali, B.Damilano, J.Massies, V.Hoël, A.Minko, N.Vellas, C.Gaquièrre, J.C.DeJaeger, B.Dessertene, S.Cassette, M.Surrugue, D.Adam, J-C.Grattepain and S.L. Delage, *AlGaIn/GaN HEMTs on resistive Si(111) substrate : from material assessment to RF power performances*, International Workshop on Nitride Semiconductors, 22-25 July 2002, Aachen, Germany
- 41) Y.Cordier, F.Semond, P.Lorenzini, N.Grandjean, F.Natali, B.Damilano, J.Massies, V.Hoël, A.Minko, N.Vellas, C.Gaquièrre, J.C.DeJaeger, B.Dessertene, S.Cassette, M.Surrugue, D.Adam, J-C.Grattepain and S.L. Delage, *MBE growth of high quality AlGaIn/GaN HEMTs on resistive Si(111) substrate with RF small signal and power performances*, International Conference on Molecular Beam Epitaxy, MBE XII, San Francisco, 15-20 september 2002.
- 42) Y.Cordier, P.Lorenzini, J-M.Chauveau, D.Ferré, Y.Androussi, J.DiPersio, D.Vignaud, J-L.Codron, *Influence of growth conditions on the structural, optical and electrical quality of MBE grown InAlAs/InGaAs metamorphic HEMTs on GaAs*, International Conference on Molecular Beam Epitaxy, MBE XII, San Francisco, 15-20 september 2002.
- 43) J-M.Chauveau, Y.Cordier, D.Ferré, Y.Androussi, J.Di Persio, *Interplays between plastic relaxation, surface morphology and composition modulation in InAlAs graded buffer layers under various growth conditions*, International Conference on Molecular Beam Epitaxy, MBE XII, San Francisco, 15-20 september 2002.
- 44) Ardouin. M, Bonte. B, Zaknounge. M, Théron. D, Cordier. Y, Bollaert. S, Dejeager. J.C., *Influence of recess extension on double heterostructure metamorphic HEMT for power application at 60 GHz*, GaAs 2002, 23-24 september 2002, Milan, Italy, The European Gallium Arsenide & related III-V Compounds Application Symposium Proceedings, pp.165-168.
- 45) F.Semond, Y.Cordier, P.Lorenzini, J.Massies, *Heteroepitaxial growth and characterization of AlGaIn/GaN HEMTs on SiC substrates*, 12th EURO-MBE Workshop, February 16-19, 2003, Bad Hofgastein, Austria
- 46) E.Lefebvre, M.Zaknounge, Y.Cordier, F.Mollot, *Optimisation of buffer layers for InP metamorphic Heterojunction Bipolar Transistor on GaAs*, 15th Intern. Conf. On Indium Phosphide and Related Materials, Santa Barbara CA, USA, 12-16 May 2003.
- 47) Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, P.Lorenzini, M.Hugues, Z.Bougrioua, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *MBE grown AlGaIn/GaN heterostructures for microwave power applications*, 12th European Heterostructure Technology Workshop (HETECH'03), 12-15 October 2003, San Rafael, Spain
- 48) Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, P.Lorenzini, M.Hugues, Z.Bougrioua, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *Influence of substrate and layer quality on 2DEG behavior in AlGaIn/GaN HEMTs*, International Workshop on Nitride Semiconductors, 19-23 July 2004, Pittsburgh, USA
- 49) Y.Cordier, P.Lorenzini, M.Hugues, S.Chenot, H.Haas, *Influence of electron mobility on transfer characteristics in AlGaIn/GaN HEMTs*, International Workshop on Nitride Semiconductors, 19-23 July 2004, Pittsburgh, USA
- 50) S.Joblot, F.Semond, F.Natali, Y.Cordier, P.Vennéguès, J.Massies, *MBE growth of wurtzite GaN on Silicon(100)*, International Workshop on Nitride Semiconductors, 19-23 July 2004, Pittsburgh, USA
- 51) Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, P.Lorenzini, M.Hugues, Z.Bougrioua, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *Influence of substrate choice on the electrical*



*properties of MBE grown AlGaIn/GaN HEMTs*, International Conference on Molecular Beam Epitaxy, 22-27 August 2004, Edinburgh, Scotland

52) Y.Cordier, F.Semond, M.Hugues, F.Natali, P.Lorenzini, H.Haas, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, P.Vennegues, J.Massies, *AlGaIn/GaN DH-HEMTs grown on Silicon using ammonia source MBE*, International Conference on Molecular Beam Epitaxy, 22-27 August 2004, Edinburgh, Scotland

53) S.Joblot, F.Semond, F.Natali, Y.Cordier, P.Vennégues, J.Massies, *MBE Growth of wurtzite-GaN on Silicon (100)*, International Conference on Molecular Beam Epitaxy, 22-27 August 2004, Edinburgh, Scotland

54) A.Minko, V.Hoel, C.Gaquiere, J-C. Dejaeger, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, J.Massies, H.Lahrèche, L.Wedzikowski, R.Langer, P.Bove, *RF Noise and Power Performances of AlGaIn/GaN HEMTs on Si(111) Substrates*, Proceedings of the GaAs 2004 Conference, Amsterdam, 13 October 2004, pp :67-70

55) J-C.Jacquet, R.Aubry, H.Gérard, E.Delos, N.Rolland, Y.Cordier, A.Bussutil, M.Rousseau, S.L.Delage, *Analytical Transport Model of AlGaIn/GaN HEMT based on electrical and thermal measurement*, Proceedings of the GaAs 2004 Conference, Amsterdam, 13 October 2004, pp. 235-238

56) L. Bary, E. Angeli, A. Rennane, G.Soubercaze-Pun, J. –G. Tartarin, A. Minko, V.Hoel, Y. Cordier, C. Dua, R. Plana, J. Graffeuil, *Low frequency noise behavior in GaN HEMT's on silicon substrate*, Proceedings of SPIE (International Society for Optical Engineering), Noise in devices and circuits II, Vol.5470, pp. 286-295, 2004

57) Y.Cordier, F.Pruvost, F.Semond, J.Massies, M.Leroux, C.Chaix, *Optical quality and uniformity assessment of AlGaIn/GaN Quantum Wells grown by Ammonia MBE*, 13th European Molecular Beam Epitaxy Workshop, Grindelwald, Switzerland, 7-9 March 2005

58) Jaime Mimila-Arroyo, Michel Barbe, Francois Jomard, Jacques Chevallier, Marie-Antoinette Poisson, Sylvain Delage, Christian Dua, Yvon Cordier, Maxime Hugues, Fabrice Semond, Franck Natali, Philippe Lorenzini and Jean Massies, *Effect of Deuterium Diffusion on the Electrical Properties of AlGaIn/GaN Heterostructures*. Material Research Society Spring Meeting, San Francisco, March 31, 2005; Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 864 (2005)

59) Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, P.Lorenzini, M.Hugues, Z.Bougrioua, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *Electron mobility in AlGaIn/GaN HEMTs Heterostructures*, 10th International Conference on the Formation of Semiconductor Interfaces, Aix en Provence, France, 3-8 July 2005

60) Y.Cordier, F.Pruvost, F.Semond, J.Massies, M.Leroux, P.Lorenzini, C.Chaix, *Quality and uniformity assessment of AlGaIn/GaN Quantum Wells and HEMT heterostructures grown by Ammonia MBE*, 6th International Conference on Nitride Semiconductors, Bremen, Germany, 28 August-2 September 2005

61) Y.Cordier, F.Semond, M.Hugues, F.Natali, P.Lorenzini, H.Haas, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, P.Vennegues, J.Massies, *MBE grown AlGaIn/GaN/AlGaIn DH-HEMTs on Silicon*, 6th International Conference on Nitride Semiconductors, Bremen, Germany, 28 August-2 September 2005

62) Y.Cordier, F.Semond, M.Hugues, F.Natali, P.Lorenzini, H.Haas, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, P.Vennegues, J.Massies, *AlGaIn/GaN/AlGaIn DH-HEMTs grown by molecular beam epitaxy on Silicon (111)*, 14th International Workshop on Heterostructure Technology (HETECH-05), Smolenice, Slovakia, 2-5 October 2005

63) J-C.DeJaeger, S.L.Delage, G.Dambrine, M-A.Di-Forte-Poisson, V.Hoel, S.Lepilliet, B.Grimbert, E.Morvan, Y.Mancuso, G.Gauthier, A.Lefrancois, Y.Cordier, *Noise assessment of AlGaIn/GaN HEMTs on Si or SiC substrates: application to X-band low noise amplifiers*, 13th-European-Gallium-Arsenide-and-other-Compound-Semiconductors-Application-Symposium. Paris, France, Oct. 2005, pp. 229-32

64) Y.Cordier, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, F.Semond, J.Massies, L.Di Cioccio, H.Moriceau, *Demonstration of AlGaIn/GaN HEMTs on SopSiC substrates*, E-MRS Spring Meeting, Symposium S, Nice, France, May 2006.

- 65) M.Binetti, M.Besendahl, T.Zettler, Y.Cordier, F.Semond, J.Massies, *Growth of AlN and GaN device structures in MBE monitored in situ by reflectance and emissivity corrected pyrometry*, 14<sup>th</sup> International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE 2006), Waseda University, Tokyo (Japan), 3-8 September 2006.
- 66) S.Nicolay, F.Morier-Genoud, E.Feltn, Y.Cordier, N.Grandjean, *GaN/AlN multiple quantum wells grown by ammonia molecular beam epitaxy for intersubband transition applications*, 14<sup>th</sup> International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE 2006), Waseda University, Tokyo (Japan), 3-8 September 2006.
- 67) Y.Cordier, F.Pruvost, F.Semond, J.Massies, M.Leroux, P.Lorenzini, C.Chaix, *Developments for the production of high quality and high uniformity AlGaIn/GaN heterostructures by Ammonia MBE*, 14<sup>th</sup> International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE 2006), Waseda University, Tokyo (Japan), 3-8 September 2006.
- 68) N.Baron, Y.Cordier, S.Chenot, O.Tottereau, M.Leroux, F.Semond, J.Massies, *Optimizations for the growth of AlGaIn/GaN HEMTs on Silicon*, 15<sup>th</sup> European Workshop on Heterostructure Technology (Hetech 2006), University of Manchester (UK), 1-4 October 2006.
- 69) Y.Cordier, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, S.Joblot, F.Semond, J.Massies, L.DiCioccio, H.Moriceau, *AlGaIn/GaN high electron mobility transistors on Si-on-polySiC substrate*, 15<sup>th</sup> European Workshop on Heterostructure Technology (Hetech 2006), University of Manchester (UK), 1-4 October 2006.
- 70) M. Binetti, E. Steimetz, T. Zettler, Y. Cordier, F.Semond, J. Massies, *High Performance Double Wavelengths Reflectance and Pyrometry Sensor for In-Situ Monitoring of MBE Growth of AlN and GaN Device Structures*, 24<sup>th</sup> North American Conference on Molecular Beam Epitaxy (NAMBE 2006), October 8-11, 2006, Durham, NC.
- 71) Y.Cordier, S.Chenot, M.Laügt, O.Tottereau, S.Joblot, F.Semond, J.Massies, L.DiCioccio and H.Moriceau, *Realization of AlGaIn/GaN HEMTs on Si-on-polySiC substrates*, International Workshop on Nitride Semiconductors (IWN 2006), Kyoto (Japan), October 2006
- 72) Y.Cordier, N.Baron, M.Azize, S.Chenot, J.Massies, *AlGaIn/GaN HEMTs regrown by ammonia MBE on semi-insulating GaN-on-Sapphire: how to inhibit the regrowth interface contamination with new Fe doped templates*, 14<sup>th</sup> European Molecular Beam Epitaxy Workshop, 5-7 March 2007, Sierra Nevada, Spain
- 73) N.Baron, Y.Cordier, S.Chenot, O.Tottereau, M.Leroux, F.Semond, J.Massies, *Optimizations for the growth of AlGaIn/GaN HEMTs on Silicon*, 14<sup>th</sup> European Molecular Beam Epitaxy Workshop, 5-7 March 2007, Sierra Nevada, Spain
- 74) J.Chevallier, F.Jomard, N.H.Nickel, P.de Mierry, S.Chenot, Y.Cordier, M.A.di Forte-Poisson, S.Delage, *Deuterium Out-diffusion Kinetics in Magnesium-doped GaN*, Material Research Society Spring Meeting, San Francisco, April 9-13, 2007; Mat. Res. Soc. Symp.
- 75) Y.Cordier, M.Azize, N.Baron, S.Chenot, J.Massies, *New Fe doped GaN templates for inhibition of regrown interface contamination in HEMT applications*, E-MRS 2007 Spring Meeting, Strasbourg, France - May 28th to June 1st, 2007
- 76) B. Abdallah, C. Duquenne, P-Y. Jouan, P.Y. Tessier, J. Brault, Y. Cordier, M.P. Besland and M.A. Djouadi, *Stress Investigation in AlN Films Deposited by Magnetron Sputtering*, E-MRS 2007 Spring Meeting, Strasbourg, France - May 28th to June 1st, 2007
- 77) M.Azize, Y. Cordier, N.Baron, S. Chenot, O.Tottereau, P.Gibart, J.Massies and Z. Bougrioua, *No more parasitic regrowth interface in MOVPE and MBE AlGaIn/GaN structures regrown on new Fe doped semi-insulating GaN templates for HEMT applications*, EW-MOVPE XII, Bratislava, June 3-6, 2007
- 78) R. Cuervo, F. Calle, A. F. Braña, Y. Cordier, M. Azize, N. Baron, S. Chenot and E. Muñoz, *High temperature behaviour of GaN HEMT devices on Si(111) and sapphire substrates*, 7<sup>th</sup> International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS7), Las Vegas, 21-25 September 2007

79) Y.Cordier, M. Portail, S.Chenot, O.Tottereau, M.Zielinski, T.Chassagne, *AlGaN/GaN HEMTs grown by molecular beam epitaxy on 3C-SiC/Si(111)*, 7th International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS7), Las Vegas, 21-25 September 2007

80) Y.Cordier, N.Baron, M.Azize, S.Chenot, O.Tottereau, J.Massies, *Inhibition of regrowth interface contamination with new Fe doped templates for AlGaN/GaN HEMT applications*, 7th International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS7), Las Vegas, 21-25 September 2007

## Workshops, Séminaires :

1) Y.Cordier, J.Alamkan, Y.Druelle, J.L.Lorriaux, A.Cappy, *Etude théorique et expérimentale des transistors à effet de champ à couche contrainte GaAlAs/GaInAs/GaAs*, 2<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique III-V, Oléron, Juin 1988

2) Y.Druelle, J-L.Lorriaux, Y.Cordier, L.Rackzy et B.Splingart, *Epitaxie d'hétérostructures GaAlAs/GaInAs/GaAs pour composants microondes*, 7<sup>ème</sup> Séminaire National sur l'EJM, St Aygulf, Octobre 1989

3) Y.Cordier, Y.Druelle, H.Happy, J.Alamkan, A.Cappy, P.Legry, J.L.Lorriaux, *Composants pseudomorphiques hautes performances sur substrat GaAs*, 3<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V, Aussois, Mars 1990

4) H.Happy, G.Dambrine, O.Pribetich, J.Alamkan, Y.Cordier, A.Cappy, *"HELENA" un logiciel original d'étude des propriétés hyperfréquences des HEMTs*, 7<sup>èmes</sup> Journée Nationales Microondes, Grenoble (1991)

5) Y.Cordier, D.Adam, J.Favre, *Croissance par EJM de structures HEMT métamorphiques AllnAs/GaInAs sur substrat GaAs*, Séminaire sur l'Epitaxie par Jets Moléculaires, St Aygulf, Juin 1992

6) D.Adam, E.Chartier, M.Champagne, Y.Cordier, A.Michel, D.Pons, C.Terrier, J.Favre, F.Gueissaz, *TEGFET AllnAs/GaInAs sur InP- Transistors submicroniques*, 4<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V, La Grande Motte, Octobre 1992

7) Y.Cordier, D.Adam, M.Champagne, C.Terrier, D.Pons, J.Favre, *Realisation de HEMT métamorphiques AllnAs/GaInAs sur GaAs*, 4<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V, La Grande Motte, Octobre 1992

8) Y.Cordier, J.Favre, D.Adam, E.Chartier, M.Champagne, A.Michel, A.Cappy, P.Win, J.diPersio, *TEGFET métamorphique AllnAs/GaInAs sur substrat GaAs*, 5<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V, Ecole Centrale de Lyon, Ecully, Juin 1994

9) J.M.Ortion, J.Ch.Garcia, Y.Cordier, D.Adam, *Gravure et préparation des surfaces de GaAs par jets chimiques de AsCl3 et de TDMAAs*, 6<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V (JNMO 97), Chantilly, Janvier 1997

10) Y.Cordier, Y.Druelle, S.Bollaert, A.Cappy, J.diPersio, D.Ferré, S.Trudel, *Etude comparée des couches tampons GaInAs et AllnAs pour TEGFET métamorphique sur substrat GaAs*, 6<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique III-V (JNMO 97), Chantilly, Janvier 1997

11) D.Ferré, Y.Cordier, Y.Druelle, J.diPersio and M.Zaknoute, *Optimisation de couches tampons à rampe de composition graduelle dans des hétérostructures semiconductrices AllnAs/GaInAs sur substrat GaAs*, Forum des microscopies à sonde locale, Lille 98, Mars 1998

12) M.Zaknoute, Y.Cordier, S.Bollaert, Y.Druelle, D.Théron et Y.Crosnier, *Performances en puissance de HEMTs InAlAs/InGaAs sur substrat GaAs*, 7<sup>èmes</sup> Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique (JNMO 99), Egat, 6-8 Janvier 1999

- 13) S.Bollaert, Y.Cordier, M.Zaknoute, H.Happy, V.Hoel, S.Lepilliet, A.Cappy, *HEMTs métamorphiques à hétérojonction InAlAs/InGaAs sur substrat GaAs : influence du taux d'Indium*, 7èmes Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique (JNMO 99), Egat, 6-8 Janvier 1999
- 14) Y.Cordier, M.Zaknoute, S.Bollaert, J.di Persio, D.Ferre, J-M.Chauveau, *Optimisation de la croissance par ejm de couches tampons AllnAs relaxées pour tegfets métamorphiques sur substrat GaAs*, 7èmes Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique (JNMO 99), Egat, 6-8 Janvier 1999
- 15) Y.Cordier, J-M.Chauveau, I.Androussi, D.Ferré, J.Dipersio, *Mesure par HRXRD des contraintes résiduelles dans les matériaux AllnAs et GaInAs métamorphiques épitaxiés sur GaAs*, réunion GDR « Relax », Autrans (France) 1999.
- 16) J-M.Chauveau, I.Androussi, D.Ferré, Y.Cordier, J.Dipersio, *Relaxation duale en tension et en compression et dislocations partielles dans les hétérostructures AllnAs/GaAs métamorphiques*, colloque plasticité, Nancy, mars 1999.
- 17) F.Mollet, Y.Cordier, X.Wallart, *Epitaxie de semiconducteurs III-V à l'IEMN*, Colloque du Groupe Français de Croissance Cristalline, Villeneuve d'Ascq, Mars 1999 (invité)
- 18) S.Bollaert, Y.Cordier, M.Zaknoute, H.G.Happy, V.Hoel, A.Cappy, *HEMTs métamorphiques à hétérojonction InAlAs/InGaAs sur substrat GaAs : influence du taux d'indium*, 11ème Journées Nationales des Micro-ondes, Arcachon, 5-7 Mai 1999
- 19) J-M. Chauveau, Y. Cordier, D. Ferré, Y. Androussi, J. diPersio, *Relaxation élastique et dislocations dans les hétérostructures InXAl1-XAs/ InXGa1-XAs /GaAs métamorphiques*, Colloque sur les Défauts étendus dans les semiconducteurs (DES99), TOULOUSE 7-8 octobre 1999
- 20) D.Ferré, J-M.Chauveau, I.Androussi, J.Dipersio, Y.Cordier, *Caractérisation structurale des couches métamorphiques AllnAs/GaAs à rampe de composition graduelle*, Forum des microscopies à sonde locale, Marly le Roi, mars 2000
- 21) Y.Cordier, A.Cappy, M.Zaknoute et S.Bollaert, *Les matériaux métamorphiques : une voie pour l'intégration de composants pour applications millimétriques sur substrat d'arséniure de gallium*, Journée thématique sur l'électronique intégrée, ARCUEIL 30 mars 2000 (invité)
- 22) Y.Cordier, P.Miska, D.Ferré, *Croissance EJM d'îlots InAs sur des tampons AllnAs et GaInAs désadaptés sur GaAs*, 13ème Séminaire National sur l'Épitaxie par Jets Moléculaires, St Aygulf, Juin 2000
- 23) J-M.Chauveau, I.Androussi, D.Ferre, J.Dipersio, Y.Cordier, *Les hétérostructures AllnAs/GaInAs/GaAs métamorphiques : étude de la relaxation*, 7ème Journées de la Matière Condensée, Poitiers, 29 Août-3 Septembre 2000
- 24) S. Bollaert, Y. Cordier, M. Zaknoute, T. Parenty, P. Tilman, S. Lepilliet, H. Happy, A. Cappy, *HEMTs Métamorphiques à hétérojonction InAlAs/InGaAs sur substrat GaAs de longueur de grille 50nm :  $fT = 250$  GHz  $f_{max} = 480$  GHz*, 8èmes Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique (JNMO 2001), AUSSOIS, 15-17 Janvier 2001
- 25) Y. Cordier, P. Miska, D. Vignaud, D.Ferré, *Propriétés de nanostructures InAs réalisées par épitaxie par jets moléculaires sur des couches tampons AllnAs et GaInAs désadaptées sur substrat GaAs*, 8èmes Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique (JNMO 2001), AUSSOIS, 15-17 Janvier 2001
- 26) JC.DeJaeger, S.Bollaert, B.Bonte, B.Boudart, M.Boudrissa, A.Cappy, Y.Cordier, R.Fauquembergue, F.Mollet, D.Théron, X.Wallart, M.Zaknoute, *Transistors à effet de champ basés sur les filières GaAs et InP pour l'amplification de puissance* (invité), 8èmes Journées Nationales de Microélectronique et Optoélectronique (JNMO 2001), AUSSOIS, 15-17 Janvier 2001
- 27) J-M.Chauveau, Y.Androussi, D.Ferré, J.Dipersio, Y.Cordier, *Influence des conditions de croissance sur la relaxation par dislocations des contraintes dans les hétérostructures III-V fortement contraintes*, Colloque Plasticité, Aspet, 21-23 mars 2001.



- 28) F.Semond, F.Natali, N.Grandjean, Y.Cordier et J.Massies, *2DEG AlGaN/GaN structures épitaxiées par MBE sur Si(111)*, GDR Semiconducteurs à large bande interdite, Réunion du 21 au 23 Mai 2001 - CNRS Grenoble
- 29) E. Lefèbvre, Y. Cordier, F.Mollet, S. Demichel, D. Sicault, R. Teissier, J-L. Pelouard, *EJM pour Transistors Bipolaires à Hétérojonction InP/InGaAs*, 14ème Séminaire National sur l'Épitaxie par Jets Moléculaires, St Aygulf, 24-26 Septembre 2001
- 30) F. Semond, Y. Cordier, F. Natali, et J. Massies, *Croissance, caractérisation et applications des nitrures d'éléments III sur substrat silicium*, 14ème Séminaire National sur l'Épitaxie par Jets Moléculaires, St Aygulf, 24-26 Septembre 2001
- 31) Y.Cordier, M.Zaknounge, S.Bollaert, M.Boudrissa, E.Lefèbvre, P.Miska, D.Vignaud, F.Mollet, A.Cappy, J-M.Chauveau, S.Trudel, D.Ferré, Y.Androussi, J.DiPersio, *Les structures métamorphiques AlInAs/GaInAs sur substrat GaAs : croissance et applications*, 14ème Séminaire National sur l'Épitaxie par Jets Moléculaires, St Aygulf, 24-26 Septembre 2001
- 32) Y.Cordier, P.Lorenzini, F.Semond, Z.Bougrioua, A.Bouillé, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, F.Natali, J.Massies, E.Frayssinet, Propriétés de transport et de commande de charges dans les nitrures d'éléments III : potentialités des HEMTs AlGaN/GaN, Réunion du GDR Semiconducteurs à large bande interdite, Montpellier, 29-31 Mai 2002
- 33) Y.Cordier, F.Semond, P.Lorenzini, N.Grandjean, B.Damilano, J.Massies, *AlGaN/GaN HEMTs grown by ammonia MBE* (invité), Workshop on Wide Bandgap Semiconductors, GaAs 2002, 25 september 2002, Milan, Italy
- 34) F.Semond, Y.Cordier, N.Grandjean, B.Damilano, S.Vezian, F.Natali, A.Dussaigne, D.Byrne, J.Massies, *Filière GaN sur Silicium, croissance, propriétés, applications* (invité), 9èmes Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, 30 Septembre-2 Octobre 2002, St Aygulf
- 35) Y.Cordier, P.Lorenzini, F.Semond, Z.Bougrioua, S.Joblot, A.Bouillé, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, F.Natali, J.Massies, *Propriétés de transport et de commande de charges dans les nitrures d'éléments III : conséquences pour les HEMTs AlGaN/GaN*, 9èmes Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, 30 Septembre-2 Octobre 2002, St Aygulf
- 36) M. Zaknounge, M. Ardouin, B. Bonte, Y. Cordier, S. Bollaert, D. Théron and J.C. De Jaeger, *Performance à 60 GHz de HEMTs Métamorphiques sur GaAs utilisant une Technologie à Double Recess*, 9èmes Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, 30 Septembre-2 Octobre 2002, St Aygulf
- 37) F.Semond, F.Natali, A.Dussaigne, B.Damilano, N.Grandjean, Y.Cordier and J.Massies, *Growth of wide band gap nitrides on silicon surface*, Colloque Science des Surfaces de Porquerolles, 20-24 oct 2002
- 38) M.Werquin, C.Gaquièrre, N.Vellas, E.Delos, D.Ducatteau, Y.Cordier, S.Delage, J-C.DeJaeger, *Influence de la température sur les caractéristiques pulsées statiques et hyperfréquences des HEMTs AlGaN/GaN sur substrat silicium résistif (111)*, XIII ème Journées Nationales MicroOndes, Lille, 21-23 Mai 2003
- 39) A.Minko, V.Hoël, J-C.DeJaeger, Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, J.Massies, *Optimisation des HEMTs AlGaN/GaN/Si*, XIII ème Journées Nationales MicroOndes, Lille, 21-23 Mai 2003
- 40) B.Bonte, M.Ardouin, M.Zaknounge, D.Théron, Y.Cordier, S.Bollaert, J-C.DeJaeger, *HEMT métamorphique pour applications de puissance en bande V : influence de la couche barrière*, XIII ème Journées Nationales MicroOndes, Lille, 21-23 Mai 2003
- 41) F. Semond, N. Grandjean, Y. Cordier, B. Damilano, F. Natali, A. Dussaigne, D. Byrne et J. Massies, *Croissance de GaN sur substrat silicium - Structures HEMT AlGaN/GaN et Nanostructures*, JOURNEES NATIONALES DU GDR NANOÉLECTRONIQUE, 28-31 Janvier 2003, Grenoble
- 42) Y.Cordier, P.Lorenzini, M.Hugues, F.Semond, F.Natali, Z.Bougrioua, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, J.Massies, E.Frayssinet, B.Beaumont, P.Gibart, J-P.Faurie, *Etude comparative des propriétés de transport de HEMTs AlGaN/GaN*, Réunion du GDR Semiconducteurs à large bande interdite, 16-18 Juin 2003, Nice

- 43) Y.Cordier, F.Semond, A.Dussaigne, F.Natali, B.Damilano, A.Matsuse, N.Grandjean, S.Joblot, M.Hugues, J.Massies, *Croissance de nanostructures à base de Nitrure de Gallium* (invité) Journées Nationales NanoElectronique, 9-12 Mai 2004, Aussois
- 44) M.Hugues, Y.Cordier, P.Lorenzini, S.Chenot, H.Haas, *Influence de la mobilité sur la caractéristique de transfert des structures HEMT AlGaN/GaN*, Journées du GDR Semiconducteurs à large bande interdite, 16-19 Mai 2004, Fréjus
- 45) S.Joblot, F.Semond, F.Natali, P.Vennéguès, M.Laügt, Y.Cordier, J.Massies, *Croissance MBE de GaN wurzite sur Si(100)*, Journées du GDR Semiconducteurs à large bande interdite, 16-19 Mai 2004, Fréjus
- 46) S.Joblot, F.Semond, F.Natali, E.Feltin, F.Omnès, Y.Cordier, E.Beraudo, M.Laügt, P.Vennéguès, J.Massies, *Croissance GaN par MBE et MOCVD sur Si(100)*, Xèmes Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, 8-11 Juin 2004, La Grande Motte
- 47) Y.Cordier, M.Hugues, P.Lorenzini, F.Semond, F.Natali, Z.Bougrioua, S.Chenot, H.Haas, J.Massies, *Mobilités et caractéristiques I-V des HEMTs AlGaN/GaN*, Xèmes Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, 8-11 Juin 2004, La Grande Motte
- 48) Ch.Consejo, S.Contreras, L.Konczewicz, J.L.Robert, P.Lorenzini, Y.Cordier, C.Skierbiszewski, *Etude des propriétés électriques de l'hétérojonction GaN/AlGaN en vue d'application à haute température*, Xèmes Journées Nationales Microélectronique et Optoélectronique, 8-11 Juin 2004, La Grande Motte
- 49) Y.Cordier, F.Semond, F.Natali, P.Lorenzini, M.Hugues, Z.Bougrioua, H.Haas, N.Grandjean, B.Damilano, J.Massies, *Influence of substrate choice on the electrical properties of MBE grown AlGaN/GaN HEMTs*, GaAs 2004 Workshop on Wide Bandgap research for Microwave Applications : Materials, Device and Circuit Issues, Amsterdam, 13 October 2004
- 50) Y.Cordier, F.Semond, S.Joblot, J.Massies, *Croissance d'hétérostructures à base de Nitrure de Gallium (Invité)*, Journées Matériaux Semiconducteurs pour Nanostructures (GDR Nanoélectronique), 13-14 Octobre 2005, Villeneuve d'Ascq
- 51) Y.Cordier, H.Lahrèche, P.Bove, *Filière HEMT AlGaN/GaN sur Silicium* (Invité), 11ème Journées Nationales Nano-Micro Electronique et Optoélectronique, 4-7 Avril 2006, Aussois
- 52) F. Semond, J. C. Moreno, E. Frayssinet, J. Ph. Perez, Y. Cordier and J. Massies, *Fabrication de piliers de GaN par croissance sélective localisée en EJM*, GdR NANOFILS ET NANOTUBES SEMICONDUCTEURS, 2ème workshop du 9 au 11 mai 2007, Ecully
- 53) Marcin Zielinski, Marc Portail, Thierry Chassagne and Yvon Cordier, *Strain in 3C SiC films on silicon: influence of the growth conditions*, Hetero-SiC'07 28-29 June 2007 – Grenoble, France
- 54) Yvon Cordier, Marc Portail, Sébastien Chenot, Olivier Tottereau, Marcin Zielinski, Thierry Chassagne, *Realization of AlGaN/GaN HEMTs on 3C-SiC/Si(111) substrates*, Hetero-SiC'07 28-29 June 2007 – Grenoble, France
- 55) Y.Cordier, N.Baron, Marc Portail, Marcin Zielinski, Thierry Chassagne, M.Binetti, B.Henninger, M.Besendahl, T.Zettler, *In situ measurements for the growth by MBE of high quality GaN on Silicon*, LAYTEC in-situ seminar, Las Vegas, 21 September 2007



## **Sélection de Publications**



ELSEVIER

Available online at [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com)

SCIENCE @ DIRECT®

Journal of Crystal Growth 278 (2005) 383–386

JOURNAL OF  
**CRYSTAL  
GROWTH**

[www.elsevier.com/locate/jcrysgro](http://www.elsevier.com/locate/jcrysgro)

# Structural and electrical properties of AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs grown by MBE on SiC, Si(1 1 1) and Ga<sub>N</sub> templates

Y. Cordier<sup>a,\*</sup>, M. Hugues<sup>a</sup>, F. Semond<sup>a</sup>, F. Natali<sup>a</sup>, P. Lorenzini<sup>a</sup>, Z. Bougrioua<sup>a</sup>, J. Massies<sup>a</sup>, E. Frayssinet<sup>b</sup>, B. Beaumont<sup>b</sup>, P. Gibart<sup>b</sup>, J.-P. Faurie<sup>b</sup>

<sup>a</sup>CRHEA-CNRS, rue B. Gregory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France

<sup>b</sup>LUMILOG, 2720 Chemin St Bernard, Les Moulins I, 06220 Vallauris, France

Available online 5 February 2005

## Abstract

In this work, AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> high electron mobility transistors have been grown by ammonia source molecular beam epitaxy (MBE) on silicon (1 1 1), silicon carbide and Ga<sub>N</sub> templates on sapphire. The structural and electrical properties of these layers have been studied in order to determine the impact of substrate choice and buffer layer on active layer quality. Furthermore, an intercalated Al<sub>N</sub> layer grown on a Ga<sub>N</sub> template is shown to enhance the insulating properties of the buffer.

© 2005 Elsevier B.V. All rights reserved.

PACS: 61.72.-y; 73.40.Kp; 73.50.Dn; 73.61.Ey; 81.15.Hi; 85.30.Tv

Keywords: A3. Molecular beam epitaxy; B1. Nitrides; B3. High electron mobility transistors

## 1. Introduction

Although nitride-based field effect transistors have demonstrated power and frequency performances in agreement with the saturated velocity of electrons and the breakdown voltage into Ga<sub>N</sub> material [1], neither the question of the choice of the substrate, nor the growth technique, nor the

active layer sequence have been solved today. In particular, cost, performance and reliability considerations interfere in the choice of the adequate device technology to address the future telecommunication and radar markets. In order to contribute to this clarification, we studied AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> high electron mobility transistor (HEMT) heterostructures grown by ammonia source molecular beam epitaxy (MBE) on various substrates like silicon (1 1 1), silicon carbide, and Ga<sub>N</sub> templates. As a consequence of the choice of the substrate and the buffer layers, HEMTs with

\*Corresponding author. Tel.: +33 4 93 95 78 20; fax: +33 4 93 95 83 61.

E-mail address: [yc@crhea.cnrs.fr](mailto:yc@crhea.cnrs.fr) (Y. Cordier).

variable layer quality have been realized. Their structural quality has been studied using X-ray diffraction (XRD), transmission electron microscopy (TEM) and atomic force microscopy (AFM) in order to determine the residual strain, the number of threading dislocations as well as the surface roughness of these layers. On the other hand, the sheet carrier density in the two-dimensional electron gas (2DEG) generated at the AlGaIn/GaN interface has been measured using  $C(V)$  and Hall effect and the electron mobility has been measured from 300 to 10 K. In particular, the dependence of the mobility with the 2DEG carrier density has been studied for samples with the same active layers in order to evaluate the influence of layer quality on electron transport.

## 2. Growth process

In this present work, AlGaIn/GaN heterostructures have been grown in a reactive MBE system using ammonia (Riber Compact 21). The first type of layer consists of HEMTs grown on Si(111) substrates and can be summarized as follows: a 50 nm AlN nucleation is first grown on the Si(111) substrate followed by a 0.25  $\mu\text{m}$  thick GaN and a 0.25  $\mu\text{m}$  thick AlN layers. This scheme allows a crack-free 2  $\mu\text{m}$  GaN layer to be grown with threading dislocations in the range of  $5\text{--}7 \times 10^9 \text{cm}^{-2}$  as observed by TEM. More details of the growth are presented elsewhere [2]. The active layers grown on this GaN buffer layer consist of a 30 nm undoped AlGaIn barrier covered with a 1 nm GaN cap. HEMTs with interesting DC and RF performances have been obtained with such active layers [2–4]. HEMTs contained in the same layers have also been grown on SiC substrates (for this study both 6H-SiC and 4H-SiC substrates were used). The second type of structure consists of HEMT layers with 0.5  $\mu\text{m}$  GaN buffer grown directly on MOCVD GaN templates on sapphire (both undoped and Fe-doped resistive substrates were used). The last structure consists of HEMT layer grown with a 1.5  $\mu\text{m}$  GaN buffer and a 0.25  $\mu\text{m}$  AlN intercalated layer on MOCVD GaN templates on sapphire.

## 3. Structural quality

The structural quality of these layers was first studied using TEM. The high mismatch strain between III-N materials and silicon ( $-16.9\%$ ) generates a high density of dislocations that is reduced to about  $6 \times 10^9 \text{cm}^{-2}$  for 2  $\mu\text{m}$  GaN; the lower but still high lattice mismatch with SiC substrate (3.5%) allows one to decrease the dislocation density by a factor of 2. On the other hand, the dislocation density in the 3–4  $\mu\text{m}$  thick GaN grown by MOCVD on sapphire is typically  $5 \times 10^8 \text{cm}^{-2}$ . The MBE growth of the following 0.5  $\mu\text{m}$  GaN and HEMT layer did not drastically change the defect density and a density slightly below  $5 \times 10^8 \text{cm}^{-2}$  was measured. However, the insertion of a 0.25  $\mu\text{m}$  AlN layer prior to the growth of the HEMT structure produced new dislocations with a density of  $4 \times 10^9 \text{cm}^{-2}$  for the 1.5  $\mu\text{m}$  structure grown on it. X-ray diffraction and low-temperature photoluminescence experiments confirm the present observations with narrower peaks for less dislocated materials. Furthermore, a tensile residual strain of about  $-0.2\%$  was measured for layers grown on Si(111) due to the huge difference in thermal expansion coefficients between GaN and Si. On the other hand, a slightly compressive strain was measured for layers grown on SiC, whereas layers grown on GaN templates are clearly compressively strained.

The surface roughness of these samples was studied using AFM. A similar roughness is measured for layers grown on Si(111) and SiC substrates (RMS 4–6 nm), whereas significant dispersion occurs for layers grown on templates. It is worth noticing that ammonia MBE growth generates a typical surface morphology made of 1  $\mu\text{m}$  diameter hexagonal mounds due to a kinetic roughening process [5]. As no pits, holes or cracks were observed on these surfaces, the roughness measured by AFM normally increases with the MBE-grown layer thickness as observed for 0.5  $\mu\text{m}$  thick GaN (RMS 1–2 nm) and 3  $\mu\text{m}$  GaN grown on GaN templates (RMS 5–6 nm). Nevertheless the growth of the 0.25  $\mu\text{m}$  thick intercalated AlN layer on the GaN template not only introduces new dislocations, but is also responsible for roughening (RMS 7–8 nm).

### 4. 2DEG properties

The 2DEG carrier densities and electron mobilities measured at 300 K are presented in Fig. 1. Self-consistent calculations using published polarization constants for these materials [6] correctly fit with the present results and as shown in this figure, the Al content in the AlGaN barrier layer has more noticeable effects on the carrier density than the substrate used for realizing the structure. Furthermore, the electron mobility presents a bell-shaped dependence with a maximum occurring for an Al content between 15% and 25%. However, as shown in Fig. 2, the electron mobility is more dependent on the 2DEG carrier concentration

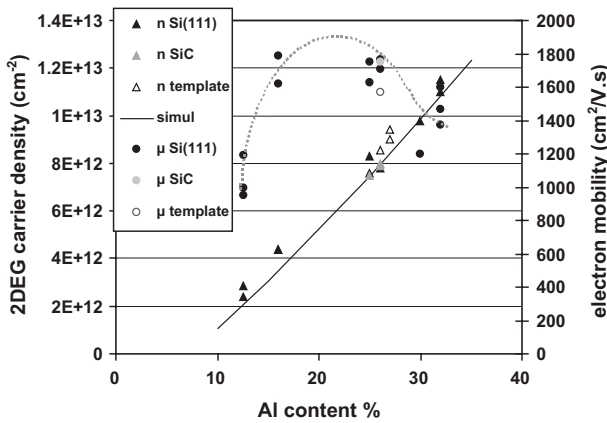


Fig. 1. 2DEG carrier density and electron mobility as a function of the Al content in the barrier.

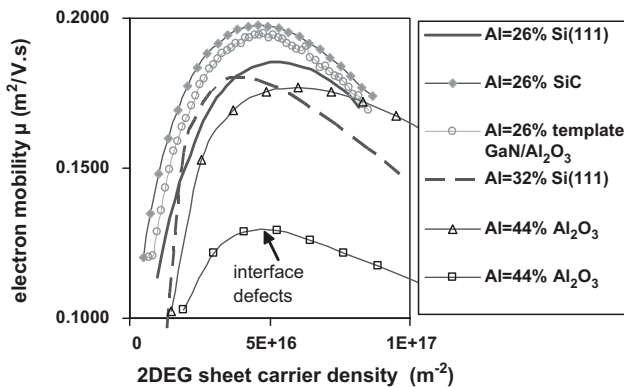


Fig. 2. 2DEG room temperature  $\mu(N_s)$  properties measured with gated-Hall bars on AlGaN/GaN HEMTs grown by MBE and MOCVD.

rather than on the Al content. Indeed, despite various pinch-off voltages, the HEMT structures we have studied with gated Hall bars present a similar behaviour, i.e. an increase of the mobility when decreasing the carrier density by using a reverse gate voltage. This enhancement is due to the increase of the distance between the 2DEG and the AlGaN/GaN interface; the maximum of mobility is sensitive to the interface quality [7–8] and occurs for a sheet carrier density of about  $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . Further, negative gate voltage lowers the mobility due to enhanced scatterings with defects in the buffer layer.

The measured  $\mu(N_s)$  dependence have direct influence on  $I(V)$  transfer characteristics of HEMT devices [9]. It is worth noticing that the mobility maximum is lower while increasing the Al content (due to the increase of interface roughness and alloy disorder scatterings) and this is noticed even for HEMT structures grown by MOCVD on sapphire (samples with Al = 44%); the observation of defects in the barrier layer of the sample with the lower mobility confirms this point [10]. From the present results, it is clear that lower mismatch results in lower dislocation density and better interface quality, consequently producing higher electron mobilities: the HEMT grown on SiC exhibits a mobility maximum of  $1950 \text{ cm}^2/\text{V s}$  at 300 K, whereas HEMT on Si(1 1 1) substrate produces a mobility maximum of  $1850 \text{ cm}^2/\text{V s}$ . On the other hand, the intermediate quality HEMT structure on AlN/GaN template exhibits a maximum mobility of  $1930 \text{ cm}^2/\text{V s}$  at 300 K. Similar conclusions can be made at 10 K with mobilities of 8850, 7400 and  $6800 \text{ cm}^2/\text{V s}$  for HEMTs on SiC, AlN/GaN template and Si(1 1 1) respectively. Furthermore the mobility increases to  $13,300 \text{ cm}^2/\text{V s}$  on SiC when 2DEG density  $N_s$  is lowered from  $8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  to  $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ; in a similar manner, a mobility of  $7400 \text{ cm}^2/\text{V s}$  has been measured on a sample grown on Si(1 1 1) with a 2DEG density of  $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . Unfortunately, the large  $n$ -type contamination at the regrowth interface did not allow measuring the mobility in structures with lower dislocation densities on GaN templates; nevertheless, the other samples attest to the efficiency of intercalated AlN layers to reduce buffer leakage without a significant degradation of

the electron mobility. From the present results, one can conclude that the concomitant roughness, compressive strain and dislocation density are less favourable for the HEMT layer grown on AlN/GaN template as compared with HEMT grown on SiC. On the other hand, the residual tensile strain in HEMT grown on Si(1 1 1) lowers the electron effective mass and then allows one to achieve a rather high mobility despite the higher threading dislocation density.

## 5. Conclusions

In this work, AlGaIn/GaN HEMTs have been grown by ammonia source MBE with similar active layers on various substrates like silicon (1 1 1), silicon carbide and GaN templates on sapphire. The present study shows the dependence of electron mobility not only on 2DEG density, but also on layer structural quality and strain state. Furthermore, an intercalated AlN layer is shown to enhance the insulating properties of the buffer layer without a significant degradation of the electron mobility.

## Acknowledgements

The authors would like to thank all members of the laboratories involved in this project, especially P. Vénégues, O. Tottereau and M. Laügt for structural characterizations. This work has been

partially supported by the European Community (EURONIM project) and the French MoD (GaN-based RF transistors and Circuits: DGA 01.34.050).

## References

- [1] M.A. Khan, Q. Chen, M.S. Shur, B.T. McDermott, J.A. Higgins, *IEEE Electron. Device Lett.* 17 (1996) 325.
- [2] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, J. Massies, *Phys. Stat. Solidi (a)* 188 (2001) 501.
- [3] Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, J. Massies, V. Hoël, A. Minko, N. Vellas, C. Gaquière, J.C. DeJaeger, B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam, J.-C. Grattapain, R. Aubry, S.L. Delage, *J. Crystal Growth* 251 (1–4) (2003) 811.
- [4] R. Behtash, H. Tobler, P. Marschall, A. Schurr, H. Leier, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, J. Massies, *IEE Electron. Lett.* 39 (2003) 626.
- [5] S. Vézian, F. Natali, F. Semond, J. Massies, *Phys. Rev. B* 69 (2004) 125329.
- [6] O. Ambacher, B. Foutz, J. Smart, J.R. Shealy, N.G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, A.J. Sierakowski, W.J. Schaff, L.F. Eastman, R. Dimitrov, A. Mitchell, M. Stutzmann, *J. Appl. Phys.* 87 (2000) 334.
- [7] B.K. Ridley, B.E. Foutz, L.F. Eastman, *Phys. Rev. B* 61 (2000) 16862.
- [8] D. Jena, I. Schmorckova, A.C. Grossard, U.K. Mishra, *Phys. Stat. Solidi (b)* 228 (2001) 617.
- [9] Y. Cordier, et al., Proceedings of the International Workshop on Nitride Semiconductors, Pittsburgh, USA, 19–23 July 2004.
- [10] Z. Bougrioua, I. Moerman, L. Nistor, B. Van Daele, E. Monroy, T. Palacios, F. Calle, M. Leroux, *Phys. Stat. Solidi (a)* 195 (2003) 93.

## **Influence of crystal quality on electron mobility in AlGaN/GaN HEMTs grown on Si(111), SiC and GaN templates**

Y. Cordier<sup>1</sup>, P. Lorenzini<sup>1</sup>, M. Hugues<sup>1</sup>, F. Semond<sup>1</sup>, F. Natali<sup>1</sup>, Z. Bougrioua<sup>1</sup>, J. Massies<sup>1</sup>, E. Frayssinet<sup>2</sup>, B. Beaumont<sup>2</sup>, P. Gibart<sup>2</sup> and J.-P. Faurie<sup>2</sup>

<sup>1</sup> CRHEA-CNRS, Rue B. Grégory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France

<sup>2</sup> LUMILOG, 2720 Chemin St. Bernard, Les Moulins I, 06220 Vallauris, France

**Abstract.** In this work AlGaN/GaN high electron mobility transistors have been grown on Silicon (111), Silicon Carbide and GaN templates on Sapphire. Both the structural and the electrical properties of these layers have been studied in order to determine the impact of substrate choice on dislocation density, strain state, roughness and electron mobility.

### **1. INTRODUCTION**

Nitride based field effect transistors have early demonstrated power and frequency performances in agreement with the saturated velocity of electrons and the breakdown voltage into GaN material [1]. Nevertheless, due to the lack of substrates combining lattice matching with GaN, insulating properties and high thermal conductivity at a reasonable cost, various substrates like Sapphire, Silicon Carbide and Silicon (111) are still under investigation. In the present work, we studied AlGaN/GaN high electron mobility transistor (HEMT) heterostructures grown on Silicon (111), Silicon Carbide and GaN on Sapphire templates. As a consequence of the choice of the substrate and the buffer layers, HEMTs with variable layer quality have been obtained. Their structural quality has been studied using X-ray diffraction (XRD), Transmission Electron Microscopy (TEM) and Atomic Force Microscopy (AFM). On the other hand, the sheet carrier density in the two-dimensional electron gas (2DEG) generated at the AlGaN/GaN interface has been measured using C(V) and Hall effect and the electron mobility has been measured from 300 K to 10 K. In particular, the dependence of the mobility with the 2DEG carrier density has been studied and the influence of layer quality (in particular, the dislocation density) on the electron mobility is studied.

### **2. SAMPLE DESCRIPTION**

AlGaN/GaN heterostructures have been grown in a reactive molecular beam epitaxy system using ammonia (Riber Compact 21). The first type of layers consists of HEMTs grown on Si(111) substrates and can be summarised as follows: a 50 nm AlN nucleation is first grown on the Si(111) substrate followed by a 0.25  $\mu\text{m}$  thick GaN and a 0.25  $\mu\text{m}$  thick AlN layers. This scheme allows a crack-free 2  $\mu\text{m}$  GaN layer to be grown with threading dislocations in the range of  $5\text{-}7 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$  as observed by Transmission Electron Microscopy. More details of the growth are presented elsewhere [2]. The active layers grown on this GaN buffer layer consist of a 30 nm undoped AlGaN barrier covered with a 1 nm GaN cap. HEMTs with interesting DC and RF performances have been obtained with such active layers [2-3]. HEMTs consisting in the same layers have also been grown on SiC substrates (for this study both 6H-SiC and 4H-SiC substrates were used). The second type of structure consists of HEMT layers with 0.5  $\mu\text{m}$  GaN buffer grown directly on MOCVD GaN on Sapphire templates provided by LUMILOG. The last structure consists of HEMT layer grown with a 1.5  $\mu\text{m}$  GaN buffer and a 0.25  $\mu\text{m}$  AlN intercalated layer on MOCVD GaN templates on Sapphire.



### 3. CRYSTAL QUALITY

The structural quality of these layers was first studied using Transmission Electron Microscopy. Cross section view showing sharp interfaces and no inversion domains were obtained whatever the substrate, but differences in threading dislocations were observed. As shown in Table 1, the high mismatch strain between III-N materials and Silicon generates a high density of dislocations that is reduced to about  $6.10^9 \text{ cm}^{-2}$  for a  $2 \mu\text{m}$  GaN buffer; the lower but still high lattice mismatch with SiC substrate allows one to decrease the dislocation density by a factor of 2. On the other hand, the dislocation density in the  $3\text{-}4 \mu\text{m}$  thick GaN grown by MOCVD on Sapphire is typically  $5.10^8 \text{ cm}^{-2}$ . The MBE growth of the following  $0.5 \mu\text{m}$  GaN and HEMT layer did not drastically change the defect density and a density slightly below  $5.10^8 \text{ cm}^{-2}$  was measured. However, the insertion of a  $0.25 \mu\text{m}$  AlN layer prior to the growth of the HEMT structure produced new dislocations with a density of  $4.10^9 \text{ cm}^{-2}$  for the  $1.5 \mu\text{m}$  GaN layer grown on it. X-ray diffraction and low-temperature photoluminescence experiments confirm the present observations with narrower peaks for less dislocated materials. Furthermore, a tensile residual strain of about  $-0.2 \%$  was measured for layers grown on Si(111) due to the huge difference in thermal expansion coefficients between GaN and Si. On the other hand, a slightly compressive strain was measured for layers grown SiC whereas layers grown on GaN templates are clearly compressively strained.

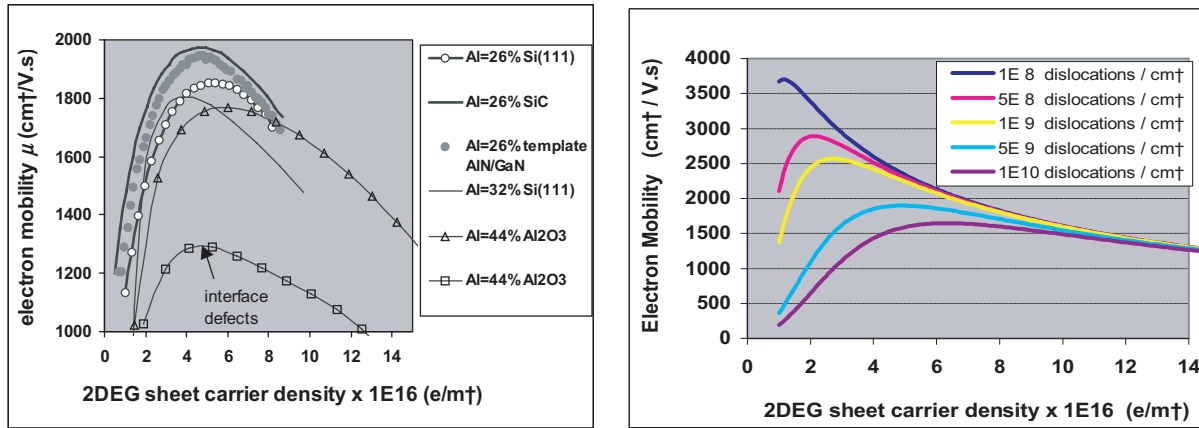
**Table 1.** Structural properties of HEMT structures grown for this study.

Substrate	Si(111)	SiC	GaN/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	AlN/GaN/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Mismatch with GaN	$-16.9 \%$	$3.5 \%$	$0 \%$	$2.5 \%$
Dislocation density	$5\text{-}7.10^9 \text{ cm}^{-2}$	$3.10^9 \text{ cm}^{-2}$	$4.10^8 \text{ cm}^{-2}$	$4.10^9 \text{ cm}^{-2}$
AFM roughness RMS	4-6 nm	4-6 nm	1-2 nm for $0.5 \mu\text{m}$ 5-6 nm for $3 \mu\text{m}$	7-8 nm

The surface roughness of these samples was studied using Atomic Force Microscopy. As shown in Table 1, a similar roughness is measured for layers grown on Si(111) and SiC substrates, whereas significant dispersion occurs for layers grown on templates. It is worth noticing that ammonia MBE growth generates a typical surface morphology made of  $1 \mu\text{m}$  diameter hexagonal mounds due to a kinetic roughening process [4]. As no pits, holes or cracks were observed on these surfaces, the roughness measured by AFM normally increases with the MBE grown layer thickness as observed for  $0.5 \mu\text{m}$  and  $3 \mu\text{m}$  GaN grown on GaN templates. Nevertheless the growth of the  $0.25 \mu\text{m}$  thick intercalated AlN layer on the GaN template not only introduces new dislocations but is also responsible for roughening.

### 4. ELECTRICAL RESULTS

Due to huge spontaneous and piezoelectric polarization charges at the AlGa<sub>x</sub>N/GaN interface, the 2DEG carrier density is dependent with the Al content [5]. The Al content in the AlGa<sub>x</sub>N barrier layer has more noticeable effects on the carrier density than the substrate used for realizing the structure. However, as shown in Fig. 1a, the electron mobility is more dependent with the 2DEG carrier concentration rather than with the Al content. Indeed, despite various pinch-off voltages, the HEMT structures we have studied with gated Hall bars present a similar behaviour, i.e an increase of the mobility  $\mu$  when decreasing the carrier density  $N_s$  by using a reverse gate voltage. Further negative gate voltage lowers the mobility. The maximum of mobility is known to be sensitive to the interface quality [6-7] and occurs for a sheet carrier density of about  $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . An electrical model has been developed taking into account independent traditional scattering mechanisms (acoustic and optical phonons, alloy disorder, electrical and geometrical roughness, impurities, dislocations and strain fields around dislocations) [8-11].



**Figure 1.** 2DEG Room Temperature  $\mu(Ns)$  properties a) measured with gated-Hall bars on AlGaN/GaN HEMTs grown by MBE and by MOCVD; b) calculated with various dislocation densities.

For high carrier densities, we observe the main scattering mechanism is optical phonon scattering, alloy disorder and electrical roughness scattering playing at second order. For low densities, the screening by electrons is less efficient, then dislocation and impurity scatterings are dominant. Calculated  $\mu(Ns)$  curves are reported in Fig.1b for different dislocation densities: the mobility and the carrier number for the maximum of mobility are clearly dependant with the dislocation density. Furthermore, a similar behaviour is observed at low temperature.

It is worth noticing that the mobility maximum is lower while increasing the Al content (increase of interface roughness and alloy disorder scatterings) and this even for HEMT structures grown by MOCVD on sapphire (samples with Al = 44%); the observation of defects in the barrier layer of the sample with the lower mobility confirms this point [8]. From the present results it is clear that lower mismatch results in a lower dislocation density and a better interface quality, consequently producing a higher electron mobility: the HEMT grown on SiC exhibits a mobility maximum of 1950 cm<sup>2</sup>/V.s at 300 K, whereas HEMT on Si(111) substrate produces a mobility maximum of 1850 cm<sup>2</sup>/V.s. On the other hand the intermediate quality HEMT structure on AlN/GaN template exhibits a maximum mobility of 1930 cm<sup>2</sup>/V.s at 300 K. Similar conclusions can be done at 10 K with mobility of 8850, 7400 and 6800 cm<sup>2</sup>/V.s for HEMTs on SiC, AlN/GaN template and Si(111) respectively (Table 2).

**Table 2.** Low temperature electron mobility measured on HEMT structures grown for this study.

Substrate	Si(111)	Si(111)	SiC	SiC	AlN/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Al content	17%	25%	26%	26% $V_g = -2.4 V$	26%	19%
2DEG density	$4 \times 10^{12} cm^{-2}$	$8 \times 10^{12} cm^{-2}$	$8 \times 10^{12} cm^{-2}$	$4 \times 10^{12} cm^{-2}$	$8.7 \times 10^{12} cm^{-2}$	$6.7 \times 10^{12} cm^{-2}$
Electron mobility	$7600 cm^2/V.s$	$6800 cm^2/V.s$	$8740 cm^2/V.s$	$13300 cm^2/V.s$	$7400 cm^2/V.s$	$12600 cm^2/V.s$

Furthermore the mobility increases to a maximum (13300 cm<sup>2</sup>/V.s) on SiC when 2DEG density  $N_s$  is lowered from  $8 \times 10^{12} cm^{-2}$  to  $4 \times 10^{12} cm^{-2}$  at  $V_g = -2.4 V$ ; in a similar manner, a mobility of 7400 cm<sup>2</sup>/V.s has been measured on a sample grown on Si(111) with a 2DEG density of  $4 \times 10^{12} cm^{-2}$ . On the other hand, the mobility measured in a structure on GaN template (Al = 19%,  $N_s = 6.7 \times 10^{12} cm^{-2}$ ) with lower dislocation density ( $4.10^8 cm^{-2}$ ) is 12600 cm<sup>2</sup>/V.s; at the same carrier density, the electron mobility on SiC was 10000 cm<sup>2</sup>/V.s. From the present results, one can conclude that the concomitant roughness, compressive strain and dislocation density are less favourable for the HEMT

layer grown on AlN/GaN template as compared with HEMT grown on SiC and GaN template. On the other hand, the residual tensile strain in HEMT grown on Si(111) lowers the electron effective mass and then allows one to achieve a rather high mobility despite the higher threading dislocation density.

## 5. CONCLUSION

In this work AlGaIn/GaN HEMTs have been grown by ammonia source MBE with similar active layers on various substrates like Silicon (111), Silicon Carbide and GaN templates on Sapphire. The present study confirms the dependence of the electron mobility with 2DEG density but also with layer structural quality (especially the dislocation density) and its strain state.

## Acknowledgments

This work has been partially supported by the European Community (EURONIM project) and the French MoD (GaN based RF transistors and Circuit: DGA 01.34.050). M.Laügt, O.Tottereau and P.Vennegues are acknowledged for structural characterizations.

## References

- [1] M.A. Khan, Q. Chen, M.S. Shur, B.T. Mcdermott, J.A. Higgins, *IEEE Electron. Device. Lett.* **17**, 325 (1996)
- [2] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, J. Massies, *Phys. Stat Solidi (a)* **188**, 501 (2001)
- [3] R. Behtash, R. Behtash, H. Tobler, P. Marschall, A. Schurr, H. Leier, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, J. Massies, *IEE Electronics Letters*, **39**, 626 (2003)
- [4] S. Vezian, S. Vézian, F. Natali, F. Semond, J. Massies, *Phys. Rev.* **B69** 125329 (2004)
- [5] O. Ambacher, B. Foutz, J. Smart, J.R. Shealy, N.G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, A.J. Sierakowski, W.J. Schaff, L.F. Eastman, R. Dimitrov, A. Mitchell, M. Stutzmann, *J. Appl. Phys.* **87**, 334 (2000)
- [6] B.K. Ridley, B.E. Foutz, L.F. Eastman, *Phys. Rev. B* **61** 16862 (2000)
- [7] D. Jena, I. Schmorckkova, A.C. Grossard, U.K. Mishra, *Phys. Stat. Solidi (b)* **228**, 617 (2001)
- [8] Z. Bougrioua, I. Moerman, L. Nistor, B. Van Daele, E. Monroy, T. Palacios, F. Calle, M. Leroux, *Phys. Status Solidi (a)* **195**, 93 (2003)
- [9] J.L. Farvacque, Z. Bougrioua, I. Moerman, *Phys. Rev. B* **63**, 115202, (2004)
- [10] D. Jena, A.C. Gossard, U.K. Mishra, *Appl. Phys. Lett.* **76**, pp. 1707-1709, (2000)
- [11] P. Lorenzini, *Habilitation à Diriger des Recherches Université de Nice Sophia-Antipolis*, 23 Nov. (2004)

## Electron mobility and transfer characteristics in AlGaIn/GaN HEMTs

Y. Cordier<sup>\*</sup>, M. Hugues, P. Lorenzini, F. Semond, F. Natali, and J. Massies

CRHEA-CNRS, rue B. Grégory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France

Received 12 July 2004, revised 6 December 2004, accepted 12 December 2004

Published online 17 March 2005

PACS 73.40.Kp, 73.50.Dn, 73.61.Ey, 85.30.Tv

In the present work, AlGaIn/GaN HEMTs were grown by MBE on Si(111) and SiC substrates. The mobility profiles achieved by Hall effect and with the combination of capacitance and conductivity measurements were compared. A clear dependence of the electron mobility was observed with the 2DEG carrier density. However the maximum of mobility achievable in the samples depends on the structural quality of the layers, the dependence is similar for all studied samples. Furthermore, this behavior is shown to account for the I-V transfer characteristics of the transistors realized on these layers.

© 2005 WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim

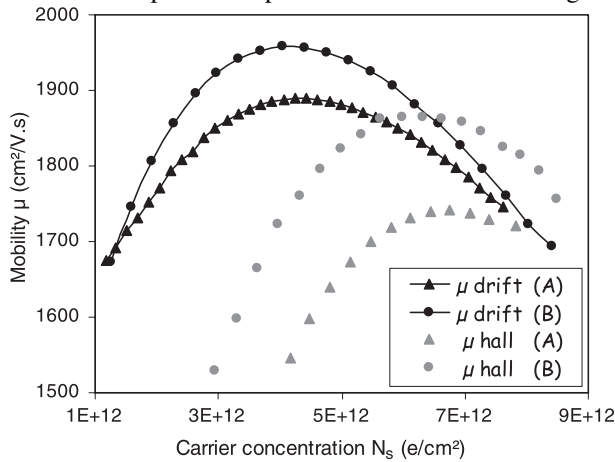
**1 Introduction** Due to the properties of wide bandgap III-V nitrides, AlGaIn/GaN high electron mobility transistors (HEMTs) have emerged as attractive candidates for high voltage, high power operation at microwave frequencies [1]. In these devices, the presence of strong spontaneous and strain-induced piezoelectric polarization due to lattice mismatch between AlGaIn and GaN results in very high free carrier concentrations near the interface and without any intentional doping [2]. Furthermore, the spatial separation of conducting electrons and donor impurities allows very high sheet charge densities ( $\approx 10^{13}$  cm<sup>-2</sup>) to coexist with relatively high mobilities. The present work focus on the measurement of electron mobility profiles in AlGaIn/GaN HEMTs, their relation with material quality and their influence on the I-V transfer characteristics.

**2 Experiment** AlGaIn/GaN HEMTs were grown by MBE on Si(111) and SiC substrates with similar buffer layers. Details of the growth are presented elsewhere [3]. Undoped AlGaIn barrier layers with thickness between 25 and 30 nm and Al content ranging from 13% to 32% were grown for this study. Devices were realized using standard photolithography: Ar/Cl<sub>2</sub> RIE etching was used for mesa, the ohmic contact was formed using Ti/Al/Ni/Au whereas the gate was obtained with Ni/Au metallization. After processing Hall bar devices and transistors, the 2DEG carrier density profile was extracted by integration of the C(V) curve. The capacitance was measured for five frequencies from 1 kHz to 100 kHz and the dispersion was negligible. Combining the sheet carrier density profiles  $N_s(V_g)$  with the measurement of Hall bar resistivity as a function of the gate voltage  $R_{xx}(V_g)$  allows calculating the drift mobility profiles  $\mu(V_g)$  in the 2DEG from open channel to pinch-off conditions. These two measurements were realized on the same device in order to eliminate any fluctuations on wafer. This method is very efficient even in case of poor quality ohmic contacts provided the reverse gate leakage current is small as compared with drain current. The sheet carrier density and the Hall electron mobility were also measured by

<sup>\*</sup> Corresponding author: e-mail: yc@crhea.cnrs.fr, Phone: +33 4 93 95 78 20, Fax: +33 4 93 95 83 61

Hall effect with a magnetic field of 1 Tesla. The Hall bars covered with a Schottky gate allow to obtain a profile according to the applied voltage.

**3 Electron mobility** Figure 1 shows the mobility profiles achieved by the two methods and for two different samples. Sample A is a HEMT structure grown on Si(111) whereas the sample B was grown on SiC substrate. HEMT layer grown on SiC

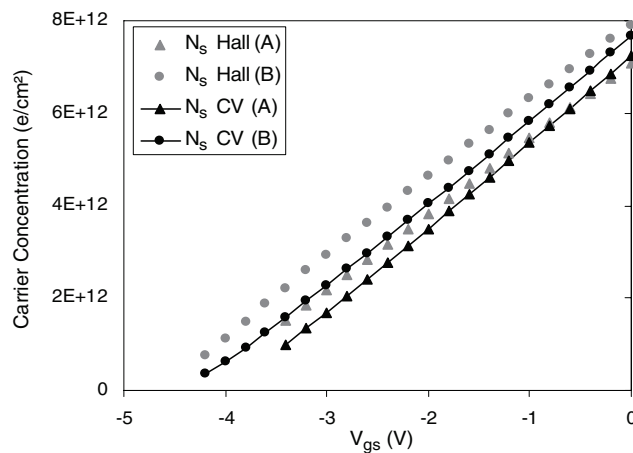


on SiC substrate. HEMT layer grown on SiC exhibits mobility maxima of 1950 cm<sup>2</sup>/V.s at 300 K and 13300 cm<sup>2</sup>/V.s at 10 K whereas HEMT on Si(111) produces mobility maxima of 1850 cm<sup>2</sup>/V.s and 7600 cm<sup>2</sup>/V.s Both samples have exactly the same structure but not the same quality : the number of threading dislocations is between 5 and 7x10<sup>9</sup> cm<sup>-2</sup> in sample A and about twice the one measured by TEM on sample B (3x10<sup>9</sup> cm<sup>-2</sup>) [4].

**Fig. 1** Drift and Hall mobilities at 300 K plotted versus the sheet carrier density of 2DEG.

For Al contents superior to 20%, both drift and Hall mobility measured from room temperature down to 10 K on Hall bars with Schottky gates exhibit similar dependences. The mobility increases when the carrier density decreases due to the increase of the mean distance between the 2DEG and the Al-GaN/GaN interface. At 300 K, the mobility increases up to a maximum that can reach 2000 cm<sup>2</sup>/V.s (depending on the AlGaN/GaN heterointerface quality) when the sheet carrier density is lowered to about 5x10<sup>12</sup> cm<sup>-2</sup> by using a reverse gate voltage. Further negative gate voltage lowers the mobility due to enhanced scatterings with defects in the buffer layer that favors the pinch-off of the devices. Theoretical calculations can be found in the literature to explain these bell shaped curves [5, 6]. We noticed on samples with Al contents of 32% and 44%, with larger pinch-off voltages, that the mobility maxima occurred for more negative gate voltages but again for a 2DEG carrier density close 5x10<sup>12</sup> cm<sup>-2</sup> ; these observations confirm the μ(N<sub>s</sub>) dependence.

Moreover, despite similar profiles we note a significant shift between the results obtained by the two methods. The origin of this shift is due to a difference in carrier concentration measured with C(V) and Hall methods. The carrier densities versus gate voltage obtained by integration of capacitance and by Hall effect are presented in Fig. 2. The difference between the characteristics N<sub>s</sub>(V<sub>g</sub>) is certainly related to the influence of gate leakage current during measurement. This difference will be reflected directly on the profile μ(N<sub>s</sub>).



**Fig. 2** Carrier density versus gate voltage.



Furthermore, the comparison of the pinch-off voltages achieved with the two methods and the ones observed on the current - voltage characteristics indicates that the results deduced from capacitance measurements are more realistic.

**4 Transfer characteristics** The electron mobility profiles  $\mu(N_s)$  were used to calculate the  $I_{ds}(V_{ds}, V_{gs})$  transfer characteristics of the Hall bar devices and the transistors. The profiles were injected into an analytical model [7] which uses the contact and access resistances determined on TLM devices. In this model, we consider the mobility and the current constant in the channel. We also consider only the conduction current and not the diffusion current which intervenes solely near the pinch-off. The drain-source current is obtained from the current density equation :

$$I_{ds} = qZ\mu N_s E \quad (1)$$

where  $Z$  is the gate width. The sheet carrier concentration is calculated with the charge-control equation for the 2DEG:

$$I_{ds} = qZ\mu(N_s) \frac{\epsilon}{qd} [V_{gs} - V_{th} - V_c(x)] \frac{dV_c(x)}{dx} \quad (2)$$

where  $d$  is the AlGaIn layer thickness,  $V_{th}$  is the threshold voltage of the device and  $V_c(x)$  is the channel potential at  $x$  due to the drain voltage. By integrating (2) over the channel length  $L$  and using the boundary conditions (3) and (4), we obtain an equation linking the current  $I_{ds}$  and the voltages  $V_{ds}$  and  $V_{gs}$

$$V_c(x)|_{x=0} = I_{ds} R_s \quad (3)$$

$$V_c(x)|_{x=L} = V_{ds} - I_{ds} R_d \quad (4)$$

with the source and drain resistances  $R_s$  and  $R_d$ .

**Fig. 3** Current – voltage characteristics of a Hall bar device with a gate of  $260 \times 70 \mu\text{m}^2$  on sample A.

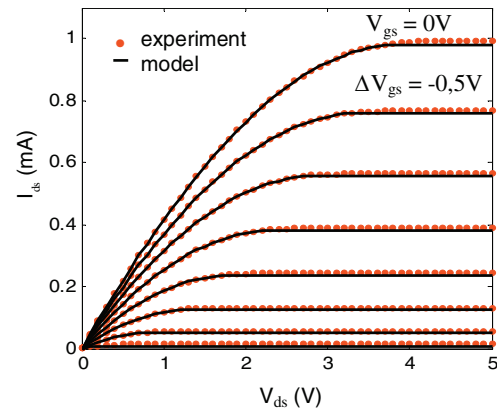
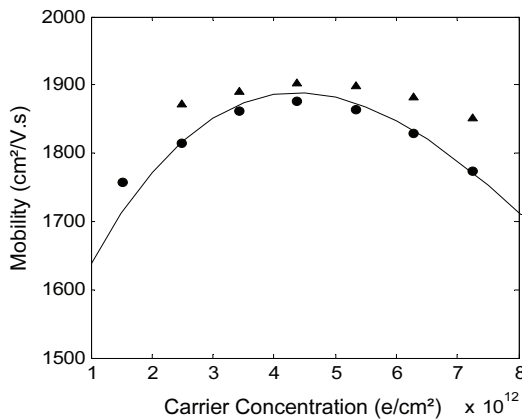


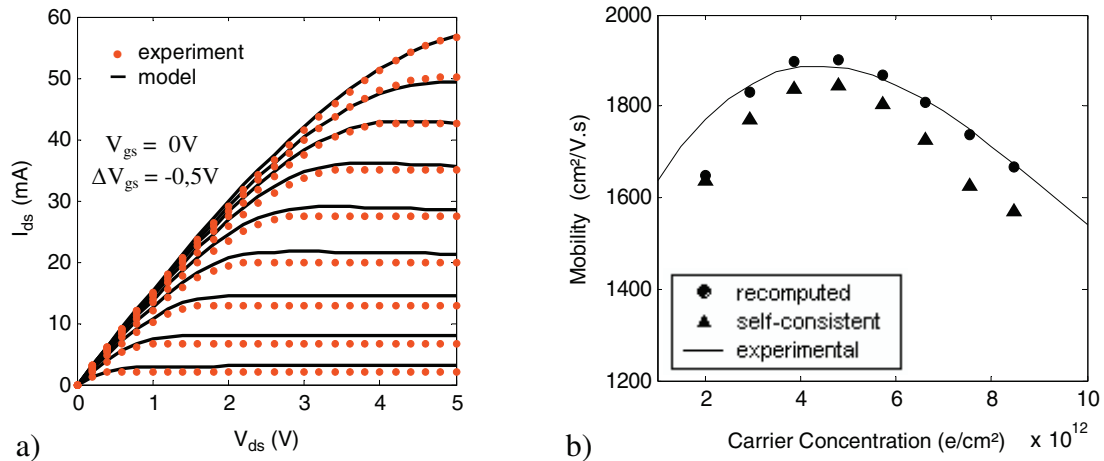
Figure 3 shows the variation of drain current with drain voltage for various gate voltages. To this model, we added a self-consistent calculation which adjusts the mobility in order to fit the experimental data.



Another module which calculates mobility starting from the experimental current-voltage characteristics in the linear region have been also added. As shown in Fig. 4, similar results are obtained by the three methods; this confirms the validity of the model and the influence of the  $\mu(N_s)$  profile on transfer characteristics.

**Fig. 4** Mobility versus carrier concentration. Line represents experimental data, triangles are obtained by self-consistent calculation and circles are recomputed in the linear region.

The agreement between the theoretical and experimental curves is very good and this as well at low field as at high field but also for transistors with gate length varying from 260 up to 10  $\mu\text{m}$  (Fig. 3). For shorter gates, we noticed a greater sensitivity to the device parameters (access resistance, critical field,...). Nevertheless, as shown in Fig. 5, a reasonable fit still can be achieved for a 3 $\mu\text{m}$  gate device.



**Fig. 5** a) I - V characteristics of a transistor with a gate of  $3 \times 150 \mu\text{m}^2$  in a 12  $\mu\text{m}$  source-drain spacing b) Mobility versus carrier concentration: experimental, self-consistent calculation and recomputed.

**5 Conclusion** However different results are obtained with C(V) and Hall effect methods, the comparison of the carrier mobility profiles  $\mu(N)$  shows that our samples have similar behaviors, despite different buffer quality, barrier thickness and Al content resulting in variable pinch-off voltages. The experimental drift mobility profiles measured on gated Hall bars were injected into a model and correctly fit the I-V transfer characteristics of the transistors. Therefore, these  $\mu(N)$  curves can be used to describe 2DEG behavior in these structures.

**Acknowledgements** This work has been partially supported by the European Community (EURONIM project) and the Freanch MoD (GaN based RF transistors and Circuits : DGA 01.34.050) .

## References

- [1] M. A. Khan, Q. Chen, M.S. Shur, B.T. Mcdermott, and J. A. Higgins, IEEE Electron. Device Lett. **17**, 325 (1996).
- [2] O. Ambacher, B. Foutz, J. Smart, J.R. Shealy, N.G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, A.J. Sierakowski, W.J. Schaff, L.F. Eastman, R. Dimitrov, A. Mitchell, and M. Stutzmann, J. Appl. Phys. **87**, 334 (2000).
- [3] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vezian, and J. Massies, phys. stat. sol. (a) **188**, 501 (2001).
- [4] Y. Cordier et al., Proceedings of the International Workshop on Nitride Semiconductors, Pittsburgh, USA, 19-23 July, 2004.
- [5] B.K. Ridley, B.E. Foutz, and L.F. Eastman, Phys. Rev. B **61**, 16862 (2000).
- [6] D. Jena, I. Smorchkova, A.C. Gossard, and U.K. Mishra, phys. stat. sol. (b) **228**, 617 (2001).
- [7] Rashmi, S. Haldar, and R.S. Gupta, Microw. Opt. Technol. Lett. **29**, 117 (2001).

## Quality and uniformity assessment of AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> quantum wells and HEMT heterostructures grown by molecular beam epitaxy with ammonia source

Y. Cordier<sup>\*, 1, 3</sup>, F. Pruvost<sup>2, 3</sup>, F. Semond<sup>1, 3</sup>, J. Massies<sup>1, 3</sup>, M. Leroux<sup>1</sup>, P. Lorenzini<sup>1</sup>, and C. Chaix<sup>2, 3</sup>

<sup>1</sup> CRHEA-CNRS, rue B. Grégory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France

<sup>2</sup> Riber, 133 Bd. National, BP 231, 92503 Rueil Malmaison, France

<sup>3</sup> GaN Process Technology Center, rue B. Grégory, Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France

Received 22 August 2005, revised 1 March 2006, accepted 2 March 2006

Published online 29 May 2006

PACS 73.50.Dn; 73.61.Ey; 78.55.Cr, 81.07.St, 81.15.Hi, 85.30.Tv

In the present work, AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> quantum wells and High Electron Mobility Transistors (HEMTs) have been grown by molecular beam epitaxy on Si(111) and GaN on sapphire templates. The optical quality and the electrical properties were studied by low temperature photoluminescence and Hall effect. These measurements attest the quality of these heterostructures and demonstrate the high on-wafer uniformity of the materials grown on 50 mm wafers, and this even for the III-nitrides grown on Silicon.

© 2006 WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim

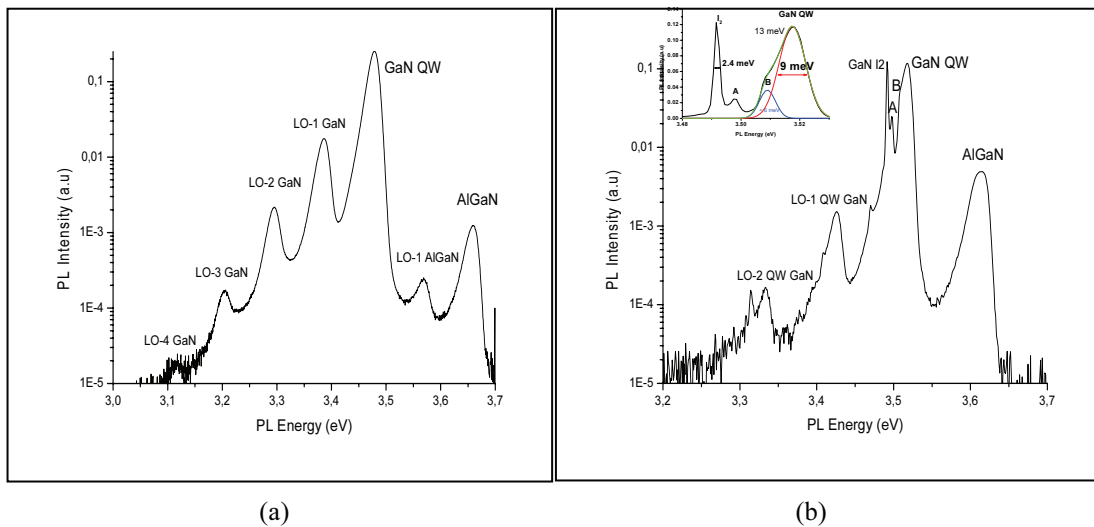
**1 Introduction** In recent years, the Molecular Beam Epitaxy (MBE) has begun to demonstrate potentialities to realize high quality Ga<sub>N</sub> based heterostructures for electronics as well as optoelectronic applications. Beyond the achievement of high quality Ga<sub>N</sub> based heterostructures, MBE is now dealing with other process considerations such as reproducibility and uniformity on various substrates like sapphire, silicon carbide or silicon. In order to address this latter point, AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> quantum wells (QWs) and HEMT heterostructures have been grown with a Riber MBE reactor designed for the growth of III-Nitrides materials. Ammonia was used as nitrogen source, whereas effusion cells supplied group III elements. The growth were performed on 50 mm Si(111) wafers and on 50 mm MOCVD grown Ga<sub>N</sub> on sapphire templates. The layer optical properties were assessed by using low temperature photoluminescence (PL) performed across the wafers, whereas the electrical quality was studied by Hall effect after the realization of van der Pauw cloverleaf and Hall bar devices. The effect of heteroepitaxial growth on the layers quality was studied by comparing results obtained on Silicon with those obtained on the low defect density Ga<sub>N</sub> templates.

**2 Experiment** The growth were performed in a Compact 21T MBE system equipped with 80 cc crucible effusion cells designed to supply uniform flux of group III elements on 50 mm wafers. The Ga<sub>N</sub> on sapphire templates provided by LUMILOG consist of 4 μm thick Ga<sub>N</sub> layers grown by MOCVD with a resulting threading dislocation density of  $5 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ . After backside coating with Mo, the templates were loaded and outgassed at 200 °C; prior to the growth, these templates were heated in the growth chamber under ammonia flux and the growth of Ga<sub>N</sub> was initiated at 800 °C. On the other hand, the Si(111) substrates were loaded and outgassed at 600 °C for 12h prior to oxide removal under high vacuum at 950 °C, and the growth of a specific layer sequence which allows to grow crack free thick

\* Corresponding author: e-mail: yc@crhea.cnrs.fr, Phone: +33 4 93 95 78 20, Fax: +33 4 93 95 83 61

GaN or AlGaN on Silicon. These layers consist of a 40 nm AlN nucleation layer followed by a 0.25  $\mu\text{m}$  GaN / 0.25  $\mu\text{m}$  AlN sequence, and details of the growth are presented elsewhere [1]. The ammonia flow rate used for the growth of the GaN and AlGaN layers was 200 sccm; a GaN growth rate close to 1  $\mu\text{m}/\text{h}$  was used for the QWs structures whereas it was reduced to 0.7  $\mu\text{m}/\text{h}$  for the HEMT heterostructures. The reflection high energy electron diffraction (RHEED) pattern indicates a streaky pattern during the growth of the structures attesting a two-dimensional growth mode; furthermore, a (2x2) surface reconstruction could be noticed during the cooling of the samples below 550  $^{\circ}\text{C}$  confirming the Gallium polarity of the as-grown materials. The layer optical properties have been assessed by using low temperature photoluminescence (10 K) under the 10 mW excitation of a He-Cd laser, while their electrical properties were studied by Hall effect.

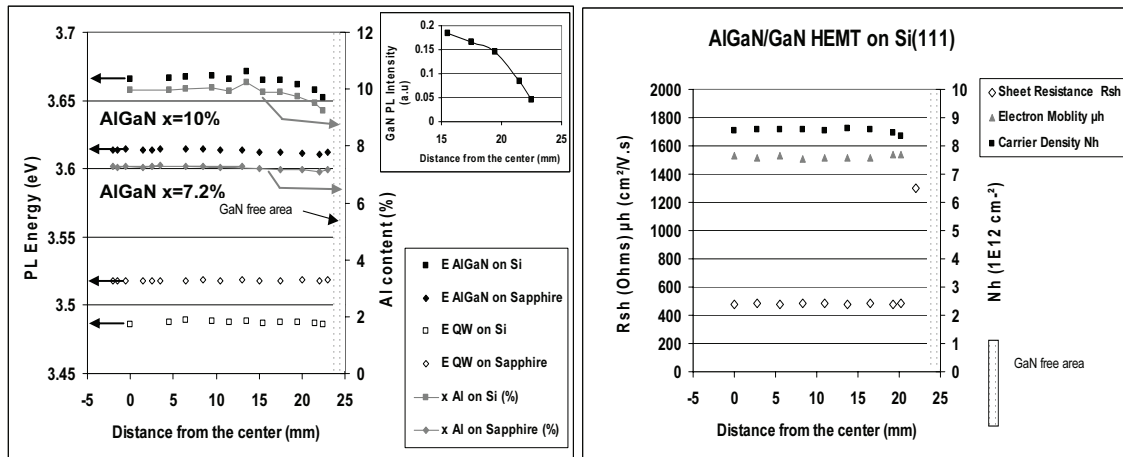
**3 Quantum well heterostructures** The active layers grown on Si(111) consist of a 1.5  $\mu\text{m}$  thick AlGaN buffer layer and finally a 2.6 nm thick GaN well capped with a 12 nm thick AlGaN barrier. These layers including the AlGaN buffer were grown at 800  $^{\circ}\text{C}$ . Despite the large difference of thermal expansion coefficients between GaN and Si, the surface of the sample was not cracked, thanks to the use of the buried GaN/AlN sequence. As shown in Fig. 1a, the PL spectrum exhibits an intense peak at 3.488 eV corresponding to the luminescence from the GaN quantum well and a noticeable number of phonon replicas. The PL peak of AlGaN layers appears at about 3.66 eV corresponding to the intended target composition of Al  $x = 10\%$ , assuming total relaxation in the AlGaN layer and a bowing parameter  $b = 1$  eV for the band gap energy. The presence of a phonon replica, but also the width of the PL peak (FWHM  $\leq 25$  meV), attest the quality of the AlGaN material.



**Fig. 1** PL spectra recorded at 10 K : (a) on a AlGaN/GaN quantum well grown on Si(111), (b) on the AlGaN/GaN quantum well grown on a GaN on sapphire template.

The layers grown on GaN template consist of 1  $\mu\text{m}$  thick GaN buffer layer followed by a 200 nm AlGaN layer and a 2.6 nm GaN well covered with a 50 nm AlGaN barrier. The PL spectrum reported in Fig. 1b confirms the high quality of the sample. The AlGaN PL peak centered at about 3.61 eV confirms the intended lower target Al composition of  $x = 7.2\%$ . Accordingly, the associated width is lower (FWHM  $< 23$  meV). The PL spectrum is otherwise dominated by two peaks corresponding to the confined state in the GaN quantum well ( $E = 3.518$  eV) and to the neutral donor bound exciton line  $I_2$  ( $E = 3.491$  eV) in the GaN buffer. Thanks to the high quality of the GaN template with a dislocation density of about  $5 \times 10^8$

$\text{cm}^{-2}$ , a width lower than 2.4 meV was recorded for the  $I_2$  recombination peak. On the other hand, the quantum well photoluminescence peak is broadened to 13 meV due to the vicinity of the B free exciton luminescence; nevertheless, this width falls to about 10 meV after deconvolution, close to the intrinsic limit of AlGaIn/GaN based QWs [2].



**Fig. 2** PL Energy positions and Al content measured across the wafers; insert: PL intensity of GaN QW peak at the edge of Si(111) sample.

**Fig. 3** Sheet resistance, carrier density and electron mobility measured by Hall effect across the wafer for a HEMT grown on Si(111).

Furthermore, the PL spectra were recorded from the center to the edge of the samples in order to assess the on-wafer uniformity. As shown in Fig. 2, the energy position of the AlGaIn peaks and correlated Al composition are very uniform across the sample grown on the GaN template corresponding to a relative fluctuation of  $\pm 1.4\%$  of the Al content ( $Al = 7.1\% \pm 0.1\%$ ) across the 50 mm substrate, the luminescence line width varying from 22.4 to 23.1 meV. On the other hand, the QW peak position (E QW in Fig. 2) is very uniform with a fluctuation of  $\pm 0.8$  meV and a width varying from 9.6 to 10.2 meV. The sample grown on Si exhibits larger fluctuations for the AlGaIn material: the Al relative fluctuation is  $\pm 5\%$  ( $Al = 9.8\% \pm 0.5\%$ ) and the AlGaIn peak line width varies from 20 to 24.6 meV. A  $\pm 1.6$  meV deviation is observed for the PL energy of the GaN QW and the PL peak width is found to vary from 16 to 18.1 meV. As shown in the insert of Fig. 2, the PL intensity noticeably decreases in a 5 mm wide external region of the Silicon wafer indicating a lower quality material at the periphery. Actually, the Al concentration fluctuation, as well as the PL GaN energy fluctuation, decrease by a factor of 2 when excluding this 5 mm periphery region of the samples (according to standard cell specifications) leading to AlGaIn uniformity of  $\pm 2.5\%$  when grown on Silicon. The only noticeable fluctuations being observed on GaN grown on Si substrates are probably due to a strain gradient at the sample periphery, that is very difficult to eliminate for such a large lattice mismatched heteroepitaxy ( $\Delta a/a = -17\%$ ). Indeed, the residual strain is dependent on the layer quality and also the substrate [3–5]. Assuming an energy shift of  $\delta E/\delta \epsilon_{xx} \approx 9.5$  eV [4], one can deduce from the  $I_2$  peak position on GaN template ( $\pm 0.35$  meV) a very low dispersion in strain  $\delta \epsilon_{xx} \approx \pm 3.7 \times 10^{-5}$  which weakly affects the dispersion of the AlGaIn and the GaN QW PL peaks energies. On the other hand, the high dislocation density (about  $8 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ) usually present in our 1.5  $\mu\text{m}$  thick AlGaIn layers grown on Si(111) [6] is responsible for higher strain fluctuation and consequently the broadening of the PL peaks, and on-wafer dispersion of the peak positions.

**4 HEMT heterostructures** The growth process developed on Si(111) wafers has been used to realize AlGaIn/GaN HEMT heterostructures [1]. No intentional doping was used since carriers originating from



surface states and residual doping are efficiently confined at the AlGaIn/GaN interface, thanks to the high electrical polarization field [7]. A HEMT sample grown with a 1.8  $\mu\text{m}$  thick GaN buffer and a 25 nm  $\text{Al}_{0.28}\text{Ga}_{0.72}\text{N}$  barrier exhibits average carrier density and electron mobility of  $8.5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  and  $1523 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  respectively as measured by Hall effect at room temperature. Furthermore, due to reduced alloy disorder scattering at the interface [8], the electron mobility is clearly enhanced to  $1725 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  by inserting a 1 nm AlN layer at the AlGaIn/GaN interface with a resulting carrier density of  $9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . As shown in Fig. 3, a mean sheet resistance of 480 Ohms/sq with a  $\pm 1\%$  fluctuation was measured across the wafer using the 5 mm exclusion zone at the periphery; the same fluctuation was observed for the carrier density and the mobility within this region. This attests that these parameters are less sensitive as compared with the PL behavior of the QWs; nevertheless, it is worth noticing that in the exclusion region, the electrical properties are rapidly degraded as observed for the PL intensity on the QW structure grown on Si. Finally, a HEMT structure with Al content  $x = 19\%$  was grown on a GaN template and exhibited a carrier density  $7.5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  and an electron mobility of  $1610 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  at room temperature. The moderate electron mobility is probably due to a small but non negligible density of residual impurities originating from the GaN regrowth interface contamination; nevertheless a dramatic enhancement of the mobility at  $13100 \text{ cm}^2/\text{V.s}$  was measured by lowering the temperature up to 10 K, and this with a slight reduction of the carrier density to  $6.3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ , which confirms the good quality of the AlGaIn/GaN interface with a reduced threading dislocation density.

**5 Conclusion** AlGaIn/GaN quantum wells and HEMTs have been grown by ammonia source molecular beam epitaxy using a Compact 21 Riber R&D reactor. Our results show that high quality heterostructures with very uniform compositions can be grown on 50 mm wafers. The uniformity of the optical and electrical properties of the heterostructures can be obtained on the totality of GaN templates and on a large part of Si(111) wafers despite the difficulty of the large lattice mismatched heteroepitaxy.

**Acknowledgements** This work has been partially supported by the French MoD (GaN based RF transistors and Circuits : DGA 01.34.050) .

## References

- [1] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, and J. Massies, *phys. stat. sol. (a)* **188**, 501 (2001).
- [2] F. Natali, D. Byrne, M. Leroux, B. Damilano, F. Semond, A. Le Louarn, S. Vézian, N. Grandjean, and J. Massies, *Phys. Rev. B* **71**, 075311 (2005).
- [3] B. Gil, O. Briot, and R.L. Aulombard, *Phys. Rev. B* **52**, R17028 (1995).
- [4] M. Leroux, H. Lahrèche, F. Semond, M. Lügt, E. Feltn, N. Schnell, B. Beaumont, P. Gibart, and J. Massies, *Mater. Sci. Forum* **353-356**, 795 (2001).
- [5] A. Shikanai, T. Azuhata, T. Sota, S. Chichibu, A. Kuramata, K. Horino, and S. Nakamura, *J. Appl. Phys. Lett.* **81**, 417 (1997).
- [6] Y. Cordier, F. Semond, M. Hugues, F. Natali, P. Lorenzini, H. Haas, S. Chenot, M. Lügt, O. Tottereau, P. Vennegues, and J. Massies, *J. Cryst. Growth* **278(1-4)**, 393 (2005).
- [7] O. Ambacher, B. Foutz, J. Smart, J. R. Shealy, N. G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, A. J. Sierakowski, W. J. Schaff, L. F. Eastman, R. Dimitrov, A. Mitchell, and M. Stutzmann, *J. Appl. Phys.* **87**, 334 (2000).
- [8] I. P. Smorchkova, L. Chen, T. Mates, L. Shen, S. Heikman, B. Moran, S. Keller, S. P. DenBaars, J. S. Speck, and U. K. Mishra, *J. Appl. Phys.* **90**, 5196 (2001).

## AlGa<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N/GaN HEMTs on resistive Si(111) substrate grown by gas-source MBE

Y. Cordier, F. Semond, J. Massies, B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam and S.L. Delage

Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N/GaN high electron mobility transistor (HEMT) structures have been grown on resistive Si(111) substrate by molecular beam epitaxy (MBE) using ammonia (NH<sub>3</sub>). The use of an AlN/GaN intermediate layer allows a resistive buffer layer to be obtained. High sheet carrier density and high electron mobility are obtained in the channel. A device with 0.5 μm gate length has been realised exhibiting a maximum extrinsic transconductance of 160 mS/mm and drain-source current exceeding 600 mA/mm. Small-signal measurements show  $f_T$  of 17 GHz and  $f_{max}$  of 40 GHz.

**Introduction:** There is considerable interest in the growth of GaN/AlGa<sub>0.3</sub>N heterostructures on Si substrates for the realisation of high-power field effect transistors. Indeed, Si substrates have the advantages of low cost, large size and reasonable thermal conductivity as compared with sapphire and silicon carbide [1]. However, owing to the large lattice and thermal mismatches between GaN and Si, the development of specific buffer layers has been necessary to obtain good quality crack free materials. The feasibility of field effect transistors on Si(111) has been recently demonstrated [1, 2]. However, in these previous studies, the layers were grown by metal organic chemical vapour deposition (MOCVD) on 0.015 Ω.cm *n*-type and 1 Ω.cm *p*-type doped Si(111) substrates so that charge coupling effects make it difficult to study the high frequency behaviour of these devices. The question of the buffer layer and substrate resistivity is still open as well as the possibility of obtaining high RF output power. In this Letter, we report the realisation of a high electron mobility transistor (HEMT) on resistive Si(111) substrate (4000–10,000 Ω.cm) by gas-source molecular beam epitaxy (MBE). To our knowledge, this is the first demonstration of the power capability and high frequency performances of a AlGa<sub>0.3</sub>N/GaN transistor realised on resistive Si(111).

**MBE growth:** The structure was grown by gas-source molecular beam epitaxy using NH<sub>3</sub> as the nitrogen precursor, as well as Ga and Al elemental sources [3]. The (111) oriented Si substrate was baked at 600°C under high vacuum for 12 hours prior to the thermal desorption of the oxide. The growth of a 50 nm thin AlN nucleation layer followed by a 0.25 μm GaN/0.25 μm AlN sequence is the key point for achieving low defect density and crack free GaN epilayers with a thickness up to 3 μm. In this AlN/GaN region the dislocation density is very high to relax the mismatch strain with the substrate, but it rapidly decreases in the thick GaN buffer layer (about  $5 \times 10^9$  cm<sup>-2</sup> dislocations as measured by plan-view transmission electron microscopy) [4]. In the present work, a 2 μm thick GaN buffer layer was grown at 790°C on this AlN/GaN sequence, followed by a 30 nm undoped Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N barrier layer capped with a 1 nm GaN layer. During the growth of the first monolayers of the AlN nucleation layer, the substrate temperature was increased from 650°C to 920°C. This growth process results in group III element polarity crystallographic grains that coalesce during the growth of the first AlN layer. As a consequence of starting the growth at low temperature, limited diffusion of Si is observed by SIMS. Fig. 1 shows the rapid decrease in the Si concentration to the detection limit at the end of the first GaN intermediate layer. Furthermore, coming from the AlN/substrate interface, concentrations of carbon and oxygen contaminants decrease and stabilise in the highly defective AlN/GaN layer sequence before reaching low values in the GaN buffer layer. A careful SIMS analysis of the GaN buffer indicates a low background of carbon and oxygen ( $1-5 \times 10^{17}$  cm<sup>-3</sup>) as well as of silicon ( $4 \times 10^{15}$  cm<sup>-3</sup>). This results in a low *n* type free carrier density below  $5 \times 10^{15}$  cm<sup>-3</sup> as determined by capacitance voltage measurements. The large spontaneous and piezoelectric polarisations present in the Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N/GaN heterostructure provide a two-dimensional electron gas (2DEG) without the need for any doping: Hall effect measurements across the 2" wafer show a sheet carrier density between  $8.0$  and  $9.8 \times 10^{12}$  cm<sup>-2</sup> and a mobility ranging from 1200 to 820 cm<sup>2</sup>/V<sub>s</sub> at room temperature.

**Device results:** Ti/Al layers were evaporated and annealed to obtain good ohmic contacts ( $R_c = 0.5$  Ω.mm as determined by TLM). Pt/Au

gates with a 0.5 μm foot print were defined by electron beam lithography and the devices were passivated with Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> deposited by plasma enhanced chemical vapour deposition. Fig. 2 shows the I-V characteristics of a 0.5 μm × 150 μm device with source drain spacing of 3 μm. The drain current density exceeds 600 mA/mm at  $V_{gs} = 0$  V and saturates at about 700 mA/mm. Self-heating appears for drain current greater than 50 mA and the peak extrinsic transconductance is 160 mS/mm for  $V_{ds} = 20$  V and  $V_{gs} = -3$  V. The leakage current at pinch-off and high drain voltage is small (6 mA/mm for  $V_{gs} = -8$  V and  $V_{ds} = 80$  V) and compares favourably with [2] for similar gate length indicating the power capability of this device. The breakdown voltage is above 100 V, which is the limit of our HP4145. Small-signal S-parameter measurements were carried out-wafer using an HP8510 network analyser up to 40 GHz on U-gate 2 × 150 μm gate width devices. As shown in Fig. 3, the short-circuit current gain ( $|H_{21}|^2$ ) exhibits a cut-off frequency  $f_T$  of 17 GHz, and the maximum stable gain (MSG)/maximum available gain (MAG) yield a  $f_{max}$  of 40 GHz at  $V_{ds} = 30$  V and  $V_{gs} = -3$  V. The  $f_{max}/f_T$  ratio of 2.35 confirms that charge coupling with the substrate is small and the device should yield high RF output power density.

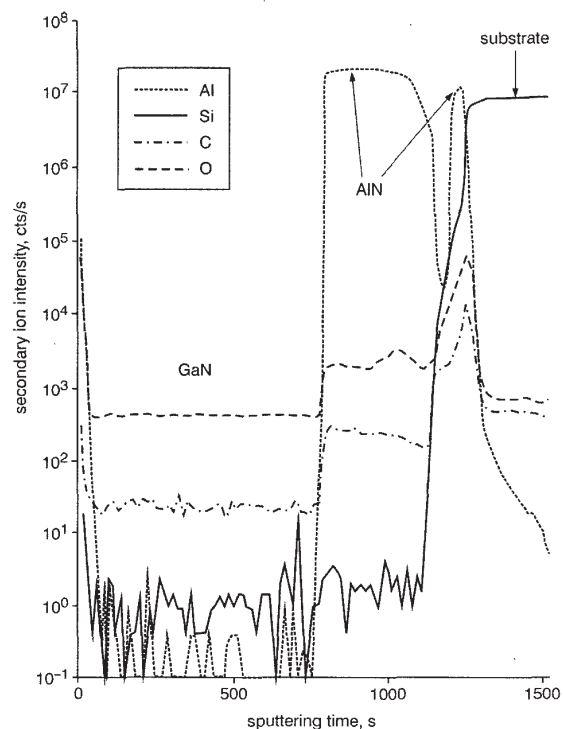


Fig. 1 SIMS profile of AlGa<sub>0.3</sub>N/GaN HEMT grown on Si using AlN/GaN sequence on AlN nucleation layer

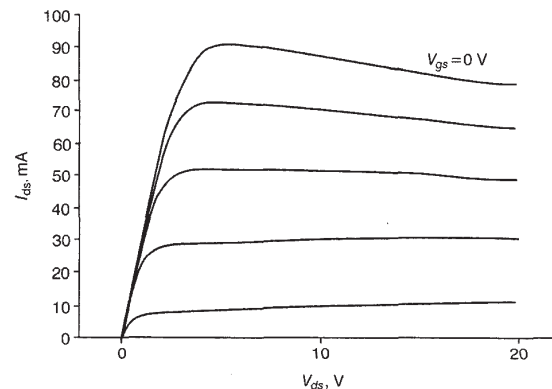


Fig. 2 DC characteristics of 0.5 μm × 150 μm AlGa<sub>0.3</sub>N/GaN HEMT on Si  $V_{gs}$  1 V per step

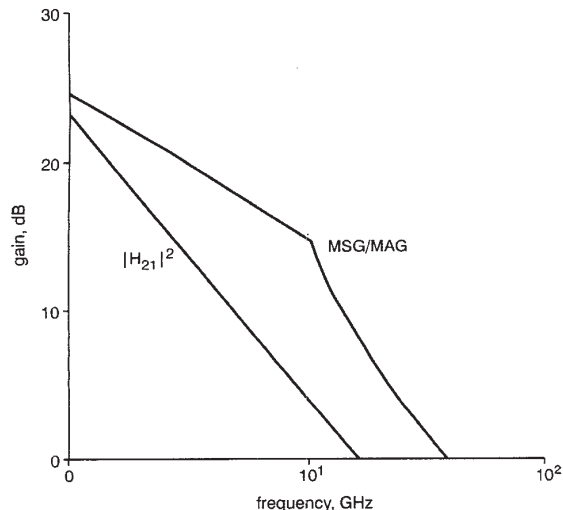


Fig. 3 Small-signal characteristics of a  $2 \times 150 \mu\text{m}$  device with gate length  $0.5 \mu\text{m}$  at  $V_{ds} = 30 \text{ V}$  and  $V_{gs} = -3 \text{ V}$

**Conclusion:** An AlGaIn/GaN HEMT has been grown successfully on Si(111) resistive substrate by MBE. The high sheet carrier density into the channel and the insulating buffer layer result in high static power capability in the device, combined with high frequency performances. The absence of charge coupling with the substrate results in a  $f_{\text{max}}/f_T$  ratio of 2.35 and indicates that this device is suitable for RF power applications.

**Acknowledgment:** This work has been partially supported by the MIGHT project (Brite BRPR-CT98-0754) and EURONIM project funded by the European Community. The technical team of TRT involved in high power devices is also kindly thanked. CRHEA is grateful to N. Grandjean and F. Natali for help on growth, and the French MoD is acknowledged for partial support of this project.

© IEE 2002

6 November 2001

Electronics Letters Online No: 20020060

DOI: 10.1049/el:20020060

Y. Cordier, F. Semond and J. Massies (CRHEA-CNRS, Rue Bernard Gregory, Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France)

E-mail: yc@crhea.cnrs.fr

B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam and S.L. Delage (THALES Research and Technology, Domaine de Corbeville, 91401 Orsay, France)

#### References

- EGAWA, T., NAKADA, N., ISHIKAWA, H., and UMEMO, M.: 'GaN MESFET on (111) Si substrate grown by MOCVD', *Electron. Lett.*, 2000, **36**, pp. 1816–1818
- CHUMBES, E.M., SCHREMER, A.T., SMART, J.A., WANG, Y., MACDONALD, N.C., HOGUE, D., KOMIAK, J.J., LICHWALLA, S.J., LEONI, R.E., and SHEALY, J.R.: 'AlGaIn/GaN high electron mobility transistors on Si(111) substrates', *IEEE Trans. Electron. Devices*, 2001, **48**, pp. 420–426
- SEMOND, F., LORENZINI, P., GRANDJEAN, N., and MASSIES, J.: 'High-electron-mobility AlGaIn/GaN heterostructures grown on Si(111) by molecular-beam epitaxy', *Appl. Phys. Lett.*, 2001, **78**, pp. 335–337
- SEMOND, F., CORDIER, Y., GRANDJEAN, N., NATALI, F., DAMILANO, B., VÉZIAN, S., and MASSIES, J.: 'Molecular beam epitaxy of group-III nitrides on silicon substrates: growth, properties and device applications', *Phys. Status Solidi* (to be published)

## Highly hydrogen-sensitive Pd/InP metal-oxide-semiconductor Schottky diode hydrogen sensor

H.J. Pan, K.W. Lin, K.H. Yu, C.C. Cheng, K.B. Thei, W.C. Liu and H.I. Chen

A highly hydrogen-sensitive Pd/InP metal-oxide-semiconductor (MOS) Schottky diode hydrogen sensor is presented. The role of donor level in the interfacial oxide layer replacing the amphoteric native defects leads to enhanced barrier height and high sensitivity. According to reaction kinetics studies, the maximum change in barrier height achieves 0.31 eV. Short response and recovery times in the transient characteristics demonstrate the high hydrogen adsorption and desorption rates at high temperatures.

**Introduction:** Solid-state hydrogen sensors of catalytic Pd metal based on silicon and III-V compound technologies have been developed in the forms of the metal-oxide-semiconductor (MOS) field effect devices, MOS capacitors, and Schottky barrier devices for the realisation of high sensitivity [1–4]. For the hydrogen sensors of Schottky diode type, the modulation of barrier height determines sensing characteristics according to the hydrogen-induced dipole model [5]. However, the direct reaction between Pd and semiconductor often gives rise to a weakly work-function dependent barrier height which is less sensitive to hydrogen owing to the interface Fermi-level pinning caused by the high-density surface states [6, 7]. The introduction of adsorptive oxide between Pd and semiconductor have been evidenced to promote the sensitivity by the MOS Schottky diode structure in the cases of Si and GaAs [8, 9].

Previously, extremely high hydrogen responses of Pd/InP Schottky diodes were reported [10]. Another issue related to the low rectifying ratio of the Pd/InP Schottky structure arises from a typical low barrier height and high leakage current. Several attempts have been made on the enhancement of Schottky barrier height by introducing an interfacial oxide or insulator [11, 12]. In this Letter, the hydrogen responses of a planar fabricated Pd/InP MOS Schottky diode under steady-state and transient conditions at 20°C are presented. The reaction kinetics studies are carried out based on the hydrogen detection mechanism involving the Fermi-level pinning under atmospheric conditions.

**Device fabrication:** The substrate used in this study was a (100)-oriented semi-insulating (SI) InP wafer. An epitaxial structure consisting of a 5000 Å undoped InP buffer and a 3000 Å *n*-InP ( $n = 1.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ) active layer was grown on the substrate by metal organic chemical vapour deposition (MOCVD). The electrode patterns were formed by conventional photolithography, vacuum evaporation, lift-off, and wet etch techniques. The ohmic contacts were made by utilising AuGe alloy on the *n*-InP active layer surface with subsequent annealing in nitrogen gas at 450°C for 2 min. Prior to the Pd Schottky contact formation, the thermal oxidation process was carried out in the oven with dry oxygen at 360°C for 25 min [13]. Finally, the device was defined by a mesa etching process. Current-voltage (*I*-*V*) measurements were performed under atmospheric conditions and the flow-through condition of 500 sccm.

**Results and discussion:** Fig. 1 shows *I*-*V* characteristics of the Pd/InP MOS Schottky diode measured under several hydrogen concentrations in air at 20°C. In the presence of the interfacial oxide layer, the diode characteristics with a high rectifying ratio of  $10^4$  at 0.5 V and a barrier height  $\Phi_B$  estimated as high as 0.63 eV in air are obtained. Both forward and reverse currents increase corresponding to the reduction of barrier height with increasing the hydrogen concentration. In the 15 and 1010 ppm hydrogen/air environments, the reverse current variation at -0.5 V achieves  $1 \times 10^{-8}$  and  $1 \times 10^{-3}$  A, respectively. For a conventional Pd/InP Schottky interface, the pinning position of the Fermi-level falls in the range 0.3 to 0.55 eV below the conduction band minimum owing to the amphoteric native defects. By contrast, the Fermi-level at the oxide/*n*-InP interface is pinned at ~0.1 eV below the conduction band minimum by a shallow donor level in the oxide [6, 11]. Therefore, the barrier height can be dramatically improved. Upon exposure to hydrogen, the adsorbed hydrogen atoms induce a dipole layer at the metal-oxide interface which either neutralise the donor level or lead to a reversible



ELSEVIER

Available online at [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com)

SCIENCE @ DIRECT®

Journal of Crystal Growth 251 (2003) 811–815

JOURNAL OF **CRYSTAL GROWTH**

[www.elsevier.com/locate/jcrysgro](http://www.elsevier.com/locate/jcrysgro)

# MBE growth of AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs on resistive Si(1 1 1) substrate with RF small signal and power performances

Y. Cordier<sup>a,\*</sup>, F. Semond<sup>a</sup>, P. Lorenzini<sup>a</sup>, N. Grandjean<sup>a</sup>, F. Natali<sup>a</sup>,  
B. Damilano<sup>a</sup>, J. Massies<sup>a</sup>, V. Hoël<sup>b</sup>, A. Minko<sup>b</sup>, N. Vellas<sup>b</sup>, C. Gaquière<sup>b</sup>,  
J.C. DeJaeger<sup>b</sup>, B. Dessertene<sup>c</sup>, S. Cassette<sup>c</sup>, M. Surrugue<sup>c</sup>, D. Adam<sup>c</sup>,  
J-C. Grattepain<sup>c</sup>, R. Aubry<sup>c</sup>, S.L. Delage<sup>c</sup>

<sup>a</sup> CRHEA-CNRS, rue Bernard Grégory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France

<sup>b</sup> IEMN-CNRS, BP69, Avenue Poincaré, Université de Lille I, 59652 Villeneuve d'Ascq Cedex, France

<sup>c</sup> THALES Research and Technology, Domaine de Corbeville, 91404 Orsay Cedex, France

## Abstract

In this paper, we report on the properties of Ga<sub>N</sub> films and AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMT structures grown by molecular beam epitaxy on resistive Si(1 1 1) substrates. The properties of the Ga<sub>N</sub> buffer layer and the AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs are presented. Finally, both static and high-frequency performances of sub-micron gate length devices are analyzed demonstrating their RF power capability.

© 2002 Elsevier Science B.V. All rights reserved.

PACS: 73.40.kp; 81.15.Hi; 85.30.Tv

Keywords: A3. Molecular beam epitaxy; B2. Ga<sub>N</sub>; B3. High electron mobility transistors

## 1. Introduction

GaN-based devices have demonstrated a large potential for applications in high-power and high-frequency electronics. For these applications, the III–V nitride layers are usually grown on sapphire or silicon carbide substrates. However, the development of these applications on silicon substrates has obvious technological advantages (cost, integration). The feasibility of field effect transistors on Si(1 1 1) has been recently demonstrated [1–3].

In these previous works, the layers were grown by metal organic chemical vapor deposition (MOCVD) on 0.015 Ω cm n-type and 1 Ω cm p-type-doped Si(1 1 1) substrates so charge coupling effects makes it difficult to study the high-frequency behavior of these devices. The question of the buffer layer and substrate resistivity is still open as well as the possibility of obtaining high RF output power. In this paper, we report on the realization of high electron mobility transistors (HEMTs) on resistive Si(1 1 1) substrate (4000–10 000 Ω cm) by gas-source molecular beam epitaxy (MBE). The electrical quality of the Ga<sub>N</sub> buffer layer as well as the behavior of the two-dimensional electron gas at the AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>

\*Corresponding author. Tel.: +33-4-93-95-78-20; fax: +33-4-93-95-83-61.

E-mail address: [yc@crhea.cnrs.fr](mailto:yc@crhea.cnrs.fr) (Y. Cordier).



interface is investigated. HEMT devices with different gate lengths and source to drain spacings have been realized in order to investigate their static characteristics and RF power performances.

## 2. Growth process

In this present work, AlGaN/GaN heterostructures are grown on a resistive silicon (111) substrate (4000–10 000  $\Omega$  cm) in a reactive molecular beam epitaxy system using ammonia (Riber Compact 21). Details of the growth are presented elsewhere [4–6] and layer quality can be summarized as follows: a 50 nm AlN nucleation is first grown on the Si(111) substrate followed by a GaN (250 nm)/AlN (250 nm) sequence (Fig. 1). The strain in the upper AlN layer is almost totally relaxed and the thick GaN buffer is grown compressively strained. This scheme reduces the extensive stress appearing during the cooling of the sample; it allows a crack-free 2  $\mu$ m GaN layer to be grown with threading dislocations in the range of  $5\text{--}7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  as observed by Transmission Electron Microscopy (Fig. 2). Atomic Force Microscopy reveals a surface morphology with RMS roughness of about 5 nm for 10  $\mu$ m  $\times$  10  $\mu$ m area scans. The low-temperature photoluminescence is

GaN	ud	1 nm
AlGaN	ud	30 nm
GaN	ud	2 $\mu$ m
AlN	ud	250 nm
GaN	ud	250 nm
AlN	ud	50 nm
Silicon (111)	$\rho$ :4000-10000 $\Omega$ .cm	

Fig. 1. Cross-sectional schematic of the HEMT structure grown on silicon.



Fig. 2. Plan view TEM image showing the  $5\text{--}7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  dislocation density.

dominated by neutral-donor bound excitons with 8 meV FWHM. A free excitons are also observed.

## 3. Electrical properties

As shown in Fig. 1, the HEMT structure consists of a 30-nm-thick undoped AlGaN layer grown on the 2  $\mu$ m GaN buffer and is capped with 1 nm GaN. SIMS profiles exhibit carbon and oxygen levels ranging from  $5 \times 10^{16}$  to  $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  whereas a low background n-type carrier density (below  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ) is measured by capacitance–voltage measurements. Strong polarization effects generate a two-dimensional electron gas (2DEG) at the AlGaN/GaN interface; a carrier concentration peak appears at the interface between the AlGaN barrier and the GaN buffer and the carrier concentration decreases rapidly during the pinch-off of the 2DEG by the negative gate voltage (Fig. 3). A very low residual carrier concentration is measured in the bottom of the GaN buffer layer; in this region, the dislocation density is still high before decreasing during the growth of the first 0.5  $\mu$ m of the 2  $\mu$ m thick GaN buffer [6]. As a result, by comparing this result with the residual contaminations measured by SIMS, we can conclude that the dislocations



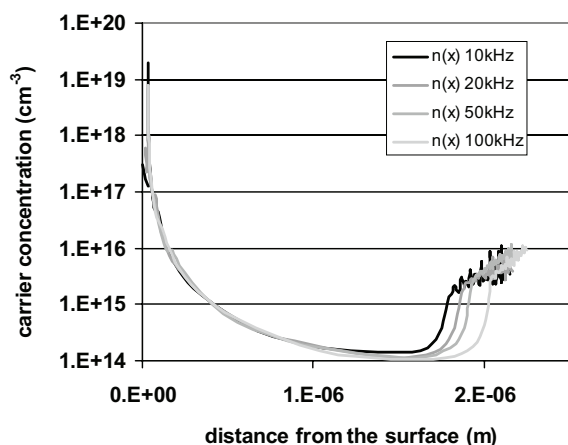


Fig. 3. Capacitance–voltage measurements showing the 2DEG near the surface and the insulating properties of the buffer.

participate to the insulating behavior of the structure. For high reverse gate voltages, the slight increase up to  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$  could be due to the buried GaN/AlN sequence grown on the resistive but not semi-insulating silicon substrate. Furthermore, the high insulating properties of the buffer layer have been checked by performing  $I-V$  measurements between ohmic contacts realized on a simple  $2 \mu\text{m}$  thick GaN buffer layer structure. Typically, the leakage current is kept below  $0.5 \mu\text{A}$  for a  $100 \text{ V}$  operating voltage for  $70 \mu\text{m} \times 150 \mu\text{m}$  pads with  $10 \mu\text{m}$  spacings. At room temperature, the 2DEG sheet carrier density ranges from  $8 \times 10^{12}$  to  $10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , while mobilities of  $1600$  and  $1200 \text{ cm}^2/\text{V s}$  are deduced from Hall effect measurements for Al contents of 25% and 30%, respectively. At low temperature, very little decrease of the sheet carrier density is observed (less than 2%), whereas the mobility increases and saturates at about  $6700 \text{ cm}^2/\text{V s}$  for the structure with 25% of Al, and about  $4000 \text{ cm}^2/\text{V s}$  for the structure with 30% of Al. However, the quality of these structures is not very different. Fig. 4 shows the mobility versus the carrier density measured on Hall bars with Schottky gates: for two similar samples having AlGaN barrier layers with 25% and 32% of Al, the mobility in the 2DEG is clearly dependent with the carrier concentration into the channel. For carrier densities  $N_s$  up to about  $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ , the increase in  $N_s$  improves the screening of the scattering with impurities and dislocations; a

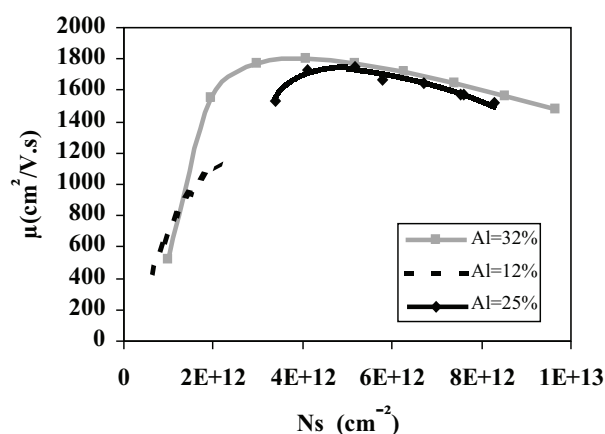


Fig. 4. Dependence of the mobility with the carrier density in the 2DEG of AlGaN/GaN HEMTs having different Al concentrations in the barrier.

mobility of  $65 \text{ cm}^2/\text{V s}$  has been measured on a simple GaN buffer layer with an n-type residual background of about  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . In the structure with 12% of Al in the barrier layer, the carrier concentration is too low to achieve an efficient screening and results in a mobility limited to about  $1100 \text{ cm}^2/\text{V s}$  at  $300 \text{ K}$ . On the contrary, for higher  $N_s$ , the electron gas gets closer to the AlGaN/GaN interface and probes any structural imperfections with a rate dependent with  $N_s$  that results in lower mobilities [7]. As a consequence, any comparison between layers having high carrier concentrations should take into account this dependence.

#### 4. Device processing and performances

The device processing steps include reactive ion etching, Ti/Al-based ohmic contacts with rapid thermal annealing, and Pt/Au metallization for the Schottky contact. Devices with different drain to source spacings from  $3$  to  $6 \mu\text{m}$  and different gate lengths from  $0.3$  to  $2 \mu\text{m}$  have been fabricated. More details about the device fabrication of the 25% and 30% Al content HEMTs are given in Refs. [8,9], respectively.

As shown in Fig. 5, these devices present a good pinch-off behavior and a clear saturation of the drain current. The maximum current density ranges from  $200$  (Fig. 5) to  $700 \text{ mA/mm}$  depending on the gate length, drain to source spacings and

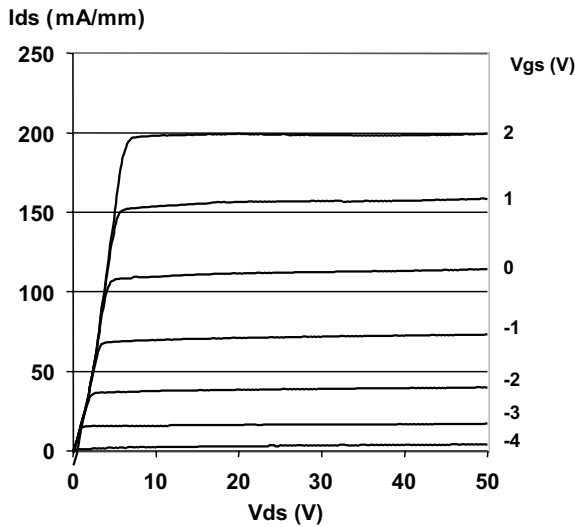


Fig. 5. DC ( $I$ - $V$ ) curve of a  $0.5\ \mu\text{m} \times 150\ \mu\text{m}$  HEMT with Al content  $x = 25\%$ .

the Al content in the AlGaN barrier. A leakage current at pinch-off and high drain voltage as small as  $6\ \text{mA/mm}$  for  $V_{\text{gs}} = -8\ \text{V}$  and  $V_{\text{ds}} = 80\ \text{V}$  is measured for a device with a  $0.5\ \mu\text{m}$  gate and Al content of  $30\%$ , and compares favorably with published results for similar gate lengths [2]. In diode configuration the device shows a high reverse gate drain breakdown voltage. A gate current density of  $450\ \mu\text{A/mm}$  at  $-30\ \text{V}$  for a gate length of  $0.3\ \mu\text{m}$  associated with  $1\ \mu\text{m}$  gate drain spacing is obtained. The extrinsic current gain cut-off frequency  $F_t$  is  $28\ \text{GHz}$  and the extrinsic unilateral gain cut-off frequency  $F_{\text{max}}$  is  $50\ \text{GHz}$  for the same device (Fig. 6); these values drop to  $F_t = 17\ \text{GHz}$  and  $F_{\text{max}} = 40\ \text{GHz}$  for the  $0.5\ \mu\text{m}$  gate devices. Furthermore, the  $F_{\text{max}}/F_t$  ratio is close to 2; it attests to the good confinement of the charges into the channel and confirms the absence of charge coupling effects with the substrate as observed on conductive substrates [2,3]. The output power density of these devices has been measured on wafer with different load impedances on an automatic load-pull system and following the calibration procedure described in Ref. [10]. As shown in Fig. 7 for a load impedance of  $1200 + j200\ \Omega$ , the combination of a high breakdown voltage and high cut-off frequencies allows one to achieve an output power density of

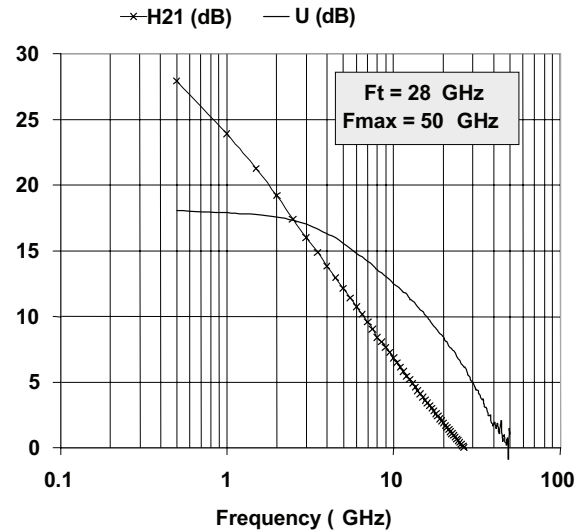


Fig. 6. Small signal performance of a  $0.3\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$  HEMT with Al =  $25\%$  ( $V_{\text{ds}} = 12\ \text{V}$ ;  $V_{\text{gs}} = 0\ \text{V}$ ).

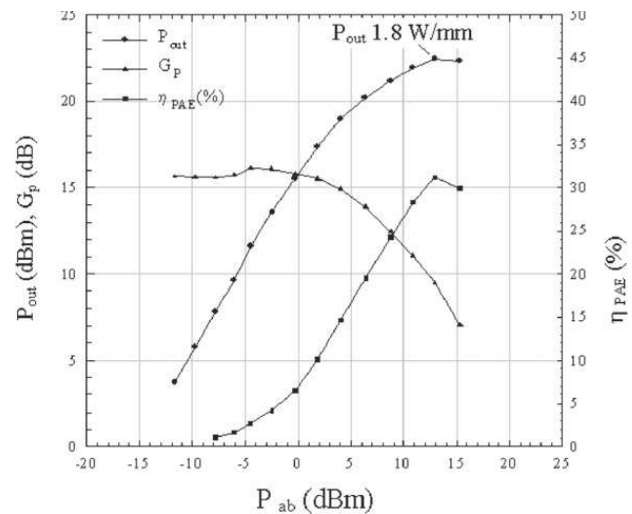


Fig. 7. RF power performance of a  $0.5\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$  HEMT with Al =  $25\%$  ( $V_{\text{ds}} = 30\ \text{V}$ ;  $V_{\text{gs}} = 0\ \text{V}$ ;  $F = 4\ \text{GHz}$ ).

$1.8\ \text{W/mm}$  at  $4\ \text{GHz}$ , with a power added efficiency of  $32\%$ . When compared with recently published results [8], this result obtained with a  $0.5\ \mu\text{m}$  gate shows a clear improvement of the output power from the  $1\ \text{W/mm}$  obtained with a  $1\ \mu\text{m}$  gate device realized on layers having the same quality. Together with the  $1.6\ \text{W/mm}$  maximum output power obtained at  $2\ \text{GHz}$  with a device realized on MOCVD grown layers [11], the present results

demonstrate the RF power capability of AlGaIn/GaN HEMTs on a silicon substrate.

## 5. Conclusion

In the present work, the quality of MBE grown AlGaIn/GaN HEMTs on resistive silicon substrates has been investigated and short gate length devices have been realized. Both high breakdown voltages and high cut-off frequencies have been achieved without noticeable charge coupling effects and result in an output power density of 1.8 W/mm at 4 GHz with a power added efficiency of 32%.

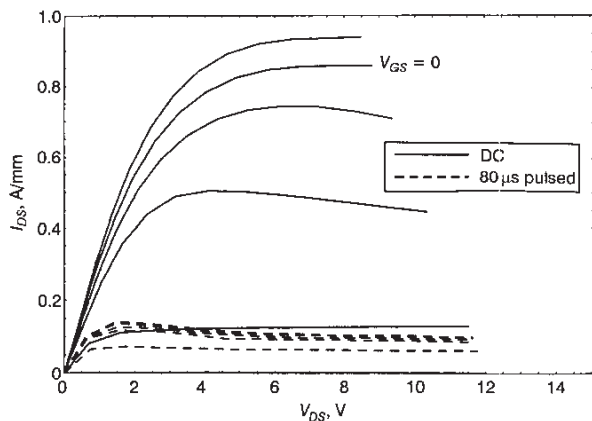
## Acknowledgements

The authors would like to thank all members of the laboratories involved in this project, especially H. Haas and A. Bouillé for Hall and CV samples, P. Vénégues and O. Tottereau for TEM sample preparation and observation. This work has been partially supported by the European Community (EURONIM project) and the French MoD (DGA/DSP).

## References

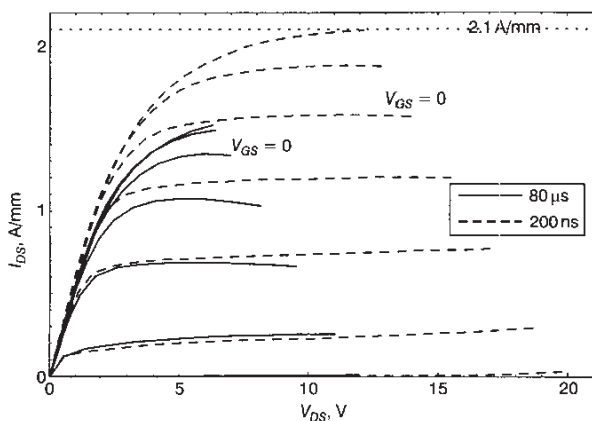
- [1] T. Egawa, N. Nakada, H. Ishikawa, M. Umeno, *Electron. Lett.* 36 (2000) 1816.
- [2] E.M. Chumbes, A.T. Schremer, J.A. Smart, Y. Wang, N.C. MacDonald, D. Hogue, J.J. Komiak, S.J. Lichwalla, R.E. Leoni, J.R. Shealy, *IEEE Trans. Electron. Dev.* 48 (2001) 420.
- [3] P. Javorka, A. Alam, A. Fox, M. Marso, M. Heuken, P. Kordos, *Electron. Lett.* 38 (2002) 288.
- [4] F. Semond, B. Damilano, S. Vézian, N. Grandjean, M. Leroux, J. Massies, *Appl. Phys. Lett.* 75 (2001) 82.
- [5] F. Semond, P. Lorenzini, N. Grandjean, J. Massies, *Appl. Phys. Lett.* 78 (2001) 335.
- [6] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, J. Massies, *Phys. Stat. Sol. A* 188 (2) (2001) 501.
- [7] I.P. Smorchkova, C.R. Elsass, J.P. Ibbetson, R. Vetry, B. Heying, P. Fini, E. Haus, S.P. DenBaars, J.P. Speck, U.K. Mishra, *J. Appl. Phys.* 86 (8) (1999) 4250.
- [8] V. Hoel, N. Vellas, C. Gaquiere, J.C. De Jaeger, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, J. Massies, *Electron. Lett.* 38 (2002) 750.
- [9] Y. Cordier, F. Semond, J. Massies, B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam, S.L. Delage, *Electron. Lett.* 38 (2002) 91.
- [10] N. Vellas, C. Gaquiere, F. Bue, Y. Guhel, B. Boudart, J.C. De Jaeger, M. A. Poisson *IEEE Electron. Dev. Lett.* 23 (5) (2002) 246.
- [11] J.D. Brown, R. Borges, E. Piner, A. Vescan, S. Singhal, R. Therrien, *Solid-State Electron.* 46 (2002) 1535.

bias condition with  $V_{DS}=15\text{ V}$  and  $I_{DS}=0.2\text{ A/mm}$ , a maximum saturated output power of  $3.66\text{ W/mm}$  and a peak PAE of  $47.8\%$  were obtained. Power densities at 1 and 3 dB gain compression were  $3.08$  and  $3.52\text{ W/mm}$ , respectively, suggesting reduced compression due to reduced trapping.



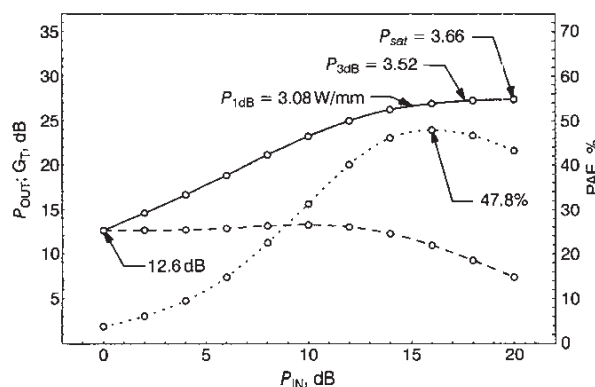
**Fig. 1** Typical DC and  $80\ \mu\text{s}$  pulsed  $I$ - $V$  for unpassivated  $2 \times 75\ \mu\text{m}$  device with  $L_g = 0.7\ \mu\text{m}$  and  $L_{gd} = 1\ \mu\text{m}$

From top to bottom  $V_{GS} = 2\text{ V} \rightarrow -8\text{ V}$ ,  $\Delta V_{GS} = 2\text{ V}$ . Large amount of dispersion is observed prior to device passivation



**Fig. 2**  $80\ \mu\text{s}$  and  $200\ \text{ns}$  pulsed  $I$ - $V$  for passivated  $2 \times 75\ \mu\text{m}$  device with  $L_g = 0.7\ \mu\text{m}$  and  $L_{gd} = 1\ \mu\text{m}$

From top to bottom  $V_{GS} = 4\text{ V} \rightarrow -8\text{ V}$ ,  $\Delta V_{GS} = 2\text{ V}$ . After SiN passivation device characteristics are no longer affected by dispersion



**Fig. 3** Power measurements performed at  $8\text{ GHz}$  on passivated  $2 \times 75\ \mu\text{m}$  device with  $L_g = 0.7\ \mu\text{m}$  and  $L_{gd} = 1\ \mu\text{m}$

Bias conditions:  $V_{DS} = 15\text{ V}$ ;  $I_{DS} = 200\text{ mA/mm}$ . Maximum saturated output power  $P_{sat} = 3.66\text{ W/mm}$ ; peak PAE =  $47.8\%$

**Conclusion:** The performances of high current density AlGaIn/GaN HEMTs have been presented. Current densities up to  $2.1\text{ A/mm}$  were observed during  $200\ \text{ns}$  pulsed  $I$ - $V$  characterisation. RF power

measurement at  $8\text{ GHz}$  yielded a saturated output power density of  $3.66\text{ W/mm}$  and a peak PAE of  $47.8\%$ . These results were achieved with a relatively low  $V_{DS}$  bias of  $15\text{ V}$ , demonstrating that nitride based devices are capable of exceptional RF power performances even at relatively low bias voltages. As a consequence, AlGaIn/GaN HEMTs could be very attractive for microwave power applications that are currently implemented with the others compound semiconductor based power devices.

**Acknowledgments:** This work was supported by ONR CANE-MURI, and AFOSR programs. A. Chini, G. Meneghesso and E. Zanoni gratefully acknowledge the support of CNR Italy, MIUR Italy and of the European Research Office of the US Army, under the contracts N68171-01-M-5822 and N62558-02-M-5600.

© IEE 2003

4 January 2003

Electronics Letters Online No: 20030382

DOI: 10.1049/el:20030382

A. Chini, G. Menghesso and E. Zanoni (Department of Information Engineering and INFN, University of Padova, via Gradenigo 6/b, Padova, 35131, Italy)

E-mail: chini@ece.ucsb.edu

R. Coffie, D. Buttari, S. Heikman, S. Keller and U.K. Mishra (Electrical and Computer Engineering Department, Engineering I, University of California, Santa Barbara, CA 93106, USA)

## References

- MISHRA, U.K., PARIKH, P., and WU, Y.: 'AlGaIn/GaN HEMTs—An overview of device operation and applications', *Proc. IEEE*, 2002, **90**, (6), pp. 1022–1031
- HEIKMAN, S., KELLER, S., DENBAARS, S.P., and MISHRA, U.K.: 'Growth of Fe-doped semi-insulating GaN by metalorganic chemical vapor deposition', *Appl. Phys. Lett.*, 2002, **81**, pp. 439–441
- SMORCHKOVA, I.P., CHEN, L., MATES, T., MORAN, B., KELLER, S., DENBAARS, S.P., SPECK, J.S., and MISHRA, U.K.: 'AlN/GaN and (Al,Ga)N/AlN/GaN two-dimensional electron gas structures grown by plasma-assisted molecular beam epitaxy', *J. Appl. Phys.*, 2001, **90**, pp. 5196–5201
- VETURY, R., ZHANG, N.-Q., KELLER, S., and MISHRA, U.K.: 'The impact of surface states on the DC and RF characteristics of AlGaIn/GaN HFETs', *IEEE Trans. Electron Devices*, 2001, **48**, pp. 560–566
- GREEN, B.M., CHU, K.K., CHUMBES, E.M., SMART, J.A., SHEALY, J.R., and EASTMAN, L.F.: 'The effect of surface passivation on the microwave characteristics of undoped AlGaIn/GaN HEMTs', *IEEE Electron Device Lett.*, 2000, **21**, (6), pp. 268–270

## AlGaIn/GaN HEMTs on Si(111) with $6.6\text{ W/mm}$ output power density

R. Bektash, H. Tobler, M. Neuburger, A. Schurr, H. Leier, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali and J. Massies

$\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{N/GaN}$  HEMTs have been realised on resistive Si(111) substrates. The epitaxial structure was grown by MBE yielding a channel mobility of  $1440\text{ cm}^2/\text{Vs}$  (room temperature) and a sheet carrier density of  $9.6 \times 10^{12}\text{ cm}^{-2}$ . Large signal evaluation of transistors with gate length of  $0.25\ \mu\text{m}$  and gate width of  $2 \times 125\ \mu\text{m}$  yields up to  $1.65\text{ W CW}$  output power at  $2\text{ GHz}$  corresponding to a power density of  $6.6\text{ W/mm}$ . These results are thought to represent the highest output power density so far achieved for GaN-based HEMTs on silicon substrates.

**Introduction:** AlGaIn/GaN high electron mobility transistors (HEMTs) are of great interest due to their capability to achieve high output power densities at X-band [1] up to K-band [2, 3]. All these results have been obtained with HEMT structures grown on semi-insulating SiC substrates. Though there is a strong effort to develop GaN substrates for homo-epitaxy [4] Si substrates could be the right choice for applications at least at S-band because of their unbeatable price, large size and good thermal conductivity. There are several reports on the power performance of AlGaIn/GaN devices

grown on Si [5–8], but, to date, the achieved power densities have been moderate compared to results on other substrates. In this Letter we report on power performance of AlGaIn/GaN HEMTs at 2 GHz grown on resistive Si(111) substrates. A record power density of 6.6 W/mm and a power added efficiency (PAE) of 49% have been achieved on-wafer with a two-finger  $2 \times 125 \mu\text{m}$  device at 2 GHz under continuous-wave conditions without any cooling.

**MBE growth:** In this present work, the AlGaIn/GaN heterostructure is grown on a resistive silicon (111) substrate ( $\rho \sim 20\,000 \Omega \text{ cm}$ ) in a reactive molecular beam epitaxy reactor using ammonia (Riber Compact 21). Details of the growth and layer quality are presented elsewhere [7, 8] and can be summarised as follows: a 50 nm AlN nucleation is first grown on the Si(111) substrate followed by a GaN (250 nm)/AlN (250 nm) sequence. The strain in the upper AlN layer is almost totally relaxed and a 1.5  $\mu\text{m}$ -thick GaN buffer is grown compressively strained on it. This scheme reduces the extensive stress appearing during the cooling of the sample; it allows a crack-free 2  $\mu\text{m}$ -thick structure to be grown with threading dislocations in the range of 5 to  $7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  as observed by transmission electron microscopy. The HEMT structure consists of a 30 nm-thick  $\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{N}$  barrier layer capped with a 1 nm GaN layer. The polarisation fields generate a two-dimensional electron gas at the AlGaIn/GaN interface without the need of any intentional doping: a sheet carrier density  $N_s = 9.6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  and an electron mobility  $\mu = 1440 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  are measured by Hall effect at room temperature.

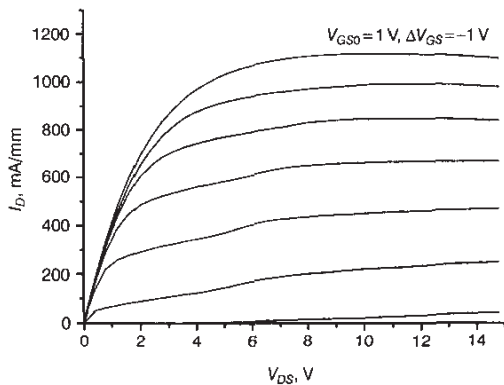


Fig. 1 *IV*-characteristics of 50  $\mu\text{m}$ -wide single-finger AlGaIn/GaN HEMT on silicon substrate

**Device processing and results:** HEMTs with a drain-source-spacing of 2.5  $\mu\text{m}$  and a gate-source-spacing of 0.7  $\mu\text{m}$  have been realised through the following process: the mesa structures were defined by reactive ion etching using a  $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2$  plasma. Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts were evaporated and alloyed at 875°C for 30 s. This resulted in an ohmic contact resistance of  $R_C = 0.4 \Omega \text{ mm}$ . 0.25  $\mu\text{m}$  e-beam defined Ni/Au contacts were used as Schottky gates. The last and most crucial step is the passivation of the transistors with  $\text{Si}_3\text{N}_4$  in a PECVD reactor. The passivation is necessary for reducing the surface related dispersion of the devices [9, 10].

DC characteristics were measured using a HP-4155 parameter analyser. The averaged values for maximum current density (at  $V_{GS} = 1 \text{ V}$ ) and transconductance are  $I_{DSS} = 1.1 \text{ A/mm}$  and  $g_m = 240 \text{ mS/mm}$ . The *IV*-characteristics of a single-finger device (50  $\mu\text{m}$ ) is shown in Fig. 1. As one can see, there is only a minimal current decrease due to thermal effects which are present even for such small transistors grown on sapphire. This attests to the improvement of the thermal dissipation with a silicon substrate.

On-wafer small signal measurements yielded a cutoff frequency of  $f_T = 27 \text{ GHz}$  and a maximum frequency of oscillation of  $f_{max} = 81 \text{ GHz}$  for a  $2 \times 50 \mu\text{m}$ -wide device at the bias point  $V_{DS} = 15 \text{ V}$  and  $V_{GS} = -4.5 \text{ V}$ .

Large signal measurements were carried out on-wafer using an ATN load-pull system at 2 GHz. Matching of the transistor at input and output was achieved using a set of load modules. Two-finger transistors with a gate width of  $2 \times 125 \mu\text{m}$  have been measured. At the bias point

$V_{DS} = 20 \text{ V}$  in class AB the analysed transistors delivered output power levels in the range of 30 to 30.6 dBm (4 to 4.6 W/mm). By increasing the drain-source-voltage to 30 V CW output power of up to 32.2 dBm corresponding to 6.6 W/mm with PAE = 49% has been achieved without any cooling of the chuck. This power performance is shown in Fig. 2.

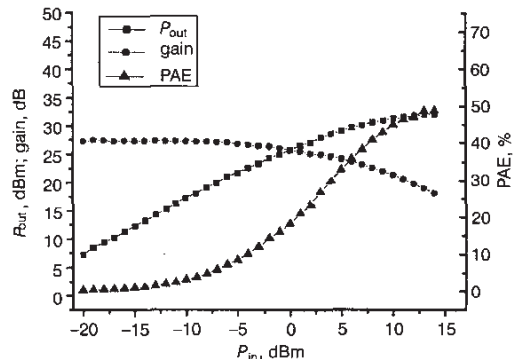


Fig. 2 Class AB power measurement of  $2 \times 125 \mu\text{m}$  device  
 $V_{DS} = 30 \text{ V}$ ,  $P_{outmax} = 32.18 \text{ dBm}$ , PAE at  $P_{outmax}$  49%

**Conclusion:** Record output power densities have been achieved at 2 GHz with AlGaIn/GaN HEMTs grown by MBE on resistive Si(111) substrate. In spite of upcoming GaN substrates which will make the homo-epitaxy of GaN possible, silicon remains an attractive candidate as substrate for AlGaIn/GaN HEMTs.

**Acknowledgments:** This work has been supported by EADS and the French MoD under Grant number 01.34.050.00.470.75.65.

© IEE 2003

9 January 2003

Electronics Letters Online No: 20030395

DOI: 10.1049/el:20030395

R. Behtash, H. Tobler, A. Schurr and H. Leier (DaimlerChrysler AG, Research and Technology, P.O. Box 2360, 89013 Ulm, Germany)

E-mail: reza.behtash@daimlerchrysler.com

M. Neuburger (University of Ulm, Department of Electron Devices and Circuits, Germany)

Y. Cordier, F. Semond, F. Natali and J. Massies (CRHEA-CNRS, rue B.Grégory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France)

## References

- 1 WU, Y.F., KELLER, B.P., KELLER, S., KAPOLNEK, D., DENBAARS, S.P., and MISHRA, U.K.: 'Very-high power density AlGaIn/GaN HEMTs', *IEEE Electron Device Lett.*, 2001, **48**, pp. 586–590
- 2 VESCAN, A., DIETRICH, R., WIESZT, A., SCHURR, A., LEIER, H., PINER, E.L., and REDWING, J.M.: 'AlGaIn/GaN MODFETs on semi-insulating SiC with 3 W/mm at 20 GHz', *Electron. Lett.*, 2000, **36**, pp. 1234–1236
- 3 LEE, C., WANG, H., YANG, J., WITKOWSKI, L., MUIR, M., KHAN, M.A., and SAUNIER, P.: 'State-of-art CW power density achieved at 26 GHz by AlGaIn/GaN HEMTs', *Electron. Lett.*, 2002, **38**, pp. 924–925
- 4 *Compound Semicond.*, **8**, November 2002, p. 21
- 5 VELLAS, N., GAQUIERE, C., GUHEL, Y., WERQUIN, M., BUE, F., AUBRY, R., DELAGE, S., SEMOND, F., and DE JAEGER, J.C.: 'High linearity performance of GaN HEMT devices on silicon substrate at 4 GHz', *IEEE Electron Device Lett.*, 2002, **23**, pp. 461–463
- 6 VESCAN, A., BROWN, J.D., JOHNSON, J.W., THERRIEN, R., SINGHAL, S., NAGY, W., BORGES, R., PINER, E., and LINTHICUM, K.: 'AlGaIn/GaN HFETs on 4" silicon substrates for commercial wireless applications'. IWN 2002, Aachen, Germany, 2002
- 7 CORDIER, Y., SEMOND, F., LORENZINI, P., GRANDJEAN, N., NATALI, F., DAMILANO, B., MASSIES, J., HOEL, V., MINKO, A., VELLAS, N., GAQUIERE, C., DEJAEGER, J.C., DESSERTENE, B., CASSETTE, S., SURRUGUE, M., ADAM, D., GRATTEPAIN, J.C., AUBRY, R., and DELAGE, S.L.: 'MBE growth of AlGaIn/GaN HEMTs on resistive Si(111) substrate with RF small signal and power performances', *J. Crystal. Growth* (in press)



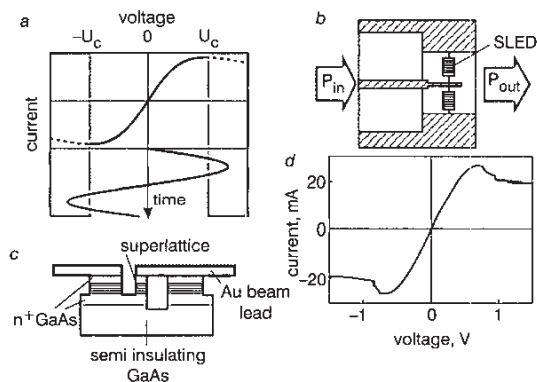
- 8 SEMOND, F., CORDIER, Y., GRANDJEAN, N., NATALI, F., DAMILANO, B., VEZIAN, S., and MASSIES, J.: 'Molecular beam epitaxy of group-III nitrides on silicon substrates: growth, properties and device applications', *Phys. Status Solidi A*, 2001, **188**, pp. 501–510
- 9 BINARI, S.C., KLEIN, P.B., and KAZIOR, T.E.: 'Trapping effects in GaN and SiC microwave FETs', *Proc. IEEE*, 2002, **90**, pp. 1048–1058
- 10 VESCAN, A., DIETRICH, R., WIESZT, A., LEE, J.-S., SCHURR, A., LEIER, H., DAUMILLER, I., KÄB, N., and KOHN, E.: 'Performance limitations of AlGaIn/GaN HFETs grown on sapphire and SiC substrates'. 'High performance devices', *Proc. IEEE/Cornell Conf.*, Ithaca, NY, USA, August 2000, pp. 247–256

## Microwave frequency multiplication by use of space charge domains in semiconductor superlattice

M. Haeussler, R. Scheuerer, K.F. Renk, Yu. Kuschurinov and D.G. Pavel'ev

Frequency multiplication of microwave radiation by use of space charge domains in a GaAs/AlAs superlattice is reported. A microwave field triggered the formation and annihilation of domains giving rise to generation of harmonics. The new method of frequency multiplication, which is demonstrated for 20 GHz radiation, should be applicable to the generation of radiation up to almost 1 THz.

**Introduction:** Esaki and Tsu proposed [1] to fabricate semiconductor superlattices with a negative differential conductivity due to miniband transport. Büttiker and Thomas showed [2] that Bragg reflection of miniband electrons can lead to a current instability and domain formation. Experimental investigations of GaAs/AlAs superlattices revealed the occurrence of both a negative differential conductance [3] and space charge domains [4]. In this Letter we demonstrate that space charge domains in a superlattice can be used for frequency multiplication of microwave radiation.



**Fig. 1** Esaki-Tsu current-voltage characteristic; frequency multiplier; SLED; current-voltage characteristic of two SLEDs

- a Esaki-Tsu current-voltage characteristic with regions of positive (solid line) and negative (dashed) differential conductance. A microwave field repeatedly switches superlattice into the unstable states
- b Frequency multiplier with two superlattice electronic devices (SLEDs)
- c SLED
- d Current-voltage characteristic of two SLEDs in parallel

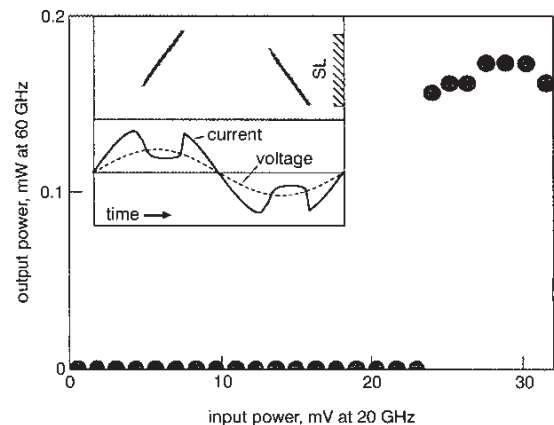
**Principle:** The Esaki-Tsu current-voltage characteristic (Fig. 1a) shows regions of negative differential conductivity at voltages above a critical voltage  $U_c$  and below  $-U_c$ . We applied to a superlattice a microwave field  $E_\omega \cos \omega t$  with an amplitude  $E_\omega$  exceeding  $U_c/L$ , where  $L$  is the length of the superlattice. This resulted in the creation of space charge domains. In each half cycle of the microwave field a domain was created and annihilated. The creation and annihilation of domains caused generation of harmonics.

**Experiment:** We constructed a frequency multiplier (Fig. 1b) with a coaxial input line and a rectangular output waveguide (cutoff

frequency 40 GHz). Two superlattice electronic devices (SLEDs) were mounted between the prolonged inner conductor of the coaxial line and the walls of the waveguide. Each SLED (Fig. 1c) had a quasiplanar design and contained an active superlattice mesa (cross-section  $10 \mu\text{m}^2$ ) and a mesa with a much larger cross-section serving as an ohmic contact, both connected by an  $n^+$  GaAs layer. Beam leads of gold were made on top of both mesas. The beam lead connected to the active mesa was mechanically supported by a third mesa, separated from the active mesa by an air bridge. The mesas were structured from a superlattice that has been grown by molecular beam epitaxy on top of an  $n^+$  GaAs layer on a semi-insulating GaAs substrate. The superlattice had 70 periods, each period consisting of a 4 nm-thick GaAs and a 0.9 nm-thick AlAs layer; it was doped with silicon (concentration  $2 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ ). The static current-voltage characteristic (Fig. 1d) of the superlattices in the frequency multiplier showed ohmic behaviour at low voltages and regions of negative differential conductance above a critical voltage. In the regions of negative differential conductance, the current showed jumps indicating the formation of space charge domains.

We generated microwave radiation (at 20 GHz) of variable power by use of a frequency synthesiser and monitored the third-harmonic (60 GHz) radiation with a spectrum analyser. For the study of the frequency multiplication, no bias voltage was applied to the superlattice devices. The frequency multiplier was operated at room temperature.

**Results:** We found (Fig. 2) that the emission of the frequency multiplier was almost zero up to a threshold input power where the power of the third-harmonic radiation showed a sudden rise. Our result indicates that a sufficiently strong microwave field was able to excite domains giving rise to the third-harmonic generation. The efficiency of conversion from input power to output power was about 1%.



**Fig. 2** Output power of frequency multiplier for different values of input power

Inset: Calculated instantaneous electron density  $n$  along axis of superlattice, SL (dark,  $n = 4n_0$ ; white,  $n = 0$ ;  $n_0$ , doping concentration)

In addition to generation of the third harmonic, we have observed, for an input frequency of 15 GHz, emission at the fourth, fifth, sixth and seventh harmonic at frequencies up to 105 GHz.

Using a modified setup of our multiplier, with one of the superlattices replaced by a capacitor, we observed, at low input power, that the output power at the third harmonic increased with the third power of the input power, which is typical for frequency multiplication due to a nonlinear current-voltage characteristic at a uniform microwave field. A sudden rise of the output power by two orders of magnitude indicated the transition from the regime of frequency multiplication due to the nonlinear Esaki-Tsu characteristic to a regime of multiplication based on the formation and annihilation of space charge domains. We note that earlier studies delivered information about frequency multiplication based on the Esaki-Tsu characteristic [5, 6] and on Bloch oscillating miniband electrons [7].

# Power Results at 4 GHz of AlGaIn/GaN HEMTs on High Resistive Silicon (111) Substrate

N. Vellas, C. Gaquière, A. Minko, V. Hoël, J. C. De Jaeger, Y. Cordier, and F. Semond

**Abstract**—The high potential at microwave frequencies of AlGaIn/GaN high electron mobility transistors (HEMTs) on high resistive silicon (111) substrate for power applications has been demonstrated in this letter. For the first time, an output power density close to 1.8 W/mm and an associated power added efficiency of 32% have been measured on a  $2 \times 50 \times 0.5 \mu\text{m}^2$  HEMT with a linear power gain of 16 dB. These results constitute the state of the art.

**Index Terms**—AlGaIn/GaN, high resistive silicon (111) substrate, load impedance, microwave power, pulsed measurement, traps effects.

## I. INTRODUCTION

AlGaIn/GaN high electron mobility transistors (HEMTs) have recently received considerable attention for power applications at microwave frequencies. In fact, the GaN material presents a wide band gap, a high saturation velocity, and a high thermal stability, so it constitutes an ideal candidate for such applications. At the present time, silicon carbide (SiC) and sapphire materials are the main substrates used for the GaN HEMT device production. Recently, a power density of about 10.7 W/mm has been obtained with AlGaIn/GaN HEMTs on silicon carbide at 10 GHz and 6.6 W/mm at 20 GHz [1], [2]. Nowadays, these results constitute the state of the art on silicon carbide substrate. On the other hand, the results obtained on sapphire substrate are lower. The state of the art is about 6.5 W/mm at 8 GHz and 3.3 W/mm at 18 GHz [3], [4]. GaN HEMT devices on Si substrates can be an interesting alternative because of the low cost, large area availability, and acceptable thermal conductivity (one half the thermal conductivity of SiC), and they allow the potential integration of power electronics on an advanced Si technology. Due to the higher lattice and thermal expansion coefficient mismatches, which produce a higher dislocation density and a possible generation of crack, the growth of GaN on silicon is more difficult than on sapphire and SiC substrates. An output power density of 0.55 W/mm has already been obtained on a device grown on Si substrate with  $0.3 \mu\text{m}$  gate length at 4 GHz associated with a cut-off frequency of 25 GHz and an  $f_{\text{max}}/f_t$  ratio close to the unity [5].

Manuscript received June 28, 2002; revised September 30, 2002. This work was supported by the DGA (French Army) under Contract 97-065 and Contract PROCOPE 1999 (98135). The review of this letter was arranged by Associate Editor Dr. Rüdiger Vahldieck.

N. Vellas, C. Gaquière, A. Minko, V. Hoël, and J. C. De Jaeger are with the Tiger Common Laboratory IEMN/THALES-TRT, Département Hyperfréquences et Semiconducteurs, Institut d'Electronique et de Microélectronique du Nord, U.M.R.—C.N.R.S., Villeneuve d'Ascq Cedex, France.

Y. Cordier and F. Semond are with the CRHEA-CNRS, Sophia Antipolis, Valbonne, France.

Digital Object Identifier 10.1109/LMWC.2003.810117

Source	Gate	Drain
GaN (n)		1 nm
Al <sub>0.25</sub> GaN <sub>0.75</sub> (nid)		30 nm
GaN		2 $\mu\text{m}$
{AlN/GaN} sequences		0.5 $\mu\text{m}$
AlN	nucleation	50 nm
Si(111) High resistivity $\rho$ : 4000-10000 $\Omega\cdot\text{cm}$		

Fig. 1. AlGaIn/GaN structure of HEMTs on high resistive silicon (111) substrate.

In this letter, we report small and large-signal results of AlGaIn/GaN HEMTs on a high resistive Si (111) substrate.

First, a brief description of GaN HEMT fabrication is presented. The main dc and small signal microwave results are summarized. Second, the static results are compared to those obtained by pulsed measurements and trap effects are shown. Then, the large signal characterization is described, including measurement conditions and power results obtained.

## II. DEVICE DESCRIPTION AND SMALL SIGNAL MICROWAVE RESULTS

The AlGaIn/GaN/Si structure (Fig. 1) has been grown on a high resistive silicon (111) substrate in a reactive molecular beam epitaxy system using ammoniac as the nitrogen source (Riber compact 21). More details about the layer growth can be found elsewhere [6]. The aluminum content in the AlGaIn layer is 25% with a 300-Å thickness. The devices have gate-drain and gate-source spacings of 2  $\mu\text{m}$ , a gate width of 100  $\mu\text{m}$ , and a gate length of 0.5  $\mu\text{m}$ . The ohmic contact metallization is Ti/Al/Ni/Au with respective thickness of 150/2200/400/500 Å. This contact is annealed under nitrogen atmosphere at 900 °C during 30s. The mesa isolation is made by reactive ion etching (RIE) with an etch rate of 180 Å/min. The Schottky contact metallization is Pt/Au (100/1000 Å) then bonding pads deposition are achieved with Ti/Au (1000/4000 Å) [7]. The devices are not passivated.

Table I summarizes the electron mobility, the sheet carrier concentration at  $T = 300$  K, the main dc, and small

TABLE I  
ELECTRON MOBILITY, SHEET CARRIER CONCENTRATION AT  $T = 300$  °K,  
MAIN DC, AND SMALL SIGNAL RESULTS OF A  $2 \times 50 \times 0.3 \mu\text{m}^2$  HEMTs ON  
HIGH RESISTIVE SILICON (111) SUBSTRATE

Device	$\mu$	$n_s$	$I_D$	$g_{\text{max}}$	$V_p$	$F_T$	$F_{\text{MAG}}$	$F_{\text{MAX}}$	$P_{\text{DC}}$
	( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ )	( $\text{cm}^{-2}$ )	(mA/mm)	(mS/mm)		(GHz)	(GHz)	(GHz)	(W/mm)
at	at	at	at	at	at	at	at	at	expected
$T=300^\circ\text{K}$	$T=300^\circ\text{K}$		$V_{GS}=2\text{V}$	$V_{GS}=0.5\text{V}$		$V_{GS}=0.5\text{V}$	$V_{GS}=0.5\text{V}$	$V_{GS}=0.5\text{V}$	at $V_{DS}=30\text{V}$
			$V_{DS}=30\text{V}$	$V_{DS}=15\text{V}$		$V_{DS}=15\text{V}$	$V_{DS}=15\text{V}$	$V_{DS}=15\text{V}$	and for
									$I_{\text{Dsat}}=0.37\text{A/mm}$
HEMT Silicon $2 \times 50 \times 0.5 \mu\text{m}^2$	1600	$8.10^{12}$	300	60	-4	18	35	38	2.2

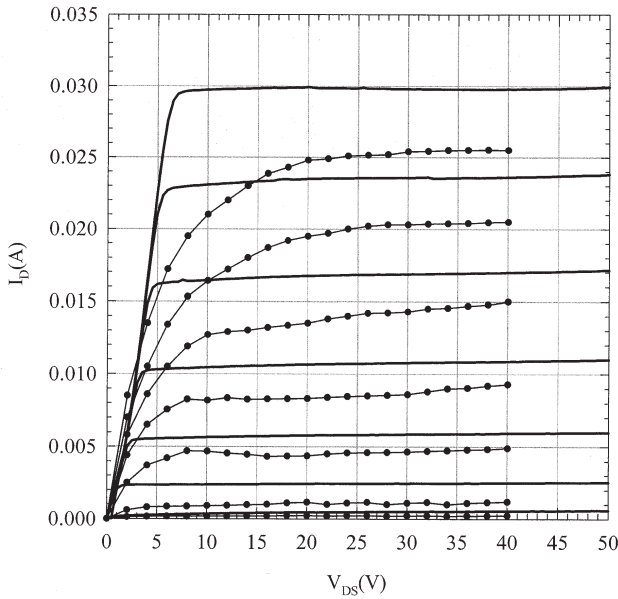


Fig. 2. Static and pulsed  $I_D(V_{DS})$  characteristics of a  $2 \times 50 \times 0.3 \mu\text{m}^2$  HEMTs on high resistive silicon (111) substrate ( $V_{GS} = -4$  to  $2$  V step  $1$  V). (—) Static characteristic (•) and pulsed characteristic with the quiescent bias point  $V_{GS0} = -3$  V and  $V_{DS0} = 15$  V.

signal microwave performance of devices with a geometry of  $2 \times 50 \times 0.5 \mu\text{m}^2$ .

The cut-off frequencies determined from the scattering parameters on a vector network analyzer (VNA) HP8510 are close to the state of the art [6]. The static and pulsed drain current characteristics versus the drain-source bias voltage for several gate-source voltages are shown Fig. 2. The pulsed  $I(V)$  measurement has been carried out at a quiescent bias point of  $V_{GS0} = -3$  V and  $V_{DS0} = 15$  V. This quiescent bias point (cold polarization) permits to eliminate the thermal effects and to show the traps effects. The pulsed set up is described elsewhere [8].

The static  $I_D(V_{DS})$  characteristic shows that the breakdown voltage in transistor configuration appears at a drain-source bias voltage higher than  $50$  V at open and close channel. The drain current density is only  $300$  mA/mm at  $V_{GS} = 2$  V, the dc extrinsic transconductance is  $60$  mS/mm, and the channel conductance is near zero; hence, any thermal and kink effects have been noted. The pulsed measurements opposite to static  $I(V)$  show a rise of access resistances and a decrease of the drain current. This phenomenon is attributed to the traps effects. The

low drain current density in relation to Hall effect measurements can be linked to non optimal access resistances and/or to surface effects. Effectively, a defective ohmic contact can affect the drain current performances, but the physical reasons of this phenomenon are not still explained. At present, an optimization of ohmic contacts is carrying out. The output power density expected from the static  $I_D(V_{DS})$  characteristic is  $2.2$  W/mm ( $\Delta I^* \Delta V/8$ ). This one has been calculated at  $V_{DS} = 30$  V with  $I_{\text{DSAT}} = 370$  mA/mm at  $V_{GS} = 3$  V.

### III. LARGE SIGNAL CHARACTERIZATION

#### A. Setup Description and Measurement Conditions

This setup permits the device measurement at microwave frequencies on wafer or in fixture and gives the possibility to observe the power performances; the signal forms of the drain-source voltage versus biases and load impedances conditions simultaneously. It is an automatic passive load-pull system. The calibration procedures are described elsewhere [8].

A VNA allows determining the load impedance presented at the output plane of the device under test (DUT). The load impedances are carried out with a double slugs tuner.

For the measurements on wafer, the tuner cannot be placed near the output of the DUT plane. The existing loss between the tuner entry and the device output plane limits the achievable impedance values. Hence, for these components which present high breakdown voltages and low drain current densities the optimal power load impedance could not be achieved for these small total gate widths. For all that, the measurements have been done in fixture, which permits placement of the device output plane. The existing losses are strongly reduced, and almost all the impedances can be achieved.

#### B. Power Results at 4 GHz

The power measurements have been performed near the breakdown voltage in order to obtain a high drain-source voltage swing in power condition. Thanks to the high silicon substrate resistivity, no parasitic effect linked to the substrate appears. Hence, any de-embedding is achieved.

The DUT has been biased at  $V_{GS} = 0$  V,  $V_{DS} = 30$  V, and the optimal power load impedance presented at the output plane of this device is  $Z_{\text{load}}(\Omega) = 1200 + j200$ .

Fig. 3 presents the power gain, the power added efficiency (PAE), and the output power for a HEMT with a geometry of  $2 \times 50 \times 0.5 \mu\text{m}^2$  versus the absorbed input power. The maximum output power reaches  $1.8$  W/mm, the respective power gain is about  $9$  dB (on the other hand the linear power gain is  $16$  dB), and the associated PAE is  $32\%$ . Now, this power result represents the state of the art to our knowledge. The output power density expected of  $2.2$  W/mm (see Table I) is not reached. The difference between the dc output power density expected, and the RF output power measured can be explained by the presence of traps which increase the access resistances and reduce the maximum drain-current density [9]. These effects have been checked by  $I(V)$  pulsed measurements [10]. The inferior performances of the GaN/Si devices compared to those obtained on silicon carbide or sapphire substrate might be explained by the growth technical difference. Effectively, the growth of gallium

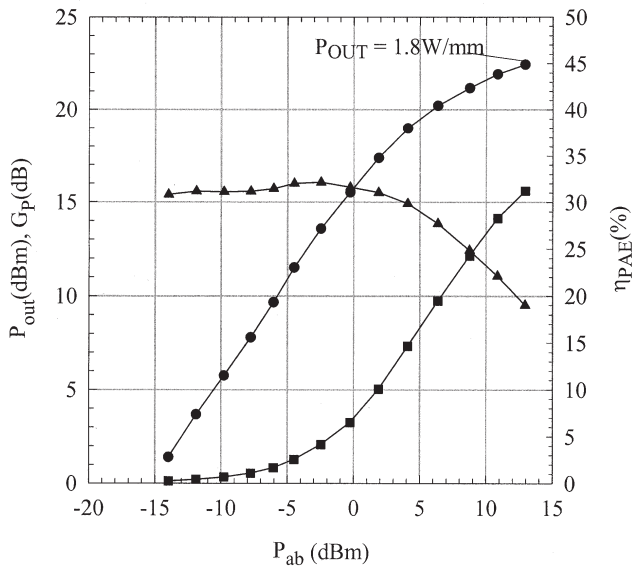


Fig. 3. RF power results at  $V_{GS} = 0$  V and  $V_{DS} = 30$  V of a  $2 \times 50 \times 0.3 \mu\text{m}^2$  HEMTs on high resistive silicon (111) substrate at 4 GHz. (▲) Power gain; (■) power added efficiency; (●) output power

nitride on silicon substrate has been achieved by MBE when in most of case the growth on the other substrate (SiC and sapphire) is achieved by metal organic chemical vapor deposition (MOCVD). Moreover, this GaN layer growth on Si substrate is less mature compared to the other one. Hence, an important improvement of microwave performances could be expected with the epitaxy and process maturity.

#### IV. CONCLUSION

An output power density of 1.8 W/mm and a linear power gain close to 16 dB have been measured with AlGaN/GaN HEMTs on high resistive silicon (111) substrate at 4 GHz. These results constitute the state of the art. The high potential of AlGaN/GaN/Si HEMT devices for power applications at microwave frequencies has been demonstrated. There is still a weak difference between the output power density expected and the measured one. This difference has been explained by pulsed measurements where trap effects have been shown. Moreover,

the epitaxial layers are not yet mature and can be improved in order to increase the drain current density and hence the output power density. A passivation step with  $\text{Si}_x\text{N}_y$  can be used on this sample in order to increase the drain current and the microwave output power [11]. When these improvements will be achieved, the silicon substrate could take place of sapphire and/or silicon carbide substrates.

#### REFERENCES

- [1] V. Tilak, B. Green, V. Kaper, H. Kim, T. Prunty, J. Smart, J. Shealy, and L. Eastman, "Influence of barrier thickness on the high-power performances of AlGaN/GaN HEMTs," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 22, pp. 504–506, Nov. 2001.
- [2] J. S. Moon, M. Micovic, P. Janke, P. Hashimoto, W.-S. Wong, R. D. Widman, L. McCray, A. Kurdoghlian, and C. Nguyen, "GaN/AlGaN HEMT's operating at 20 GHz with continuous-wave power density  $> 6$  W/mm," *Electron. Lett.*, vol. 37, no. 8, pp. 528–530, Apr. 2001.
- [3] Y.-F. Wu, D. Kapolnek, J. P. Ibbetson, P. Parikh, B. P. Keller, and U. K. Mishra, "Very-high power density AlGaIn/GaN HEMTs," *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 48, pp. 586–590, Mar. 2001.
- [4] Y.-F. Wu, B. P. Keller, P. Fini, J. Pusi, M. Le, N. X. Nguyen, C. Nguyen, D. Widman, S. Keller, S. P. Denbaars, and U. K. Mishra, "Short-channel  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{GaN}$  MODFET's with power density  $> 3$  W/mm at 18 GHz," *Electron. Lett.*, vol. 33, pp. 1742–1743, July 1997.
- [5] E. M. Chumbes, A. T. Schremer, J. A. Smart, Y. Wang, N. C. MacDonald, D. Hogue, J. J. Komiak, S. J. Lichwalla, R. E. Leoni, and J. R. Shealy, "AlGaIn/GaN high electron mobility transistors on Si(111) substrates," *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 48, pp. 420–425, Mar. 2001.
- [6] Y. Cordier, F. Semond, J. Massies, B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam, and S. L. Delage, "AlGaIn/GaN HEMT's on resistive Si(111) substrate grown by gas-source MBE," *Electron. Lett.*, vol. 38, no. 2, pp. 91–92, Jan. 2002.
- [7] V. Hoël, N. Vellas, C. Gaquière, J. C. De Jaeger, Y. Cordier, F. Semond, F. Fatahi, and J. Massies, "High power AlGaIn/GaN HEMT's on a resistive silicon substrate," *Electron. Lett.*, to be published.
- [8] C. Gaquière, J. P. Lafont, and Y. Crosnier, "Pulsed bias/pulsed RF characterization measurements system of FET at constant intrinsic voltages," *Microwave Opt. Technol. Lett.*, vol. 20, pp. 348–352, Mar. 1999.
- [9] N. Vellas, C. Gaquiere, F. Bue, Y. Guhel, B. Boudart, J. C. De Jaeger, and M. A. Poisson, "Load impedance influence on the  $I_D$  ( $V_{DS}$ ) characteristics of AlGaIn/GaN HEMT's in large signal regime at 4 GHz," *IEEE Electron. Device Lett.*, vol. 23, pp. 246–248, May 2002.
- [10] S. Trassaert, B. Boudart, C. Gaquière, D. Théron, Y. Crosnier, F. Huet, and M. A. Poisson, "Trap effects studies in GaN MESFET's by pulsed measurements," *Electron. Lett.*, vol. 35, pp. 1386–1388, Aug. 2002.
- [11] H. Leier, A. Wieszt, R. Behtash, H. Tobler, A. Vescan, R. Dietrich, A. Schurr, H. Sledzik, J. Birbeck, R. S. Balmer, and T. Martin, "RF power performance of passivated AlGaIn/GaN HFET's grown on SiC and sapphire," in *Proc. GAAS Conf.*, London, U.K., 2001, pp. 49–52.



# High Microwave and Noise Performance of 0.17- $\mu\text{m}$ AlGaN–GaN HEMTs on High-Resistivity Silicon Substrates

A. Minko, V. Hoël, S. Lepilliet, G. Dambrine, J. C. De Jaeger, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, and J. Massies

**Abstract**—AlGaN–GaN high-electron mobility transistors (HEMTs) based on high-resistivity Silicon substrate with a 0.17- $\mu\text{m}$  T-shape gate length are fabricated. The device exhibits a high drain current density of 550 mA/mm at  $V_{GS} = 1$  V and  $V_{DS} = 10$  V with an intrinsic transconductance ( $g_m$ ) of 215 mS/mm. A unity current gain cutoff frequency ( $f_t$ ) of 46 GHz and a maximum oscillation frequency ( $f_{max}$ ) of 92 GHz are measured at  $V_{DS} = 10$  V and  $I_{DS} = 171$  mA/mm. The radio-frequency microwave noise performance of the device is obtained at 10 GHz for different drain currents. At  $V_{DS} = 10$  V and  $I_{DS} = 92$  mA/mm, the device exhibits a minimum-noise figure ( $NF_{min}$ ) of 1.1 dB and an associated gain ( $G_{ass}$ ) of 12 dB. To our knowledge, these results are the best  $f_t$ ,  $f_{max}$  and microwave noise performance ever reported on GaN HEMT grown on Silicon substrate.

**Index Terms**—AlGaN, GaN, high-electron mobility transistor (HEMT), noise, Si(111).

## I. INTRODUCTION

HIGH-POWER and high-frequency devices are necessary for future wireless applications. GaN-based high-electron mobility transistors (HEMTs) are excellent candidates for these applications at high temperatures, because of their superior physical properties such as wide bandgap (3.4 eV) leading to the high breakdown fields ( $> 10^6$  V/cm) and high saturation electron drift velocity ( $> 10^7$  cm/s). In this letter, the microwave and the radio-frequency (RF) noise capabilities of AlGaN–GaN HEMTs on high-resistivity Silicon substrates are investigated. Nowadays, GaAs- and InP-based low-noise HEMTs are used in front ends of microwave systems such as satellite communications. However, protection circuits are needed to protect low-noise amplifiers (LNAs) due to the low breakdown voltage of these components. Devices like AlGaN–GaN HEMTs with low-noise figures and high breakdown voltages avoid the need of additional protection circuits [1]. AlGaN–GaN HEMTs on high-resistivity Si(111)

Manuscript received November 25, 2003; revised February 2, 2004. This work was supported by the European Space Agency under Contract AO/1-3916/01/NL/CK. The review of this letter was arranged by Editor T. Mizutani.

A. Minko, V. Hoël, S. Lepilliet, G. Dambrine, and J. C. De Jaeger are with the Thalès Institut d'Électronique de Microélectronique et de Nanotechnologie (IEMN), GaN Electronics Research Group (TIGER), Université Lille I, Unité de Mixte de Recherche Centre National de la Recherche Scientifique (UMR-CNRS), 59652 Villeneuve D'Ascq Cedex, France (e-mail: aulence.minko@iemn.univ-lille1.fr).

Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, and J. Massies are with the Centre de Recherche sur l'Hétéroépitaxie et ses Applications, Centre National de la Recherche Scientifique (CRHEA-CNRS), Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France.

Digital Object Identifier 10.1109/LED.2004.825208

substrate are chosen because of the availability of large-scale and low-cost Silicon substrates. Nitride layers grown on Silicon have a strong tendency for cracking due to the tensile strain which appears during the cooling of the samples after growth, hence, it is obviously a critical issue in order to fabricate nitride-based transistors. Recently, great progress has been made in the material quality [2]–[4] and processing for the fabrication of AlGaN–GaN HEMTs based on Si(111). In this letter, results on 0.17- $\mu\text{m}$  T-gate length AlGaN–GaN HEMT on high-resistivity Silicon substrate are presented. This 0.17- $\mu\text{m}$  gate length device exhibits a current density of 550 mA/mm, a high unity current gain cutoff frequency ( $f_t$ ) of 46 GHz and a maximum oscillation frequency ( $f_{max}$ ) over 92 GHz. A minimum-noise figure ( $NF_{min}$ ) of 1.1 dB and an associated gain ( $G_{ass}$ ) of 12 dB at 10 GHz are also reported. Using the properties of the wide bandgap materials, it is possible to secure the benefits of the low cost and the advanced technology on Silicon substrate.

## II. GROWTH PROCESS

The layer used in the present letter is grown on a high-resistivity Silicon (111) substrate in a reactive molecular beam epitaxy system (Riber Compact 21). The resistivity of the Si substrate is close to 20 k $\Omega \cdot \text{cm}$ . A schematic cross section of this device structure is shown in Fig. 1(a). The epilayer consists of a 50-nm AlN nucleation layer, a 0.5  $\mu\text{m}$  GaN–AlN sequence, and the HEMT structure with a 1.5- $\mu\text{m}$ -thick GaN buffer, a 30-nm Al<sub>0.26</sub>Ga<sub>0.74</sub>N barrier and a 1-nm GaN cap; these layers are undoped. The strain in the upper AlN layer is almost totally relaxed, and the thick GaN buffer is grown compressively strained. This scheme reduces the extensive stress appearing during the cooling of the sample, and it allows the crack-free 1.5- $\mu\text{m}$ -thick GaN buffer layer to be grown. The density of threading dislocations is in the range of 5–7  $\times 10^9$  cm<sup>-2</sup>, as measured by plan-view transmission electron microscopy [2]. Hall measurement shows a sheet carrier density of 8  $\times 10^{12}$  cm<sup>-2</sup>, an electron mobility of 1600 cm<sup>2</sup>/V  $\cdot$  s, and a sheet square resistance of about 500  $\Omega/\square$  at room temperature.

## III. DEVICE PROCESSING AND RESULTS

The first device fabrication step is a mesa isolation. The active zone is defined by reactive ion etching using eight SCCMs of SiCl<sub>4</sub> gas, a radio-frequency (RF) power of 200 W, and a pressure of 40 mtorr. This results in an etch rate of 20 nm/min.



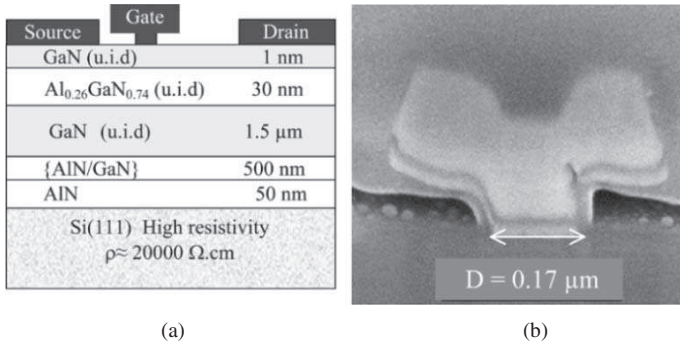


Fig. 1. (a) Structure of the active layer and schematic device cross section and (b) FIB cross section of 0.17- $\mu\text{m}$  Pt-Ti-Au gate contact.

Ohmic contacts are formed by rapid thermal annealing (RTA) of evaporated Ti-Al-Ni-Au (12/200/40/100 nm) metallization at 900 °C for 30 s under nitrogen atmosphere. The T-shaped gate (Pt-Ti-Au 25/20/200 nm) is defined using electron-beam lithography. Fig. 1(b) shows the T-gate cross section obtained using a focus ion Beam (FIB). Devices are 100- $\mu\text{m}$  gate width with different drain-source spacing from 2.6–5.3  $\mu\text{m}$ , and different gate lengths ( $L_g$ ) from 0.17–0.8  $\mu\text{m}$  are available. Devices were not passivated in this letter.

Devices selected for measurements have a gate-length  $L_g = 0.17\text{-}\mu\text{m}$  and a source-drain distance  $L_{DS} = 2.6\text{-}\mu\text{m}$ . DC measurement, performed on an HP4142B modular source and monitor, shows good static drain current with a maximum drain current  $I_{DS} = 550\text{ mA/mm}$  at the gate bias  $V_{GS} = 1\text{ V}$  and at the drain bias  $V_{DS} = 10\text{ V}$ . Pinch-off voltage is close to  $-6\text{ V}$ . The intrinsic transconductance ( $g_m$ ) is shown Fig. 2(a). A peak value ( $g_m$ ) of 215 mS/mm is obtained at  $V_{GS} = -3.5\text{ V}$ ,  $V_{DS} = 10\text{ V}$ , and  $f = 10\text{ GHz}$ .

RF measurement is performed on this device. The effect of pad parasitics are taken into account by using an on-wafer through reflect line (TRL) method. The  $S$ -parameters are measured using a HP8510C network analyzer connected to Picoprobe probes in the 0.5–50 GHz frequency range. Noise figures are measured using HP8971 noise receiver in the 1–18 GHz frequency range. Narrowband isolators and low-noise amplifiers are added to improve the performance of noise receiver. The values of the unity current gain cutoff frequency ( $f_t$ ) and the maximum frequency of oscillation ( $f_{max}$ ) are determined by the extrapolation of the  $|h_{21}|$  [Fig. 2(b)] and Mason's gain using a  $-20\text{ dB/dec}$  regression. Fig. 2(b) (inset) shows the  $f_t$  and the  $f_{max}$  progression versus drain current. The intrinsic  $f_t$  and  $f_{max}$  values are, respectively, 46 and 92 GHz at  $V_{DS} = 10\text{ V}$ . These are the highest data ever reported for AlGaIn-GaN HEMTs based on Silicon (111) substrate. This high RF performance together with the recent demonstration of an output power of 6.6 W/mm at 2 GHz for  $250 \times 0.25\text{ }\mu\text{m}^2$  devices [5] (class AB operation) is attributed to the optimized device processing and also to the high material quality. Furthermore, the insulating properties of the buffer grown on Silicon substrate result in a good pinchoff behavior as shown in Fig. 2(a).

The noise performance of the device is measured using an HP8570B noise figure meter, an HP8970B noise figure test set, and an HP8510C Network Analyzer over 0.5–50 GHz

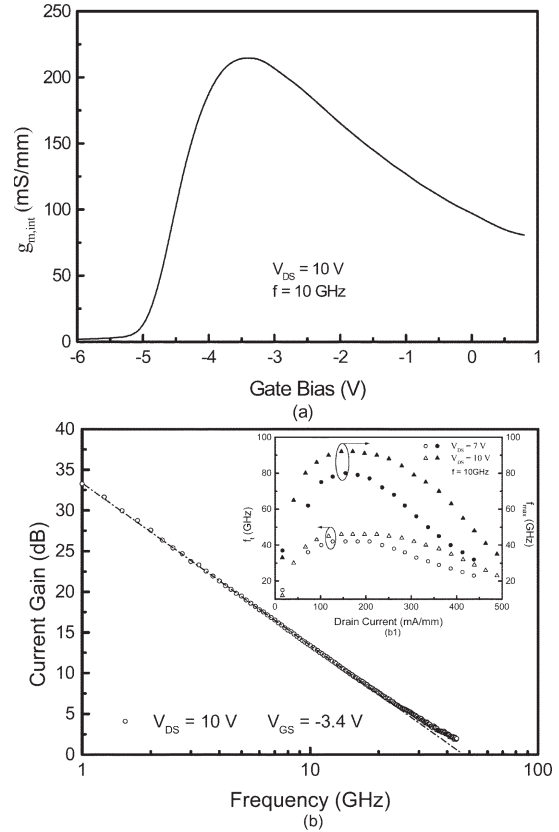


Fig. 2. (a) Intrinsic transconductance ( $g_m$ ). (b) Measured current gain and maximum available gain versus frequency and (b1) unity current gain cutoff frequency ( $f_t$ ) and maximum frequency of oscillation ( $f_{max}$ ) against drain current, for  $2 \times 50 \times 0.17\text{ }\mu\text{m}^2$  AlGaIn-GaN HEMT with a gate width of 100  $\mu\text{m}$  on resistive Si substrate.

frequency range. The  $f_t$  of 46 GHz permits measurements to be obtained at 10 GHz. Fig. 3(a) shows  $\text{NF}_{min}$  and  $G_{ass}$  as a function of frequency, and Fig. 3(b) shows  $\text{NF}_{min}$  and  $G_{ass}$  measured at 10 GHz versus the drain current density for a  $2 \times 50\text{ }\mu\text{m}$  AlGaIn-GaN HEMT. At a  $V_{DS} = 10\text{ V}$  and  $V_{GS} = -4.1\text{ V}$ , a minimum-noise figure ( $\text{NF}_{min}$ ) of 1.1 dB and an available associated gain ( $G_{ass}$ ) of 12 dB are measured at 10 GHz. At  $V_{DS} = 7\text{ V}$  and  $V_{GS} = -3.9\text{ V}$ , a  $\text{NF}_{min}$  of 1.26 dB and a  $G_{ass}$  of 11.6 dB are measured at 10 GHz. This shows that AlGaIn-GaN HEMTs on high-resistivity Silicon present a very interesting noise performance in the X-band, with a minimum-noise figure close to 1 dB and an available associated gain close to 12 dB at 10 GHz. Moreover, it should be noted that the device presents a high source resistance ( $R_s = 2.6\text{ }\Omega\cdot\text{mm}$ ) due to a problem of thermal control during the annealing of the ohmic contact. With conventional value of  $R_s$  (close to  $0.6\text{ }\Omega\cdot\text{mm}$ ), this device could present a  $\text{NF}_{min}$  close to 0.8-dB at 10 GHz. To our knowledge, these are the best  $\text{NF}_{min}$  and the highest  $G_{ass}$  for AlGaIn-GaN HEMTs on high-resistivity Silicon substrates.

#### IV. CONCLUSION

This letter reports on the high-frequency performance of AlGaIn-GaN HEMTs on high-resistivity Silicon substrate using molecular beam epitaxy techniques, with a gate length of 0.17  $\mu\text{m}$ . A peak intrinsic transconductance of 215 mS/mm,

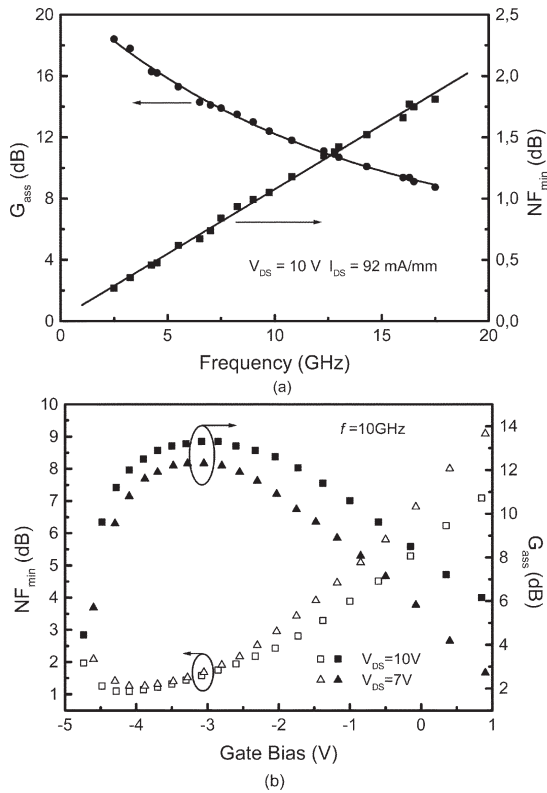


Fig. 3. (a) Associated gain and minimum-noise figure as a function of frequency. (b) Minimum-noise figure and associated gain at 10 GHz as a function of drain-current  $I_D$  for  $2 \times 50 \times 0.17 \mu\text{m}^2$  AlGaIn–GaN HEMT on Si(111).

a current gain cutoff frequency ( $f_t$ ) value as high as 46 GHz, a maximum oscillation frequency ( $f_{\text{max}}$ ) as high as 92 GHz, and a current density of 550 mA/mm are obtained for a

$100 \times 0.17 \mu\text{m}^2$  device. At the drain bias of 10 V and the gate bias of  $-4.1 \text{ V}$ , a  $NF_{\text{min}}$  of 1.1 dB, and a  $G_{\text{ass}}$  of 12 dB are measured at 10 GHz. The transistor shows a good pinchoff voltage behavior and also supports high  $V_{\text{DS}}$  voltage. These results indicate the microwave capabilities of GaN-based HEMTs on Silicon substrate and the possibility to fabricate insulating buffer on Silicon substrate. Consequently, GaN HEMTs on Si(111) appears to be very interesting for future high-power electronic applications, for low-noise amplifier applications and Gallium Nitride HEMTs are certainly the best candidate to fabricate LNA in the X-band without a protection input network.

## REFERENCES

- [1] W. Lu, V. Kumar, R. Schwindt, E. Piner, and I. Adesida, "DC, RF and microwave noise performances of AlGaIn–GaN HEMTs on sapphire substrates," *IEEE Trans. Microwave Theory Tech.*, vol. 50, pp. 2499–2505, Oct. 2002.
- [2] Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, N. Granjean, F. Natali, B. Damilano, J. Massies, V. Hoel, A. Minko, N. Vellas, C. Gaquière, J. C. Dejaeger, B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam, J.-C. Grattapain, R. Aubry, and S. L. Delage, "MBE growth of AlGaIn–GaN HEMTs on resistive Si(111) substrate with RF small signal and power performances," *J. Cryst. Growth*, vol. 251, no. 1–4, pp. 811–815, Apr. 2003.
- [3] J.-D. Brown, R. Borges, E. Piner, A. Vescan, S. Singhal, and R. Thérien, "AlGaIn–GaN HFETs fabricated on 100-nm GaN on silicon (111) substrates," *Solid State Electron.*, vol. 46, no. 10, pp. 1535–1539, Oct. 2002.
- [4] P. Javorka, A. Alam, M. Marso, M. Wolter, A. Fox, M. Heukens, and P. Kordos, "Fabrication and performance of AlGaIn–GaN HEMTs on Si (111) substrates," *Solid State Phys.*, vol. 194, no. 2, pp. 472–475, Dec. 2002.
- [5] R. Behtash, H. Tobler, M. Neuburger, A. Schurr, H. Leier, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, and J. Massies, "AlGaIn–GaN HEMTs on Si (111) with 6.6 W/mm output power density," *Electron. Lett.*, vol. 39, no. 7, pp. 626–628, Apr. 2003.

The phase follows very well the simulations with a range reaching 180° as predicted.

## 6. CONCLUSION

A simple design for a reciprocal phase shifter has been proposed. The results of a simulation have been compared with real measurements, carried out around 2 GHz. A 180° phase range has been obtained with less than 1 dB gain ripple. These performances are reached with little variations of capacitor value. As this phase shifter is composed only of lines, passive components, and one varactor diode, the same principle can be simply implemented in higher frequency domains and it should lead to smaller devices.

## REFERENCES

1. C.-S. Shin, R. Nevels, F. Strieter, and J. R. Biard, An electronically controlled transmission lines phase shifter, *Microwave Opt Technol Lett* 40 (2004), 402–406.
2. J.C. Liu, T.W. Soong, D.C. Chang, and J. Y. Chen, Active integration ring antenna/phase shifter with annular ring slot for 5-GHz WLAN direct conversions, *Microwave Opt Technol Lett* 47 (2005), 475–480.
3. B.T. Henoach and P. Tamm, A 360°/spl deg/ Reflection-type diode phase modulator (correspondence), *IEEE Trans Microwave Theory Tech* 19 (1971), 103–105.
4. F. Ellinger, Varactor-loaded transmission line phase shifter at C-band using lumped elements, *IEEE Trans Microwave Theory Tech* 51 (2003), 1135–1140.
5. S. Nam, A.W. Payne, and I.D. Robertson, RF and microwave phase shifter using complementary bias techniques, *Electron Lett* 37 (2001), 1124, 1125.
6. Infineon Technologies, Silicon tuning diode, Ref :BB857.

© 2006 Wiley Periodicals, Inc.

# HIGH TEMPERATURE PULSED MEASUREMENTS OF AlGaIn/GaN HEMTs ON HIGH RESISTIVE Si(111) SUBSTRATE

M. Werquin,<sup>1</sup> D. Ducatteau,<sup>2</sup> N. Vellas,<sup>1</sup> E. Delos,<sup>2</sup> Y. Cordier,<sup>4</sup> R. Aubry,<sup>3</sup> and C. Gaquière<sup>2</sup>

<sup>1</sup> MC2-Technologies/IEMN, av. Poincaré, BP 69 59652 Villeneuve d'Ascq France

<sup>2</sup> IEMN-TIGER, av. Poincaré, BP 69 59652 Villeneuve d'Ascq France

<sup>3</sup> III-V Lab/TIGER, Route de Nozay 91460 MARCOUSSIS, France

<sup>4</sup> CRHEA-CNRS, rue B. Gregory Sophia Antipolis, 06560 Valbonne France

Received 2 April 2006

**ABSTRACT:** DC- and RF-pulsed measurements of AlGaIn/GaN HEMTs on high resistive silicon (111) substrate are achieved under probes in the 300–525 K temperature range. Current collapse and heating effects are studied and it demonstrates the high temperature properties of these devices. Hence the potential of this technology for power applications at microwave frequencies is confirmed. © 2006 Wiley Periodicals, Inc. *Microwave Opt Technol Lett* 48: 2303–2305, 2006; Published online in Wiley InterScience (www.interscience.wiley.com). DOI 10.1002/mop.21897

**Key words:** AlGaIn/GaN; HEMT; pulsed measurements; high temperature

## 1. INTRODUCTION

The GaN-based devices have already demonstrated their potential for power applications at microwave frequencies [1, 2]. This potential is due to this advantageous property of providing wide bandgap, leading to high breakdown voltage and high saturated electron drift velocity. Moreover in AlGaIn/GaN heterostructures, the combination of a high conduction band offset with a high piezoelectric and polarization-induced field, generate a sheet carrier density in the 10<sup>13</sup> cm<sup>-2</sup> range. On SiC substrate the results obtained are very promising, with an output power density of 12 W/mm at 10 GHz [1], making a significant improvement in utilizing this technology beyond X-band application. However, the important price of this substrates give rise to alternative substrates as high resistive (HR) silicon, where a very promising output power density of 6.6 W/mm at 2 GHz has been obtained [3].

This study allows to determine the electrical performances and limitations of the AlGaIn/GaN HEMTs on HR Si substrate. In a first time, pulsed measurements are made at room temperature, with different quiescent bias points, to exhibit independently thermal and trap effects. In a second time, pulsed measurements are carried out with cold quiescent bias points (no power dissipated) and high extrinsic temperature, generated by a heating chuck, to study the temperature influence on DC and microwave performances. Using the previous measurements, the intrinsic temperature of the compound is estimated and this demonstrates the capacity of the devices (achieved on silicon substrate) to operate at microwave frequencies and high temperature with high power dissipated.

## 2. DEVICES AND MEASUREMENTS DESCRIPTION

The components have been processed on silicon substrate and the epitaxy has been grown by molecular beam epitaxy with an aluminum rate of 30% in the AlGaIn layer. The gate and the ohmic contact metallizations are Pt/Au and Ti/Au respectively. The topology used in this study is a 2 × 150 × 0.5 μm<sup>3</sup> rectangular gate. The devices are not passivated and no recess has been carried out.

To study these devices, pulsed measurements have been carried allowing to dissociate trap and self-heating effects independently. These measurements consist in biasing the die at a quiescent bias point during the majority of time (10 μs), then in sweeping the I<sub>D</sub>-V<sub>DS</sub> characteristic bias points during a very short time (300 ns), in our case for the gate and drain bias. In these conditions, the state of the traps and the intrinsic temperature are considered fixed by the quiescent bias point and independent with the instantaneous polarization:

$$T_{\text{channel}} = T_{\text{ext}} + P_{\text{diss}} \times R_{th} \quad (1)$$

and

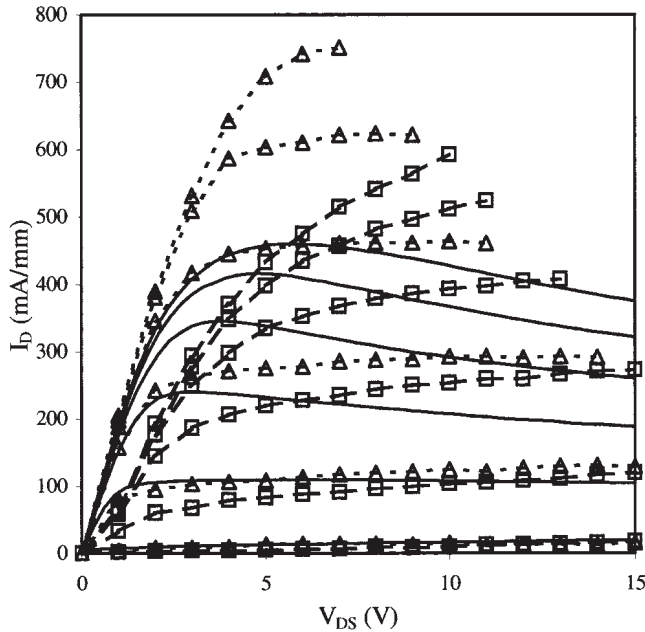
$$P_{\text{diss}} \approx V_{\text{DS0}} \times I_{\text{D0}} \quad (2)$$

All the measurements presented are carried out under microwave probes with a heating chuck in the 300–525 K temperature range.

### 2.1. Static Pulsed Measurements

The static and two pulsed I<sub>D</sub>-V<sub>DS</sub> characteristics (cold bias point V<sub>GS0</sub> = 0 V, V<sub>DS0</sub> = 0 V and V<sub>GS0</sub> = -5 V, V<sub>DS0</sub> = 20 V) are presented in Figure 1.

The I<sub>D</sub>-V<sub>DS</sub> comparison between static and pulsed (V<sub>GS0</sub> = 0 V; V<sub>DS0</sub> = 0 V) measurements shows the fall of the maximum drain current I<sub>DSS</sub> in static regime with 450 mA/mm at V<sub>GS</sub> = 0 V and V<sub>DS</sub> = 6 V. Besides, one notices that for significant gate



**Figure 1** Static and two pulsed  $I_D(V_{DS})$  characteristics ( $V_{GS0} = 0$  V and  $V_{DS0} = 0$  V) and ( $V_{GS0} = -5$  V;  $V_{DS0} = 20$  V),  $V_{GS} = -5$  to 0 V with a 1 V step. (—) static, ( $\Delta$ ) ( $V_{GS0} = 0$  V;  $V_{DS0} = 0$  V), ( $\square$ ) B class ( $V_{GS0} = -5$  V;  $V_{DS0} = 15$  V)

voltages, the drain current drops in static conditions when  $V_{DS}$  increases, i.e., a negative conductance appear when the dissipated power increases. Indeed, the static power dissipated at  $V_{DS} = 15$  V is about 6 W/mm (1.8 W), if the static current followed the same evolution as the pulsed characteristic, this power would be 11 W/mm (3.3 W). In the opposite direction, at low  $V_{DS}$  or  $V_{GS}$  voltages, there is a good agreement between static and pulsed measurements. This comparison proves that there is no trap effect with this quiescent bias point and highlight the importance of heating effects in the GaN components on silicon substrate.

Then to show the effects of lateral electrical field (high gate drain voltage) independently of heating effects, a comparison of the two cold quiescent bias point ( $V_{GS0} = 0$  V;  $V_{DS0} = 0$  V) and ( $V_{GS0} = -5$  V;  $V_{DS0} = 15$  V) is done. Firstly an increase of access resistances from about 17 to 31  $\Omega$  is established, and secondly the decrease of  $I_{DSS}$  from 750 to 580 mA/mm at  $V_{GS} = 0$  V is obtained. The power results carried out at 4 GHz confirm these behaviors, since the maximum output power reaches 1.2 W/mm at  $V_{DS} = 20$  V in AB class. This in turn is in good agreement with the output power expected from the pulse  $I_D$ - $V_{DS}$  measurements ( $P = \Delta V_{DS} \times \Delta I_D / 8$ ). By comparison, the expected output power from the static regime is around 2 W/mm. Past researchers have shown that the drain current collapse, observed with significant  $V_{DG0}$  voltage, can be interpreted by injections of carriers from the channel to the buffer layer [4] or at the surface from the Schottky contact [5], which can create a virtual gate. These establishments are in well agreement with the above observations.

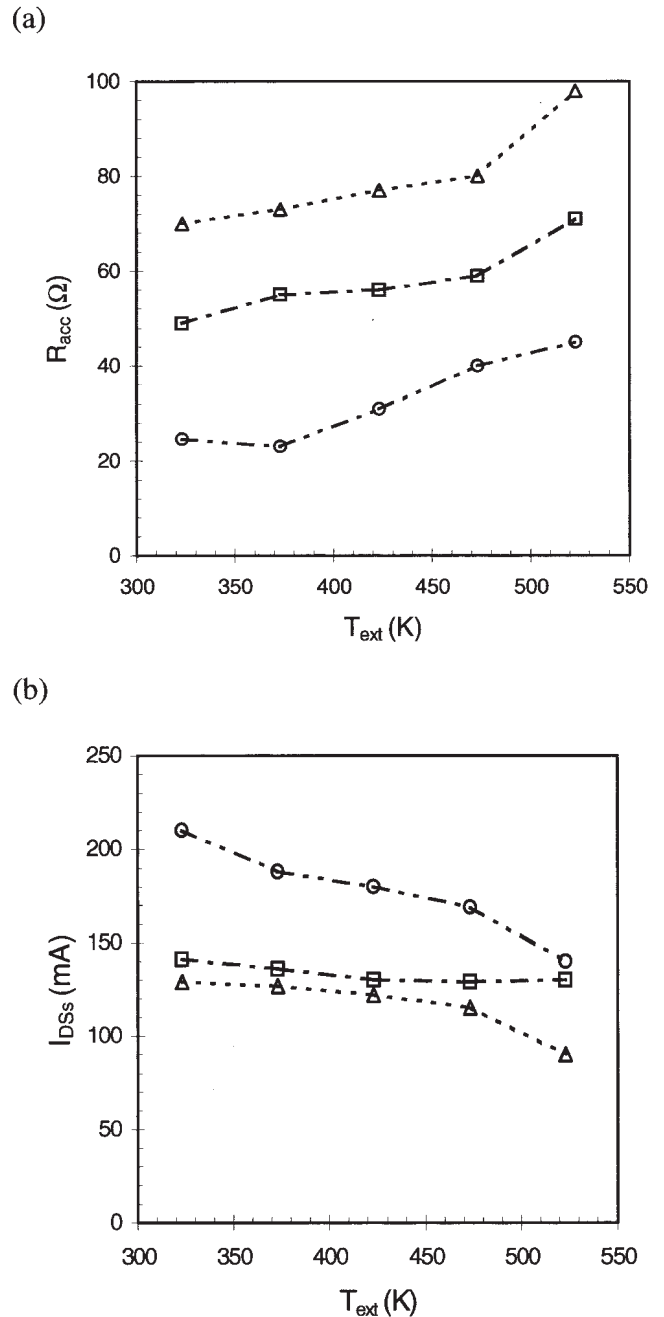
### 2.2. Effect of Temperature on Devices Performances

Figure 2 presents the evolution of maximum current  $I_{DSS}$  at  $V_{GS} = 0$  V and  $V_{DS} = 10$  V, and drain source DC resistance  $R_{DS}$  deduced from the pulsed  $I_D$ - $V_{DS}$  characteristic versus the chuck temperature (325–525 K) for three quiescent bias points.

At a given temperature,  $R_{DS}$  increases and  $I_{DSS}$  decreases with increasing  $V_{DG0}$  voltage, seen respectively in Figures 2(a) and 2(b). These behaviors are well correlated with the previous estab-

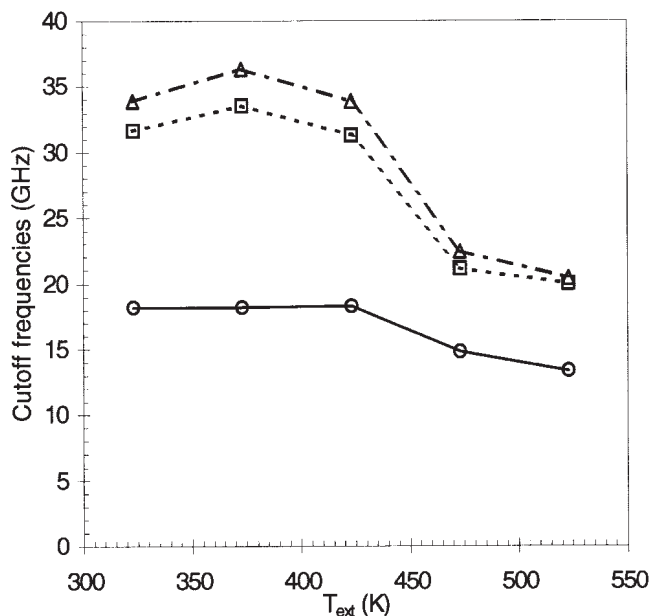
lishment, when the quiescent gate drain voltage increases, the trap effects are exacerbated.

Then, the temperature elevation gives rise to an increase of access resistances and a drain current reduction that can be mainly explain with the mobility and the saturation velocity decrease, respectively [6]. The relative current stability in A and B classes up to 475 K can be explained by the presence of traps that are more limiting than the increases in temperature rise. In A- and B-class biasing points where  $V_{DG0}$  are high and comparable, we establish that access resistances and the drain current are equivalent in class B at 525 K and in class A at 325 K. In these conditions the channel temperature is considered identical for the two configurations and



**Figure 2** (a) Evolution of  $R_{DS}$  access resistances versus temperature and (b) evolution of maximum drain current  $I_{DSS}$  versus temperature. ( $\Delta$ ) A class ( $V_{GS0} = -2$  V;  $V_{DS0} = 15$  V), ( $\square$ ) B class ( $V_{GS0} = -5$  V;  $V_{DS0} = 15$  V), ( $\circ$ ) ( $V_{GS0} = -5$  V;  $V_{DS0} = 0$  V)





**Figure 3** Evolution of the cut-off frequencies versus external temperature for ( $V_{GS0} = -5$  V;  $V_{DS0} = 0$  V) quiescent bias point and ( $V_{GS} = -3$  V;  $V_{DS} = 10$  V) instantaneous polarization. (—)  $F_T$ , ( $\Delta$ )  $F_{MAX}$ , ( $\square$ )  $F_{MAG}$

equal to 525 K. Then the thermal resistance is evaluated to 200 K/W knowing that the dissipated power in A class is 1 W, which is in perfect agreement with the literature [7]. No augmentation of the pinch-off voltage has been established versus temperature up to 525 K, which exclude a parallel conduction in the HR silicon substrate, and prove the high temperature behavior of this technology.

To confirm the capacity of these devices for high temperature RF applications, pulsed S-parameters measurements are done. From these data, current gain, maximum available gain, and Mason's unilateral gain cut-off frequencies ( $F_T$ ,  $F_{MAG}$ , and  $F_{MAX}$  respectively) have been determined for a quiescent bias point ( $V_{GS0} = -5$  V;  $V_{DS0} = 0$  V) and for the instantaneous polarization ( $V_{GS} = -3$  V;  $V_{DS} = 10$  V) (Fig. 3).

A relative flatness of current gain cut-off frequencies especially between 325 and 425 K is established. To understand this evolution, the intrinsic transconductance  $g_m$  and the gate-source capacitance  $C_{gs}$  were extracted from S-parameters using the classical electrical extraction method [8]. The intrinsic transconductance drops linearly from 170 to 108 mS/mm between 325 and 525 K respectively, but the capacitance  $C_{gs}$  decreases also from 1270 to 1050 fF/mm between 325 and 425 K and then remain almost constant after. Then the  $g_m/C_{gs}$  ratio remains constant from 325 to 425 K, and drops until 525 K in the same proportion as  $F_T$ . These temperature evolutions are difficult to explain quantitatively, but qualitatively the temperature increase generates a fall of the mobility and the saturation velocity, as well as a carrier density increase [6, 9]. From these establishments we could tell that at a same bias condition, the decrease in  $g_m$  and  $I_{DSS}$  result from the competition between the velocity decrease and the carrier density increase.  $C_{gs}$  reduction can be explained by the ionization of shallow donors, generating an augmentation of free carrier and then a diminution of effective gate length. On the other hand,  $C_{gd}$  flatness versus temperature can be explained with the competition between this liberation and the generation of tunneled electron between gate and drain pads ( $V_{GDO} = -5$  V and  $V_{GD} = -13$  V),

extending the depletion region in decreasing the surface potential [5].  $R_{DS}$  evolution is induced by the competition between the mobility fall, the augmentation of carrier density, due to the liberation of shallow donors, and the diminution of effective gate length.

### 3. CONCLUSIONS

Pulsed measurements under probes of AlGaIn/GaN HEMTs on silicon substrate have demonstrated the capacity of these components to work at extrinsic temperature up to 525 K. For this extrinsic temperature, the channel temperature is estimated to be 725 K in A class. In these conditions, good microwave performances have been established and will be improved with a passivation or a field plate process. That permits to consider AlGaIn/GaN on HR silicon substrate as a very good candidate for microwave power applications.

### ACKNOWLEDGMENT

This work has been carried out with the financial help of DGA (French Army) under KORRIGAN contract. This work was performed in the context of the network TARGET-“Top Amplifier Research Groups in a European Team”, [www.target-org.net](http://www.target-org.net).

### REFERENCES

1. L. Shen, R. Coffie, D. Buttari, S. Heikman, A. Chakraborty, A. Chini, S. Keller, S.P. DenBaars, and U.K. Mishra, High-power polarization-engineered GaN/AlGaIn/GaN HEMTs without surface passivation, *IEEE Electron Device Lett* 25 (2004), 7–9.
2. G.H. Jessen, R.C. Fitch, J.K. Gillespie, G.D. Via, N.A. Moser, M.J. Yannuzzi, A. Crespo, J.S. Sewell, R.W. Dettmer, T.J. Jenkins, R.F. Davis, J. Yang, M.A. Khan, and S.C. Binari, High performance 0.14  $\mu$ m gate-length AlGaIn/GaN power HEMTs on SiC, *IEEE Electron Device Lett* 24 (2003), 677–679.
3. R. Behtash, H. Tobler, M. Neuburger, A. Schurr, H. Leier, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, and J. Massies, AlGaIn/GaN HEMTs on Si(111) with 6.6 W/mm output power density, *Electron Lett* 39 (2003), 626–628.
4. S. Binary, P.B. Klein, and T.E. Kazior, Trapping effects in GaN and SiC microwave FETs, *Proc. IEEE* 90 (2002), 1048–1058.
5. G. Koley, V. Tilak, L.F. Eastman, and M.G. Spencer, Slow transients observed in AlGaIn/GaN HFETs: Effects of SiN<sub>x</sub> passivation and UV illumination, *IEEE Trans Electron Devices* 50 (2003), 886–893.
6. O. Katz, A. Horn, G. Bahir, and J. Salzman, Electron mobility in an AlGaIn/GaN two-dimensional electron gas I-carrier concentration dependent mobility, *IEEE Trans Electron Devices* 50 (2003), 2002–2008.
7. R. Aubry, J.C. Jacquet, B. Dessertenne, E. Chartier, D. Adam, Y. Cordier, F. Semond, J. Massies, M.A. DiForte-Poisson, A. Romann, and S. Delage, Thermal characterisation of AlGaIn/GaN HEMTs grown on silicon and sapphire substrates based on I-V measurements, *Eur. Phys J A* 22 (2003), 77–82.
8. G. Dambrine, A. Cappy, F. Heliodore, and E. Playez, A new method for determining the FET small-signal equivalent circuit, *IEEE Trans Microwave Theory Tech* 36 (1988), 1151–1159.
9. S. Gökden, Mobility of two-dimensional electrons in an AlGaIn/GaN modulation-doped heterostructure, *Phys Status Solidi A* 200 (2003), 369–377.

© 2006 Wiley Periodicals, Inc.





ELSEVIER

Available online at [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com)

SCIENCE @ DIRECT®

Journal of Crystal Growth 278 (2005) 393–396

JOURNAL OF **CRYSTAL  
GROWTH**

[www.elsevier.com/locate/jcrysgro](http://www.elsevier.com/locate/jcrysgro)

# AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>/AlGa<sub>N</sub> DH-HEMTs grown by MBE on Si(1 1 1)

Y. Cordier\*, F. Semond, M. Hugues, F. Natali, P. Lorenzini, H. Haas, S. Chenot, M. Laügt, O. Tottereau, P. Vennegues, J. Massies

*CRHEA-CNRS, rue B.Gregory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France*

Available online 16 February 2005

## Abstract

In this paper, we report on the properties of AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>/AlGa<sub>N</sub> HEMT structures grown by molecular beam epitaxy on resistive Si(1 1 1) substrates. The properties of the AlGa<sub>N</sub> buffer layer and the AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs are presented. Finally, the static performances of long gate length devices demonstrate their interest for power applications. © 2005 Elsevier B.V. All rights reserved.

*PACS:* 61.72.-y; 73.40.Kp; 73.50.Dn; 73.61.Ey; 81.15.Hi; 85.30.Tv

*Keywords:* A3. Molecular beam epitaxy; B1. Nitrides; B3. High electron mobility transistors

## 1. Introduction

GaN-based devices have demonstrated a large potential for applications in high-power and high-frequency electronics. For these applications, the III–V nitride layers are usually grown on sapphire or silicon carbide substrates. However, the development of these applications on silicon substrates has obvious technological advantages (cost, integration, heat dissipation). The feasibility of field effect transistors on Si(1 1 1) has been demonstrated using both metal organic chemical vapour deposition (MOCVD) and molecular beam epitaxy

(MBE) growth methods [1–4]; more recently, interesting results such as the demonstration of a power density of 6.6 W/mm at 2 GHz were obtained with a 0.25 μm × 250 μm gate device realized on a HEMT layer we had grown by MBE on a resistive Si(1 1 1) substrate [5]. More recently, a record power density of 7 W/mm at 10 GHz has been reported on MBE grown layers [6]. Further increase of the power capability of these structures necessitates a better carrier confinement in the channel as well as highly insulating buffer layers. In order to achieve this confinement double heterostructure field effect transistors (DH-HEMTs) based on AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>/AlGa<sub>N</sub> and AlGa<sub>N</sub>/InGa<sub>N</sub>/AlGa<sub>N</sub> have been proposed [7–9]. In these previous works, the layers were grown by MOCVD on insulating SiC substrates;

\*Corresponding author. Tel.: +33 4 93 95 78 20; fax: +33 4 93 95 83 61.

*E-mail address:* [yc@crhea.cnrs.fr](mailto:yc@crhea.cnrs.fr) (Y. Cordier).

both carrier confinement and electron mobilities were investigated as well as the feasibility of devices. In the present work, AlGa<sub>0.1</sub>N/GaN/AlGa<sub>0.1</sub>N DH-HEMTs have been grown by MBE on highly resistive Si(111) substrates. Despite the high tensile strain generated during the cooling of the samples, crack-free epilayers have been obtained. The structural, optical and electrical behaviour of these samples have been studied. *I–V* transfer characteristics and *C–V* measurements show enhanced pinch-off behaviour and a sharper decrease of the capacitance as compared with HEMTs grown with GaN buffer layers. These observations attest to the interest of growing a larger bandgap material buffer layer for DH-HEMTs on silicon.

## 2. Sample description

In the present work, AlGa<sub>0.1</sub>N/GaN/AlGa<sub>0.1</sub>N heterostructures are grown on a resistive silicon (111) substrate (20,000 Ω cm) in a MBE system using ammonia (Riber Compact 21). Details of the growth are presented elsewhere [10] and can be summarized as follows: a 40 nm AlN nucleation layer is first grown on the Si(111) substrate followed by a GaN (250 nm)/AlN (250 nm) sequence. The strain in the upper AlN layer is almost totally relaxed and the thick Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N buffer is grown compressively strained on it. This scheme reduces the extensive stress appearing during the cooling of the sample. As already observed, it allows a crack-free 1.5 μm, AlGa<sub>0.1</sub>N layers to be grown with Al contents up to 20% [11]. Three types of samples were grown with the layer thicknesses shown in Table 1. The Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N buffer thickness varied from 1 to 1.5 μm, whereas a relatively thin GaN channel (30–50 nm) was grown on it to avoid both strain relaxation and the formation of a hole gas at the bottom GaN/

Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N interface. Finally, the GaN channel was covered with a 30 nm undoped Al<sub>0.25</sub>Ga<sub>0.75</sub>N barrier and protected by a 1 nm GaN cap. All these layers were grown at 800 °C under a 200 sccm ammonia flow rate and growth pressure of  $1–2 \times 10^{-5}$  Torr.

## 3. Structural and optical properties

Atomic force microscopy reveals a typical surface morphology with 1 μm diameter mounds similar to that observed on thick GaN buffer layers [10], but with a RMS roughness of 3 nm for 10 μm × 10 μm area scans. This roughness is noticeably lower than the 5 nm roughness measured on samples grown on GaN buffer layers. Plain-view transmission electron microscopy reveals an increase of the dislocation density ( $8.9 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ) for sample A as compared with samples usually grown with 1.1 μm thick GaN buffer (about  $7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ). One expects further reduction of the dislocation density for thicker layers. On the other hand, cross-section views of the samples reveals sharp interfaces with no defects except the threading dislocations (Fig. 1). X-ray diffraction  $\omega$ -scans performed on the 002 reflection planes confirm the good structural quality of the samples with rocking curves showing a full-width at half-maximum (FWHM) of 860 arcsec for sample A and 680 arcsec for sample B which

Table 1  
Thicknesses of the active layers in the DH-HEMTs

Sample	Buffer (μm)	Channel (nm)	Barrier (nm)
A	1.1	50	30
B	1.5	50	30
C	1.5	30	30

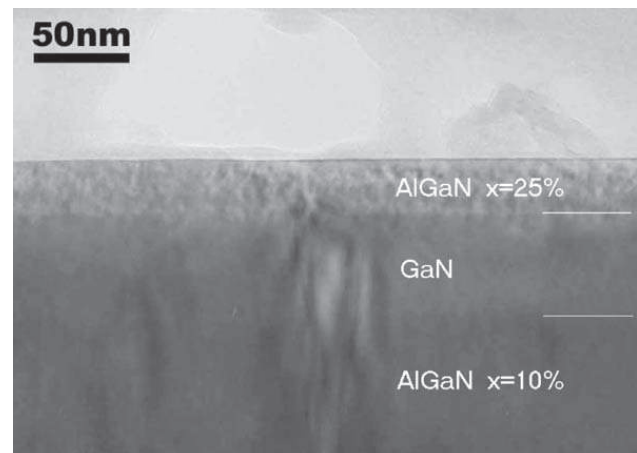


Fig. 1. Cross-sectional TEM view of the DH-HEMT structure B grown on silicon (111).

confirms the enhancement of crystal quality with thicker buffer layer. Furthermore, the reciprocal space mapping for the  $(\bar{1}05)$  reflexion planes confirm that the GaN channel and the  $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$  barrier have the same in-plane lattice parameter as the top of the  $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  buffer, and the whole structure is under tensile strain due to the difference in thermal expansion coefficients with the silicon substrate ( $\varepsilon_{\text{th}} = 0.2\%$ ).

The photoluminescence and reflectivity spectra measured at low temperature are shown in Fig. 2. The GaN photoluminescence peak located at 3.479 eV exhibits a FWHM of 13.2 meV comparable to that of GaN buffers grown with a similar thickness. The  $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  photoluminescence peak is located at 3.688 eV with a FWHM of 21 meV whereas the 30 nm  $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$  barrier photoluminescence is located at higher energy.

#### 4. Electrical properties

Mercury probe capacitance–voltage measurements have been performed on these samples. As shown in Fig. 3, a clear capacitance plateau is observed prior to the pinch-off of the two-dimensional electron gas (2DEG). As compared with a similar HEMT structure grown on a GaN buffer (SH-HEMT), a sharper decrease of the

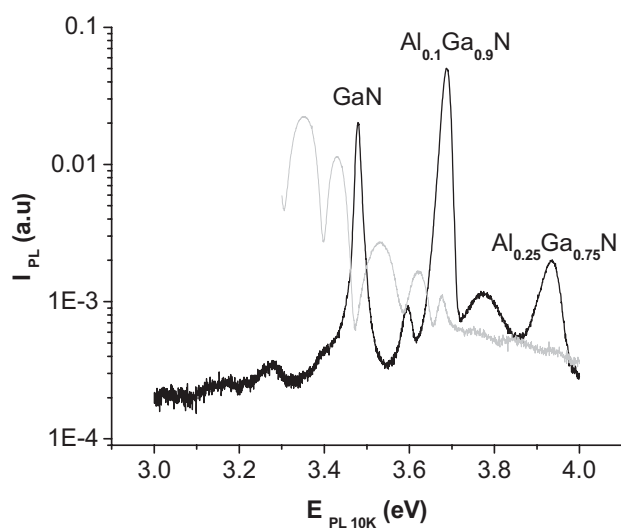


Fig. 2. Photoluminescence and reflectivity spectra measured at 10 K on the DH-HEMT sample A.

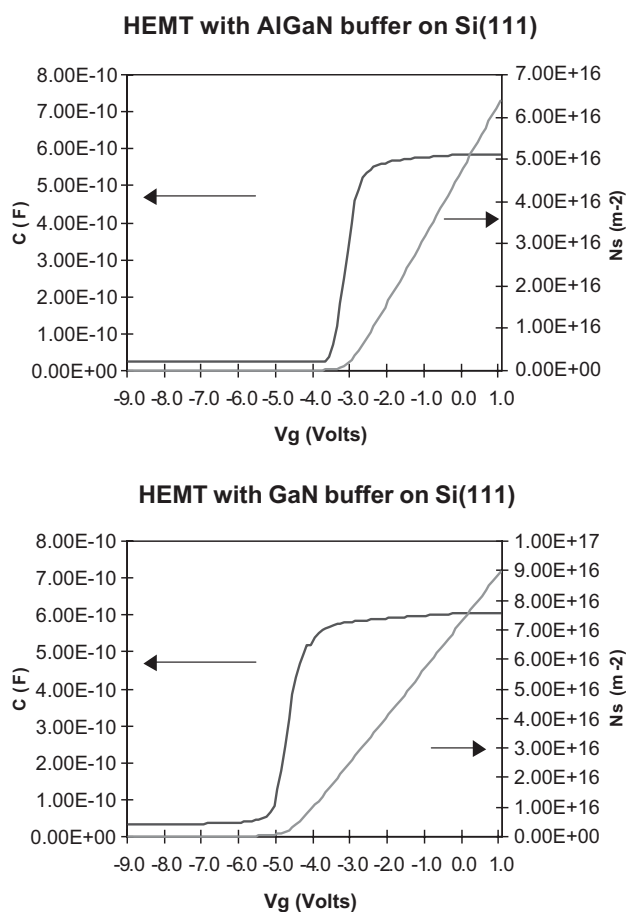


Fig. 3. Capacitance–voltage measurements and 2DEG carrier density profiles in the DH-HEMT structure (sample A) and a SH-HEMT grown on a GaN buffer.

capacitance can be noticed and attests to a better confinement of the carriers in the GaN channel. The integration of  $C$ – $V$  profiles from pinch-off up to 0 V produces 2DEG carrier densities ranging from  $4 \times 10^{12}$  to  $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  for the DH-HEMT structures. The presence of a negative polarization charge of  $4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  at the GaN/ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  bottom interface is responsible for the reduction of the carrier density as compared with the SH-HEMT ( $7.5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ ).

#### 5. Device processing and performances

Hall bars and transistors have been fabricated on sample A. The device processing steps include  $\text{Cl}_2/\text{Ar}$  reactive ion etching for mesa realization,

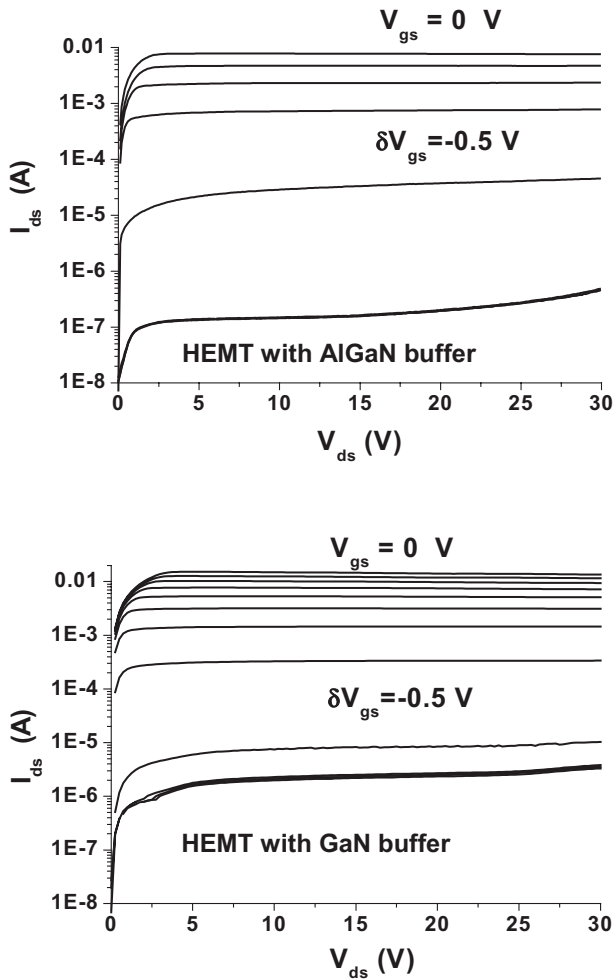


Fig. 4. DC  $I$ - $V$  characteristics of a  $10\ \mu\text{m} \times 150\ \mu\text{m}$  DH-HEMT realized on sample A and a SH-HEMT grown on a GaN buffer.

annealed Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts and Ni/Au metallization for the Schottky contact.  $C$ - $V$  and Hall effect confirm previous measurements of the carrier densities, and electron mobilities up to  $1400\ \text{cm}^2/\text{Vs}$  have been measured at room temperature. Transistors with a  $10\ \mu\text{m} \times 150\ \mu\text{m}$  gate exhibit a threshold voltage of  $-2.2\ \text{V}$ ; as shown in Fig. 4, the drain leakage current is as low as  $3\ \mu\text{A}/\text{mm}$  for  $V_{\text{ds}} = 30\ \text{V}$ , that is one order of magnitude lower as compared with SH-HEMT devices

realized on GaN buffer layer. These results attest to the feasibility of this DH-HEMT structure with an  $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  buffer to confine the carriers in the GaN channel.

### Acknowledgements

This work has been partially supported by the European Community (EURONIM project) and the French MoD (GaN-based RF transistors and Circuits: DGA 01.34.050).

### References

- [1] T. Egawa, N. Nakada, H. Ishikawa, M. Umeno, *Electron. Lett.* 36 (2000) 1816.
- [2] E.M. Chumbes, A.T. Schremer, J.A. Smart, Y. Wang, N.C. MacDonald, D. Hogue, J.J. Komiak, S.J. Lichwalla, R.E. Leoni, J.R. Shealy, *IEEE Trans. Electron. Devices* 48 (2001) 420.
- [3] P. Javorka, A. Alam, A. Fox, M. Marso, M. Heuken, P. Kordos, *Electron. Lett.* 38 (2002) 288.
- [4] Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, J. Massies, V. Hoël, A. Minko, N. Vellas, C. Gaquière, J.C. DeJaeger, B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam, J.-C. Grattapain, R. Aubry, S.L. Delage, *J. Crystal Growth* 251 (2003) 811.
- [5] R. Behtash, H. Tobler, P. Marschall, A. Schurr, H. Leier, Y. Cordier, F. Semond, F. Natali, J. Massies, *Electron. Lett.* 39 (2003) 626.
- [6] D.C. Dumka, C. Lee, H.Q. Tserng, P. Saunier, M. Kumar, *Electron. Lett.* 40 (2004) 1023.
- [7] N. Maeda, T. Saitoh, K. Tsukabi, T. Nishida, N. Kobayashi, *Appl. Phys. Lett.* 76 (2000) 3118.
- [8] N. Maeda, T. Saitoh, K. Tsukabi, T. Nishida, N. Kobayashi, *Mater. Sci. Eng. B* 82 (2001) 232.
- [9] C.Q. Chen, J.P. Zhang, V. Adivarahan, A. Koudymov, H. Fatima, G. Simin, J. Yang, M. Asif Khan, *Appl. Phys. Lett.* 82 (2003) 4593.
- [10] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, J. Massies, *Phys. Stat. Sol. (a)* 188 (2) (2001) 501.
- [11] N. Antoine-Vincent, F. Natali, M. Mihailovic, A. Vasson, J. Leymarie, P. Disseix, D. Byrne, F. Semond, J. Massies, *J. Appl. Phys.* 93 (2003) 5222.

# Growth by molecular beam epitaxy of AlGaN/GaN high electron mobility transistors on Si-on-polySiC

Y. Cordier<sup>a,\*</sup>, S. Chenot<sup>a</sup>, M. Laügt<sup>a</sup>, O. Tottereau<sup>a</sup>, S. Joblot<sup>a</sup>,  
F. Semond<sup>a</sup>, J. Massies<sup>a</sup>, L. Di Cioccio<sup>b</sup>, H. Moriceau<sup>b</sup>

<sup>a</sup> CRHEA/CNRS, Rue Bernard Gregory, Sophia Antipolis, F-06560 Valbonne, France

<sup>b</sup> CEA-LETI, 17 rue des Martyrs, 38054 Grenoble, France

Received 5 May 2006; accepted 16 June 2006

Available online 4 August 2006

---

## Abstract

We report on the growth by molecular beam epitaxy of AlGaN/GaN high electron mobility transistors (HEMTs) on Si(111)/SiO<sub>2</sub>/polySiC substrates. The structural, optical, and electrical properties of these films are studied and compared with those of heterostructures grown on thick Si(111) substrates. Field effect transistors have been realized, and they demonstrate the potentialities of III–V nitrides grown on these advanced substrates.

© 2006 Elsevier Ltd. All rights reserved.

*Keywords:* Molecular beam epitaxy; Nitrides; High electron mobility transistors

---

## 1. Introduction

GaN-based devices have demonstrated a large potential for applications in electronics and optoelectronics [1]. For all these applications, the III–V nitride layers are usually grown on sapphire, silicon carbide (SiC), or silicon substrates. Applications like microwave power devices often necessitate the use of substrates with both high electrical resistivity and high thermal conductivity. HEMTs on SiC have demonstrated impressive performances [2], but the difficulties in synthesizing large diameter SiC substrates with uniform and reproducible quality result in relatively high cost and hamper the development of nitride-based devices on such substrates. To overcome these drawbacks, two main alternatives based on advanced substrates have been

---

\* Corresponding author. Tel.: +33 4 93 95 78 20; fax: +33 4 93 95 83 61.  
E-mail address: [yc@crhea.cnrs.fr](mailto:yc@crhea.cnrs.fr) (Y. Cordier).



proposed. The first one consists in the use of a thin monocrystalline SiC film bonded on a silicon wafer via an oxide film (SiC-on-Insulator = SiCOI) and high quality AlGaN/GaN heterostructures have been achieved on these substrates [3,4]. As demonstrated by SOITEC, the Smart Cut™ process allows one to slice a SiC wafer in tens of pieces which theoretically reduces the price. However, this approach does not solve the problem of wafer uniformity (pipes, polytypes) which is a critical parameter for large periphery power devices. The other alternative consists in bonding resistive Si(111) films onto a low cost high resistivity polycrystalline SiC wafer (Si-on-polySiC). This approach, which is compatible with the Smart Cut™ process, may significantly reduce the final price of the wafers. The already high quality HEMT heterostructures grown on Si(111) [5,6] should then benefit from a better heat dissipation. The aim of this work is to demonstrate the feasibility of the growth of AlGaN/GaN HEMT heterostructures on this new kind of advanced substrate.

## 2. Experimental

The Si-on-polySiC substrates were prepared by molecular bonding of 50 mm Si(111) substrates with polycrystalline SiC via the use of a 1  $\mu\text{m}$  thick SiO<sub>2</sub> film [7]. A thermal treatment at 900 °C was used to strengthen the chemical bonds. After bonding, the Si(111) was thinned to less than 10  $\mu\text{m}$  by grinding and chemical etching. Si(111) substrates with a resistivity of 10 000  $\Omega\text{ cm}$  and polySiC with a resistivity of 1000  $\Omega\text{ cm}$  were used for this demonstration. The heterostructures were grown by molecular beam epitaxy, in a Riber Compact 21T reactor, using ammonia as the nitrogen source; the growth process is the same as on thick Si(111) substrates and is given in more detail in Ref. [8]. For Si(111) films with thickness greater than 3  $\mu\text{m}$  (5  $\mu\text{m}$  and 8  $\mu\text{m}$  in our case), heat absorption was sufficient for a direct heating and measurement of the temperature with an infrared pyrometer. After outgassing at 600 °C, and oxide removal at 950 °C, the apparition of the Si (7 × 7) surface reconstruction at 830 °C was used to control the pyrometer calibration. As for layers grown on thick Si(111), a 40 nm AlN nucleation layer followed by a 250 nm GaN layer and a 250 nm AlN were grown: the strain balance engineering obtained with this stack allowed us to grow up to 2  $\mu\text{m}$  crack free GaN films. The HEMT active layers consist of a 25 nm AlGaN barrier layers with Al molar fraction ranging from  $x = 0.19$  to  $x = 0.23$ , and a 1 nm GaN cap layer. Despite the growth of GaN films at 800 °C and AlN films at 920 °C, no delaminating of the films has been observed.

## 3. Results

The surface of the epilayers was first examined by optical microscopy, scanning electron microscopy and atomic force microscopy (AFM). AFM revealed the typical roughness patterns of molecular beam epitaxy with an rms roughness in the range of 5–6 nm for 5 × 5  $\mu\text{m}^2$  and 10 × 10  $\mu\text{m}^2$  scans. The structural quality of the films was assessed by X-ray diffraction using the  $K_{\alpha 1}$  radiation of Cu ( $\lambda = 0.154056\text{ nm}$ ). The (002) and (004)  $\omega$ -scan rocking curves exhibit a full width at half of maximum (FWHM) ranging from 0.173° to 0.185° for GaN (620''–666''), which is in the range of width measured on Si(111) (580''–680'') [8]. As shown in Fig. 1, the  $\omega$ -2 $\theta$  scan clearly shows the presence of both the Si(111) film and the polySiC substrate with its  $c$ -axis parallel to the growth axis. One can notice the AlN and GaN peaks; the AlGaN peak is not resolved on this (002) scan, but it is for (004) and (006) reflexions. The optical quality of the layers was investigated by low temperature photoluminescence (Fig. 1) using a 10 mW HeCd laser. As for reference samples, the yellow luminescence is negligible and the neutral-donor bound exciton related peak  $I_2$  of GaN ( $E = 3.455\text{ eV}$ ) exhibits an FWHM

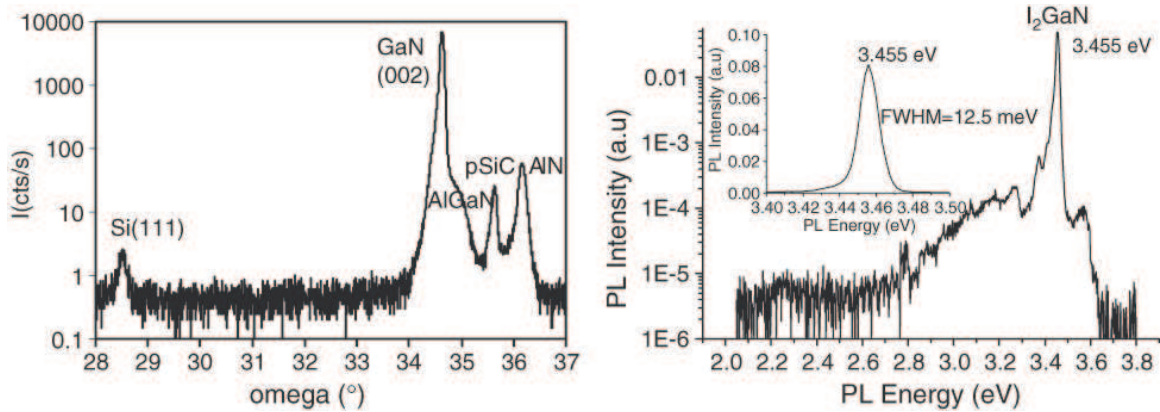


Fig. 1. (Left)  $\omega$ - $2\theta$  X-ray diffraction scan showing the Si(111), the polySiC, and the (002) reflexions of III-V nitride materials; (right) low temperature (13 K) photoluminescence spectra of the  $\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.77}\text{N}/\text{GaN}$  HEMT.

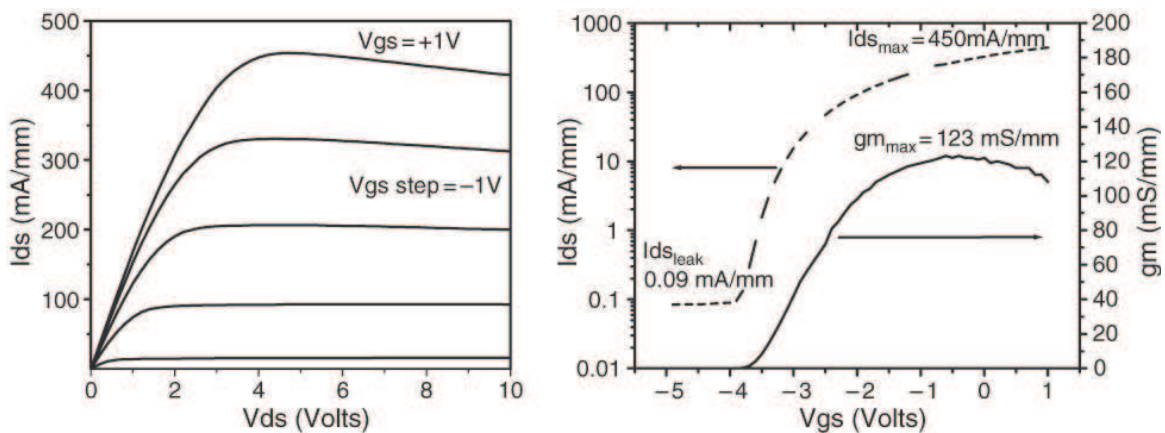


Fig. 2. Output characteristics of a  $3.6 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$  gate field effect transistor realized on the sample with  $x = 0.23$ .

varying from 12 to 13 meV (inset of Fig. 1). The electrical quality of the HEMT epilayers was first assessed by Mercury probe Capacitance–Voltage measurements: a capacitance plateau with no frequency dispersion and a pinch-off voltage ranging from  $-2.3$  V for  $x = 0.19$  to  $-4$  V for  $x = 0.23$  were observed in the 1–100 kHz range. The free carrier profile deduced from these measurements drops to the low  $10^{14} \text{ cm}^{-3}$  range in the GaN buffer layer as usually observed for layers grown on Si(111) [9]. A simple process was used to realize the devices on the sample with  $x = 0.23$ . This process includes photolithography, Ar/ $\text{Cl}_2$  reactive ion etching for device isolation and Ti/Al and Ni/Au e-beam deposition for ohmic and Schottky contacts, respectively. Ohmic contacts were annealed for 25 s at  $725^\circ\text{C}$  with a resulting contact resistance of  $1.2 \Omega \text{ mm}$ . Hall effect measurements performed on van der Pauw cloverleaf devices provide a carrier density of  $6.65 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  and a mobility  $\mu_h = 1470 \text{ cm}^2/\text{V s}$  at 300 K. Transistors with  $3.6 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$  gates were realized. The leakage current between two devices separated by  $100 \mu\text{m}$  was estimated to be  $2.5 \mu\text{A}$  at 10 V. As shown in Fig. 2, normal  $I$ - $V$  output characteristics were obtained: pinch-off occurs at  $V_{\text{gs}} = -3.8$  V with a leakage current lower than  $0.1 \text{ mA/mm}$  for  $V_{\text{ds}} = 10$  V, a saturated drain current of  $I_{\text{dss}} = 450 \text{ mA/mm}$  is measured at  $V_{\text{gs}} = +1$  V and a transconductance maximum  $g_{\text{m,max}} = 123 \text{ mS/mm}$  is obtained at  $V_{\text{gs}} = -0.5$  V for  $V_{\text{ds}} = 5$  V.

#### 4. Conclusion

$\text{AlGaIn}/\text{GaN}$  HEMTs were grown by MBE on Si(111)/ $\text{SiO}_2$ /polySiC substrates. The properties of these films are very similar to those of heterostructures grown on thick Si(111)

substrates. Characteristics of the field effect transistors demonstrate the feasibility of the growth of III–V nitrides on these substrates, and this is a first step in the development of high efficiency substrates for power devices.

## References

- [1] J.-Y. Duboz, *Phys. Status Solidi a* 176 (1) (1999) 5.
- [2] A.P. Zhang, L.B. Rowland, E.B. Kaminsky, J.B. Tucker, J.W. Kretchmer, A.F. Allen, J. Cook, B.J. Edwards, *Electron. Lett.* 39 (2003) 245.
- [3] H. Larhèche, B. Faure, C. Richtarch, F. Letertre, R. Langer, P. Bove, *Mater. Sci. Forum* 457–460 (2004) 1621.
- [4] M. Fieger, Y. Dikme, F. Jessen, H. Kalisch, A. Noculak, A. Szymakowski, P.V. Gemmern, B. Faure, C. Richtarch, F. Letertre, M. Heuken, R.H. Jansen, *Phys. Status Solidi c* 7 (2005) 2607.
- [5] J.W. Johnson, E.L. Piner, A. Vescan, R. Therrien, P. Rajagopal, J.C. Roberts, J.D. Brown, S. Singhal, K.L. Linthicum, *IEEE Electron. Device. Lett.* 25 (2004) 459.
- [6] D.C. Dumka, C. Lee, H.Q. Tserng, P. Saunier, M. Kumar, *Electron. Lett.* 40 (2004) 1023.
- [7] L. di Cioccio, E. Jalaguier, F. Letertre, *Compound heterostructures by Smart Cut™*, in: M. Alexe, U. Gösele (Eds.), *Wafer Bonding Applications and Technology*, Springer, 2004, p. 263.
- [8] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, J. Massies, *Phys. Status Solidi a* 188 (2) (2001) 501.
- [9] Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, J. Massies, V. Hoël, A. Minko, N. Vellas, C. Gaquière, J.C. DeJaeger, B. Dessertene, S. Cassette, M. Surrugue, D. Adam, J.-C. Grattapain, R. Aubry, S.L. Delage, *J. Cryst. Growth* 251 (1–4) (2003) 811.

## High-electron-mobility AlGaN/GaN heterostructures grown on Si(001) by molecular-beam epitaxy

S. Joblot<sup>a)</sup>

STMicroelectronics, 850 rue Jean Monnet, F-38926 Crolles, France

F. Semond, Y. Cordier, P. Lorenzini, and J. Massies

Centre de Recherche sur l'Hétéro-Epitaxie et ses Applications, Centre National de la Recherche Scientifique, Rue B. Grégory, Sophia-Antipolis, 06560 Valbonne, France

(Received 2 June 2005; accepted 8 August 2005; published online 23 September 2005)

The growth of AlGaN/GaN heterostructure on Si (001) substrates by molecular-beam epitaxy using ammonia as nitrogen precursor is reported. The structural, optical, and electrical properties of such heterostructures are assessed. It is shown that a two-dimensional electron gas is formed at the  $\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.77}\text{N}/\text{GaN}$  interface. This type of heterostructure exhibits a sheet carrier density of  $4.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  with a mobility of  $730 \text{ cm}^2/\text{V s}$  at room temperature. Preliminary results concerning high-electron-mobility-transistor static characteristics are presented. © 2005 American Institute of Physics. [DOI: 10.1063/1.2067698]

GaN-based devices exhibit a huge potential for light emission as well as for high-power/high-frequency device applications. Sapphire and SiC are currently the most frequently used substrates for the epitaxial growth of GaN structures due to key advantages, such as a visible-ultraviolet transparency for sapphire and a low lattice mismatch for silicon carbide. However, these substrates have some drawbacks which somewhat limit their applications. Among those are a low thermal conductivity for sapphire and a high cost for SiC. In view of these limitations, many groups are now working to improve the growth of GaN structures on silicon substrates which exhibit advantages in terms of cost, large size availability, and thermal conductivity. The improvement of the growth of AlGaN/GaN heterostructures with wurtzite phase on Si(111) substrates has recently given rise to the fabrication of high-electron mobility transistors (HEMTs) with characteristics comparable to those reported for similar devices obtained from growth on silicon carbide and sapphire.<sup>1,2</sup> However, with the aim of integrating GaN devices into silicon-based microelectronics, the Si(001) substrate should be preferred because it is the most widely used in the silicon mainstream technology. The growth of GaN layers on Si substrates presents several difficulties related to the very high reactivity of the Si surface with nitrogen, the large lattice mismatch ( $-16.2\%$ ) and the large difference in thermal expansion coefficient (113%) between Si ( $\alpha=2.59 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) and GaN ( $\alpha=5.59 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ). As a consequence of these problems, which exist for both the (001) and (111) orientations of Si, GaN epitaxial layers present a strong tendency for cracking and a high density of dislocations. Moreover, the Si(001) surface presents a square symmetry which has motivated some research groups to grow cubic GaN using various buffer layers.<sup>3,4</sup> Then, as the Si(001) surface exhibits a  $2 \times 1$  surface reconstruction with two types of domains rotated by  $90^\circ$ , the formation of two domains can be induced during the growth of cubic GaN as well as during the growth of wurtzite AlN and GaN.<sup>5,6</sup> The aim of the present letter is to show that in spite of these difficulties, AlGaN/GaN heterostructures exhibiting a two-dimensional

(2D) electron gas can be grown onto Si(001) substrates. A HEMT device based on such heterostructures is demonstrated.

The samples were grown by molecular-beam epitaxy (MBE) using ammonia as nitrogen precursor in a Riber Compact 21 MBE system. High resistivity ( $\rho > 10000 \text{ ohms cm}$ ) 2 in. Si(001) substrate misoriented by  $5^\circ$  toward [110] were used. Prior to the growth, the substrate is submitted to a thermal treatment at a high temperature (up to  $1150^\circ\text{C}$ ) under  $\text{H}_2$  gas flow. This annealing step removes the native oxide layer at the surface and results in the formation of a  $2 \times 1$ :H-passivated surface. High thermal annealing is also known to stabilize double atomic steps with  $S_B$  type terraces on vicinal Si(001) surfaces,<sup>7,8</sup> which is of prime importance to obtain a GaN epitaxial layer with a single domain orientation. On such an annealed substrate, the growth is started by an 80 nm AlN buffer, followed by the growth of a specific stack of GaN(250 nm)/AlN(250 nm), previously optimized to obtain a crack-free *c*-axis GaN layer up to  $2\text{--}3 \mu\text{m}$  on Si(111).<sup>9</sup> Then, a 600 nm GaN layer is grown at  $800^\circ\text{C}$ . Finally, a 25 nm undoped AlGaN barrier with 0.23 Al mole fraction is grown on top of this GaN layer, followed by a 1 nm GaN cap layer. When decreasing the temperature after growth, a  $2 \times 2$  surface reconstruction characteristic of Ga polarity is observed by reflection high-energy electron diffraction.

The surface roughness has been evaluated by tapping mode atomic force microscopy. The root-mean-square roughness is typically 9–10 nm on a  $10 \times 10 \mu\text{m}^2$  scan area (this roughness is due to a kinetic roughening mechanism which is known to occur in GaN MBE using  $\text{NH}_3$ ).<sup>10</sup>

The  $\theta:2\theta$  x-ray diffraction (XRD) scan (Fig. 1) shows only the presence of the wurtzite phase of GaN, confirming that the thermodynamically stable hexagonal phase, and not the cubic phase, is formed with this buffer as observed on Si(111) in spite of the square surface symmetry. XRD  $\phi$ -scan of the (10–13) GaN plane indicates the presence of a dominant domain orientation, as already observed for GaN grown on a similarly misoriented Si(001) substrate.<sup>6,11</sup> The proportion of the second domain orientation is estimated not exceeding 1%. The full width at half maximum (FWHM) of the GaN (0002) peak deduced from the XRD rocking curve is

<sup>a)</sup>Author to whom correspondence should be addressed; electronic mail: sj@crhea.cnrs.fr



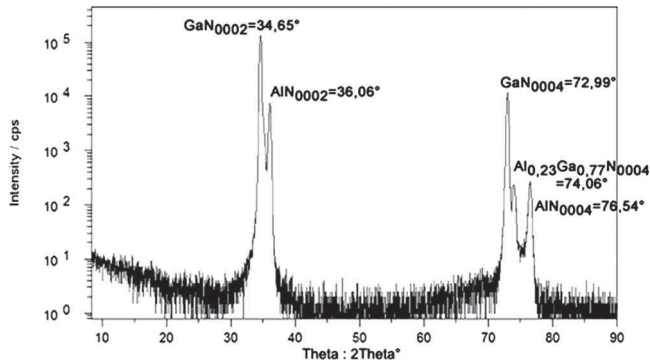


FIG. 1. XRD  $\theta:2\theta$  scan of an uncracked 600 nm thick  $\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.77}\text{N}$ (25 nm)/GaN structure grown on Si(001) substrate misoriented by  $5^\circ$  toward [110] direction showing only the presence of the wurtzite phase of the GaN.

about 1440 arcs. An average tilt of the crystallographic grains of  $0.5^\circ$  is evaluated using the Williamson–Hall plot<sup>12</sup> of the rocking curve FWHM on the symmetric reflections (000 $l$ ), and a mean twist of  $1.7^\circ$  is estimated following the approach of Srikant *et al.*<sup>13</sup> The in-plane misorientations between grains (twist) are accommodated by pure edge  $a$ -type dislocations ( $b_a 1/3 \langle 1-210 \rangle = 0.319$  nm) which therefore represent the most part of the dislocations. A threading dislocation (TD) density of  $5.10^{10} - 10^{11} \text{ cm}^{-2}$  is evaluated by plan-view transmission electron microscopy (TEM).

Optical properties of the AlGaN/GaN heterostructures have been studied at 10 K by photoluminescence (PL) using an Ar frequency-doubled laser excitation ( $\lambda = 244$  nm) and by reflectivity. Figure 2 shows the near-band-edge luminescence spectrum at 10 K. The two main peaks are attributed to the near-band edge of GaN ( $\sim 3.45$  eV) and AlGaN ( $\sim 3.78$  eV). From the reflectivity spectrum, the GaN peak is dominated by neutral donor bound exciton recombinations ( $I_2$  line) at 3.448 eV. The FWHM of the PL band edge is 18 meV. Strong A and C excitonic features are displayed at 3.454 eV and 3.472 eV, respectively. These energies indicate a (0001) biaxial tensile strain  $\epsilon_{xx}$  of  $\sim 2.3 \times 10^{-3}$ .<sup>14</sup> Note that for such a tensile strain, the energy of B exciton is near that of the A exciton. In contrast, the same GaN layer grown on Si(111) substrate is in compression with a biaxial strain  $\epsilon_{xx}$  of  $-0.05 \times 10^{-3}$ . Actually, this stress limits the critical thickness for crack generation: When grown on Si(001) the GaN

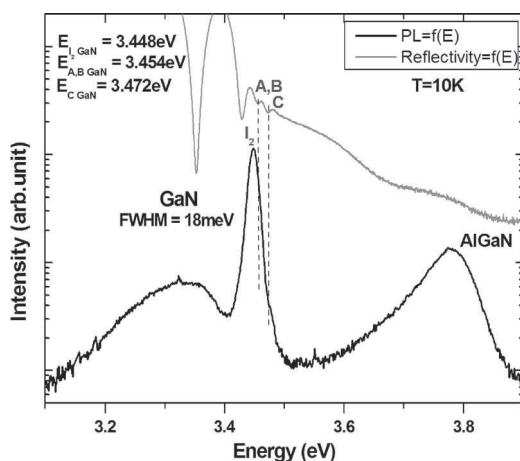


FIG. 2. 10 K PL and reflectivity spectra of the sample corresponding to Fig. 1.

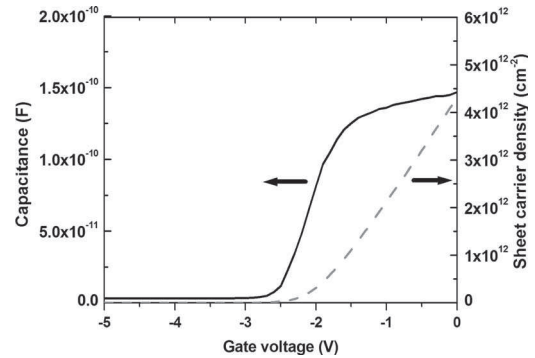


FIG. 3.  $C$ - $V$  measurements at 20 kHz confirming the presence of a 2D electron gas with a sheet carrier density of  $4.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  at the interface  $\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.77}\text{N}$ /GaN of the sample corresponding to Figs. 1 and 2.

layer is only free of cracks for thicknesses  $\leq 600$  nm, while crack-free GaN can be obtained up to  $2-3 \mu\text{m}$  on Si(111).<sup>9</sup>

HEMT devices have been processed on the above-described AlGaN/GaN/Si(001) structures. The ohmic contacts were formed from a Ti/Al/Ni/Au stack annealed for 20 s at  $750^\circ\text{C}$  by rapid thermal annealing and gate contacts are made of a Ni/Au bilayer. The device isolation was achieved by  $\text{Cl}_2/\text{Ar}$  reactive ion etching. Electrical properties of the AlGaN/GaN interface have been investigated at room temperature by capacitance-voltage ( $C$ - $V$ ) measurements with a frequency ranging from 1 kHz to 100 kHz (Fig. 3). The presence of a 2D electron gas at the AlGaN/GaN interface is clearly shown. It exhibits a sheet carrier density of  $4.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  with a pinch-off voltage of  $-2.5$  V. The background carrier concentration is as low as  $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  (this low value is probably due to the high density of dislocations which trap part of the free carriers). Such a relatively low residual background carrier density does not induce a parallel conduction in the GaN layer. The room-temperature electron drift mobility has been estimated at zero gate voltage at  $730 \text{ cm}^2/\text{V s}$  by measuring the sheet resistance ( $2100 \Omega/\text{square}$ ) of Hall bars and transmission line model devices. This mobility is lower than the one obtained for similar AlGaN/GaN heterostructures grown on a Si(111) substrate, ranging from 1500 to  $1650 \text{ cm}^2/\text{V s}$  (Ref. 15). Taking into account the high TD density, extrinsic scattering induced by dislocations is certainly the main mobility limiting factor, following the transport model elaborated by Jena *et al.*<sup>16</sup> This means that a higher drift mobility could be probably reached with a higher sheet carrier density. Figure 4 shows the output characteristics of a  $3 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$  gate transistor with a drain to source spacing of  $5 \mu\text{m}$ . A maximum current density of  $I_{\text{max}} \approx 125 \text{ mA/mm}$  is obtained at a gate voltage of  $+1.5$  V and a drain voltage of 10 V. The maximum transconductance is evaluated at  $g_m \approx 55 \text{ mS/mm}$ . These values are a factor of 1.65 lower than those obtained for the same devices realized on Si(111), but with a lower Al molar fraction (0.17) in order to achieve the same carrier concentration and the same pinch-off voltage.

In conclusion, we have shown that crack-free wurtzite AlGaN/GaN heterostructures can be grown on Si(001) vicinal substrate. At the AlGaN/GaN interface, the formation of a 2D electron gas is demonstrated with a sheet carrier density of  $4.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  and an electron mobility of  $730 \text{ cm}^2/\text{V s}$  at room temperature. The electron mobility is mainly limited by the high TD density. Operation of a HEMT device processed on such heterostructures is demonstrated. In spite of



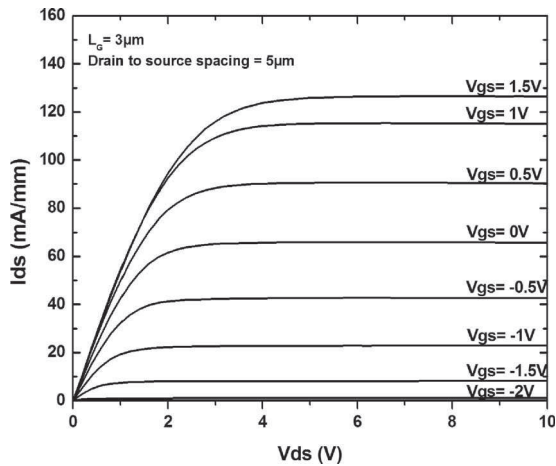


FIG. 4. Output characteristics of a  $3\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$  gate transistor with a drain to source spacing of  $5\ \mu\text{m}$  realized on an  $\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.77}\text{N}/\text{GaN}$  structure grown on Si(001) substrate misoriented by  $5^\circ$  toward [110] direction.

characteristics still lower than those obtained on Si(111), the results reported here open the way for GaN-based electronic applications on Si(001).

The authors are grateful to A. Leycuras, T. Chassagne, and M. Zielinski for the high-temperature  $\text{H}_2$  pretreatment of Si substrates, P. Vennéguès for TEM measurements, S. Chenot for the HEMT device processing, and M. Leroux for useful discussions. This work is supported by the French Office "MINEFI" in the project "Nano 2008."

- <sup>1</sup>D. C. Dumka, C. Lee, H. Q. Tserng, P. Saunier, and M. Kumar, *Electron. Lett.* **40**, 1023 (2004).
- <sup>2</sup>J. W. Johnson, E. L. Piner, A. Vescan, R. Therrien, P. Rajagopal, J. C. Roberts, J. D. Brown, S. Singhal, and K. L. Linthicum, *IEEE Electron Device Lett.* **25**, 459 (2004).
- <sup>3</sup>T. Lei, M. Fanciulli, R. J. Molnar, T. D. Moustakas, R. J. Graham, and J. Scanlon, *Appl. Phys. Lett.* **59**, 944 (1991).
- <sup>4</sup>B. Yang, A. Trampert, O. Brandt, B. Jenichen, and K. H. Ploog, *J. Appl. Phys.* **83**, 3800 (1998).
- <sup>5</sup>V. Lebedev, J. Jinschek, U. Kaiser, B. Schröter, W. Richter, and J. Kräußlich, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2029 (2000).
- <sup>6</sup>S. Joblot, E. Feltin, E. Beraudo, P. Vennéguès, M. Leroux, F. Omnès, M. Laügt, and Y. Cordier, *J. Cryst. Growth* **280**, 44 (2005).
- <sup>7</sup>O. L. Alerland, A. Nihat Berker, J. D. Joannopoulos, and D. Vanderbilt, *Phys. Rev. Lett.* **64**, 2406 (1990).
- <sup>8</sup>T. Sakamoto and G. Hashiguchi, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **25**, L78 (1986).
- <sup>9</sup>F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Vézian, and J. Massies, *Phys. Status Solidi A* **188**, 501 (2001).
- <sup>10</sup>S. Vézian, F. Natali, F. Semond, and J. Massies, *Phys. Rev. B* **69**, 125329 (2004).
- <sup>11</sup>S. Joblot, F. Semond, F. Natali, P. Vennéguès, M. Laügt, Y. Cordier, and J. Massies, *Phys. Status Solidi C* **2**, 2187 (2005).
- <sup>12</sup>T. Metzger, R. Höpler, E. Born, O. Ambacher, M. Stutzmann, R. Stömer, M. Schuster, H. Göbel, S. Christiansen, M. Albrecht, and H. P. Strunk, *Philos. Mag. A* **77**, 1013 (1998).
- <sup>13</sup>V. Srikant, J. S. Speck, and D. R. Clarke, *J. Appl. Phys.* **82**, 4286 (1997).
- <sup>14</sup>H. Lahrèche, M. Leroux, M. Laügt, M. Vaille, B. Beaumont, and P. Gibart, *J. Appl. Phys.* **87**, 577 (2000).
- <sup>15</sup>F. Semond, P. Lorenzini, N. Grandjean, and J. Massies, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 335 (2001).
- <sup>16</sup>D. Jena, A. C. Gossard, and U. K. Mishra, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1707 (2000).

# AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs on (001) silicon substrates

S. Joblot, Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, S. Chenot and J. Massies

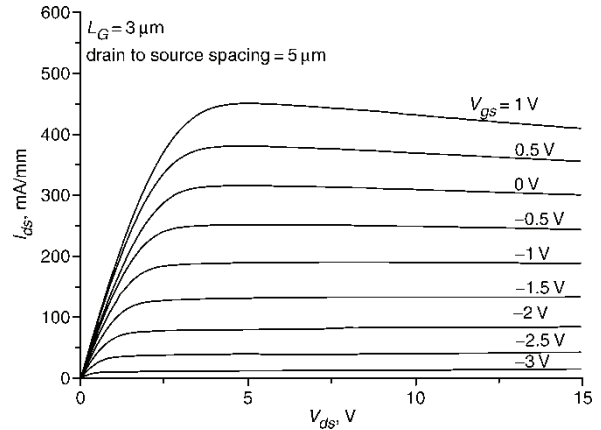
AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> high electron mobility transistors have been realised on resistive Si(001) substrate. The heterostructure was grown by molecular beam epitaxy. The 2D electron gas formed at the AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> interface exhibits a sheet carrier density of  $7.1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  and a Hall mobility of  $1500 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  at room temperature. High electron mobility transistors with a gate length of  $3 \mu\text{m}$  have been processed and DC characteristics have been achieved. A maximum drain current of more than  $440 \text{ mA/mm}$  and a transconductance  $g_m$  of  $120 \text{ mS/mm}$  have been obtained. These encouraging results open the way for Ga<sub>N</sub>-based electronic applications on Si(001) substrates.

**Introduction:** Silicon substrates exhibit advantages of the usual substrates like silicon carbide (SiC) or sapphire (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) in terms of cost and large size availability. Until now, the Si(111) orientation, which provides a hexagonal symmetry surface, has been preferred for Ga<sub>N</sub>-based devices grown on silicon because it is more suitable for the epitaxial growth of the Ga<sub>N</sub> Wurtzite phase. Indeed, several reports concerning the performance of high electron mobility transistor (HEMT) structures have demonstrated the relevance of this approach [1, 2]. Nevertheless, among the main silicon orientations, the (001) orientation is the most widely used in the silicon mainstream technology and presents advantages for processing and integration. However, the square surface symmetry of the Si(001) and the presence of two types of terraces with a  $2 \times 1$  reconstruction alternatively rotated by  $90^\circ$  make the growth of hexagonal Ga<sub>N</sub> more difficult [3, 4]. In this Letter, we report the realisation of an AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMT on silicon (001) substrate with noticeably better transport and electrical characteristics than previously reported [3].

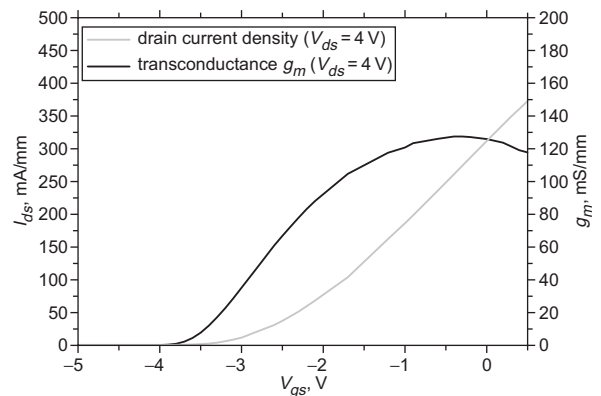
**Molecular beam epitaxy growth:** AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> heterostructures have been grown by molecular beam epitaxy (MBE) on a resistive (001) oriented silicon substrate ( $\rho > 5000 \Omega \text{ cm}$ ). The active layers grown on an  $\sim 800 \text{ nm}$  Ga<sub>N</sub> buffer consist of a  $25 \text{ nm}$ -thick AlGa<sub>N</sub> barrier and a  $1 \text{ nm}$  Ga<sub>N</sub> capping layer. Optimised Ga<sub>N</sub> buffer is deposited on a AlN/Ga<sub>N</sub> stack to accommodate the tensile stress induced by the thermal expansion coefficient mismatch and to obtain a final layer free of cracks. The surface morphology characteristics of the samples determined from atomic force microscopy (AFM) are typical of a kinetic roughening (RMS roughness of  $5 \text{ nm}$  for area  $> 9 \mu\text{m}^2$ ), as already observed for Ga<sub>N</sub> grown by MBE using NH<sub>3</sub> as precursor [5]. The threading dislocation density is lower than the one previously reported [3] and has been estimated by AFM to be in the low  $10^{10} \text{ cm}^{-2}$  region. For a Al<sub>0.27</sub>Ga<sub>0.73</sub>N/Ga<sub>N</sub> heterostructure, Hall electron mobility has been evaluated at  $\mu = 1230 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  with a sheet resistance of  $730 \Omega/\square$  and a sheet carrier density  $N_s$  of  $7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ , which attests to an improvement by a factor 1.7 of the 2D gas properties reported in [3]. An Al<sub>0.24</sub>Ga<sub>0.76</sub>N/Ga<sub>N</sub> heterostructure including an additional  $1 \text{ nm}$  AlN interfacial layer between the AlGa<sub>N</sub> and the Ga<sub>N</sub> buffer has been then grown in order to limit the scattering effect due to alloy disorder [6]. An electron mobility  $\mu = 1500 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  and a sheet carrier density  $N_s = 7.1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  with a sheet resistance of  $580 \Omega/\square$  are measured by Hall effect on Van der Pauw geometry devices. Mercury-probe capacitance-voltage (C-V) measurements have been achieved and the same sheet carrier density has been extracted with a pinch-off voltage of  $-3.6 \text{ V}$ .

**Device processing and results:** HEMT devices have been realised on the Al<sub>0.24</sub>Ga<sub>0.76</sub>N/AlN/Ga<sub>N</sub> heterostructure. The device isolation was achieved by Cl<sub>2</sub>/CH<sub>4</sub>/Ar reactive ion etching and ohmic contacts were formed from a Ti/Al/Ni/Au stack annealed for  $20 \text{ s}$  at  $750^\circ\text{C}$  by rapid thermal annealing (the contact resistance assessed with TLM devices is  $r_c = 0.6 \Omega \text{ mm}$ ). Finally, Ni/Au contacts were evaporated to realise Schottky gates. Fig. 1 shows the DC output characteristics of devices with a drain to source spacing of  $5 \mu\text{m}$ , a gate length of  $3 \mu\text{m}$  and a development of  $100 \mu\text{m}$ . A maximum drain current density  $I_{\text{max}} = 440 \text{ mA/mm}$  has been obtained at  $+1 \text{ V}$  on the gate and a drain voltage of  $+5 \text{ V}$ . The transconductance  $g_m$  against gate voltage

characteristics for a drain voltage of  $4 \text{ V}$  is shown in Fig. 2 and the maximum transconductance is evaluated at  $g_m = 120 \text{ mS/mm}$ . This device with a non-optimised gate to drain spacing of  $1 \mu\text{m}$  produces a drain leakage current of  $1 \text{ mA/mm}$  at pinch-off ( $V_{gs} = -5 \text{ V}$ ) for a  $V_{ds}$  bias in the  $20\text{--}50 \text{ V}$  range. A bias  $V_{ds} = 100 \text{ V}$  is necessary to reach the same drain leakage current on devices with  $3 \times 150 \mu\text{m}$  gates and  $10 \mu\text{m}$  source to drain spacing. Electron mobility and maximum drain current are still lower than those obtained on devices realised on Si(111) substrates [7] but significantly higher than previously reported results on Si(001) substrate [3] and are very encouraging for the use of Ga<sub>N</sub>-based electronic applications on Si(001) substrates.



**Fig. 1** DC output characteristics of  $3 \times 100 \mu\text{m}$  gate transistor with drain to source spacing of  $5 \mu\text{m}$  realised on Al<sub>0.24</sub>Ga<sub>0.76</sub>N/AlN/Ga<sub>N</sub> structure grown on Si(001) substrate



**Fig. 2** Transconductance  $g_m$  against gate voltage for drain voltage of  $+4 \text{ V}$  on heterostructure and device corresponding to Fig. 1

**Conclusions:** Molecular beam epitaxy has been used to grow AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> heterostructures on Si(001); these layers present transport and electrical properties approaching those obtained on Si(111) substrate. The output characteristics of HEMT devices with a  $3 \mu\text{m}$  gate length exhibit a maximum drain current density of  $440 \text{ mA/mm}$  and a maximum transconductance of  $120 \text{ mS/mm}$ . These results are promising and open the way for making efficient AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMT devices on Si(001).

**Acknowledgments:** The authors are grateful to A. Leycuras, T. Chassagne and M. Zielinski for their help. This work is supported by the French Office 'MINEFI' in the project 'Nano 2008'.

© IEE 2006  
 Electronics Letters online no: 20063688  
 doi: 10.1049/el:20063688  
 S. Joblot, Y. Cordier, F. Semond, P. Lorenzini, S. Chenot and J. Massies (CRHEA-CNRS, rue B. Grégory, Parc de Sophia Antipolis, 06560 Valbonne, France)  
 E-mail: sj@crhea.cnrs.fr  
 S. Joblot: Also with STMicroelectronics, 850 rue Jean Monnet, F-38926 Crolles, France

## References

- 1 Dumka, D.C., Lee, C., Tserng, H.Q., Saunier, P., and Kumar, M.: 'AlGaIn/GaN HEMTs on Si substrate with 7 W/mm output power density at 10 GHz', *Electron. Lett.*, 2004, **40**, pp. 1023–1024
- 2 Johnson, J.W., Piner, E.L., Vescan, A., Therrien, R., Rajagopal, P., Roberts, J.C., Brown, J.D., Singhal, S., and Linthicum, K.L.: '12 W/mm AlGaIn-GaN HFETs on silicon substrates', *IEEE Electron Device Lett.*, 2004, **25**, pp. 459–461
- 3 Joblot, S., Semond, F., Cordier, Y., Lorenzini, P., and Massies, J.: 'High-electron-mobility AlGaIn/GaN heterostructures grown on Si(001) by molecular-beam epitaxy', *Appl. Phys. Lett.*, 2005, **87**, p. 133505
- 4 Schulze, F., Dadgar, A., Bläsing, J., and Krost, A.: 'Influence of buffer layers on metalorganic vapor phase epitaxy grown GaN on Si(001)', *Appl. Phys. Lett.*, 2004, **84**, p. 4747
- 5 Vézian, S., Natali, F., Semond, F., and Massies, J.: 'From spiral growth to kinetic roughening in molecular-beam epitaxy of GaN(0001)', *Phys. Rev. B*, 2004, **69**, p. 125329
- 6 Smorchkova, I.P., Chen, L., Mates, T., Shen, L., Heikman, S., Moran, B., Keller, S., Denbaars, S.P., Speck, J.S., and Mishra, U.K.: 'AlN/GaN and (Al,Ga)N/AlN/GaN two-dimensional electron gas structures grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy', *J. Appl. Phys.*, 2001, **90**, p. 5196
- 7 Cordier, Y., Hugues, M., Lorenzini, P., Semond, F., Natali, F., and Massies, J.: 'Electron mobility and transfer characteristics in AlGaIn/GaN HEMTs', *Phys. Status Solidi (C)*, 2005, **2**, (7), pp. 2720–2723