THÈSE

Présentée à

L'Université de Lille

École doctorale : Science de l'ingénierie et des systèmes
Institut d'Electronique, de Microélectronique et de Nanotechnologie

Pour l'obtention du titre de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ

Spécialité : Électronique, microélectronique, nanoélectronique et micro-ondes

Par

Amir AL ABDALLAH

Étude de la diode Schottky GaN à base de métaux réfractaires pour les applications spatiales à haute température et haute fréquence

Soutenue le 10 décembre 2025

Membres du Jury :

M. Dominique Planson	Professeur, INSA Lyon - Laboratoire Ampère	Rapporteur
M. Kevin Nadaud	Maître de conférences, Université de Tours - GREMAN	Rapporteur
Mme Jeanne Treuttel	Ingénieur de recherche, LIRA - Observatoire de Paris	Examinatrice
Mme Camille Sonneville	Maître de conférences, INSA Lyon - Laboratoire Ampère	Examinatrice
M. Guillaume Ducournau	Professeur, Université de Lille, CNRS - IEMN	Président du jury
M. Tuami Lasri	Professeur, Université de Lille, CNRS - IEMN	Examinateur
M. Abdelaziz Hamdoun	Maître de conférences, Université de Poitiers - Xlim	Examinateur
M. Malek Zegaoui	Ingénieur de recherche, CNRS - IRCICA	Co-encadrant de thèse
Martina Wiedner	Directrice de recherche, LIRA - Observatoire de Paris	Co-directrice de thèse
M. Mohammed Zaknoune	Directeur de recherche, CNRS - IEMN	Directeur de thèse

« La salle blanche n'efface pas les erreurs, elle révèle la rigueur »

- moi

Remerciements

Ce travail a été réalisé à l'Institut d'Electronique, de Microélectronique et de Nanotechnologie (IEMN) de Villeneuve d'Ascq, dirigé par Monsieur Thierry Mélin. Je lui exprime toute ma gratitude pour m'avoir ouvert les portes du laboratoire, et par ce biais, celles de la salle blanche. Je le remercie également pour les échanges constructifs autour des mesures KPFM, qui ont trouvé toute leur place dans cette thèse.

Mes remerciements les plus sincères vont à mon directeur de thèse, Monsieur Mohammed Zaknoune, un directeur méthodique et ouvert aux nouvelles idées, qui m'a transmis l'exigence et la rigueur indispensables en salle blanche et dans le travail scientifique en général. Je lui suis particulièrement reconnaissant pour sa présence constante et son accompagnement bienveillant.

Toujours en salle blanche, j'adresse mes sincères remerciements à mon co-encadrant Malek Zegaoui pour le partage de sa grande expérience sur le nitrure de gallium. Je lui suis reconnaissant de m'avoir sensibilisé aux surfaces des semi-conducteurs, un sujet complexe que nous avons exploré ensemble et dont les fruits se reflètent dans ce travail.

Je remercie chaleureusement mon co-encadrant Yannick Roelens, avec qui nous avons conçu le boîtier permettant les mesures à haute température, jusqu'à 300 °C. Des mesures locales que nous avons menées avec une certaine fierté "maison".

Je tiens également à remercier Madame Martina Wiedner du LIRA pour avoir co-dirigé cette thèse. Mes remerciements les plus chaleureux vont aussi à Madame Jeanne Treuttel, ma co-encadrante, pour notre collaboration sur le design du circuit radiomètre et le suivi depuis l'Observatoire de Paris.

Je tiens à remercier sincèrement Messieurs Dominique Planson et Kevin Nadaud, rapporteurs de ce travail, pour l'honneur qu'ils me font en acceptant de l'évaluer, ainsi que Mme Camille Sonneville et Monsieur Tuami Lasri pour l'attention accordée à ce manuscrit en qualité d'examinateurs.

Je remercie Monsieur Guillaume Ducournau pour sa constante amabilité, pour l'évaluation de ce manuscrit en tant qu'examinateur, ainsi que pour son engagement dans la valorisation et le rayonnement du laboratoire, notamment lors d'EuMW24.

Mes remerciements vont également à Louis Thomas pour son aide précieuse et sa disponibilité dans les nombreux aspects liés à la caractérisation AFM/KPFM, qui occupent une place importante dans ce manuscrit. Je le remercie aussi d'avoir partagé le même enthousiasme pour ces mesures.

Je remercie Messieurs Thierry Baron, Gauthier Lefevre et Franck Bassani pour les images TEM qu'ils nous ont fournies et qui ont permis de mieux comprendre les interfaces de nos composants.

Je remercie profondément l'ensemble du personnel de la centrale de technologie de l'IEMN, garants du bon fonctionnement des équipements. Je pense notamment à Messieurs François Vaurette et Pascal Tilmant. Mes remerciements les plus particuliers vont à Messieurs Marc Dewitte et Christophe Boyaval, que j'ai souvent sollicités avec mes questions interminables, et qui ont toujours su faire preuve d'une patience exemplaire.

J'étends mes remerciements au réseau Renatech, pour la qualité de ses plateformes, l'accompagnement des ingénieurs, et l'environnement de recherche stimulant qu'il offre, lesquels ont constitué des éléments déterminants pour le bon déroulement de mes travaux.

Ma gratitude s'adresse également à Monsieur Mahmoud Abou-Daher pour m'avoir volontairement transmis une culture sur les HEMT GaN ainsi que de conseils avisés sur la suite de carrière.

Je remercie tous mes collègues du groupe Anode, notamment Madame Mariem Ben Youssef, Madame Beatriz Orfao E Vale Taberno, Monsieur Abdelmalek Zemour, Monsieur Jihed Derouiche, Monsieur Houssine Makhlouf, et Monsieur Hugo Bouillaud, pour leur bienveillance et leur camaraderie.

J'adresse une pensée à M. Henri Happy, directeur de l'École Doctorale, décédé le 15 novembre 2025, et rends hommage à son engagement au service de la communauté académique.

Je remercie ma mère, Khadija Chebbo, dont le soutien inconditionnel m'accompagne chaque jour, par-delà la Méditerranée.

Je remercie ma compagne, France Naveau, qui a su adoucir les journées les plus rudes de la thèse et qui continue à adoucir chacune de mes journées.

Enfin, je souhaite remercier, avec ferveur, Sénèque, Marc Aurèle et Épictète, qui veillent sur moi à travers leurs écrits et m'ont insufflé la force et la résilience nécessaires face à l'adversité tout au long de ce parcours.

Résumé

Les exigences croissantes en électronique haute température, motivées par des applications telles que le forage profond, l'aéronautique hypersonique ou encore l'exploration spatiale, imposent le développement de dispositifs capables de fonctionner au-delà des limites thermiques des technologies silicium traditionnelles. Dans le contexte particulier de l'exploration spatiale, l'exploration de Vénus exige des dispositifs pouvant fonctionner à des températures allant jusqu'à 460 °C. Dans ce contexte, la technologie GaN (nitrure de gallium) se distingue par son potentiel à opérer efficacement à haute température sans nécessiter de systèmes de refroidissement externes. Ce travail vise la conception d'un radiomètre à haute température destiné à la détection de vapeur d'eau dans l'atmosphère de Vénus, s'appuyant sur la diode Schottky GaN pour la multiplication de fréquence dans les circuits hétérodynes. Les travaux portent donc sur l'optimisation technologique et thermique de cette diode afin d'assurer un fonctionnement dans des conditions extrêmes de température. La démarche scientifique adoptée repose sur une approche itérative de conception, fabrication et caractérisation de la diode Schottky GaN en exploitant les métaux réfractaires tels que le Molybdène et Tungstène, permettant la fonctionnalité des dispositifs après des recuits allant jusqu'à 1000 °C et leur mesure in situ jusqu'à 300 °C. Des études approfondies de traitement de surface ont ainsi été menées afin d'affiner les procédés de fabrication. Les résultats obtenus ouvrent des perspectives vers des diodes submicroniques pour la multiplication de fréquence en gamme THz et des plateformes GaN dédiées à l'électronique spatiale.

Abstract

The growing demand for high-temperature electronics, driven by applications such as deep-well drilling, hypersonic aerospace systems, and space exploration, requires the development of devices capable of operating beyond the thermal limits of traditional silicon-based technologies. In the particular context of Venus exploration, electronic systems are expected to function at temperatures reaching up to 460 °C. In this framework, gallium nitride (GaN) technology stands out for its potential to operate efficiently at high temperatures without the need for external cooling systems. This work focuses on the design of a high-temperature radiometer intended for the detection of water vapor in the Venusian atmosphere, relying on GaN Schottky diodes for frequency multiplication in heterodyne receivers. The study addresses the technological and thermal optimization of this diode to ensure reliable operation under extreme conditions. The adopted scientific approach follows an iterative process of design, fabrication, and characterization of devices, exploring new metallic architectures that integrate refractory metals such as Molybdenum and Tungsten. These metals enable device functionality after annealing up to 1000 °C and in situ electrical measurements up to 300 °C. Advanced surface treatment studies are also carried out to refine the understanding and control of fabrication processes. The results open promising perspectives toward submicron Schottky diodes for frequency multiplication in Thz range and GaN platforms dedicated to space electronics.

Table des matières

Introduction Générale **11**

I. Contexte & état de l'art **15**

I.1 L'électronique à haute température : Applications **15**

I.1.1 Industrie automobile 15

I.1.2 Industrie pétrolière et gazière, énergie géothermique 17

I.1.3 Astronomie : Gestion de puissance, Sources THz et Multiplicateurs de fréquences 19

I.1.3.1 Applications DC-DC 20

I.1.3.2 Applications radiofréquences (RF) 20

I.1.4 L'exploration de Vénus : histoire d'un engouement passé 25

I.2 Défis de l'électronique à haute température **28**

I.2.1 Impact de la température sur la durée de vie d'un composant 29

I.2.2 Le cas des matériaux III-V à large bande interdite 31

I.2.3 Effet de la température sur la densité intrinsèque de porteurs 32

I.2.4 Effet de la température sur la mobilité des porteurs 34

I.2.5 Analyse comparative SiC vs GaN en milieux sévères 37

I.3 Le Nitrure de Gallium (GaN) **38**

I.3.1 Structure cristalline 38

I.3.2 Le substrat et son impact sur la croissance 39

I.3.2.1 Production des substrats massifs de GaN 40

I.3.3 Croissance des couches à base de Nitrure de Gallium 42

I.4 La diode Schottky GaN **43**

I.4.1 Théorie des bandes et mécanismes de conduction 44

I.4.1.1 Modèle Schottky-Mott idéal 44

I.4.1.2 Blocage du niveau de Fermi : modèles MIS et MIGS 47

I.4.2 Les diodes Schottky GaN à métaux conventionnels 49

I.4.3 Les diodes Schottky GaN à métaux réfractaires : état de l'art 50

I.5 Objectifs & axes de recherche : Vers un radiomètre à 183 GHz à base de diodes Schottky GaN **54**

II. Fabrication & caractérisation de diodes Schottky GaN **58**

II.1 Fabrication conventionnelle de diodes Schottky GaN quasi-verticales **58**

II.1.1 Définition du masque de fabrication (fichier GDS) 61

II.1.2 Définition des motifs par E-beam 63

II.1.2.1 Correction des effets de proximité 63

II.1.2.2 Effets d'accumulation de charge 64

II.1.2.3 Effets de la dose d'exposition 65

II.1.3 Définition des mésas 69

II.1.3.1 Gravure Oxford Plasmalab 100 ICP 71
II.1.3.2 Gravure Sentech ICP-RIE 72
II.1.3.3 Analyse comparative et choix du bâti de gravure 74
II.1.4 Définition du contact Ohmique & du contact Schottky 74
II.1.4.1 Définition du contact ohmique 75
II.1.4.2 Définition du contact Schottky 76
II.1.5 Le recuit de formation du contact Schottky 77
II.2 Effet du recuit sur les caractéristiques électriques des diodes 78
II.3 Synthèse et conclusion du chapitre 80
III. Développement de Diodes Schottky GaN à base de Métaux Réfractaires 81
III.1 Fabrication de Diodes Schottky à base de Molybdène par procédé conventionnel 81
III.1.1 Etude morphologique des contacts Mo/Au 83
III.1.2 Effet du recuit sur les caractéristiques électriques des contacts 84
III.1.3 Comparaison des jonctions et conclusion 85
III.2 Effet du recuit sur la résistance de contact ohmique 86
III.2.1 Etude du contact Ti/Al/Ni/Au 88
III.2.2 Etude du contact Ti/Mo/Au 89
III.2.3 Conclusion sur l'étude TLM 90
III.3 Nouvelle approche de Fabrication (Mo/Pt/Au) 90
III.3.1 Séquence et Méthodologie de recuit adaptées aux métallisations 91
III.3.2 Etude morphologique des contacts Mo/Pt/Au après recuit 95
III.3.3 Caractéristiques électriques des diodes à empilement Mo/Pt/Au 96
III.3.3.1 Influence de l'empilement sur les performances après recuit à 600 °C 97
III.3.3.2 Influence de l'empilement sur les performances après recuit à 700 °C 98
III.3.3.3 Influence de l'empilement sur les performances après recuit à 850 °C 100
III.3.3.4 Effet du recuit sur l'empilement de 45/30/300 nm 101
III.3.3.5 Comparaison avec l'état de l'art et conclusion 103
III.3.4 Analyse structurale de l'interface Mo–GaN par MET 106
III.3.4.1 Interface à l'état initiale 106
III.3.4.2 Interface après recuit à 850 °C 108
III.3.4.3 Discussion et synthèse sur l'étude structurale 109
III.3.5 Optimisation de la surface GaN n^- par traitement de surface Argon 110
III.3.5.1 Analyse morphologique par AFM 111
III.3.5.2 Analyse du potentiel de surface par KPFM 116
III.4 Approche de fabrication intégrant le traitement de surface à l'Argon 120
III.4.1 Procédé de fabrication type « COMORES » 120
III.4.2 Impact du traitement Ar 121

III.4.2.1 Impact du traitement à l'Ar après un recuit à 700 °C 121
III.4.2.2 Impact du traitement à l'Argon après recuit à 850 °C 122
III.4.3 Comparaison avec la littérature & conclusion..... 123
III.5 Quatrième approche : Vers un procédé de fabrication adapté aux recuits à 1000 °C 124
III.5.1 Procédé de fabrication « Goldless Annealing» 124
III.5.1.1 Définition du masque de fabrication « Goldless »..... 128
III.5.1.2 Analyses morphologiques à l'état initial..... 130
III.5.1.3 Analyse morphologique après recuit à 850 °C..... 131
III.5.1.4 Analyse morphologique après recuit à 1000 °C..... 131
III.5.1.5 Epaississement Ti/Au..... 132
III.5.2 Effet du recuit à 850 & 1000 °C sur les caractéristiques électriques des diodes..... 133
III.5.2.1 Effet du recuit à 850 °C sur les caractéristiques électriques des diodes 133
III.5.2.2 Effet du recuit à 1000 °C sur les caractéristiques électriques des diodes 135
III.6 Mesures in-situ jusqu'à 300 °C 137
III.6.1 Conception et mise en place d'un boîtier de mesure haute température 138
III.6.2 Protocole de recuit & mesure in-situ jusqu'à 300 °C..... 141
III.6.3 Résultats des mesures électriques in-situ jusqu'à 300 °C 142
III.6.4 Comparaison état initial vs après le cycle de recuit 146
III.6.5 Conclusion sur les mesures HT..... 147
III.7 Développement de diodes Schottky GaN à base de tungstène 147
III.7.1 Elaboration de couches de tungstène par pulvérisation cathodique DC..... 148
III.7.1.1 Protocole de dépôt des couches de tungstène 149
III.7.1.2 Etude morphologique..... 150
III.7.1.3 Mesures Van der Pauw..... 154
III.7.1.4 Conclusion sur les mesures..... 157
III.7.1.5 Dépôt et caractérisation chimique par EDS du Nitrure de tungstène (WN) 158
III.7.2 Intégration technologique pour la réalisation de diodes Schottky à base de tungstène 160
III.7.2.1 Optimisation du « lift-off » par pulvérisation 160
III.7.3 Mise en œuvre du tungstène dans la séquence de fabrication des diodes Schottky .. 162
III.7.3.1 Développement de la séquence technologique pour des diodes W/n-GaN par procédé conventionnel..... 162
III.7.3.2 Caractérisation : Effet du recuit sur les paramètres électriques des diodes..... 165
III.7.3.3 Développement de la séquence technologique par le procédé « COMORES »..... 166
III.7.3.4 Recuit et empilement : Influence sur les caractéristiques I-V..... 167
III.7.4 Conclusion générale et discussion autour de la littérature (comparaison) 171
III.7.4.1 Performances des empilements W/Au 172
III.7.4.2 Performances des empilements W/Pt/Au..... 172

III.7.4.3 Comparaison avec l'état de l'art 172
III.7.4.4 Conclusion générale et perspectives 174
IV. Synthèse, travaux exploratoires et perspectives prometteuses 175
IV.1 Synthèse des résultats rapportés 175
IV.2 Dépôt préliminaire du contact métallique : approche « Schottky first » 177
IV.2.1 Séquence de fabrication « Schottky First » 177
IV.2.2 Effet du recuit sur les caractéristiques électriques des diodes 181
IV.2.3 Discussion autour du procédé « Schottky first » & conclusion 183
IV.2.4 Perspectives d'utilisation du procédé « Schottky first » 183
IV.3 Développement de diodes Schottky pour les applications de multiplication de fréquence 184
IV.3.1 Définition des motifs submicroniques pour les très hautes fréquences 184
IV.3.2 Mesures hyperfréquences 67 GHz : extraction de paramètres S 187
IV.4 Le potentiel des composants GaN/GaN 192
IV.4.1 Implications pour les diodes Schottky GaN de ce travail 193
IV.4.2 Vision prospective et axes de développement futurs 194
Références bibliographiques 196
Liste des figures 209
Liste des tableaux 214

Introduction Générale

Les besoins croissants dans des domaines tels que le forage profond de puits pour les industries géothermique et pétrolière, le développement d'aéronefs hypersoniques ainsi que l'exploration spatiale, imposent le recours à une électronique capable de fonctionner à des températures extrêmes, pouvant atteindre 500 °C. Cette exigence dépasse nettement la limite thermique usuelle de la technologie silicium sur isolant (SOI), généralement restreinte à environ 300 °C. Afin de pallier cette contrainte, des solutions de gestion thermique complémentaires, qu'elles soient actives ou passives, sont traditionnellement mises en œuvre pour assurer la continuité du fonctionnement au-delà de la plage de température spécifiée. Cependant, de telles stratégies de refroidissement induisent des limitations notables, notamment une augmentation de l'encombrement, du coût, de la consommation énergétique, de la complexité des systèmes, ainsi que des sources potentielles de bruit et de défaillance. Dans cette perspective, le développement de dispositifs électroniques intrinsèquement aptes à fonctionner directement à haute température, sans recourir à des systèmes de refroidissement externes, apparaît comme une voie particulièrement prometteuse pour réduire les coûts globaux et renforcer l'opérationnalité des systèmes.

Ces dispositifs électroniques peuvent être conçus à la fois pour la conversion de puissance et pour la multiplication de fréquence. Dans le domaine de la radioastronomie, la détection des ondes électromagnétiques émises par les molécules présentes dans le milieu interstellaire constitue un défi majeur. Par exemple, la vapeur d'eau émet un rayonnement caractéristique à 180 GHz, une fréquence trop élevée pour être directement exploitée par les équipements de détection conventionnels.

Afin de pallier cette limitation, une technique consiste à mélanger cette fréquence élevée avec une fréquence plus basse. Le résultat de cette opération est la génération d'une fréquence intermédiaire (IF) plus faible, aisément amplifiable et analysable. Ce principe, dit hétérodyne, est à la base du fonctionnement des radiomètres utilisés pour l'observation et la caractérisation des signaux émis par les corps célestes.

Dans ce contexte, le circuit hétérodyne repose sur l'emploi de sources térahertz servant d'oscillateur local. Parmi les dispositifs clés permettant la multiplication de fréquence, la diode Schottky occupe une place centrale, car elle permet la génération d'harmoniques multiples de la fréquence d'entrée.

La conception de tels dispositifs devient particulièrement complexe lorsque ceux-ci doivent opérer dans des environnements extrêmes, tels que celui de Vénus. En effet, la température en surface (environ 460 °C) et l'opacité dense de son atmosphère constituent des contraintes sévères sur le plan technologique.

Dans cette perspective ambitieuse, un partenariat entre le LIRA (Laboratoire d'Instrumentation et de Recherche en Astrophysique, Observatoire de Paris–PSL) et l'IEMN (Institut d'Électronique, de Microélectronique et de Nanotechnologie, Lille) vise à développer un radiomètre basé sur la technologie

GaN (nitrure de gallium), capable de détecter la présence d'eau dans l'atmosphère vénusienne à haute température.

Ce projet de thèse est soutenu par la Mission pour les Initiatives Transverses et Interdisciplinaires (MITI) dans le cadre du programme 80 Prime, initiative de collaboration inter-instituts. Il associe deux grands instituts du CNRS : l'Institut national des sciences de l'univers (INSU), porteur du projet, et l'Institut des sciences de l'ingénierie et des systèmes (INSIS).

Le dispositif central étudié dans le cadre de cette thèse est la diode Schottky en technologie GaN, dont l'objectif principal est l'optimisation du comportement thermique afin d'assurer un fonctionnement dans des conditions extrêmes.

Cette thèse s'articule selon une démarche progressive, fondée sur une optimisation technologique itérative et continue d'un composant électronique, visant à améliorer ses performances successivement sous une première condition de contrainte thermique puis une deuxième condition plus sévère.

Le chapitre I établit le cadre général de l'étude à travers une revue de l'état de l'art. Il présente d'abord les applications de l'électronique à haute température dans divers secteurs industriels, avant de se concentrer sur les besoins spécifiques de la radioastronomie et de l'exploration vénusienne. Ce contexte justifie le choix des diodes Schottky en technologie GaN, tout en mettant en évidence une intuition scientifique motivant l'intégration de métaux réfractaires. Ces éléments permettent de définir clairement les objectifs scientifiques du travail.

Le chapitre II décrit ensuite la méthodologie expérimentale de référence adoptée pour la fabrication et la caractérisation de diodes Schottky GaN à base de métaux conventionnels. Il présente de manière structurée l'ensemble des étapes de microfabrication et les contraintes technologiques associées, constituant ainsi la base procédurale sur laquelle s'appuient les développements ultérieurs.

Ces procédés sont ensuite réadaptés et optimisés dans le chapitre III, qui explore de nouvelles architectures métalliques spécifiquement conçues pour fonctionner dans des conditions extrêmes. Ce chapitre met particulièrement l'accent sur l'intégration de métaux réfractaires, le molybdène et le tungstène, et présente de manière systématique les études morphologiques, structurales et électriques menées, ainsi que les optimisations successives ayant conduit à des diodes Schottky fonctionnelles après recuit jusqu'à 1000 °C, satisfaisant ainsi la première condition de contrainte thermique. Il comprend également l'évaluation in situ des dispositifs à haute température (jusqu'à 300 °C), répondant à la deuxième condition de contrainte thermique.

Enfin, le chapitre IV propose une synthèse globale des résultats obtenus et présente plusieurs travaux exploratoires ouvrant sur de nouvelles perspectives : une approche technologique innovante nécessitant des investigations complémentaires, la réalisation de diodes sub-microniques dédiées aux applications

en multiplication de fréquence, ainsi que la perspective des composants tout-GaN, susceptibles de constituer les futures plateformes d'électronique spatiale.

Cette structuration méthodique assure une progression cohérente, passant d'une analyse fondamentale des matériaux et des dispositifs à la validation expérimentale de leur aptitude fonctionnelle dans des environnements extrêmes, et consolide ainsi la contribution scientifique de ce travail au développement de l'électronique GaN à haute température pour l'astrophysique et l'exploration planétaire.

I. Contexte & état de l'art

Le premier chapitre de ce travail de thèse est consacré à l'introduction générale du contexte scientifique et technologique dans lequel s'inscrit la problématique. Il débute par un état de l'art sur les principales applications de l'électronique fonctionnant à haute température, notamment dans les domaines de l'automobile, de l'industrie pétrolière, gazière et de l'énergie géothermique, ainsi que dans les systèmes de détection et de génération d'ondes térahertz (THz) utilisés en astronomie. L'exploration de Vénus est ensuite abordée comme cas d'étude emblématique nécessitant des composants électroniques capables de résister à des environnements extrêmes. Dans un second temps, les défis fondamentaux associés au fonctionnement des dispositifs semi-conducteurs à haute température sont analysés, notamment les effets de la température sur la densité intrinsèque de porteurs, la mobilité des charges, ainsi que les courants de fuite. Cette analyse met en évidence la nécessité de matériaux à large bande interdite, tels que le Nitrure de Gallium (GaN), pour surmonter ces limitations. Le chapitre se poursuit par une présentation détaillée du GaN, de ses propriétés physiques et électroniques, de sa structure cristalline, des méthodes de croissance les plus utilisées ainsi que des défauts cristallins typiques. Une attention particulière est portée aux avantages de ce matériau dans les environnements thermiquement contraints. Enfin, l'accent est mis sur un composant central de notre étude : la diode Schottky à base de GaN. Les mécanismes de conduction, les configurations technologiques existantes et l'utilisation de métaux réfractaires comme anode sont discutés en détail. Ce chapitre s'achève par une présentation de l'axe de recherche développé dans ce projet de thèse, visant à optimiser les performances des diodes Schottky GaN pour les applications dans des environnements extrêmes (sous haute température de fonctionnement).

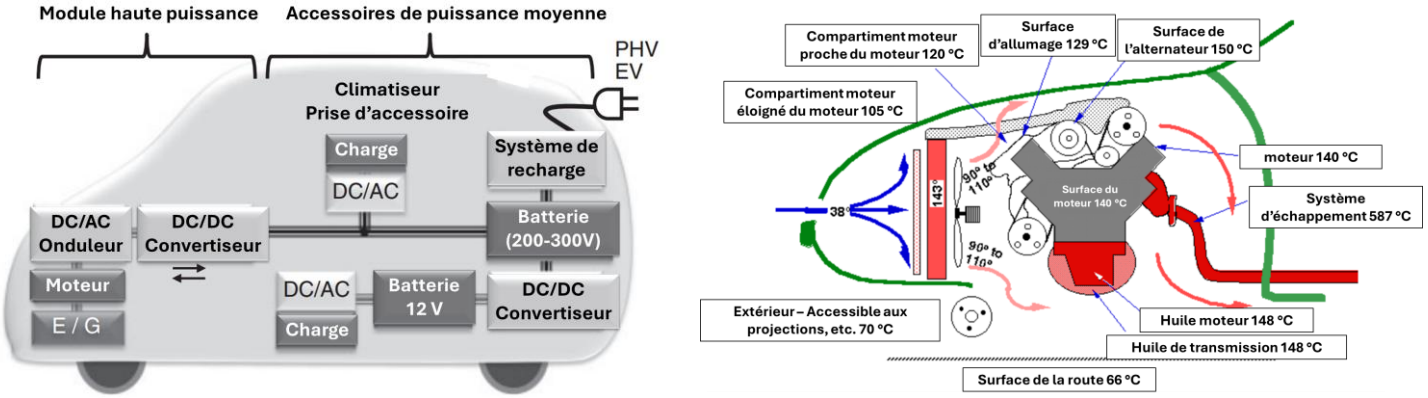
I.1 L'électronique à haute température : Applications

L'électronique à haute température constitue un domaine stratégique en pleine expansion, visant à concevoir des composants et systèmes capables de fonctionner en continu dans des environnements extrêmes. En fonction des environnements, ceci se traduit par exemple par des températures de fonctionnement allant de 150 °C pour les systèmes de puissance embarqués proches du moteur ou de l'échappement des voitures, jusqu'à 500 °C dans les missions spatiales exploitant des conditions atmosphériques hostiles. Ce type d'électronique est indispensable dans de nombreuses applications critiques où les conditions empêchent l'utilisation de dispositifs conventionnels à base de Silicium sur isolant *SOI* (qui sont limités à 300 °C). Cette première section illustrera le rôle de l'électronique dans chacune de ces applications, en accordant une attention particulière aux plus contraignantes parmi elles : l'exploration planétaire in-situ dans des atmosphères à très haute température.

I.1.1 Industrie automobile

L'industrie de l'électronique pour l'automobile définie l'électronique à haute température comme étant les composants capables de fonctionner au-delà de 125 °C.

L'évolution de l'électronique automobile vers des systèmes plus compacts, intelligents et performants a entraîné des contraintes thermiques croissantes, nécessitant l'utilisation de matériaux et de composants capables de fonctionner à haute tension mais aussi sous de longues contraintes thermiques. Les substrats traditionnels ont progressivement été remplacés par des matériaux céramiques comme l'alumine (Al_2O_3), le nitrure d'aluminium (AlN) et le nitrure de silicium (Si_3N_4), qui offrent une meilleure conductivité thermique et une résistance mécanique accrue pour les systèmes de conversion de puissance embarqués [1]. Ces substrats sont essentiels dans les convertisseurs DC-DC ou AC-DC, de plus en plus utilisés dans les véhicules électriques et hybrides. Les modules de puissance peuvent être classés en deux catégories en fonction du niveau de puissance de commande : les modules de forte puissance et les modules de puissance moyenne et faible. La Figure I-1a illustre les compartiments des véhicules électriques/hybrides intégrant ces modules, tandis que la Figure I-1b présente la répartition des températures dans les différentes zones du compartiment moteur d'une voiture thermique.



a. **b.**

Figure I-1 (a) Les modules de puissance utilisés dans les véhicules électriques/hybdrides (adapté de [1]) et (b) Profil thermique du compartiment du moteur (adapté de [2]).

Les modules de haute puissance trouvent donc leur utilité dans la commande du moteur principal (Figure I-1a). Ils incluent un convertisseur DC-DC bidirectionnel et un onduleur : le convertisseur peut élever la tension batterie jusqu'à 650 V selon les conditions de conduite, puis l'onduleur alimente le moteur. Les modules de moyenne/faible puissance trouvent leur utilité dans les sous-systèmes. Ces modules nécessitent des composants électroniques destinés à la haute tension, typiquement en technologie GaN, SiC ou même récement Ga_2O_3 (semiconducteurs grand gap et ulra-grand gap) [3], [4].

Les environnements des composants électroniques automobiles varient selon leur emplacement et le type d'automobile et sont plus sévères que ceux des produits grand public. La surface de l'alternateur peut atteindre 150 °C dans les moteurs des voitures thermiques (Figure I-1b) alors que le système d'échappement peut atteindre 587 °C.

Le **TABLEAU I-1** ci-après présente les températures extrêmes auxquelles sont soumis les modules électroniques selon leur potentiel emplacement dans le véhicule. Les valeurs indiquées correspondent à

la surface d'échange thermique. Actuellement, les modules électroniques automobiles sont conçus pour fonctionner jusqu'à 125 °C.

TABLEAU I-1EXTREMES DE TEMPERATURE DANS L'AUTOMOBILE REPRODUIT DE [2]

Emplacement	Température continue maximale typique	Exposition aux fluides
Sur le moteur	140°C	Sévère
Au niveau du moteur (collecteur d'admission)	125°C	Sévère
Sous le capot (près du moteur)	120°C	Sévère
Sous le capot (emplacement distant)	105°C	Sévère
Extérieur	70°C	Sévère
Compartiment passagers	70–80°C	Modéré

Ainsi, les composants en silicium ont montré leurs limites de température de fonctionnement, avec des phénomènes de courant de fuite et une dégradation accrue des performances électriques au-delà de 150 °C [2]. Ce constat a stimulé l'adoption de semi-conducteurs à large bande interdite, notamment le nitrure de gallium (GaN), qui présente une bande interdite de 3,4 eV, une haute mobilité électronique, une faible résistance à l'état passant et une excellente tenue en température [3]. Ces propriétés rendent les dispositifs GaN, tels que les diodes Schottky, particulièrement adaptés aux environnements automobiles à haute tension et haute température, en permettant des fréquences de commutation élevées et une réduction des pertes énergétiques [4]. Des études expérimentales ont démontré la fonctionnalité des diodes Schottky en GaN sur substrat silicium jusqu'à 400 K (~127 °C), avec une stabilité remarquable du courant de fuite et de la tension de seuil, confirmant leur aptitude aux applications automobiles exigeantes sans nécessiter de systèmes de refroidissement complexes [5]. L'ensemble de ces avancées technologiques positionne le GaN comme un matériau clé dans la prochaine génération de l'électronique de puissance automobile.

I.1.2 Industrie pétrolière et gazière, énergie géothermique

L'industrie pétrolière et gazière est l'un des premiers domaines à avoir exploité l'électronique capable de fonctionner à haute température, notamment dans les forages profonds. On note par exemple le programme de développement d'instruments de diagraphie géothermique, mené par les Laboratoires nationaux Sandia pour le Département de l'Énergie des États-Unis, entre 1976 et 1981. Ce programme comprenait des séminaires dédiés aux développement de l'électronique à haute température pour la diagraphie [5], ainsi qu'un guide initial à l'intention des ingénieurs et concepteurs d'instrument [6].

Dans ce guide figurent les composants passifs, tels que les condensateurs, les résistances et les thermistances, ainsi que les composants actifs, comme les diodes et les MOSFETs. Ce guide de référence présentait une synthèse des propriétés à haute température de ces divers composants électroniques et matériaux disponibles dans le commerce, utilisés dans la fabrication d'instruments de diagraphie pour puits géothermiques.

La diagraphie est une technique utilisée dans le forage de puits (pétroliers ou géothermiques) pour enregistrer les propriétés physiques des formations traversées. Elle permet d'identifier la nature des roches, leur porosité, la présence de fluides (eau, pétrole, gaz) et d'évaluer le potentiel du réservoir. La diagraphie instantanée, ou LWD (*Logging While Drilling*), mesure ces données en temps réel grâce à des capteurs intégrés dans la tige de forage.

Un système de diagraphie comprend les éléments suivants (cf. Figure I-2) :

- **Le puits et son environnement**, influençant directement les mesures.
- **L'outil de diagraphie**, contenant l'enveloppe mécanique, les capteurs et l'électronique, et mesurant la réponse de la formation (ex. absorption de neutrons).
- **Les câbles et la tête de câble**, assurant l'alimentation électrique et la transmission des données jusqu'à 300 °C.
- **Les instruments de surface**, qui collectent, enregistrent et analysent les signaux ; les hautes températures n'affectent pas le matériel mais peuvent influencer l'analyse logicielle.
- **Les systèmes électroniques**, intégrant des dispositifs actifs et passifs (condensateurs, résistances, inductances) et leurs interconnexions. Leur tenue est limitée par les matériaux organiques (300–350 °C) et le silicium (250 °C), ce qui restreint l'utilisation globale à 275–325 °C. Des dispositifs expérimentaux en GaP ont montré un fonctionnement jusqu'à 550 °C [7].

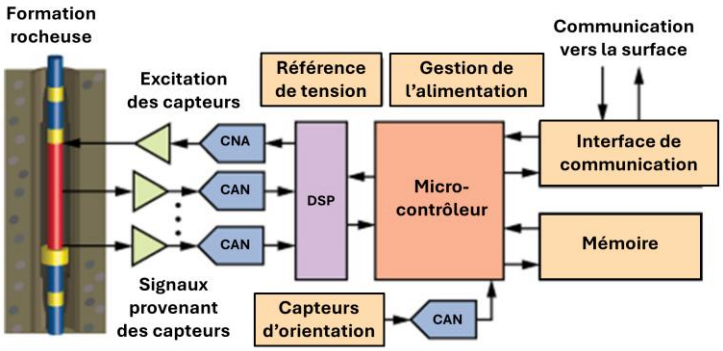


Figure I-2 Chaine typique d'un système de diagraphie (adapté de [8])

Cette méthode fournit des informations immédiates sans interrompre le forage, améliorant la précision et la prise de décision. La température augmente en moyenne de 25–30 °C par kilomètre [9] bien que ce chiffre puisse varier selon les régions. Historiquement, les forages étaient limités à 150–175 °C, mais les équipements actuels supportent jusqu'à 225 °C [8]. Le refroidissement actif reste inefficace et les solutions passives sont peu performantes lorsque la chaleur provient de l'extérieur, rendant la stabilité électronique un défi majeur. Lors de la complétion et de la production, ces systèmes surveillent la pression, la température, les vibrations et les écoulements multiphasiques tout en commandant les vannes. Une défaillance d'un composant, situé à plusieurs kilomètres de profondeur, peut nécessiter plus d'une journée pour le remplacement, entraînant un coût d'exploitation offshore pouvant dépasser un million de dollars par jour.

I.1.3 Astronomie : Gestion de puissance, Sources THz et Multiplicateurs de fréquences

Dans le domaine de l'astronomie, l'électronique occupe une place essentielle en servant d'interface entre l'instrumentation scientifique et les systèmes d'acquisition de données. Elle assure non seulement l'alimentation des sous-systèmes instrumentaux, qu'il s'agisse de télescopes terrestres ou spatiaux, de radiotélescopes ou d'interféromètres, mais également la détection, l'amplification, la conversion et le traitement de signaux extrêmement faibles émis par les objets célestes. Ces signaux, qui s'étendent sur une large portion du spectre électromagnétique (des ondes radio aux rayons X) imposent l'utilisation de dispositifs électroniques à très faible bruit, dotés d'une sensibilité élevée et d'une large bande passante. Dans ce contexte, deux grandes familles de détecteurs existent : les détecteurs directs (Bolomètres) et les détecteurs hétérodynes (Mélangeurs, LNA HEMT) dont un des sous-systèmes est la source, qui doit être spectralement pure et stable. Dans l'astrophysique, les détecteurs sont souvent réalisés à base de supra conducteurs. D'autre part, deux types d'applications électroniques peuvent être distinguées : les applications en conversion d'énergie (DC-DC) et les applications radiofréquences (RF). Le **TABLEAU I-2** présente une brève synthèse des différences essentielles entre ces deux catégories, en précisant leurs domaines d'utilisation, les composants principaux impliqués ainsi que les contraintes spécifiques, notamment en conditions de température élevée.

TABLEAU I-2 POINTS CLES DE LA DIFFERENCE ENTRE LES DISPOSITIFS DC-DC ET LES DISPOSITIFS RF

Catégorie	Exemples d'utilisation	Composants clés	Bilan
DC-DC	Convertisseurs d'alimentation, régulation de tension, circuits de commande	Diodes Schottky de puissance, MOSFET GaN/SiC, régulateurs	Dissipation thermique, fonctionnalité à long terme
RF	Récepteurs THz, mélangeurs, multiplicateurs de fréquence, émetteurs	Diodes Schottky RF, transistors HF, circuits passifs	Stabilité de fréquence, bruit thermique, pertes RF

La section suivante présente en détail ces deux catégories : nous examinerons d'abord les applications DC-DC, avant de nous concentrer sur les applications RF, en mettant en évidence leurs domaines d'utilisation, les composants clés impliqués et les exigences associées.

I.1.3.1 Applications DC-DC

Dans les systèmes électroniques embarqués utilisés en astronomie, les convertisseurs DC-DC jouent un rôle essentiel en assurant l'alimentation stable et efficace des différents sous-systèmes instrumentaux à partir des sources d'énergie disponibles à bord, généralement des panneaux solaires ou des batteries. Ces convertisseurs doivent fonctionner avec une efficacité maximale et une tolérance accrue aux conditions extrêmes du milieu spatial : températures élevées ou cryogéniques, rayonnements ionisants, et cycles thermiques répétés [10]. Les diodes Schottky sont des composants clés dans ces convertisseurs, en particulier en tant que diodes de redressement rapide, en raison de leur faible tension de seuil et de leur rapidité de commutation, qui permettent de minimiser les pertes de puissance et d'améliorer l'efficacité globale du système [11], [12]. Les diodes Schottky en GaAs et GaN sont particulièrement privilégiées en raison de la mobilité élevée du GaAs et la large bande interdite du GaN [13], [14].

Dans le contexte spatial, les diodes Schottky sont utilisées par exemple dans les convertisseurs DC-DC des modules de traitement des données ou d'alimentation des instruments embarqués sur des satellites d'observation. On les retrouve également dans les systèmes de télécommunication spatiale, où la stabilité de l'alimentation est critique pour les émetteurs RF et les horloges ultra-stables [12], [15]. Un exemple concret est leur intégration dans les unités de puissance à bord des satellites scientifiques tels que Gaia, Planck ou encore les missions d'observation solaire comme Solar Orbiter, où la miniaturisation et l'efficacité des systèmes d'alimentation sont des critères déterminants [15]. Toutefois, la majorité des diodes Schottky classiques en silicium ou même en GaAs présentent des limitations à haute température, ce qui restreint leur usage dans certaines zones thermiquement critiques. C'est pourquoi l'étude et l'optimisation de diodes Schottky à base de matériaux grand gap, tels que le GaN ou le SiC, suscitent un intérêt croissant pour les futures missions spatiales nécessitant des convertisseurs DC-DC performants et compatibles avec les environnements extrêmes [16].

I.1.3.2 Applications radiofréquences (RF)

Le spectre électromagnétique couvre une large gamme de fréquences, allant des ondes radio aux rayons gamma, en passant par les micro-ondes, l'infrarouge, la lumière visible, et l'ultraviolet. Au sein de ce spectre, le domaine térahertz (THz), généralement défini entre 0,1 et 10 THz (longueurs d'onde de 3 mm à 30 µm), occupe une région longtemps qualifiée de « gap térahertz » (cf Figure I-3 ci-après), car historiquement difficile à exploiter tant pour la génération que la détection du rayonnement [17]. Ce domaine présente un intérêt croissant depuis les années 1990 en raison de ses applications potentielles en astronomie, imagerie, spectroscopie, télécommunications, sécurité et sciences des matériaux [18].

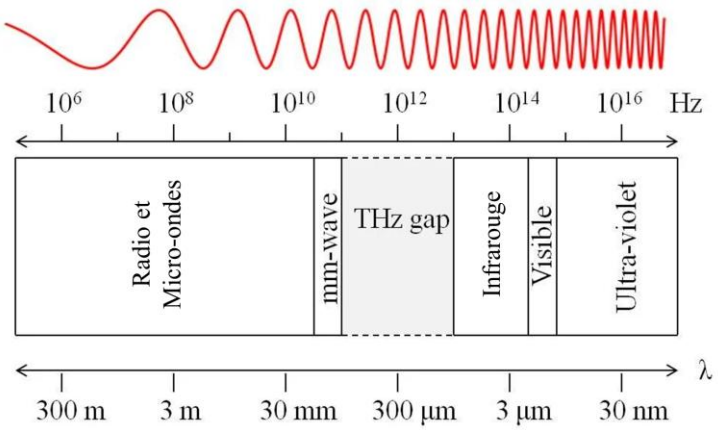


Figure I-3 Positionnement des ondes THz dans le spectre des ondes électromagnétiques

En astronomie, les ondes THz permettent d'observer les raies spectrales de nombreuses molécules interstellaires, de sonder les nuages de poussière cosmique et d'étudier la formation des étoiles ou des galaxies primordiales [19]. L'augmentation de l'intérêt scientifique a été soutenue par le développement de télescopes submillimétriques (comme Herschel ou ALMA), mais aussi par les avancées dans les composants électroniques, en particulier les dispositifs à semi-conducteurs permettant d'accéder à ces fréquences. Les dispositifs Schottky à base de GaAs, puis plus récemment de GaN ou de SiC, sont devenus des éléments clés dans les multiplicateurs de fréquence et mélangeurs, permettant de générer des signaux THz à partir de sources micro-ondes [20], [21].

Cependant, le domaine THz reste confronté à plusieurs défis majeurs : faible efficacité de génération, limitations des matériaux à haute fréquence, difficulté de détection à température ambiante, et absorption atmosphérique élevée (ce qui impose souvent une observation depuis l'espace ou des sites à haute altitude) [22]. Les sources THz les plus utilisées aujourd'hui peuvent être classées en deux grandes catégories : les dispositifs à base de semi-conducteurs (multiplicateurs de fréquence, lasers à cascade quantique) et les sources photoniques (sources impulsionnelles basées sur la génération optique), chacune ayant ses avantages et limitations selon l'application [23], [24]. Ces dispositifs doivent fonctionner à très haute fréquence, avec faible bruit, faibles pertes, et stabilité thermique, même à haute température. Ces dispositifs comprennent typiquement des diodes Schottky à haute fréquences, des transistors à effet de champ GaN (HEMT), des cavités résonantes et filtres RF. La Figure I-4 illustre les sources disponibles avec leurs performances dans le gap THz. Les résultats à température cryogénique sont indiqués par des symboles vides.

Les lasers à cascade quantique progressent en descendant depuis les fréquences plus élevées, tandis que la technologie électronique progresse à mesure que la fréquence augmente comme on peut le voir avec les multiplicateurs de fréquence qui dominent les autres dispositifs électroniques au-dessus d'environ 150 GHz.

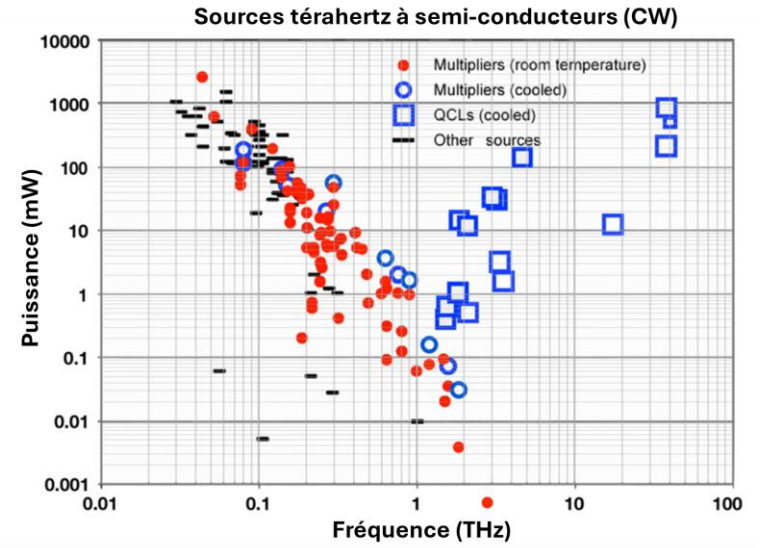


Figure I-4 Le « gap » térahertz du point de vue des technologies de source. Adapté de [25]

En astronomie, les multiplicateurs de fréquence ont été historiquement les plus utilisés pour les applications de spectroscopie térahertz (THz), notamment dans les gammes submillimétriques (environ 0.1–1 THz), essentielles pour l'étude des nuages moléculaires, de la formation stellaire et de la chimie interstellaire. Les radiomètres passifs contenant des multiplicateurs de fréquence mesurent l'émission électromagnétique émise, absorbée ou dispersée par les atmosphères des planètes. Ceci est ensuite exploité pour déduire les propriétés atmosphériques à l'aide d'un processus d'inversion des données [26]. Ce processus repose sur l'utilisation de codes de traitement, conçus pour extraire des informations telles que la concentration des espèces chimiques, les profils de température en fonction de l'altitude – depuis la surface jusqu'à la troposphère, ou encore les vitesses des vents.

Les multiplicateurs de fréquence (électroniques ou optoélectroniques) sont destinés à générer un signal à une fréquence multiple de celle d'un signal d'entrée. Le principe repose sur l'exploitation de la non-linéarité d'un composant actif tel qu'une diode (notamment la diode Schottky), un transistor, ou un dispositif à onde de choc afin de produire des harmoniques du signal fondamental. Lorsque ce signal sinusoïdal traverse un élément non linéaire, la sortie contient une série de composantes fréquentielles multiples de la fréquence d'entrée (2f, 3f, 4f, etc.). Un filtrage sélectif permet ensuite d'isoler l'harmonique souhaitée, constituant la sortie utile du multiplicateur (Figure I-5a). Les multiplicateurs de fréquence sont largement utilisés pour accéder à des bandes de fréquences élevées, notamment dans le domaine térahertz, où la génération directe de signaux est techniquement complexe.

Dans ces applications, les multiplicateurs à diode Schottky sont privilégiés pour leur faible capacité parasite, leur rapidité de commutation et leur compatibilité avec des configurations à haute fréquence. La Figure I-5b ci-après illustre un exemple de doubleur à base de diode Schottky.

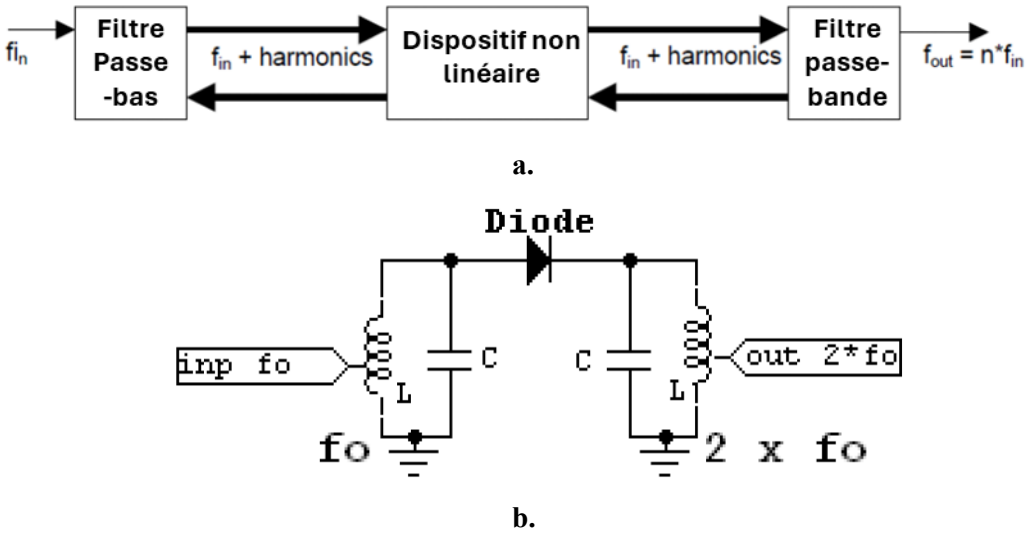


Figure I-5 (a) Chaine d'un multiplicateur de fréquence avec filtres et (b) Modèle simplifié d'un doubleur de fréquence à base de diode Schottky

Ce doubleur constitue une solution clé pour la génération de signaux de l'oscillateur local dans les systèmes hétérodynes de détection ou de spectroscopie. Ils se caractérisent par une puissance de sortie élevée, une bande passante adaptée aux applications visées, ainsi qu'une grande compacité et un poids réduit. Leur principal inconvénient réside dans une limite de fréquence intrinsèque. Cependant, des progrès récents ont démontré une capacité d'opération allant jusqu'à 2,7 THz, ouvrant la voie à de nouvelles perspectives dans le domaine des technologies térahertz [27].

Ainsi, en plus de la haute puissance en sortie des multiplicateurs de fréquence, ceux-ci sont surtout appréciés pour leur compatibilité avec les systèmes hétérodynes utilisés dans des instruments embarqués sur des satellites ou observatoires.

Les systèmes hétérodynes offrent une résolution spectrale exceptionnellement élevée (i.e, $\lambda/\Delta\lambda$ entre 10^6 et 10^7) fonctionnant dans le domaine térahertz. Ceci permet une estimation extrêmement précise des abondances élémentaires et des rapports isotopiques au sein des atmosphères.

Parmi les missions notables utilisant des circuits hétérodynes, on compte : Herschel Space Observatory (ESA/NASA) avec l'instrument HIFI pour l'analyse spectrale de l'infrarouge lointain [28]; SWAS (NASA) pour l'étude des molécules interstellaires avec des radiomètres hétérodynes [29]; JUICE (ESA) et son module HSTDM pour l'étude des lunes glacées de Jupiter [30], [31]; MIRO (ESA) sur la sonde Rosetta pour l'analyse de la comète 67P [32]; et enfin, le développement du TACIT mixer (NASA), un récepteur térahertz à faible bruit destiné aux missions planétaires et cométaires [33].

Le récepteur superhétérodyne, une architecture fondamentale des communications radio, a été inventé par Edwin H. Armstrong pendant la Première Guerre mondiale en 1918 afin d'améliorer la sélectivité et la sensibilité des signaux radio en convertissant les signaux haute fréquence en une fréquence intermédiaire (FI) plus basse avant détection [34]. Cette méthode a permis de surmonter les limites des

premiers circuits d'accord et est devenue la norme dans les systèmes de radio, de télévision et de radar tout au long du XXe siècle grâce à ses performances supérieures en matière de filtrage et d'amplification.

La Figure I-6 présente les différents éléments du circuit superhétérodyne. Ce récepteur fonctionne en convertissant un signal radiofréquence (RF) de haute fréquence en une fréquence intermédiaire (FI) plus basse et fixe, afin de permettre un filtrage, une amplification et une numérisation plus efficaces.

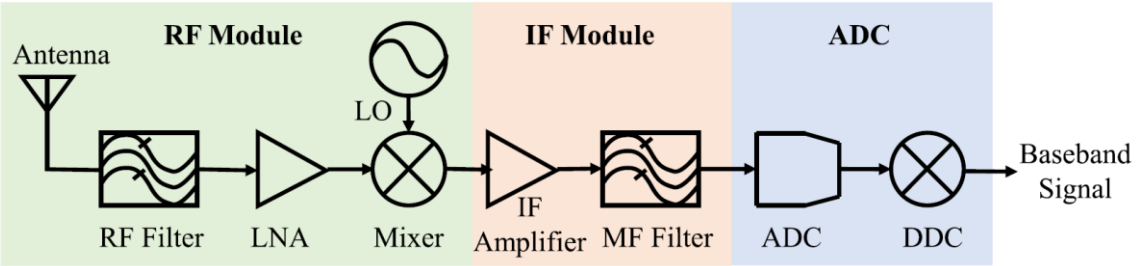


Figure I-6 Circuit superhétérodyne (adapté de [27]).

La réception du signal débute dans le module RF, où l'antenne capte l'onde électromagnétique incidente. Un filtre passe-bande sélectionne la bande utile et atténue les composantes hors bande, puis un amplificateur à faible bruit (LNA) élève le niveau du signal tout en maximisant le rapport signal-sur-bruit. Le signal RF est ensuite appliqué à un mélangeur, où il est combiné à la fréquence d'un oscillateur local (OL) pour produire deux nouvelles composantes de fréquence : la somme et la différence des fréquences RF et OL. Un filtre passe-bande sélectionne ensuite la fréquence intermédiaire (FI), généralement la différence, pour la suite du traitement. Dans le module FI, le signal est amplifié et filtré par des dispositifs à forte sélectivité, permettant d'isoler le canal visé et de supprimer les interférences. Cette étape illustre l'avantage de l'architecture superhétérodyne, qui exploite des filtres à fréquence fixe et haut facteur de qualité.

Enfin, le signal FI est numérisé par un convertisseur analogique-numérique (CAN) rapide et haute résolution. Un traitement numérique en bande de base (DDC) permet alors une sélection fréquentielle fine, une large dynamique et une flexibilité de traitement, répondant aux exigences des systèmes modernes de communication et de détection.

Après avoir décrit le chemin du signal dans l'architecture superhétérodyne, il est essentiel d'évaluer la sensibilité du récepteur, principalement limitée par le bruit thermique. Celle-ci peut être caractérisée par le facteur de mérite de Johnson, qui relie la température de bruit équivalente à la puissance minimale détectable par la relation :

$$FOM_J = \frac{kT}{P_{min}} \qquad \text{I-1}$$

Où k est la constante de Boltzmann, T la température physique de référence et P_{min} la puissance minimale détectable à la sortie. Dans le cas présent, il permet de comparer les performances obtenues à différentes températures de fonctionnement ou configurations de mélangeur.

Parallèlement, lorsqu'il s'agit de sélectionner ou d'optimiser les composants actifs du module RF, un autre indicateur important est le facteur de mérite donné par la relation :

$$f_{max} \approx \frac{E_c \times v_{sat}}{2\pi} \quad \text{I-2}$$

Où E_c est le champ critique du matériau et v_{sat} la vitesse de saturation des porteurs.

La relation est donc une limite théorique de la fréquence de coupure maximale ou de la vitesse de commutation d'un transistor basé sur ce matériau.

Dans le cas d'une diode Schottky, la fréquence de coupure peut être exprimée par la relation suivante :

$$f_c \approx \frac{1}{2\pi R_s C_j} \quad \text{I-3}$$

Où R_s désigne la résistance série de la diode et C_j sa capacité de jonction.

Dans le paysage de la conception et modélisation de circuits monolithiques à diode Schottky, l'observatoire de Paris a montré ses preuves avec des mélangeurs à 325 GHz [35] mais aussi à 600 GHz [36] pour la science planétaire et la télédétection, présentant une température de bruit DSB de 1070 K à 1500 K à température ambiante.

Si les applications RF en astronomie couvrent un large éventail de scénarios, depuis l'observation radio de l'Univers jusqu'à la spectroscopie térahertz, la conception électronique destinée à l'exploration de Vénus représente un cas singulier et particulièrement exigeant. En effet, les conditions atmosphériques et à la surface de cette planète imposent des contraintes extrêmes sur la conception des circuits électroniques, bien au-delà de celles rencontrées dans l'astronomie spatiale classique.

Dédier une section entière à ce sujet permet de mettre en lumière les solutions technologiques spécifiques, notamment l'utilisation de semi-conducteurs grand gap (SiC, GaN) visant à garantir le fonctionnement durable de l'électronique dans un environnement aussi hostile. Cette focalisation souligne que l'enjeu principal n'est plus seulement la sensibilité ou le bruit, mais la fonctionnalité et la stabilité à très haute température, ce qui en fait un domaine de recherche à part entière dans l'électronique spatiale.

I.1.4 L'exploration de Vénus : histoire d'un engouement passé

L'exploration de Vénus a débuté dès les premières années de la conquête spatiale, motivée par sa proximité avec la Terre et ses similarités apparente en taille et masse. Cependant, Vénus a ensuite été relativement négligée au profit de Mars.

Cette mise à l'écart réside dans l'environnement extrêmement hostile de Vénus. La température à la surface atteint en moyenne les 464 °C, l'atmosphère est extrêmement dense, saturée d'acide sulfurique, et la pression au sol est 90 fois supérieure à celle de la Terre [37].

Les premières missions notables furent soviétiques, avec la série *Venera*, qui, entre 1961 et 1984, fut pionnière dans l'exploration planétaire. *Venera 7* (URSS, 1970) fut la première sonde à réussir un atterrissage en douceur sur une autre planète et à transmettre des données depuis sa surface, bien qu'elle n'ait survécu que 23 minutes [38]. *Venera 13* (URSS, 1981) constitua un autre jalon, envoyant les premières images en couleur de la surface vénusienne pendant 2 heures et 7 minutes avant de succomber à la pression et à la température infernales [39], [40].

Le diagramme de la Figure I-7 synthétise le nombre de missions lancées vers Vénus entre 1961 et 2030. Cinq grandes périodes y sont distinguées, mettant en évidence une diminution marquée du nombre de missions, passant de 24 à seulement 3 par période.

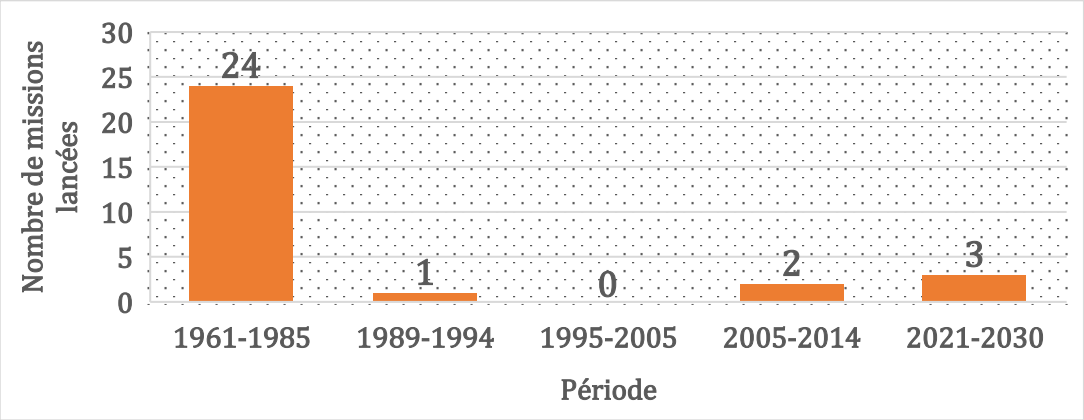


Figure I-7 Histogramme représentant le nombre de missions lancées par vague d'intérêt

En tout, trois vagues d'exploration ont marqué l'histoire de la planète :

- **1961-1985** : programme soviétique *Venera 1-16* (premiers atterrissages réussis) ainsi que les missions américaines *Mariner 2* (1962) et *Pioneer Venus* (1978) qui étudièrent l'atmosphère et l'ionosphère [41].
- **Deuxième vague (1989-1994)** : la NASA lança *Magellan*, qui cartographia la surface par radar à synthèse d'ouverture (SAR) [42], [43].
- **Période de désintérêt (1995-2005)** : L'exploration planétaire se recentra sur Mars, Titan et les comètes. Les contraintes techniques (corrosion, refroidissement des systèmes électroniques, etc..) associées à la relative absence de possibilités d'atterrissage prolongé ou d'observations de surface sur Vénus ont conduit à un déclin progressif de l'intérêt scientifique et politique au profit de Mars, perçue comme plus accessible et potentiellement habitable [44].

- **Troisième vague (2005-2014)** : L'ESA est venu combler le vide scientifique qu'a laissé ce déclin par la mission *Venus Express*. Motivé par le succès de Mars Express, l'ESA a profité de la réutilisation économique de cette plateforme, ce qui a permis de lancer relativement rapidement la première mission européenne vers Vénus, qui mit en évidence des indices d'activité volcanique récente (variations de SO_2, coulées de lave sombres, fluctuations de température de surface).

Venus Express fut la dernière mission pour Vénus, marquant ainsi un vide depuis deux décennies.

Néanmoins, l'intérêt pour Vénus a récemment été ravivé à la suite de la détection controversée de phosphine dans son atmosphère en 2020, un gaz potentiellement lié à une activité biologique [45]. Ceci relança l'intérêt scientifique et politique pour Vénus, ouvrons donc la voie à une **quatrième vague d'exploration**. Plusieurs missions sont désormais planifiées : *VERITAS* (cartographie radar haute résolution, NASA) [46] ; *DAVINCI+* (analyse in situ de l'atmosphère, NASA) [47].

De son côté, la mission européenne *EnVision* (ESA), sélectionnée pour un lancement autour de 2031, vise à étudier l'intérieur, l'atmosphère et les interactions entre ces deux couches planétaires pour déterminer pourquoi Vénus a évolué si différemment de la Terre [44-46].

Ce regain d'intérêt fait de Vénus un laboratoire unique pour comprendre les climats extrêmes et les effets de serre incontrôlés, offrant des enseignements cruciaux pour l'étude de l'évolution des planètes rocheuses, y compris la Terre.

Les missions sont tout de même confrontées à des contraintes technologiques extrêmes. Les températures de surface, supérieures à 460 °C, provoquent la défaillance rapide des composants électroniques [51].

Ainsi, dans le domaine des ondes millimétriques, les sources ou systèmes électroniques compacts suffisamment puissants, résistants aux températures élevées et aux fortes radiations nécéssitent des diodes Schottky fonctionnelles à haute température. À ces défis s'ajoutent les contraintes de communication : l'épaisse atmosphère vénusienne atténue les signaux, nécessitant l'utilisation de fréquences adaptées et d'antennes à fort gain pour maintenir un lien même de courte durée [52].

Dans ce contexte, il est essentiel de comparer le comportement de différents dispositifs afin d'évaluer leur aptitude à fonctionner dans des environnements à haute température. Cette comparaison permet de déterminer quelles technologies présentent le meilleur compromis entre performance, stabilité et endurance thermique.

Cette combinaison de conditions extrêmes rend indispensable le développement de systèmes électroniques et mécaniques capables de fonctionner de manière durable sur plusieurs heures, voire

plusieurs jours. Le **TABLEAU I-3** ci-après présente l'effet de la température sur les performances électriques de plusieurs capteurs et dispositifs semi-conducteurs.

Le système informatique embarqué joue un rôle central dans la navigation autonome et l'acquisition de données dans une mission spatiale, mais l'électronique en silicium ne supporte pas les conditions extrêmes de Vénus. Pour relever ce défi, le JPL de la NASA a lancé le projet Automation Rover for Extreme Environments (AREE) [53], explorant des solutions mécaniques, notamment des portes logiques à base de pistons et de leviers.

TABLEAU I-3 IMPACT DE LA TEMPERATURE SUR LE COMPORTEMENT ELECTRIQUE DE CERTAINS CAPTEURS ET DISPOSITIFS SEMICONDUCTEURS, ADAPTE DE [54]

Dispositif	Effet de la haute température	Commentaire / Intérêt
Thermistance	• Augmentation du nombre de porteurs de charge et de la conductivité	Mesure de température, mais ses caractéristiques deviennent fortement non linéaires à très haute température.
Diodes Schottky	• Diminution de la chute de tension directe • Augmentation du courant inverse proportionnellement à T^2	Très utilisées comme mélangeurs et multiplicateurs de fréquence
Diodes pn	• Diminution de la chute de tension en direct • Augmentation exponentielle du courant de fuite	Utilisation limitée en milieu chaud, sauf si compensée par des techniques de refroidissement.
Transistors bipolaires	• Diminution de la tension base-émetteur pour un courant collecteur donné • Augmentation du gain en courant proportionnellement à T^x	Bonnes performances à moyenne température, mais instables au-delà de 250 °C.
JFET	• Mobilité des porteurs décroît selon $T^{-3/2}$	Sensibles aux variations de température
MESFET/HEMT	• Comportement similaire au JFET	Technologie GaAs et GaN adaptée pour les hautes fréquences et températures élevées.
MOSFET	• Mobilité des porteurs décroît selon $T^{-3/2}$ • Augmentation exponentielle du courant de fuite des jonctions • Diminution de la tension de seuil	Les MOSFET SiC constituent une bonne alternative pour l'électronique haute température.

Toutefois, en raison de la complexité des processeurs modernes, une solution purement mécanique est peu réaliste ; un concept hybride mécanique-électronique apparaît plus prometteur. L'utilisation de semi-conducteurs à large bande interdite comme le SiC et le GaN est envisageable pour améliorer la durée de vie de l'ordinateur dans cet environnement extrême.

I.2 Défis de l'électronique à haute température

L'électronique destinée aux environnements à haute température présente un ensemble de défis techniques et scientifiques qui conditionnent directement la performance et la durée de vie des

composants. Ces défis découlent principalement de la sensibilité des propriétés physiques des matériaux semi-conducteurs à la température, affectant notamment la mobilité et la densité intrinsèque des porteurs. Afin de mieux comprendre ces phénomènes, la relation entre la température d'opération, le temps moyen avant défaillance (MTTF) et la longévité des dispositifs est tout d'abord examinée. Les semi-conducteurs III-V et à large bande interdite sont ensuite introduits afin d'établir une base de comparaison avec le silicium. L'influence de la température sur la densité intrinsèque et la mobilité des porteurs de certains matériaux est ensuite analysée, avant de conclure sur de potentiels candidats.

I.2.1 Impact de la température sur la durée de vie d'un composant

Lorsque l'on conçoit des systèmes électroniques destinés à fonctionner à haute température, il est indispensable de réfléchir non seulement aux performances instantanées (densité de courant, mobilité, etc.), mais aussi à la fiabilité à long terme. En pratique, la durée de vie d'un composant électronique (ou d'un sous-ensemble) est souvent caractérisée par la *Mean Time To Failure* (MTTF), c'est-à-dire le temps moyen jusqu'à la première défaillance dans des conditions d'exploitation spécifiées.

La fiabilité est évaluée par la méthode appelée PoF ou *phyiscs of failure* et peut être définie comme la probabilité que le composant accomplisse sa fonction requise, sous des conditions données, pendant un intervalle de temps déterminé. La MTTF est la moyenne de la distribution des temps de défaillance. Dans les modèles simples (loi exponentielle), la MTTF est l'inverse du taux de défaillance constant λ :

$$MTTF = \frac{1}{\lambda} \quad \text{I-4}$$

Ce modèle suppose que le taux de défaillance reste constant pendant la "vie utile" du composant.

Dans la pratique, on réalise des tests accélérés (notamment des tests de durée de vie à haute température) pour obtenir des données de temps à la défaillance sur une durée raisonnable, puis on extrapole vers les conditions d'usage via des modèles d'accélération. Ce type de test est souvent appelé HTOL (*High Temperature Operating Life*).

Dans le contexte de contraintes thermique, l'un des principes fondamentaux est que les mécanismes de défaillance thermiquement activés (oxydation, diffusion, rupture diélectrique, migration des électrons/pièges, etc.) accélèrent à température élevée selon une relation de type Arrhenius [55]:

$$AF = exp\left(\frac{E_a}{k}\left(\frac{1}{T_{usage}} - \frac{1}{T_{stress}}\right)\right) \quad \text{I-5}$$

Où E_a est l'énergie d'activation (eV), k la constante de Boltzmann, T_{usage} et T_{stress} les températures absolues (en K). Ce facteur d'accélération (AF) permet de relier le temps de vie mesuré en conditions de test à celui attendu en conditions normales d'utilisation.

Ainsi, si un composant est testé pendant un temps t_{test} à une température T_{stress}, on peut estimer (avec simplification) sa MTTF à la température d'usage T_{usage} par :

$$MTTF_{usage} = AF.t_{test}$$

La température d'opération a une influence très forte sur la durée de vie d'un composant. Même une augmentation modeste de température peut réduire la MTTF de façon exponentielle, en vertu de la loi d'Arrhenius. L. Gatilova *et al.* ont évalué la fiabilité de composants à travers une qualification exhaustive et de tests d'endurance sur un multiplicateur de fréquence à 300 GHz [56].

La Figure I-8 ci-après montre le tracé d'Arrhenius du MTTF (Mean Time To Failure) pour un HEMT AlGaN/GaN fonctionnant sous une tension de 10 V, tiré de Chakraborty et Kim *et al.* [55]. Les résultats expérimentaux suivent une relation quasi linéaire entre ln(MTTF) et 1000/T, ce qui valide l'utilisation du modèle d'Arrhenius. L'énergie d'activation extraite de la pente est de E_a = 0,29 eV, ce qui indique que le mécanisme de défaillance est fortement dépendant de la température.

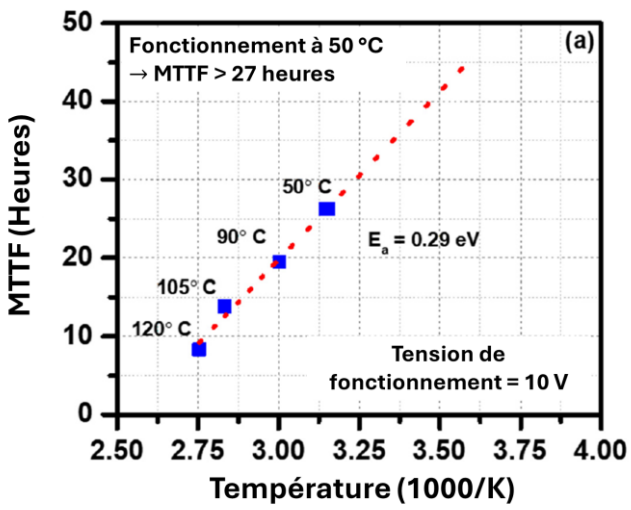


Figure I-8 Tracé d'Arrhenius du MTTF en fonction de l'inverse de la température (1000/K) pour une tension de fonctionnement de 10 V pour un dispositif AlGaN/GaN (adapté de [55]).

L'extrapolation de la droite d'Arrhenius vers une température de fonctionnement de 50 °C permet de prédire un MTTF supérieur à 27 heures. Cela suggère que l'abaissement de la température améliore considérablement la durée de vie du dispositif. En revanche, aux températures élevées (105 °C et 120 °C), le MTTF chute nettement, confirmant que l'accélération thermique du mécanisme de défaillance est significative.

Ces résultats mettent en évidence les limites fondamentales de l'électronique lorsqu'il est soumis à des conditions thermiques sévères. Pour améliorer la durée de vie d'un composant, la recherche s'oriente vers l'utilisation de nouveaux matériaux semi-conducteurs, notamment ceux appartenant à la famille des

composés III-V et des semi-conducteurs à large bande interdite, capables de maintenir leurs propriétés électroniques dans des conditions thermiques extrêmes. Ce thème est traité ci-après.

I.2.2 Le cas des matériaux III-V à large bande interdite

Il a été montré que silicium présente une limitation intrinsèque majeure vis-à-vis des applications automobiles, géothermique et en astronomie au-delà de 150 °C.

Face à ces obstacles, il devient indispensable de recourir à des semi-conducteurs à large bande interdite (wide bandgap), qui offrent une meilleure résistance aux hautes températures. Les semi-conducteurs III-V, formés par la combinaison d'éléments trivalents (Ga, Al, In) et pentavalents (N, As, P), se distinguent par des propriétés électroniques et optiques qui dépassent souvent celles du silicium [57], [58]. Grâce à leur mobilité électronique élevée et à la possibilité de moduler la bande interdite, ils sont devenus des piliers de l'optoélectronique et des dispositifs à grande vitesse [59]. Le **TABLEAU I-4** compare ces différents semi-conducteurs en fonction de leur température électronique maximale. Parmi eux, le GaAs a longtemps été un matériau de référence, mais sa bande interdite relativement faible (≈1,4 eV) limite sa stabilité thermique et son aptitude à fonctionner au-delà de 350 °C. L'émergence des semi-conducteurs à large bande interdite a modifié ce paysage [60].

TABLEAU I-4 PROPRIETES ET LIMITATIONS TECHNOLOGIQUES DES PRINCIPAUX SEMI-CONDUCTEURS POUR APPLICATIONS A HAUTE TEMPERATURE

Semi-conducteur	Bande interdite (eV)	Température électronique maximale de fonctionnement (°C)	Maturité du procédé	Problèmes techniques et limitations clés
Si	1,1	150	Très élevée	• Non adapté aux environnements agressifs
SOI	1,1	300	Élevée	• Non adapté aux environnements agressifs
GaAs	1,43	350	Élevée	• Stabilité des contacts à haute température • Non adapté aux environnements agressifs
3C-SiC	2,39	600	Faible	• Non disponible en tant que matériau massif
6H-SiC	3,02	700	Moyenne	• Qualité du matériau massif • Contacts ohmiques pour matériau de type p
4H-SiC	3,26	750	Moyenne	• Qualité du matériau massif • Contacts ohmiques pour matériau de type p
Groupe III-nitrures	1,89– 6,20	>700	Très faible	• Qualité du matériau, reproductibilité • Contacts ohmiques
Diamant	5,48	1100	Très faible	• Dopage de type n • Qualité du matériau (seul du matériau polycristallin est disponible)

Ainsi, la compréhension des limites du silicium et des atouts des semi-conducteurs à large bande interdite nécessite d'examiner plus en détail l'influence de la température sur les paramètres

fondamentaux des dispositifs électroniques. Les sections suivantes sont dédiées à ces paramètres afin de mettre en évidence les principaux défis posés à l'électronique en environnements extrêmes.

I.2.3 Effet de la température sur la densité intrinsèque de porteurs

La densité intrinsèque de porteurs (n_i) constitue un paramètre fondamental qui conditionne les performances des dispositifs semi-conducteurs. Elle correspond à la concentration en électrons et en trous générés thermiquement dans un semi-conducteur intrinsèque, en l'absence de dopage. Sa dépendance avec la température est décrite par la relation [61]:

$$n_i(T) = \sqrt{N_C N_V}\exp\left(-\frac{E_g}{2k_B T}\right) \quad \text{I-6}$$

Où E_g est la largeur de la bande interdite, k_B la constante de Boltzmann, tandis que N_C et N_V désignent respectivement la densité effective d'états dans la bande de conduction et dans la bande de valence. Ces densités effectives sont données par :

$$N_C = 2\left(\frac{2\pi m_{de} kT}{h^2}\right)^{3/2} M_c,\ N_V = 2\left(\frac{2\pi m_{dh} kT}{h^2}\right)^{3/2}$$

Où m_{de} et m_{dh} représentent respectivement la masse effective de densité d'états des électrons et des trous, et M_c le nombre de minima équivalents dans la bande de conduction.

Ainsi, la dépendance en température de n_i peut être approximée par :

$$n_i(T) = AT^{3/2}\exp\left(-\frac{E_g}{2k_B T}\right) \quad \text{I-7}$$

Cette relation met en évidence deux contributions majeures : (i) une dépendance polynomiale en $T^{3/2}$, et (ii) une dépendance exponentielle vis-à-vis de la température et de l'énergie de bande interdite. Une élévation de la température entraîne donc une croissance rapide de n_i, particulièrement marquée pour les semi-conducteurs à faible gap comme le silicium ($E_g \approx 1{,}1$ eV). Cette augmentation se traduit par des courants de fuite accrus et une dégradation du rapport signal/bruit dans les dispositifs. À l'inverse, les semi-conducteurs à large bande interdite tels que le SiC ($E_g \approx 3{,}3$ eV) et le GaN ($E_g \approx 3{,}4$ eV) présentent une croissance beaucoup plus modérée de n_i avec la température, ce qui justifie leur aptitude à fonctionner de manière stable au-delà de 300 °C, là où le silicium devient inopérant.

La Figure I-9 ci-après compare la densité intrinsèque de porteurs en fonction de la température pour différents semiconducteurs.

On observe que pour le silicium, la densité intrinsèque croît très rapidement avec des températures modérées, atteignant des niveaux critiques (~10^{13} cm^{-3}) dès 150 °C.

Le GaAs présente une évolution plus lente que le Si, mais franchit également des valeurs critiques aux alentours de 275 °C.

Le SiC, avec son gap plus large (~3,3 eV), retarde significativement cette croissance, bien qu'elle devienne notable à très haute température.

Enfin, le GaN maintient une densité intrinsèque extrêmement faible jusqu'à des températures supérieures à 600 °C, ce qui souligne son intérêt majeur pour l'électronique de puissance et de signalisation en conditions extrêmes.

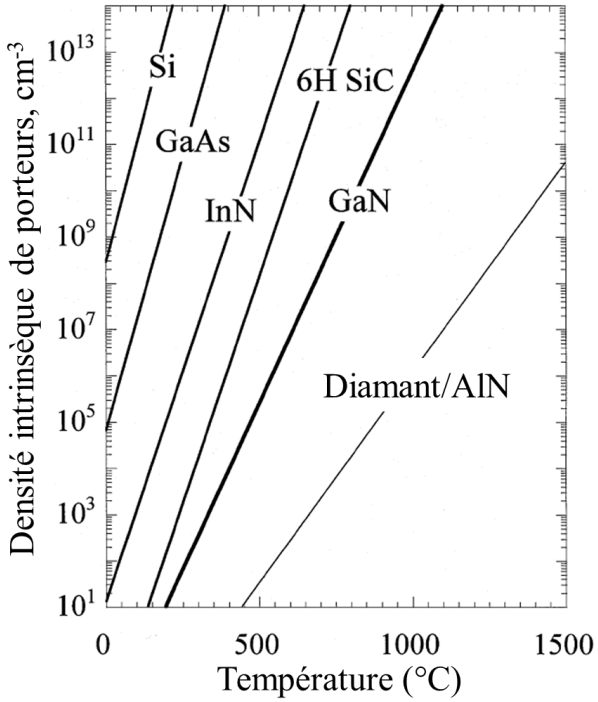


Figure I-9 Densité intrinsèque de porteurs n_i en fonction de la température pour différents semiconducteurs (Si, GaAs, InN,6H SiC, GaN, Diamant/ AlN). Reproduit de [62]

Cas des semiconducteurs dopés

Dans les semi-conducteurs dopés, la concentration en porteurs n'est plus uniquement déterminée par la génération thermique intrinsèque, mais également par la densité d'impuretés introduites. Pour un semi-conducteur de type n, la densité d'électrons libres peut s'écrire :

$$n \approx N_D^+ + n_i$$

Et pour un semi-conducteur de type p :

$$p \approx N_A^- + n_i$$

Où N_D^+ et N_A^- désignent respectivement les concentrations effectives de donneurs et d'accepteurs ionisés. L'évolution de la concentration en porteurs libres avec la température se répartit alors en trois régimes distincts :

1. **Régime de congélation (basse température)** : à faible température, tous les dopants ne sont pas ionisés. La concentration en porteurs est alors inférieure à la concentration nominale de dopage, et elle dépend de l'énergie d'ionisation des dopants (E_D ou E_A). On a :

$$n(T) \approx N_D \, exp\left(-\frac{E_D}{k_B T}\right) \qquad \text{I-8}$$

2. **Régime extrinsèque (T modérée)** : lorsque la température est suffisante pour ioniser la quasi-totalité des dopants, la densité en porteurs devient approximativement égale à la concentration de dopage $n \approx N_D$ ou $p \approx N_A$, pratiquement indépendante de la température. C'est le régime exploité pour la majorité des dispositifs électroniques.

3. **Régime intrinsèque (T élevée)** : pour des températures suffisamment élevées, la génération thermique intrinsèque devient prédominante par rapport à la contribution des dopants. Dans ce cas, la concentration en porteurs libres n'est plus dictée par le niveau de dopage mais tend vers la densité intrinsèque :

$$n \approx p \approx N_A \approx n_i(T)$$

Le semi-conducteur dopé se comporte alors de manière analogue à un semi-conducteur intrinsèque. Cette situation est critique car l'augmentation exponentielle de n_i avec la température entraîne une élévation drastique des courants de fuite, une réduction du rapport signal/bruit et une perte de contrôle des propriétés électroniques initialement définies par le dopage.

Ce régime intrinsèque est particulièrement critique dans le contexte des applications à haute température abordées dans cette thèse (aéronautique, spatial, forage profond, nucléaire). Dans ces environnements, où la température dépasse fréquemment 300 °C, les dispositifs au silicium deviennent inopérants en raison de la dominance de la conduction intrinsèque.

Dès lors, il est indispensable de recourir à des semi-conducteurs à large bande interdite tels que le SiC ou le GaN, pour lesquels l'augmentation de $n_i(T)$ reste limitée même à haute température. Le choix des métaux de contact, la stabilité des jonctions Schottky, ainsi que la maîtrise de la diffusion des dopants et des défauts cristallins deviennent des considérations centrales. L'ensemble de ces contraintes justifie l'étude approfondie de matériaux et d'architectures de dispositifs capables de préserver leurs performances électroniques dans le régime intrinsèque.

I.2.4 Effet de la température sur la mobilité des porteurs

La mobilité des porteurs (μ) dans un semi-conducteur est largement influencée par les interactions entre porteurs et phonons (vibration du réseau cristallin). À haute température, la concentration en phonons augmente, ce qui intensifie les collisions entre les porteurs et les phonons. C'est un phénomène appelé

phonon scattering ou diffusion sur le réseau. Cette interaction limite fortement la mobilité. Pour les semi-conducteurs non polaires (comme le silicium), la diffusion acoustique sur phonons acoustiques domine, conduisant à une dépendance typique de $\mu \propto T^{-3/2}$ à haute température [63]. Les semiconducteurs polaires (comme le GaAs et le GaN), eux, sont plus affectés par la diffusion sur phonons optiques, avec une dépendance souvent plus faible en température.

Cette tendance est confirmée par les données expérimentales, où l'on observe que pour les électrons :

La mobilité du silicium suit une dépendance de type $\mu_{Si} \propto T^{-2,4}$ [64] contre une dépendance de type $\mu_{GaAs} \propto T^{-0,75}$ pour le GaAs [65]. Pour le GaN, la dépendance en mobilité est de type $\mu_{GaN} \propto T^{-x}$ avec x entre 1 et 1,5 pour GaN dopé à 5.10^{18} cm^{-3}. Le **TABLEAU I-5** compare les mobilités électroniques des électrons et des trous dans différents semi-conducteurs ainsi que leur dépendance en température.

TABLEAU I-5 MOBILITE ELECTRONIQUE ET DEPENDANCE EN TEMPERATURE DANS DIFFERENTS SEMI-CONDUCTEURS

Matériau	Mobilité μ_n (300 K) [$cm^2/V{\cdot}s$]	Mobilité μ_p (300 K) [$cm^2/V{\cdot}s$]	Dépendance en température ($\mu \propto T^{-x}$)	Remarques
Si	~1350	~480	x ≈ 2,42	Standard CMOS, limité à 150 °C
GaAs	~8500	~400	x ≈ 0,75	Forte mobilité, mais faible tenue en T
SiC	~950	~120	x ≈ 1,2–1,5	Faible mobilité, excellente tenue en température (>500 °C)
GaN	~1000	~200	x ≈ 1–1,5	Large bande, stable > 300 °C

L'examen comparatif des mobilités électroniques dans différents semi-conducteurs met en évidence des écarts notables selon la nature du matériau. Le GaAs présente une mobilité relativement élevée à température ambiante, avec une valeur allant jusqu'à 8500 $cm^2V^{-1}s^{-1}$. Ce matériau est particulièrement reconnu pour ses performances en électronique à grande vitesse. À titre de comparaison, le GaN affiche une mobilité sensiblement plus faible, typiquement comprise entre 1000 et 1500 $cm^2V^{-1}s^{-1}$ dans le bulk, proche du Si. Cette limitation est principalement due à la diffusion par phonons optiques polaires, qui dominent aux températures ambiantes et élevées. Bien que cette plus faible mobilité constitue un inconvénient relatif, elle ne compromet pas l'intérêt du GaN pour l'électronique de puissance et l'électronique haute température. En effet, sa large bande interdite (~ 3,4 eV), son champ électrique critique élevé et sa bonne conductivité thermique compensent largement cette faiblesse, ce qui en fait un matériau de choix pour les dispositifs devant fonctionner de manière fiable dans des environnements extrêmes.

La Figure I-10 ci-après, extraite de [66], trace la mobilité électronique du GaN dopé de type-n avec une concentration de 1.10^{17} cm^{-3} en fonction de la température, d'après des simulations Monte Carlo prenant en compte les principaux mécanismes de diffusion (phonons acoustiques et optiques, impuretés, piézoélectricité...).

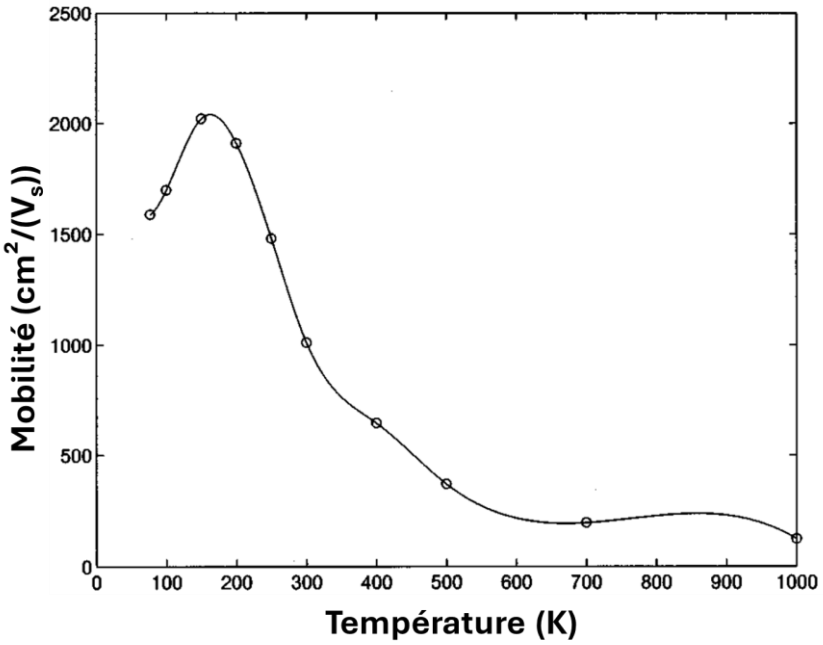


Figure I-10 Mobilité électronique Vs température dans le GaN de type n ($N_D = 1.10^{17}$ cm^{-3}) [66]

On observe que la mobilité baisse progressivement avec la température, avec une transition nette à haute température vers un régime dominé par le *phonon scattering*. Ce comportement illustre bien l'impact critique des phonons optiques polaires dans les matériaux comme le GaN, un paramètre essentiel à prendre en compte dans les applications haute température visées par cette thèse.

Selon la règle de Matthiessen, la mobilité totale s'exprime comme la somme des contributions inverses des différents mécanismes de diffusion (impuretés, phonons, interfaces, etc.), et à haute température c'est clairement la diffusion phononique qui devient dominante.

Ainsi, le GaN se positionne aujourd'hui comme un matériau central pour l'électronique de puissance et l'optoélectronique en environnements extrêmes. Sa comparaison favorable avec le Si, le SiC et le GaAs illustre clairement son potentiel pour des dispositifs stables au-delà de 300 °C.

Des matériaux comme le carbure de silicium (SiC) et le nitrure de gallium (GaN) s'imposent donc aujourd'hui comme des alternatives prometteuses. Leur bande interdite leur confère une résistance à la température nettement supérieure [67] [68]. La section suivante examine les performances thermiques des dispositifs fondés sur ces matériaux et en propose une comparaison en tant que candidats privilégiés pour l'électronique haute température.

I.2.5 Analyse comparative SiC vs GaN en milieux sévères

Le SiC et le GaN conservent leurs propriétés semi-conductrices à haute température (700–800 K), avec une bande interdite restant > 2 eV. Des travaux récents ont confirmé la tenue en température des dispositifs à base de SiC en environnements extrêmes. Cela inclut des diodes Schottky W/SiC fonctionnant entre –140 °C et 270 °C [69] ainsi qu'une démonstration remarquable de transistors JFET en 4H-SiC opérant en continu pendant 60 jours dans une atmosphère reproduisant fidèlement celle de Vénus, sans refroidissement ni encapsulation [70]. C'est aussi le cas dans la mission GEER (*Glenn Extreme Environment Rig*) qui a montré un fonctionnement prolongé de 521 h.

Le GaN présente également une bonne stabilité en environnement extrême, avec des transistors HEMT ayant fonctionné pendant 244 h dans un environnement simulé de type vénusien [71]. Des diodes p-n verticales GaN-on-GaN ont démontré un fonctionnement jusqu'à 500 °C après 10 jours d'exposition dans des conditions reproduisant celles de Vénus [72].

Cependant, les performances diffèrent : le SiC présente une faible mobilité des porteurs (≈ 900 cm²/V·s), entraînant une consommation énergétique plus élevée et une densité de transistors limitée, ce qui réduit la puissance de calcul (≈ 16,6× plus lent que le processeur RAD6000 utilisé sur Mars) [73]. Le GaN offre une mobilité supérieure, favorable à l'efficacité énergétique et aux applications de puissance [74], mais souffre d'une maturité technologique inférieure : wafers de petite taille et dispositifs nécessitant des circuits de protection, compliquant la réalisation de circuits logiques [75]. Le **TABLEAU I-6** met en évidence le compromis entre maturité technologique et performance : le SiC présente une fonctionnalité démontrée sur de longues durées, mais au prix d'une vitesse de calcul limitée. Le GaN, bien que plus performant en mobilité électronique, reste à un stade moins avancé pour l'intégration de processeurs complets.

TABLEAU I-6 RESUME DES CRITERES DE COMPARAISON (ADAPTE DE [76])

Critères de solution	Carbure de silicium (SiC)	Nitrure de gallium (GaN)
Durée de fonctionnement	521 h dans GEER pour un oscillateur en anneau et 10 000 h pour un JFET en 6H-SiC à 500 °C	Transistor HEMT fonctionnant à 244 h dans un milieu simulé de Vénus
Niveau d'intégration : vitesse de calcul	Processeur basé sur SiC 16,6 fois plus lent que le RAD6000 à 300 °C	Modèle 5 µm en cours de test ; intégration au niveau processeur pour le GaN non encore développée

En conclusion, bien que le carbure de silicium (SiC) présente une excellente stabilité thermique et une maturité technologique plus avancée, le nitrure de gallium (GaN) a été retenu pour les travaux de cette thèse en raison de sa mobilité électronique plus élevée, lui conférant de meilleures performances en fréquence et en commutation. Ces caractéristiques font du GaN un matériau particulièrement prometteur pour la réalisation de diodes Schottky à haute température, objet de cette étude.

I.3 Le Nitrure de Gallium (GaN)

Les sections précédentes ont mis en évidence les limitations du silicium et du GaAs en conditions extrêmes. Leur faible bande interdite entraîne une forte génération thermique de porteurs et une diminution rapide de la mobilité avec la température, compromettant la fiabilité au-delà de 200 °C. Ces constats soulignent l'intérêt de matériaux à large bande interdite, plus résistants aux effets thermiques.

Le nitrure de gallium (GaN) se distingue parmi ces matériaux. Avec une bande interdite directe d'environ 3,4 eV, un champ électrique critique élevé et une conductivité thermique correcte, il offre des performances supérieures pour l'électronique de puissance et de haute fréquence fonctionnant à haute température [7], [77], [78]. Sa robustesse face aux radiations et sa vitesse de saturation électronique renforcent encore son attractivité pour des applications dans l'aéronautique, le spatial et le nucléaire [79], [80].

I.3.1 Structure cristalline

Le nitrure de gallium cristallise principalement dans la structure wurtzite hexagonale (groupe d'espace $P6_3mc$), qui constitue la phase stable à température et pression ambiantes. Ses paramètres de maille ($a \approx 3{,}189$ Å, $c \approx 5{,}185$ Å) induisent une forte anisotropie et une polarisation spontanée, renforcée par la polarisation piézoélectrique en présence de contraintes mécaniques [81]. Ces effets jouent un rôle essentiel dans les hétérostructures AlGaN/GaN, permettant la formation d'un gaz bidimensionnel d'électrons (2DEG) sans dopage, caractéristique déterminante pour l'électronique de puissance et la stabilité thermique des transistors HEMT [82], [83], [84].

La Figure I-11 ci-après illustre les deux phases cristallines du GaN, wurtzite et zinc-blende.

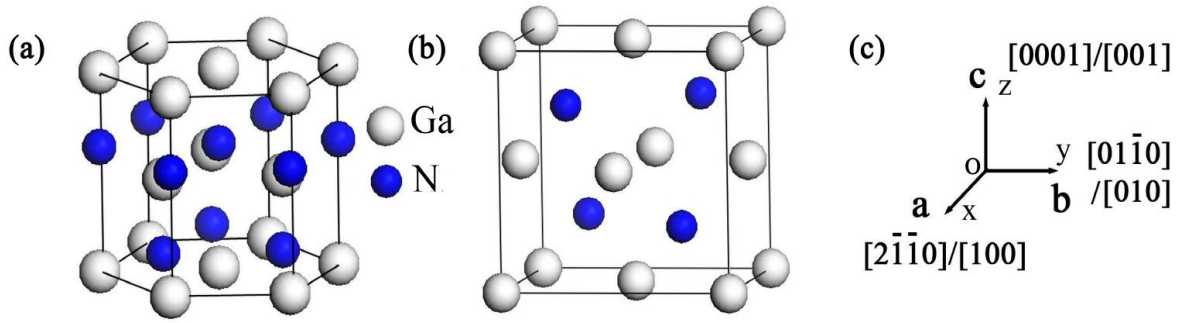


Figure I-11 Structures cristallines du GaN : (a) phase wurtzite, (b) phase zinc-blende, et (c) relation entre les axes cristallographiques a, b, c et les directions associées. Figure reprise de [87]

Une seconde phase cristalline, le zinc-blende cubique, peut être obtenue sur des substrats cubiques tels que le GaAs (001) [85] ou le Si (001) [86], mais elle est métastable et présente généralement une qualité cristalline inférieure. La phase wurtzite reste donc privilégiée pour les dispositifs de puissance et de haute fréquence.

La croissance du GaN demeure un défi technologique en raison de l'absence de substrats natifs abordables et du fort désaccord de maille avec les substrats couramment utilisés (saphir, SiC, Si). La section suivante présente les différents substrats disponibles pour la croissance du GaN.

I.3.2 Le substrat et son impact sur la croissance

Le désaccord de maille entre une couche épitaxiée et son substrat est un paramètre critique qui influence directement la qualité cristalline du matériau déposé. Il se définit généralement par la relation:

$$f = \frac{a_{sub} - a_{GaN}}{a_{GaN}} \qquad \text{I-9}$$

Où a_{sub} et a_{GaN} représentent respectivement les paramètres de maille du substrat et du GaN. Un désaccord important conduit à l'apparition de dislocations de réseau et de défauts structuraux, affectant les propriétés électroniques et optiques du dispositif final. La performance du GaN est fortement conditionnée par la présence de défauts cristallins et par la maîtrise du dopage. Les défauts les plus fréquents sont les dislocations, qui apparaissent en raison du fort désaccord de paramètre de maille entre le GaN et ses substrats usuels (saphir, SiC, Si). Leur densité peut dépasser 10^9 cm^{-2} dans des couches épitaxiées conventionnelles [88]. Ces dislocations constituent des centres de recombinaison non radiative et des voies de diffusion, ce qui dégrade la mobilité des porteurs et accroît les courants de fuite, particulièrement critiques à haute température.

À côté des dislocations, les défauts ponctuels comme les lacunes de Ga (ou *Gallium Vacancy* V_{Ga}) et de N (*Nitrogen Vacancy* V_N), ainsi que les complexes impliquant des impuretés (par ex. V_{Ga}–Si_{Ga}), jouent un rôle essentiel dans la conduction. Les lacunes d'azote, en particulier, agissent comme donneurs peu profonds et contribuent à une conduction non intentionnelle de type n dans les couches non dopées [89].

Plusieurs substrats peuvent être utilisés pour la croissance du GaN. Le **TABLEAU I-7** ci-après compare les différents substrats couramment utilisés comme alternatives au substrat GaN. Le carbure de silicium (SiC) présente un faible désaccord de maille (~ 4 %) et une excellente conductivité thermique, ce qui en fait un substrat de choix pour les dispositifs de puissance à haute performance, bien que son prix reste relativement élevé. Le silicium (Si) est très attractif pour son faible coût et ses grands diamètres compatibles avec les procédés CMOS, mais il présente un fort désaccord de maille (~17 %) et un décalage de coefficient de dilatation thermique qui entraînent des contraintes mécaniques importantes et un risque de fissuration. Enfin, le saphir (Al_2O_3), bien que présentant un désaccord de maille significatif (~13–16 %), reste le substrat le plus largement utilisé pour les dispositifs optoélectroniques (LED) en raison de son faible coût et de sa disponibilité en grande taille, à condition d'utiliser des couches tampons pour réduire la densité de dislocations.

TABLEAU I-7 PROPRIETES CRISTALLOGRAPHIQUES, THERMIQUES ET DESACCORD DE MAILLE DU GAN AVEC DIFFERENTS SUBSTRATS (SAPHIR, SIC, SI, GAN).

Substrat	Paramètre de maille a (Å)	Désaccord de maille avec GaN	Conductivité thermique ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)	Coefficient de dilatation thermique ($\times 10^{-6}\ K^{-1}$)	Commentaires
GaN (référence)	3.189	0 %	~130–230	~5.6	Substrat natif – pas de désaccord, excellente qualité cristalline. Très cher et disponible en tailles limitées.
Saphir (Al_2O_3)	~4.758 (plan c)	**≈ +13–16 %**	~25–35	~7.5	Très bon marché, disponible en grands diamètres. Forte densité de dislocations → nécessite une couche tampon.
SiC, 6H	~3.073 (plan c)	**≈ 4 %**	~370–490	~4.0	Excellente dissipation thermique, désaccord faible → très bonne qualité cristalline. Coût plus élevé.
Si (111)	~3.84 (équivalent (111))	**≈ +17 %**	~150	~2.6–3.0	Très bon marché et grands diamètres (compatibilité CMOS). Forte contrainte thermique → risque de fissuration.

Le GaN natif offre un désaccord nul et donc une qualité cristalline optimale, mais son coût élevé et sa disponibilité limitée en grand diamètre restreignent son usage à des applications très spécifiques.

En outre, la production de GaN massif (substrat) est rendue complexe par sa décomposition avant fusion, ce qui interdit les techniques conventionnelles de solidification. Un bref état de l'art sur la production des substrats de GaN massif mérite naturellement sa place dans la section suivante, afin de mettre en lumière la nature hautement spécialisée et exigeante de ce savoir-faire, tout en rendant hommage à ses experts.

I.3.2.1 Production des substrats massifs de GaN

Plusieurs acteurs, à commencer par le Japon, ont écrit l'histoire du GaN. Le Japon domine historiquement la production de GaN massif grâce à Sumitomo Electric, SCIOCS et Mitsubishi Chemical [90]. Le pays s'appuie principalement sur la croissance HVPE, combinée à des techniques de séparation comme le VAS ou le laser lift-off. Ces procédés, perfectionnés depuis les années 2000, ont permis d'atteindre une qualité cristalline élevée et des diamètres jusqu'à 4 pouces en R&D, confirmant une expertise industrielle de longue date.

D'autres pays, tels que les États-Unis, la Pologne et la Chine, ont par la suite apporté des contributions majeures à l'évolution technologique de ce domaine.

Le **TABLEAU I-8** ci-après présente ces principaux acteurs, les techniques qu'ils maîtrisent ainsi que leurs périodes et jalons de développement.

Les États-Unis, ont poussé la HVPE sur grands templates (QST) mais aussi l'ammonothermal. Des substrats 200 mm autoportés ont été démontrés [91], bien que la production reste encore limitée à la R&D.

La Pologne, à travers Ammono et IHPP-Unipress, est reconnue comme le pionnier de la croissance ammonothermale [92]. Leurs travaux ont permis d'obtenir des cristaux à faible densité de dislocations servant de graines de référence pour d'autres procédés HVPE. Ce savoir-faire demeure une référence scientifique internationale.

TABLEAU I-8 SYNTHESE INTERNATIONALE DES PROCEDES ET ACTEURS DE LA PRODUCTION DE SUBSTRATS MASSIFS DE GAN

Pays	Acteurs/Instituts majeurs	Techniques dominantes	Périodes & jalons
Japon	SCIOCS (Sumitomo Chemical), Sumitomo Electric, Mitsubishi Chemical	HVPE (séparation VAS/laser), quelques travaux ammonothermaux	2000s–présent : industrialisation HVPE ; **2021** : Mitsubishi annonce croissance **4″** bulk GaN (R&D)
USA	Kyma Technologies, SixPoint Materials (NEAT), Soraa (ARPA-E, historique R&D)	HVPE (Kyma) ; Ammonothermal (SixPoint, Soraa R&D)	2010s : ARPA-E finance l'ammonothermal ; **2017–2018** : Kyma démontre FS-GaN **100 mm** via HVPE
Pologne	Ammono S.A., IHPP-Unipress (Acad. polonaise des sciences)	**Ammonothermal** (routes basique/acide) + HVPE sur graines Am-GaN	2000s–2010s : pionniers de l'ammonothermal ; 2013–2016 : chaîne HVPE sur graines ammono ; travaux récents sur qualité SI/n-type
Chine	Suzhou Nanowin, instituts CAS (SINANO), autres acteurs HVPE	HVPE principalement ; R&D ammonothermal	2010s–2020s : montée en puissance HVPE multi-wafer ; sources 2025 signalent **production 2″** et R&D 4″

La Chine, avec Suzhou Nanowin et plusieurs instituts de la CAS, développe rapidement la croissance HVPE multi-wafer [93]. Elle produit aujourd'hui des substrats 2″ et mène des programmes de R&D vers le 4″, illustrant une montée en puissance soutenue dans ce domaine stratégique.

Les différentes techniques de production de GaN massif sont expliquées ci-dessous :

- La **HVPE** (*Hydride Vapor Phase Epitaxy*): Croissance en phase vapeur à partir de GaCl et NH_3, permettant de déposer rapidement des couches épaisses de GaN (centaines de micromètres). Cette méthode est utilisée pour fabriquer des substrats autoportés ("free-standing GaN") après détachement du substrat initial (saphir, SiC) [94].
- La méthode **Na-flux**, fondée sur la dissolution de l'azote dans un flux métallique (Na–Ga, parfois K ou Ca), produit des cristaux de très haute pureté et à faible densité de défauts ($<10^6$ cm^{-2}), mais de taille restreinte (quelques millimètres à centimètres) et à faible rendement [95][96], [97].
- La croissance **ammonothermal**, utilise de l'ammoniac supercritique sous haute pression (100–500 MPa) et température (500–600 °C), et permet la croissance de cristaux de plusieurs centimètres, avec des densités de dislocations aussi basses que 10^4 cm^{-2} [98], [99], [100]. Ces substrats se distinguent par une qualité cristalline supérieure, essentielle pour limiter les défauts

électriques et améliorer la fiabilité des dispositifs. Toutefois, leur production reste coûteuse et encore peu industrialisée.

Le **TABLEAU I-9** ci-après résume ces différentes approches. L'analyse du tableau met en évidence que la HVPE est la plus avancée industriellement pour des substrats de grande taille, mais avec une densité de défauts élevée. La méthode Na-flux fournit des cristaux de qualité exceptionnelle, mais trop petits pour un usage industriel. Enfin, l'ammonothermal combine grande taille et très bonne qualité cristalline, au prix d'un procédé lent et coûteux.

TABLEAU I-9 COMPARAISON DES PRINCIPALES METHODES DE CROISSANCE DU GAN MASSIF

Méthode	Principe de croissance	Taille typique des substrats	Densité de dislocations (cm^{-2})	Avantages principaux	Limitations
HVPE (Hydride Vapor Phase Epitaxy)	Croissance en phase vapeur à partir de $GaCl + NH_3$	Jusqu'à 2–4 pouces	10^6–10^7	Croissance rapide, production industrielle, substrats autoportés (free-standing)	Défauts résiduels, contraintes thermiques
Na-flux	Dissolution de N dans un flux de Na + Ga, précipitation sur germes	mm à cm	$<10^6$	Haute pureté cristalline, faible densité de défauts	Taille limitée, faible rendement, procédés complexes
Ammonothermal	Croissance dans NH_3 supercritique sous haute P/T	Jusqu'à plusieurs pouces	10^4–10^5	Très faible densité de dislocations, qualité proche du GaN natif	Procédés coûteux, haute pression (>100 MPa), croissance lente

Dans le cadre de cette thèse, le saphir a été retenu comme substrat en raison de la nécessité de développer et d'optimiser un grand nombre de procédés technologiques. Ce choix permettait de limiter l'utilisation d'échantillons GaN/GaN, dont l'aspect onéreux rend leur emploi peu approprié pour des phases d'expérimentation itératives. Cependant, la perspective et les exigences veulent que l'intégralité du travail de thèse réalisé soit naturellement reproduit avec sur technologie entièrement en GaN/GaN.

Ainsi, une fois le substrat disponible, l'attention se porte sur la formation des couches épitaxiales actives. Celles-ci sont présentées dans la section suivante.

I.3.3 Croissance des couches à base de Nitrure de Gallium

Les principales techniques d'épitaxie du GaN sont l'épitaxie par jets moléculaires (MBE), l'épitaxie en phase vapeur aux organométalliques (MOCVD) et l'épitaxie en phase vapeur aux hydrures (HVPE) [101], [102], [103]. Ces techniques nécessitent une gestion précise de la température de croissance (souvent >1000 °C) afin d'assurer la stabilité thermique et la qualité cristalline.

Pour limiter la densité élevée de dislocations filetées (>10^9 cm^{-2}), des procédés comme le *lateral epitaxial overgrowth* (LEO) ou la pendeo-épitaxie ont été développés, permettant de réduire les défauts de plusieurs ordres de grandeur [104]. Une faible densité de dislocations dans le GaN est cruciale pour garantir une fonctionnalité à haute température, car ces défauts agissent comme centres de diffusion et accélèrent la dégradation sous stress thermique.

Concernant le dopage, le dopage de type n est relativement aisé grâce à l'introduction de Si ou d'O (moins couramment utilisé), qui créent des donneurs efficaces. En revanche, le dopage p-type, assuré principalement par le magnésium (Mg), demeure un défi majeur [105]. L'activation du Mg nécessite un recuit à haute température pour dissocier les complexes Mg–H [106], et la compensation par des défauts natifs limite fortement la concentration en trous [107]. Ces limitations expliquent la difficulté à obtenir des jonctions p-n GaN robustes et stables à haute température.

Ainsi, la maîtrise de la structure cristalline, le dopage et les procédés de croissance représentent un enjeu crucial pour l'exploitation du GaN en électronique de puissance. Les efforts actuels visent à réduire la densité de dislocations par des techniques de croissance avancées, à mieux comprendre les mécanismes de compensation, et à optimiser l'activation des dopants, afin de garantir la stabilité des dispositifs dans des environnements thermiques extrêmes (>300 °C).

Toutes les épitaxies utilisées dans ce travail ont été élaborées en collaboration avec des fournisseurs externes. Bien que l'IEMN dispose d'une bonne maitrise dans la croissance épitaxiale du GaAs, comme en témoignent de nombreux travaux antérieurs [13], [108], aucune activité de croissance de GaN n'y avait été initiée jusqu'à présent. La croissance de toutes les structures a été faite par épitaxie en phase vapeur aux organométalliques (EPVOM, ou *MOCVD* en anglais). La Figure I-12 illustre la structure avec Buffer épais contenant une couche n^+ épaisse de 1.1 µm, élaborée pour réduire la résistance série et une couche active n^- de 600 nm.

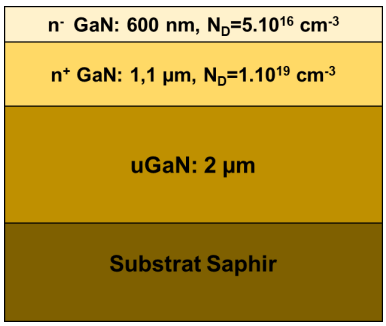


Figure I-12 La structure épitaxiale à buffer épais (GaN NID) retenue pour la technologie des diodes Schottky GaN sur substrat saphir.

I.4 La diode Schottky GaN

Pratiquement tous les dispositifs électroniques et optoélectroniques à base de semi-conducteurs reçoivent leur alimentation et leurs signaux d'entrée, et transmettent souvent leur sortie, via des contacts métalliques qui les relient aux circuits externes. La fabrication et les performances des structures métal-

semi-conducteur (MS) sont donc d'une importance capitale pour l'ensemble des dispositifs et circuits électroniques. Notre compréhension des propriétés physiques, électroniques et optiques des semi-conducteurs a connu des avancées considérables au cours des dernières années. En revanche, notre compréhension des propriétés électroniques des interfaces métal-semiconducteur et plus précisément métal-GaN n'a progressé que très lentement, y compris pour des dispositifs considérés comme élémentaires, tels que la diode Schottky.

Les diodes Schottky à base de nitrure de gallium (GaN) ont suscité un intérêt considérable au cours des deux dernières décennies en raison de leurs propriétés intrinsèques favorables aux applications de puissance et de haute fréquence. Il a été largement démontré que la combinaison d'une grande hauteur de bande, d'un champ critique de claquage élevé et d'une mobilité électronique suffisante confère à ces dispositifs une faible tension de seuil (*turn-on voltage*), des vitesses de commutation rapides et une bonne tenue face à la température [109], [110].

Dans ce qui suit, nous rappelons les principes fondamentaux régissant la formation de la barrière métal–semi-conducteur et les mécanismes de transport dominants dans les diodes Schottky GaN. Une revue de la littérature est ensuite présentée afin de mettre en perspective les performances rapportées et les principales applications (redressement, détection, conversion de puissance RF). Enfin, une attention particulière est accordée au rôle critique des métallisations Schottky : d'une part les métaux conventionnels (Pt, Pd, Ni, Ti, Au, etc.), largement étudiés pour leur influence sur la hauteur de barrière et la stabilité électrique, et d'autre part les métaux réfractaires ou nitrures réfractaires, proposés comme solution pour améliorer la fonctionnalité des contacts dans des environnements sévères.

I.4.1 Théorie des bandes et mécanismes de conduction

Lorsqu'un métal entre en contact avec un semi-conducteur, une barrière se forme à l'interface métal–semi-conducteur. Cette barrière joue un rôle déterminant dans le contrôle de la conduction du courant ainsi que dans le comportement capacitif du système. Dans cette section, nous examinerons les différents modèles régissant les diagrammes de bandes d'énergie conduisant à la formation de la hauteur de barrière dans la diode Schottky et les effets susceptibles d'en modifier la valeur, à commencer par le modèle Schottky-Mott (modèle simple et idéal de Walter H. Schottky et Nevill F. Mott).

I.4.1.1 Modèle Schottky-Mott idéal

La Figure I-13a ci-après illustre les relations d'énergie électronique dans le cas idéal, c'est-à-dire en l'absence d'états de surface et de toute autre anomalie. Un métal avec un travail de sortie élevé et un semi-conducteur de type n sont pris comme deux systèmes distincts et non en contact. Le travail de sortie est défini comme la différence d'énergie entre le niveau de vide et le niveau de Fermi. Il est généralement noté Φ, avec Φ_m pour le métal et Φ_s pour le semiconducteur. Par ailleurs, l'énergie nécessaire pour extraire un électron du bas de la bande de conduction du semi-conducteur jusqu'au

niveau de vide est désignée sous le terme d'affinité électronique, notée χ. Dans le cas du GaN, cette affinité électronique est typiquement de l'ordre de 4,11 eV [111], [112].

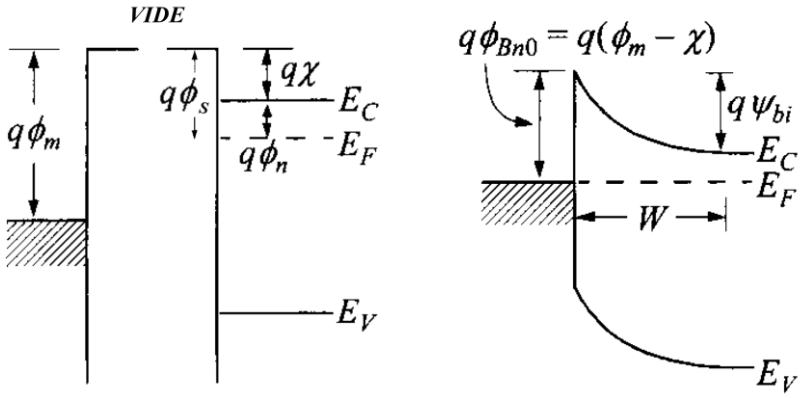


Figure I-13 Diagrammes de bandes d'énergie du contact métal–semi-conducteur (a) Système séparé et (b) après contact (adapté de [61]).

Si ces deux systèmes sont mis en contact (Figure I-13b), un transfert de charge s'opère du semi-conducteur vers le métal jusqu'à l'établissement de l'équilibre thermodynamique dans le système global. Les niveaux de Fermi s'alignent alors de part et d'autre de l'interface. Par rapport au niveau de Fermi du métal, celui du semi-conducteur se trouve abaissé d'une quantité égale à la différence entre les deux fonctions de travail.

Il s'ensuit la formation de deux barrières de potentiel. La première, qui s'oppose au transfert d'électrons du métal vers le semi-conducteur (ici, de type n), correspond à la hauteur de barrière Schottky à polarisation nulle :

$$\Phi_{Bn0} = \Phi_m - \chi \qquad \text{I-10}$$

La seconde, qui entrave le passage des électrons du semi-conducteur vers le métal, est le potentiel interne (ou potentiel de construction), défini par :

$$\psi_{bi} = \Phi_{Bn0} - \Phi_n \qquad \text{I-11}$$

Où Φ_n désigne l'écart énergétique entre le bas de la bande de conduction et le niveau de Fermi du semi−conducteur. Sous l'hypothèse d'un semi−conducteur de type n non dégénéré et de donneurs totalement ionisés, on obtient :

$$\Phi_n = \frac{kT}{q}\ln\left(\frac{N_C}{N_D}\right) \qquad \text{I-12}$$

Avec k la constante de Boltzmann, T la température absolue, q la charge élémentaire, N_C la densité effective d'états au bord de conduction et N_D la concentration de donneurs.

Dans l'approximation de déplétion abrupte, la largeur de la zone appauvrie W dans le semi-conducteur est gouvernée par l'équilibre électrostatique entre la charge d'espace et le potentiel interne. À polarisation nulle, on a :

$$W_0 = \sqrt{\frac{2\varepsilon_s . V_{bi}}{qN_D}} \qquad \text{I-13}$$

Où ε_s est la permittivité du semi-conducteur donnée par $\varepsilon_s = \varepsilon_r \varepsilon_0$, q la charge élémentaire, N_D la concentration en donneurs et V_{bi} la tension de seuil (built-in potential) à l'interface. Sous polarisation direct V > 0 (avec V appliqué au métal positif), la barrière effective diminue et la zone de déplétion se rétrécit selon

$$W(V) = \sqrt{\frac{2\varepsilon_s}{qN_D}(V_{bi} - V)} \qquad (0 \leq V \leq V_{bi}) \qquad \text{I-14}$$

A l'inverse, sous polarisation inverse V < 0, la barrière croit et la zone de déplétion s'élargit :

$$W(V) = \sqrt{\frac{2\varepsilon_s}{qN_D}(V_{bi} + |V|)} \qquad \text{I-15}$$

Ces expressions supposent un dopage uniforme, l'absence de transport tunnel significatif et négligent les corrections d'abaissement de barrière par image.

Dans l'approximation d'émission thermoïonique, le transport est gouverné par les porteurs qui franchissent la barrière Schottky Φ_{B0} par agitation thermique. Le flux émis suit la loi de Richardson adaptée au semi-conducteur : la densité de courant de saturation s'écrit :

$$J_s = A^* T^2 exp\left(-\frac{q\Phi_{Bn0}}{k_B T}\right), \qquad \text{I-16}$$

Où A^*est la constante de Richardson effective (dépendant de la masse effective et, le cas échéant, de la dégénérescence de vallée), q la charge élémentaire, k_B la constante de Boltzmann et T la température absolue.

Sous polarisation directe, quand V>0, la barrière vue par les porteurs est abaissée d'environ qV (cas idéal), si bien que la densité de courant du semi-conducteur est :

$$J_{\rightarrow}(V) = A^* T^2 exp\left[-\frac{q(\Phi_{Bn0} - V)}{k_B T}\right] = J_s exp\left(\frac{qV}{k_B T}\right) \qquad \text{I-17}$$

La densité de courant opposée (du métal vers le semi-conducteur) reste, au premier ordre, indépendante de V et égal à $J_{\leftarrow}(V) = J_s$. Le courant net (densité) de la diode résulte de la différence des deux contributions :

$$J(V) = J_{\rightarrow}(V) - J_{\leftarrow} = J_s \left[exp\left(\frac{qV}{k_B T}\right) - 1 \right] \quad \text{I-18}$$

Pour tenir compte des écarts au comportement idéal (recombinaison, chutes ohmiques, abaissement de barrière par image, non-idéalités d'interface), on introduit le facteur d'idéalité $\eta \geq 1$, d'où l'expression usuelle :

$$J(V) = J_{\rightarrow}(V) - J_{\leftarrow} = J_s \left[exp\left(\frac{qV}{\eta k_B T}\right) - 1 \right] \quad \text{I-19}$$

Cette relation suppose (i) un régime non dégénéré, (ii) l'absence de transport par tunnel significatif, (iii) une région de charge d'espace bien décrite par l'approximation de déplétion, et (iv) une barrière dominante du côté semi-conducteur. Si nécessaire, on peut corriger Φ_{Bn0} par un terme d'abaissement $\Delta\Phi$ (effet image) et/ou inclure une résistance série pour affiner l'ajustement expérimental.

Après avoir examiné le cas idéal régi par le modèle de Schottky–Mott, où l'on néglige toute contribution d'interface, il convient d'intégrer les écarts observés aux contacts réels. En effet, la présence d'états dans la bande interdite et/ou d'une intercouche diélectrique engendre un dipôle interfacial, déplace la position effective du niveau de Fermi et rend la barrière sensible à la structure locale. La section suivante formalise ces effets au moyen du niveau de neutralité de charge (CNL) et du paramètre de pente Schottky S, offrant un cadre unifié pour décrire à la fois le cas MIS (dé-blocage partiel du niveau de fermi) et l'interface intime dominée par les MIGS (limite de Bardeen).

I.4.1.2 Blocage du niveau de Fermi : modèles MIS et MIGS

Malgré des avancées en chimie et métallurgie des interfaces métal–semi-conducteur (MS), le mécanisme exact de formation de la barrière Schottky demeure débattu. L'absence parfois rapportée de corrélation nette entre la hauteur de barrière Φ_B et le travail de sortie du métal a longtemps été attribuée à une forte densité d'états d'interface (défauts et états induits par le métal, ou *Metal-induced gap states MIGS*) entraînant le blocage du niveau de Fermi (*Fermi level pinning*), rendant Φ_B faiblement sensible au métal. Or, de nombreux résultats expérimentaux suggèrent un rôle déterminant de la structure atomique et des dipôles interfaciaux, ainsi que d'éventuelles inhomogénéités latérales de Φ_B. Afin de clarifier ces contributions, la présente section adopte un cadre unifié fondé sur le niveau de neutralité de charge (CNL) et le paramètre de pente Schottky S.

On introduit le niveau de neutralité de charge (*charge-neutrality level*, CNL) E_{CNL}, énergie pour laquelle la charge nette des états d'interface s'annule [113], [114]. En présence d'états d'interface, la barrière suit la relation de blocage suivante :

$$\Phi_{Bn} = S(\Phi_m - \chi) + (1 - S)\Phi_0, \qquad \Phi_0 = E_C - E_{CNL}, \tag{I-20}$$

Où E_C est le niveau de conduction. Le paramètre de pente Schottky S ∈ [0,1] quantifie le blocage par la relation :

$$S = \left(1 + \frac{q^2 D_{it}}{C_{int}}\right)^{-1} \tag{I-21}$$

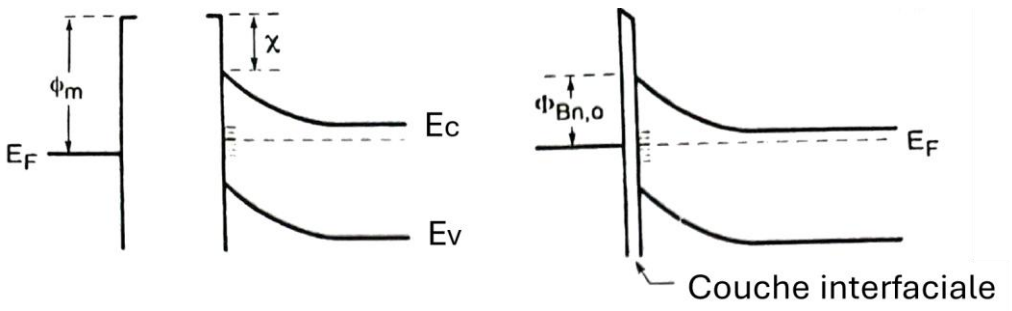
Ici, D_{it} est la densité d'états d'interface (par eV.cm²) et C_{int} la capacité interfaciale effective.

Ainsi, des limites de S peuvent révéler :

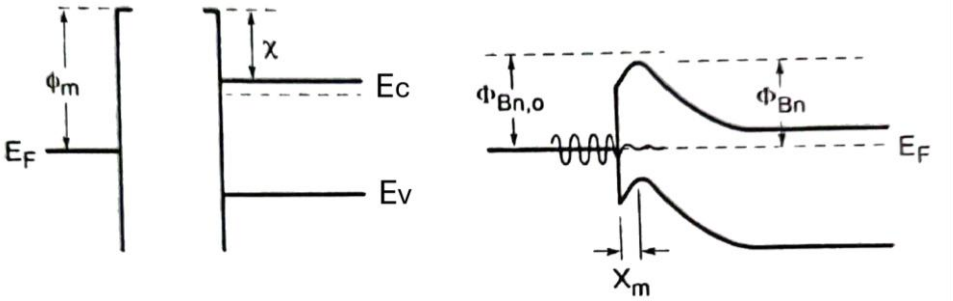
- S → 1, régime Schottky-Mott (faible blocage du niveau de fermi), $\Phi_{Bn} \approx \Phi_M - \chi$.
- S → 0, limite de Bardeen, (blocage fort du niveau de fermi) $\Phi_{Bn} \rightarrow \Phi_0$, quasi-indépendante du métal.

Remarque : l'abaissement de barrière par force image n'est pas inclus dans ces expressions.

Deux cas distincts, illustrés dans la Figure I-14, peuvent être considérés dans ce modèle : le blocage du niveau de Fermi par les états de surface avec couche diélectrique (a) et le cas de pénétration des MIGS, blocage du niveau de Fermi et courbure locale (b).



a.



b.

Figure I-14 Diagrammes de bandes avant (partie gauche) et après (partie droite) la mise en contact (a) Blocage du niveau de Fermi par les états de surface avec couche diélectrique et (b) Pénétration des MIGS, blocage du niveau de Fermi et courbure locale.

Dans le cas du blocage préalable avec inter-couche diélectrique (modèle MIS, cf Figure I-14a), le niveau de Fermi du semi-conducteur est bloqué avant métallisation ; avec une présence supposée d'une couche diélectrique à l'interface.

Cette inter-couche réduit l'*overlap* électronique (donc le rôle des MIGS) et introduit une capacité en série :

$$C_{int} = \left(\frac{1}{C_s} + \frac{1}{C_i}\right)^{-1}, \qquad C_i = \frac{\varepsilon_i}{t_i},$$

Où C_s est la capacité côté semi-conducteur (liée à la zone de déplétion), et C_i celle du diélectrique (permittivité ε_i, épaisseur t_i). En pratique, augmenter C_i (ou réduire D_{it} par passivation) accroit S et dé-bloque partiellement le niveau de fermi, rendant Φ_{Bn} plus sensible à Φ_m.

Dans le cas de l'interface intime métal–semi-conducteur (modèle MIGS / « charge négative ») (Figure I-14b) :

Sans intercouche, des états induits par le métal (MIGS) pénètrent sur une courte distance (X_m) dans le semi-conducteur, créant un dipôle et une courbure de bandes de courte portée ; l'interface électrique effective (maximum du potentiel) se trouve légèrement à l'intérieur du semi-conducteur. Ici,

$$C_{int} \cong C_s, \qquad D_{it} \cong D_{MIGS} \text{ (souvent élevé)},$$

Si bien que $q^2 D_{it} \gg C_{int}$ et S tend vers des valeurs faibles (limite de Bardeen) : $\Phi_{Bn} \approx \Phi_0$, peu dépendante du métal.

Valeurs indicatives (GaN) :

Pour le GaN, on trouve couramment $E_{CNL} = E_c - 0{,}9\ eV$ ($soit \approx E_v + 2{,}5\ eV\ pour\ E_g \cong 3{,}4\ eV$), d'où $\Phi_0 \approx 0{,}9\ eV$ sur n-GaN. En conséquence, un contact intime (MGIS) présente souvent une Φ_{Bn} proche de Φ_0 (blocage fort, s ≪ 1), tandis qu'un contact MIS bien conçu (intercouche mince et propre, passivation) augemente S et rapproche Φ_{Bn} du régime Schottky-Mott.

I.4.2 Les diodes Schottky GaN à métaux conventionnels

Les premières études sur les diodes Schottky GaN ont principalement porté sur l'utilisation de métaux dits « conventionnels » tels que le nickel (Ni), le platine (Pt), l'or (Au) et le palladium (Pd). Ces métaux ont été choisis pour leur compatibilité avec les procédés de fabrication microélectroniques et leur capacité à former des barrières Schottky stables reproductibles sur GaN. Il a été montré que le Ni et le Pt présentent généralement les plus fortes hauteurs de barrière (Φ_B), avec des valeurs typiques autour de 0,9 eV conduisant à de faibles courants de fuite mais à une tension de seuil plus élevée [115], [116]. Ceci est dû au travail de sortie plutôt élevé du Platine et du Nickel, de valeurs respectives de 5,65 et 5,15-5,35 eV [117]. En effet, rappelons que, dans le cas idéal décrit par le modèle de Schottky–Mott, la hauteur de barrière est donnée par la relation $\Phi_B = \Phi_m - \chi$, ce qui, dans le cas du Nickel par exemple

conduit à une valeur théorique de 1,04-1,24 eV. Toutefois, les mesures expérimentales rapportent généralement des valeurs sensiblement plus faibles, de l'ordre de 0,81 eV [115], [118]. Comme rappelé dans les sections précédentes sur la théorie des *Metal-Induced Gap States* (MIGS), la hauteur de barrière Schottky ne dépend pas uniquement du travail de sortie du métal. En effet, selon le modèle MIGS, les états induits dans la bande interdite par le métal jouent un rôle déterminant dans le positionnement du niveau de Fermi à l'interface métal–semiconducteur. Ainsi, Φ_B est également fortement influencée par la structure atomique locale de l'interface. Dans le cas expérimental des diodes Ni/GaN, la différence peut être attribuée aux interactions interfaciales entre le Nickel et le GaN, qui modifient la densité et la distribution des MIGS. Lors du dépôt du nickel sur le GaN, la formation de la phase interfaciale Ga_4Ni_3 serait à l'origine de ces phénomènes [119], [120].

L'or est largement utilisé pour ses propriétés chimiques inertes et sa bonne conductivité. Il a déjà été utilisé comme métal Schottky dans les diodes mais implique une hauteur de barrière plus faible (en raison de son travail de sortie inférieur à celui du Pt et du Ni), ce qui se traduit par une conduction plus importante en polarisation directe mais surtout un grand courant de fuite [115-117]. Le Pd, quant à lui, présente un compromis intéressant avec une haute hauteur de barrière pouvant atteindre 1,11 eV et une bonne adhérence au GaN [124]. Il a également été étudié pour des applications potentielles à haute température [125], combiné parfois au Molybdène dans une configuration PdMo/n-GaN, ce qui a montré de bonnes performances électriques après un recuit à 600 °C [126].

Ainsi, bien que les diodes Schottky à métaux conventionnels (Ni, Pt, Au, Pd) aient permis d'établir des bases solides pour la compréhension des mécanismes de conduction dans le GaN, leurs performances restent limitées lorsqu'il s'agit d'applications soumises à des environnements sévères, en particulier à haute température. En effet, ces métaux présentent généralement une dégradation de la hauteur de barrière et une augmentation des courants de fuite sous sollicitations thermiques prolongées. Dans ce contexte, l'utilisation de métaux réfractaires, réputés pour leur meilleure tenue à la température et leur compatibilité avec des applications de puissance ou à température élevée s'avère prometteuse. La section suivante propose donc un état de l'art spécifique aux diodes Schottky GaN à contacts réfractaires, mettant en évidence leurs avantages et les défis technologiques associés.

I.4.3 Les diodes Schottky GaN à métaux réfractaires : état de l'art

Les métaux réfractaires regroupent principalement le tungstène (W), le molybdène (Mo), le tantale (Ta), le niobium (Nb) et le rhénium (Re), qui se caractérisent par leurs points de fusion extrêmement élevés (> 2000 °C) et leur excellente stabilité chimique à haute température [127]. Les principales propriétés et applications de chacun de ces métaux sont présentées ci-dessous :

- Le tungstène (W) possède le point de fusion le plus élevé (3422 °C), ce qui en fait un matériau de choix pour les filaments, les contacts électriques et les sources d'électrons [128].

- Le molybdène (Mo), avec un point de fusion de 2623 °C, présente une conductivité thermique et électrique élevée, ainsi qu'une faible dilatation thermique, le rendant adapté aux supports de couches minces [129].
- Le tantale (2996 °C) est apprécié pour sa résistance exceptionnelle à la corrosion et son inertie chimique, ce qui le rend indispensable dans les environnements hautement réactifs et pour les dispositifs de stockage d'énergie [130].
- Le niobium (2477 °C) se distingue par sa ductilité et ses propriétés supraconductrices à basse température, qui sont exploitées dans les circuits à très hautes performances et les applications cryogéniques [131].
- Enfin, le rhénium (3186 °C) offre une résistance remarquable aux environnements corrosifs et oxydants, ainsi qu'une grande stabilité mécanique à très haute température, ce qui le rend essentiel dans certaines applications aérospatiales et dans les contacts à très haute performance [132].

Les métaux réfractaires ont longtemps été utilisés dans l'industrie des semiconducteurs. En raison des exigences particulièrement sévères de ce secteur, ces métaux ont primordialement trouvé leur place dans les bâtis de fabrication des composants semiconducteurs afin d'assurer le bon déroulement des procédés de fabrication. On les retrouve notamment dans les revêtements des fours de croissance cristalline, des chambres de dépôt de couches minces ou encore dans les équipements de gravure utilisés pour structurer les motifs sur les tranches semi-conductrices.

À titre d'exemple, les filaments en tungstène sont largement utilisés comme sources d'électrons, aussi bien dans les faisceaux d'électrons pour la lithographie électronique, que pour l'inspection des semi-conducteurs par microscopie électronique à balayage (MEB) ou encore dans les systèmes d'évaporation par faisceau d'électrons. Cette utilisation découle directement de leur point de fusion très élevé et de leur grande stabilité sous vide. De manière générale, les métaux réfractaires présentent une résistance remarquable aux environnements chimiques agressifs et aux températures extrêmes caractéristiques des procédés de microfabrication. Ils permettent ainsi de préserver l'intégrité mécanique et chimique des équipements au fil du temps, un critère essentiel puisque même de légers défauts peuvent compromettre la qualité des dispositifs semi-conducteurs.

Plus récemment, ces métaux ont également commencé à être intégrés directement dans les composants microélectroniques, notamment pour la réalisation de contacts métalliques capables de résister aux hautes températures.

Dans ce contexte, le semi-conducteur de choix est le nitrure de gallium (GaN). Ceci a incité de nombreux chercheurs à fabriquer des diodes à barrière Schottky (SBD) sur GaN, en utilisant généralement des contacts métalliques en Ni-Au et Pt-Au [133], [134]. Toutefois, les dispositifs GaN à haute température (500 °C) demeurent peu développés et leur intégration reste limitée. La mise au point de contacts

Schottky fonctionnelles à HT sur GaN constitue toujours un défi majeur. Bien que des diodes Schottky GaN à base de platine ont montré des très bonnes performances après des recuits allant jusqu'à 600 °C [116], ces contacts conventionnels en Pt/Au et Ni/Au se dégradent à des valeurs supérieures en raison de la diffusion du contact Schottky [135]. De nombreuses études se sont concentrées sur l'optimisation de la gravure des mesas pour abaisser la tension de seuil (V_{ON}) et réduire le courant de fuite [136], mais peu ont exploré l'utilisation de métaux réfractaires à faible travail de sortie comme le tungstène (W) ou le molybdène (Mo) [137], [138]. Pour un contact Schottky thermiquement stable, un certain nombre de conditions doit être rempli pour le métal choisi dont principalement :

- Être très conducteur.
- Avoir une haute température de fusion.
- Ne pas réagir chimiquement avec le GaN.
- Ne pas diffuser dans le GaN,
- Adhérer au GaN.

Le **TABLEAU I-10** présente un résumé des principales propriétés physiques des métaux réfractaires, à savoir leur température de fusion, leur coefficient de dilatation thermique et leur travail de sortie.

TABLEAU I-10 PROPRIETE PHYSIQUES PERTINENTES DES METAUX REFRACTAIRES POUR LES CONTACTS SCHOTTKY

	Température de fusion (°C)	Coefficient de dilatation thermique (10-6 K-1)	Travail de sortie (eV)
Molybdène (Mo)	2623	4.8	4,30
Niobium (Nb)	2469	7.3	4,00
Rhenium (Re)	3182	6.2	4,72
Tantale (Ta)	3020	6.3	4,13
Tungstène (W)	3422	4.5	4,50

On remarque que le tungstène présente la température de fusion la plus élevée (3422 °C), ce qui en fait un candidat de choix pour les dispositifs soumis à des contraintes thermiques extrêmes. Le molybdène et le tungstène se distinguent également par leurs faibles coefficients de dilatation thermique, favorisant une bonne stabilité dimensionnelle et limitant les contraintes mécaniques aux interfaces métal/semiconducteur. Enfin, les valeurs du travail de sortie, comprises entre 4,0 et 4,72 eV, jouent un rôle déterminant dans la hauteur de barrière Schottky formée avec le semi-conducteur : elles conditionnent directement les caractéristiques électriques des dispositifs. Ces propriétés font des métaux réfractaires des candidats privilégiés pour la réalisation de contacts Schottky stables à haute température. Des résultats récents montrent que les jonctions Mo/n-GaN recuites à 500 °C présentent une hauteur de barrière élevée et de faibles courants de fuite, tandis qu'un recuit à 700 °C entraîne une dégradation due à l'agglomération et à l'alliage avec la couche d'épaississement en or [139]. Le Molybdène, en tant que métal réfractaire, est choisi pour son point de fusion élevé, sa conductivité et son inertie chimique vis-à-vis du GaN. Son faible travail de sortie, d'une valeur de 4,5 eV contre environ 5.5 eV pour le Pt et le

Pd [140] permet une hauteur de barrière plus faible et une tension de seuil plus basse, mais augmente le courant de fuite et réduit la tension de claquage en polarisation inverse.

Parmi les rares travaux portant sur les diodes Schottky à base de métaux réfractaires, le **TABLEAU I-11** synthétise les principaux résultats obtenus.

TABLEAU I-11 ÉTAT DE L'ART DES DIODES SCHOTTKY A ANODE EN METAUX REFRACTAIRES

Type de métal Schottky	Technique de dépôt	Epaisseur de la couche métallique (Å)	Limite de recuit (°C)	Courant de fuite
TaN/n-GaN [141]	Pulvérisation	2100	800	70 $\mu A/cm^2$ @ -2 V
Re/n-GaN [142]	Pulvérisation	700	500	17 mA/cm^2 @ -1 V
Nb/n-GaN [143]	Pulvérisation	450	200	19 mA/cm^2 @ -1 V
W/n-GaN [143]	Pulvérisation	450	700	220 mA/cm^2 @ -1 V
WN/n-GaN [144]	Pulvérisation	2000	850	6 $\mu A/cm^2$ @ -1 V
MoCN/n-GaN [145]	(PE-ALD)	330	600	4 $\mu A/ cm^2$ @ -2 V
Mo/n-GaN [139]	EBPVD	450	500	$5{,}3 \times 10^{-2}$ mA/cm^2 @ -10 V

Parmi les études notables dont les résultats sont présentés dans le tableau, nous pouvons citer : Kenji Shiojima *et al.* [143] qui ont étudié la stabilité thermique du Tungstène et du Niobium sur du GaN de type p et n. Dans le cas du contact Nb/n-GaN, bien que l'étude prévoit la formation du composé stable NbN, les caractéristiques I–V, initialement de type Schottky, deviennent ohmiques après un recuit à des températures supérieures à 200 °C. Il est ainsi conclu que le niobium réagit fortement avec le GaN à partir de 300 °C. Les contacts W/n-GaN quant à eux ont montré un comportement redresseur qui s'est progressivement dégradé avec le recuit avec une hauteur de barrière qui diminue de 0.63 à 0.54 eV. Au-delà de 700 °C, les contacts deviennent ohmiques. Ainsi, la température de dégradation des contacts en tungstène reportée est de 700 °C, tandis que celle des contacts en niobium est de 300 °C.

H.S. Venugopalan et S.E. Mohney [142] ont étudié la stabilité thermique des diodes Schottky GaN en métallisation rhénium. La spécificité du Re est son haut travail de sortie par rapport aux autres métaux réfractaires, d'une valeur de 4,72 eV [140]. Ceci lui confère donc une hauteur de barrière de 0.82 eV mesuré à une température in-situ de 150 °C, soit donc une hauteur de barrière de l'ordre des contacts conventionnels en Pt mais à une haute température de fonctionnement. Les diodes ont aussi été recuites à 700 °C pour un temps court (non précisé) et à 300 °C pendant un recuit prolongé de 24 h. Elles ont montré des caractéristiques électriques stables (même hauteur de barrière et facteur d'idéalité). Les recuits à des températures plus hautes ont été limités par l'oxydation du contact ohmique à base de TiN.

Il est donc clair que des difficultés empêchent d'exploiter le potentiel des métaux réfractaires dans le cadre de diodes Schottky GaN. Une alternative est néanmoins possible avec les métaux nitrurés. Jin-Ping Ao *et al*. [146] a comparé les effets des hautes températures sur les caractéristiques électriques des métaux réfractaires (Mo, W et Ta) sur le GaN type n à leurs composés nitrurés (MoN, WN et TaN). Les contacts Schottky à base de métal pur ont montrés des contacts quasi-ohmiques avec une hauteur de

barrière de 0,4 eV tandis que les contacts à base de MoNx déposés par pulvérisation sous une atmosphère d'Argon présentent une hauteur de barrière de 0,74 eV. Ceci dit, la résistivité des films mesurés était dix fois plus grande pour les films nitrurés que pour les métaux purs. Les contacts en TaN_x ont gardé les mêmes caractéristiques (presque ohmiques) que celles des contacts en Ta.

Une autre étude, celle de J.R Hayes *et al.* [141], a exploité en profondeur le potentiel des anodes à base de nitrure de Tantale pour des contacts Schottky/GaN thermiquement stables. C'est donc en variant la stœchiométrie du contact que des contacts thermiquement stables ont été obtenus après un recuit à 800 °C. L'étude examine la stabilité thermique et les performances électriques de contacts Schottky en nitrure de tantale (TaN) déposés sur GaN, en fonction de leur composition chimique. Les contacts réalisés en phase δ, riches en tantale (40% N, 60% Ta), présentent une bonne stabilité thermique jusqu'à 600°C. Cependant, au-delà de cette température, ils se dégradent en raison de la diffusion du gallium hors de la couche de GaN vers la couche de TaN. Ce phénomène est attribué à une réaction entre l'excès de tantale et l'azote du GaN à l'interface, libérant du gallium qui migre ensuite dans la couche de TaN. Cette interdiffusion, bien identifiée par TEM et EDX, est responsable de la formation d'une bande riche en gallium à l'intérieur de la couche de TaN, ce qui entraîne une dégradation des propriétés électriques, notamment une chute de la barrière de potentiel et une augmentation significative du facteur d'idéalité, signe d'un transport électronique dominé par le tunnel et la génération de courants de fuite. En revanche, les contacts Schottky réalisés en TaN stœchiométrique apparaissent bien plus stables : aucune interdiffusion n'est observée jusqu'à 800°C, et les mesures électriques montrent une stabilité remarquable, avec un maintien élevé de la barrière de potentiel et un faible facteur d'idéalité. Cette différence de comportement est attribuée à la stabilité thermodynamique plus élevée de l'interface TaN/GaN, qui empêche toute réaction ou diffusion significative. Ainsi, la diffusion du gallium, favorisée par la présence de tantale en excès dans la phase δ, s'avère être le principal facteur limitant pour la tenue thermique des contacts Schottky en TaN sur GaN.

Ceci dit, les contacts recuits à 800 °C ont montré des hauts facteurs d'idéalité, de 4,284 pour le δ-TaN et de 2,017 pour le TaN stochiométrique.

D'autre part, toutes ces études manquent d'information sur la tension de claquage et ne polarisent les composants qu'à jusqu'au plus -2 V.

I.5 Objectifs & axes de recherche : Vers un radiomètre à 183 GHz à base de diodes Schottky GaN

L'ensemble des dispositifs dipolaires à l'état solide sur base GaN – PIN, RTD, Gunn, Schottky a été largement étudié, principalement dans un contexte de puissance continue élevée. En revanche, les études dédiées aux applications hyperfréquences, en particulier basées sur les diodes Schottky GaN, restent limitées. L'IEMN fait partie des rares laboratoires à avoir exploré ce domaine.

L'objectif principal de ce travail de thèse est le développement et l'optimisation de diodes Schottky GaN capables d'opérer de manière durable dans des environnements à haute température, tels que ceux rencontrés dans l'industrie automobile, l'exploration spatiale ou les systèmes de conversion d'énergie.

Dans le cadre du programme de recherche en partenariat avec le LIRA, un radiomètre pour l'étude de l'atmosphère de Vénus pourrait être développé suivant les bases de conception des circuits monolithiques définies par le LIRA pour l'aéronomie ou la planétologie [35]. La détection à 183 GHz permettrait de suivre la raie spectrale de l'eau (H_2O), constituant mineur de l'atmosphère vénusienne, utilisée comme traceur des profils de température et de la dynamique des vents, indépendamment des conditions atmosphériques (des plus chaudes aux plus froides, y compris lors d'orages) et de l'heure locale.

L'approche envisagée repose sur l'exploitation de la non-linéarité d'une diode Schottky GaN fonctionnant à très haute température : en mode varactor pour la multiplication de fréquence à 90 GHz et en mode varistor pour le mélange à 183 GHz. La Figure I-15 illustre un potentiel modèle pour ce récepteur.

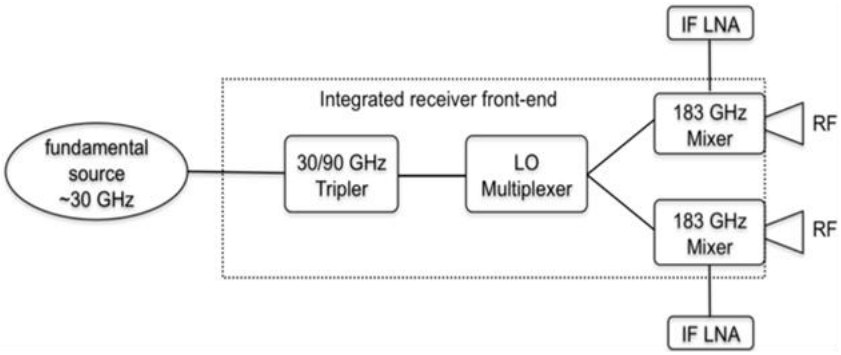


Figure I-15 Récepteur hétérodyne compact incluant 1 tripleur à 90 GHz et 2 mélangeurs subharmoniques à 183 GHz

Le **TABLEAU I-12** ci-après présente un état de l'art des dispositifs à diodes Schottky développés pour les applications en télédétection, astronomie et planétologie. Il rassemble les principaux travaux de référence issus du LIRA (Observatoire de Paris) et de ses partenaires, couvrant les mélangeurs submillimétriques ainsi que les multiplicateurs de fréquence. Ces études constituent la base scientifique et technologique du travail proposé, allant de la modélisation sur GaAs aux démonstrateurs, et illustrent l'évolution des performances des circuits hétérodynes et multiplicateurs dans les gammes millimétriques et térahertz. Cette thèse s'inscrit dans la continuité de ces développements en proposant la conception, la fabrication et la caractérisation de diodes Schottky GaN à métaux réfractaires destinées à fonctionner en haute température et à terme dans des chaînes de multiplication et détection à très haute fréquence.

Le travail qui sera présenté dans le cadre de cette thèse établira la base pour les nouvelles générations de multiplicateurs et mélangeurs de fréquences à base de diodes Schottky GaN.

TABLEAU I-12 ÉTAT DE L'ART ET POSITIONNEMENT DE LA THESE SUR LES DISPOSITIFS SCHOTTKY GAAS/GAN POUR APPLICATIONS MILLIMETRIQUES ET TERAHERTZ.

Réf.	Dispositif / Sujet	Bande / Fréquence	Type de contribution/ résultats clés
Hui Wang - thèse, 2009 [147]	Conception & modélisation de circuits monolithiques à diode Schottky GaAs	Millimétrique & sub-millimétrique	Base de conception & modélisation pour récepteurs hétérodynes multipixels
Gay *et al.* - EuCAP, 2023 [35]	Mélangeur Schottky GaAs	~325 GHz	Mélangeur 325 GHz intégré dans une chaîne "low-noise"
Treuttel *et al.* ,2016 [36]	Front-end récepteur, Schottky GaAs	520–620 GHz	Température de bruit DSB 1070–1500 K à température ambiante
Mondal *et al.* - ISSTT ,2022 [148]	Capacité de tenue en puissance des prochaines diodes Schottky GaN pour multiplicateurs à ondes millimétriques	Millimétrique	Méthode d'estimation de la tenue en puissance d'entrées pour multiplicateurs
Mondal *et al.* – EuMW, 2020 [149]	Tripler varactor GaN-Schottky	Millimétrique	Démonstration d'une forte tenue en puissance
P. Mondal *et al.* ,2023 [150]	Multiplicateurs GaN Schottky	114 GHz, 150 GHz (doubleurs)	Bases de design (travaux préliminaires) pour les multiplicateurs de la présente thèse
Amir Al Abdallah - Présente thèse, 2022-2025 [151]	**Développement de diodes Schottky GaN à métaux réfractaires (Mo, Pt, W) pour applications haute température**	**Doubleurs 114 GHz, 150 GHz Applications Jusqu'à 183 GHz (objectif)**	• **Développement du procédé de fabrication de diodes Schottky GaN pour HT** • **Étude des effets du recuit jusqu'à 1000 °C** • **Mesures électriques in-situ jusqu'à 300 °C** • **Perspectifs vers des diodes pour les multiplicateurs à 183 GHz**

Pour atteindre cet objectif, l'étude se concentre sur la conception et la réalisation de contacts Schottky en s'appuyant sur les jonctions à base de métaux réfractaires, dont la stabilité thermique et chimique permet de dépasser les limitations des métallisations conventionnelles. Les axes de recherche se déclinent selon plusieurs volets complémentaires :

1. **Établir un procédé de fabrication reproductible et adaptable** pour l'intégration de métaux réfractaires (Mo, W) dans les contacts Schottky GaN, en partant des approches conventionnelles et en explorant de nouvelles stratégies technologiques.

2. **Étudier l'influence des recuits à haute température** sur les caractéristiques morphologiques, structurales et électriques des diodes, afin d'identifier les conditions optimales permettant d'obtenir un compromis entre faible courant de fuite, tension de claquage élevée et tenue à haute température.

3. **Analyser les interfaces métal/semiconducteur** par des techniques avancées de caractérisation (AFM, KPFM, MET), afin de comprendre l'évolution des propriétés physiques de l'interface avec les performances électriques observées.

4. **Valider les performances en conditions extrêmes**, notamment par des mesures in-situ jusqu'à 300 °C, afin de prévoir l'utilisation potentielle en environnements sévères et d'identifier les mécanismes de dégradation.

Ce travail vise ainsi à fournir une méthodologie complète, allant de la conception des procédés de fabrication à l'évaluation expérimentale en conditions réelles, pour contribuer au développement de composants électroniques GaN performants dans des applications critiques à haute température.

La mise en œuvre de ces objectifs nécessite avant tout l'établissement d'un procédé de fabrication conventionel maîtrisé, qui servira de référence à l'intégration progressive des métaux réfractaires et à l'optimisation des performances électriques des diodes. Le chapitre II est ainsi consacré à la présentation de la filière technologique utilisée pour la réalisation des diodes Schottky GaN, depuis la définition des masques jusqu'aux étapes de gravure, de métallisation et de recuit. Les résultats obtenus permettent d'évaluer le procédé conventionnel en étalant ses limites et constituent un point de départ essentiel pour les développements et optimisations détaillés dans le chapitre III.

L'objectif scientifique final de ce projet est la réalisation de circuits doubleurs à 90 GHz et mélangeurs à 183 GHz intégrés dans un premier prototype de radiomètre THz à base de diodes Schottky GaN.

À terme, l'intégration des circuits optimisés dans un bloc guide d'onde modélisé (puis réalisé par micro-usinage) permettrait de démontrer les gains obtenus en puissance Térahertz, en tenue en température et en bruit par rapport aux technologies classiques à base de GaAs. Ces avancées constitueraient une étape clé vers la définition de tests de préqualification pour des instruments destinés à l'exploration de Vénus.

II. Fabrication & caractérisation de diodes Schottky GaN

La fabrication de diodes Schottky s'est progressivement affinée selon les topologies : latérale, verticale, puis quasi-verticale, chacune répondant à des besoins de performance, d'intégration ou de robustesse accrus. L'histoire du développement de diodes Schottky GaN suit une même trajectoire passant des structures latérales à verticales, jusqu'aux topologies quasi-verticales récentes, chacune révélant des défis technologiques spécifiques. La fabrication des diodes Schottky GaN quasi-verticales présente néanmoins une série de défis technologiques propres à elles [109]. Ces contraintes résultent à la fois de la nature du matériau GaN et des exigences topologiques propres à cette architecture, qui combine le courant vertical à une disposition latérale des contacts. Cette configuration hybride complique chaque phase de fabrication, du dépôt épitaxial aux étapes finales de métallisation. Parmi les défis propres aux diodes Schottky GaN nous distinguons trois points essentiels : La gravure profonde anisotrope, le traitement des surfaces/interfaces et le choix de l'empilement métallique « Schottky ». Indépendamment de l'architecture, la qualité de l'épitaxie constitue l'un des piliers fondamentaux pour garantir le bon fonctionnement d'une diode Schottky. Cette technologie repose souvent sur des substrats semi-conducteurs non standards (Sapphire, SiC) qui introduisent leurs propres problématiques de fabrication, notamment en termes de rugosité de surface et dopage local (cf I.3.2). La section suivante débutera par la préparation de surface des structures épitaxiales mises en œuvre dans le cadre de cette thèse. Elle exposera ensuite en détail la première méthode de fabrication des diodes Schottky GaN quasi-verticales, qui sera considérée comme méthode de référence, ou "méthode conventionnelle", en explicitant les étapes de fabrication et justifiant les choix de paramètres associés. Des mesures I-V et C-V des diodes seront ensuite effectuées afin d'extraire les caractéristiques électriques des diodes en fonction des différents recuits. L'analyse se poursuivra par une mise en évidence de la problématique spécifique liée aux recuits, avant de conclure sur les limitations de cette approche technologique dans le contexte des applications à haute température.

Avant tout procédé de fabrication des diodes, une préparation minutieuse de la surface du GaN n^- a été adoptée pour chaque épitaxie. La section suivante présente en détail les différents traitements de surface appliqués avant les étapes de fabrication de la diode.

II.1 Fabrication conventionnelle de diodes Schottky GaN quasi-verticales

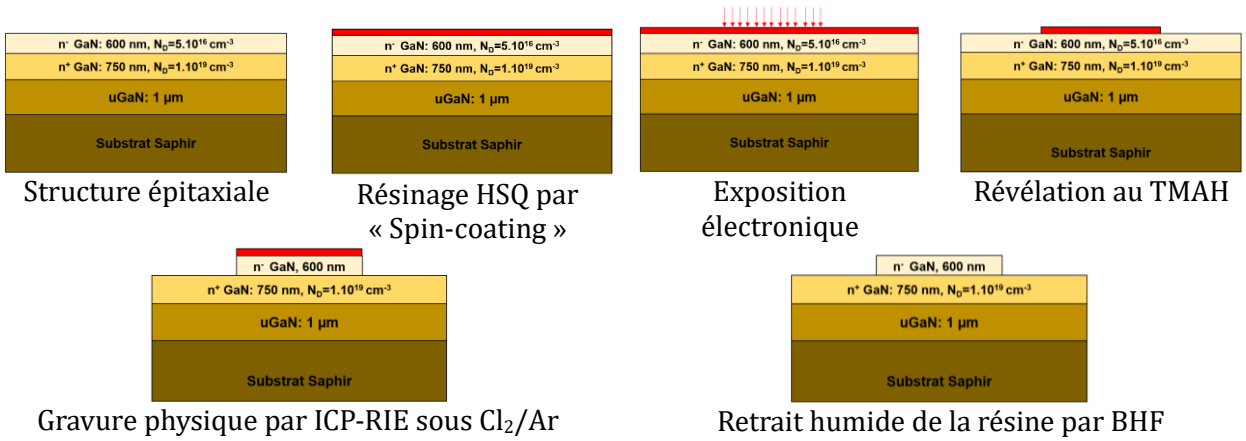
Les substrats de GaN, appelées *wafers* en anglais, sont initialement recouverts d'une couche de résine déposée sur la surface GaN n^- afin de préserver l'intégrité de cette dernière lors de la découpe mécanique. Cette protection limite le re-dépôt de particules et de contaminations projetées durant la découpe, qui

pourraient altérer les propriétés physico-chimiques de l'état de surface. Une fois la découpe terminée, la résine est soigneusement éliminée, préparant ainsi la surface pour le procédé de fabrication.

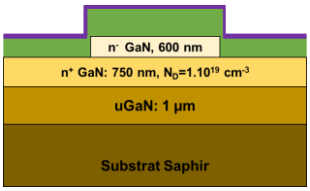
Le traitement de surface avant fabrication constitue une étape cruciale pour obtenir une surface propre et chimiquement stable. Il permet d'éliminer les résidus de résines et les oxydes éventuels grâce à une succession de procédés chimiques : immersion dans le solvant SVC-14 à 70 °C, nettoyage par ultrasons dans l'acétone suivi d'un rinçage à l'IPA, exposition aux UV-ozone pour retirer les traces de résine, gravure chimique légère au BOE (NH_4F : HF, 7 :1) pour désoxyder, puis déshydratation à 180 °C. Cette préparation garantit des interfaces contrôlées et des performances électroniques optimales, conditions essentielles au succès des étapes critiques de microfabrication [152].

Une fois la préparation de la surface achevée, le procédé conventionnel de fabrication de diodes Schottky GaN, tel qu'il est largement rapporté dans la littérature est adopté initialement dans le cadre de ce travail. Ce procédé est illustré étape par étape dans la Figure II-1 et se décline en six étapes principales résumées ci-dessous :

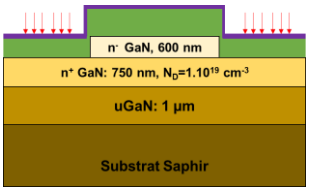
i. Structuration des épitaxies par gravure sèche (ICP-RIE) (Figure II-1a) : Définition de la couche active n^- de GaN et des marques d'alignement.
ii. Dépôt du contact Ohmique (Figure II-1b) : Dépôt de l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au (Cathode) sur la couche fortement dopée n^+ de GaN pour assurer une conduction efficace.
iii. Recuit du contact Ohmique (Figure II-1c) : Traitement thermique à 850 °C sous atmosphère inerte pour former le contact ohmique
iv. Traitement de surface (Figure II-1d) : Désoxydation et conditionnement de la surface avant dépôt pour une interface Schottky optimale.
v. Dépôt du contact Schottky (Figure II-1e): Formation de la jonction métallique rectifiante avec le GaN (Anode).
vi. Recuit du contact Schottky (Figure II-1f) : Formation de la barrière Schottky pour améliorer l'adhérence, la stabilité thermique et la fiabilité des mesures électriques.



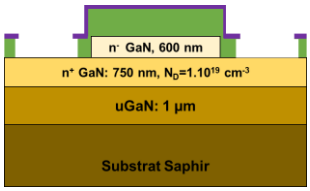
a.



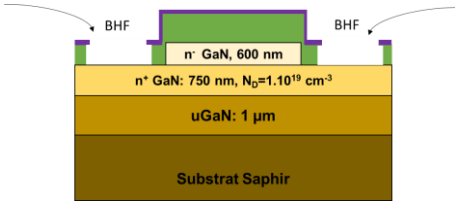
Résinage bicouche COPO/PMMA par « Spin-coating »



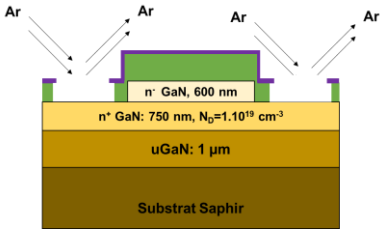
Exposition électronique



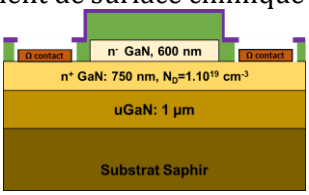
Révélation au MIBK : IPA



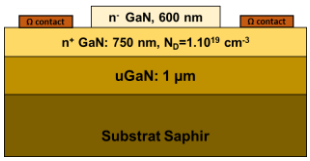
Traitement de surface chimique au BHF



Traitement de surface physique à l'Ar in-situ

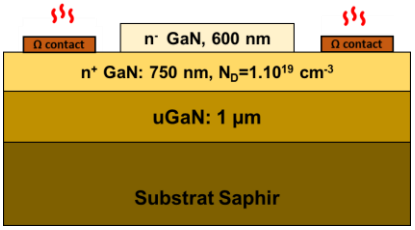


Dépôt de l'empilement ohmique Ti/Al/Ni/Au



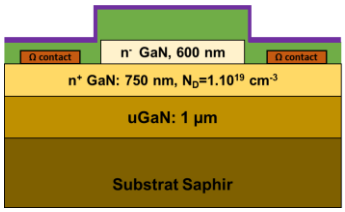
Lift-off par SVC-14 à 70 °C

b.

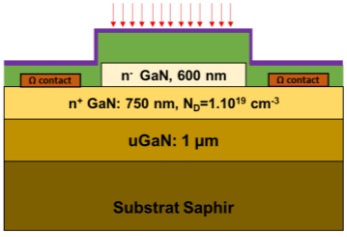


RTA @ 850 °C, sous N_2

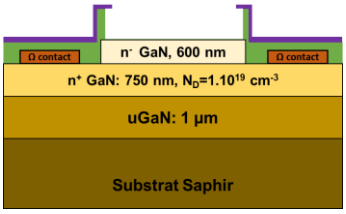
c.



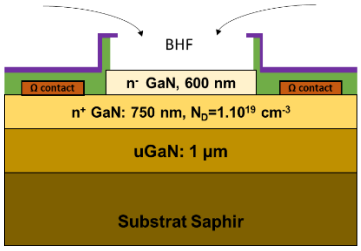
Résinage bicouche COPO/PMMA



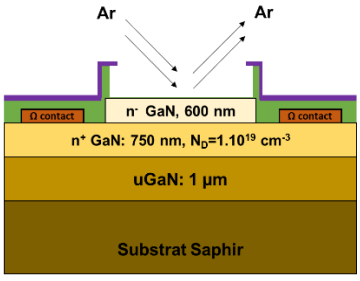
Exposition électronique



Révélation au MIBK : IPA



Traitement de surface chimique au BHF



Traitement de surface physique à l'Ar in-situ

d.

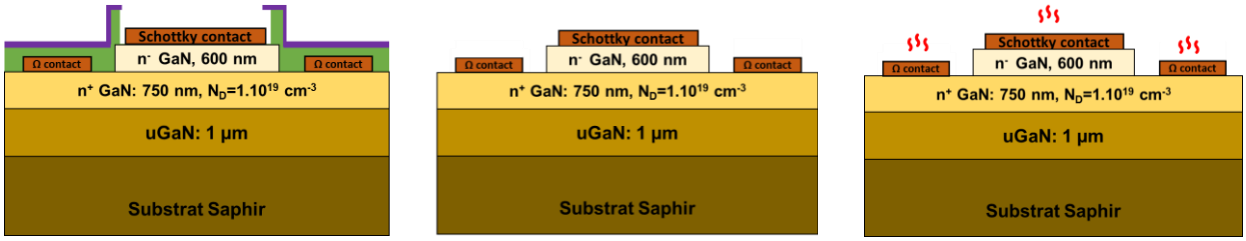


Figure II-1 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN quasi-verticales avec une métallisation en Platine.

Dans le cadre de cette étude, les diodes Schottky ont été fabriquées sur une épitaxie de GaN/Saphir « buffer fin » avec une couche active de GaN dopée n de 600 nm ayant une concentration en porteurs de 5×10^{16} cm^{-3}. L'ensemble des motifs a été défini par lithographie par faisceau d'électrons. La mesa de la diode a été réalisée par une gravure ionique réactive, ou *Reactive Ion Etching* (RIE), associée à un système de torche à plasma appelé Inductively Coupled Plasma (ICP). Ce système est donc appelé ICP-RIE. Cette gravure à base de Cl_2, rend possible la définition de motifs à travers un masque de Silsequoioxane d'hydrogène (HSQ). Afin de préserver les flancs de la diode et minimiser le courant de fuite, une attention particulière a été portée à la gravure. Le masque dur restant a ensuite été éliminé par une solution de BHF (Buffered Hydrofluoric Acid), aboutissant à une profondeur de gravure dans le GaN d'environ 650 nm. Le contact ohmique, composé d'un empilement de Ti/Al/Ni/Au a ensuite été évaporé par faisceau d'électrons sur la couche n^+ (se trouvant donc au pied de la gravure). Ces motifs ont été définis par une étape de lithographie électronique et une étape de lift-off. Le contact ohmique a ensuite été recuit à 850 °C pendant 30 secondes sous atmosphère d'azote (N_2). Dans le cadre de ce procédé, une optimisation rigoureuse de la surface avant le dépôt du métal Schottky a également été menée. Un traitement chimique à base de BHF, combiné à une gravure in situ par plasma d'argon, a été appliqué avant la métallisation Schottky, afin de minimiser les contaminations à l'interface entre la couche de GaN de type n^- et l'anode métallique Pt/Au. Finalement, les contacts Schottky ont été évaporés sur la surface GaN type n^-. Ces contacts consistaient en des anodes circulaires de différents diamètres (44, 70 et 140 µm) avec un empilement en Pt/Au de 30/300 nm défini par lithographie électronique et lift-off. Un recuit post-métallisation a enfin été effectué à différentes températures de 400, 500, 550 et 700 °C pour un temps de recuit de 15 min excepté pour le 700 °C qui a subi un temps de recuit de 1 min.

Une explication détaillée de chaque étape de fabrication est donnée ci-dessous.

II.1.1 Définition du masque de fabrication (fichier GDS)

Avant toute étape de fabrication, il est nécessaire de définir les motifs des différentes couches constitutrices du masque du composant. En effet, pour la définition de la mésa pour la gravure et des métallisations (Schottky & Ohmique), les motifs à exposer sont initialement dessinés sur le logiciel

Layout Editor sous forme de fichiers au format GDS (Graphic Data System), un standard en micro fabrication pour concevoir et éditer des schémas de circuits intégrés. Ce logiciel décrit donc la géométrie des motifs, des couches, et d'autres attributs. Dans cette section, il est question de présenter le masque développé sur ce logiciel. La Figure II-2a montre le masque GDS utilisé dans le cadre de ce procédé, comportant les diodes Schottky.

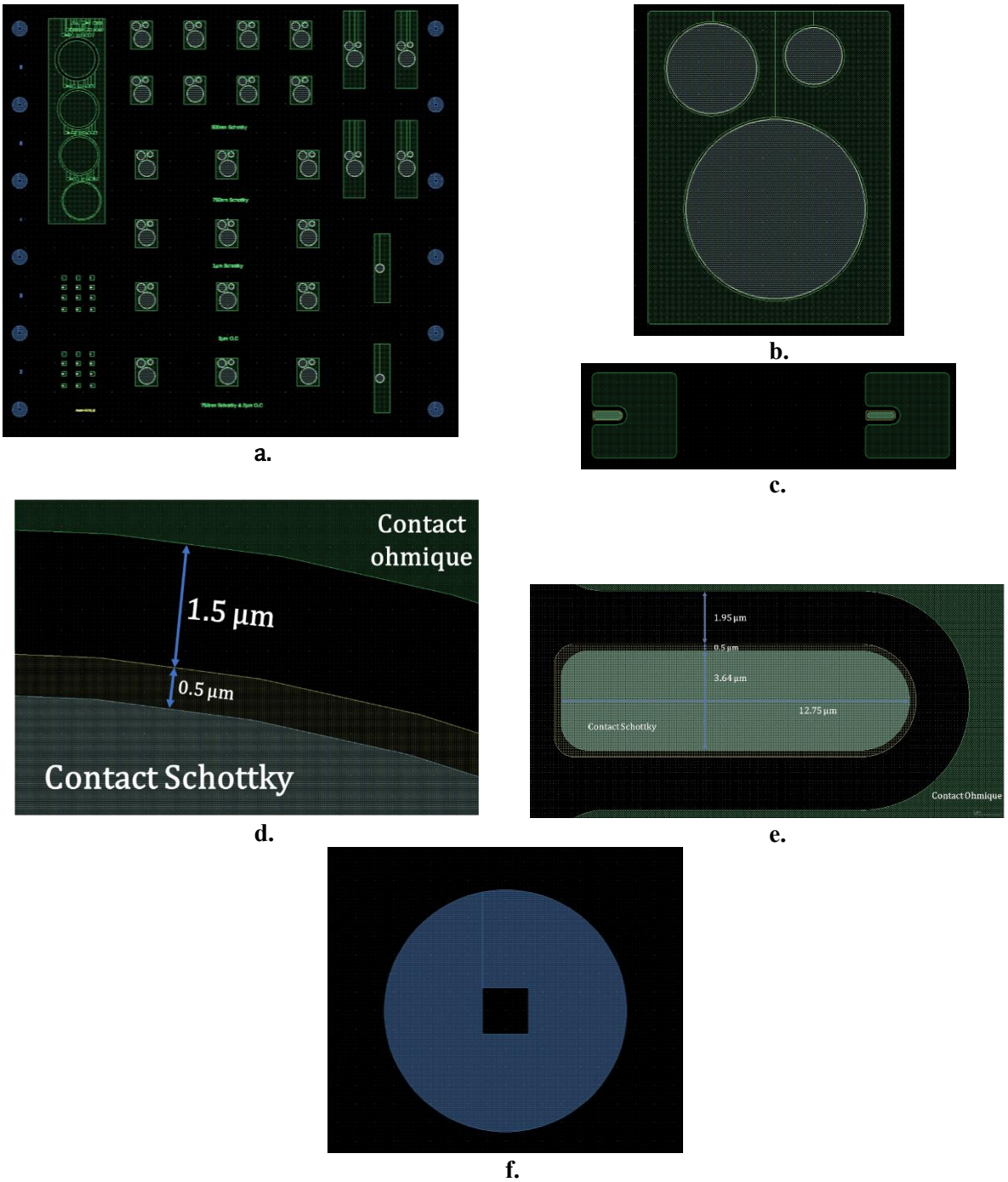


Figure II-2 (a) Vue d'ensemble du masque principal des diodes Schottky. (b) Détail des diodes de grandes dimensions (44, 70 et 140 µm de diamètre), appelées « diodes Jumbo ». (c) et (e) présentent les diodes de petites dimensions, dites « mini ». (d) Schéma des espacements entre les différentes couches. (f) Agrandissement sur les marques d'alignement de 25 × 25 µm².

Les diodes de la Figure II-2b avec des diamètres d'anode de 44, 70 et 140 µm (correspondant respetivement à des surfaces d'anodes de 1520.5, 3848.5 et 15394 µm²), entourés d'un contact ohmique rectangulaire, seront appelées par la suite des diodes « Jumbo ». Cette nomenclature a été choisie pour leurs tailles d'anode relativement grande par rapport aux diodes de petites taille dites « mini » (Figure II-2-e). Ces diodes « mini », de dimensions réduites (surface d'anode comprise entre 1,5 et 44,5 µm²), sont destinées à une configuration de pont à air pour des applications radiofréquences. Les couches vertes correspondent aux contacts ohmiques.

Des contacts ohmiques circulaires ont été ajoutés en haut à gauche du masque (Figure II-2a), il s'agit d'un modèle de ligne de transmission (ou TLM pour *Transmission Line Method* en anglais) permettant de mesurer la résistance de contact R_c du contact ohmique.

Les disques bleus ayant des carrés creux à leurs centres (Figure II-2f), se situant de part et d'autre du masque, représentent les marques d'alignement du masque. Les marques d'alignement jouent un rôle crucial dans la fabrication de dispositifs à l'échelle nanométrique. Elles servent de points de repère précis permettant de positionner les niveaux de masquages avec une grande précision. Cette précision est essentielle pour assurer le bon alignement des différentes étapes de fabrication, en particulier dans les procédés multi-couches où un mauvais alignement pourrait entraîner des défauts critiques dans les structures finales.

II.1.2 Définition des motifs par E-beam

Une fois le fichier GDS défini, il doit être préparé pour l'exposition électronique. La lithographie électronique, ou EBL (Electron Beam Lithography), est une technique de pointe utilisée pour la définition de motifs à l'échelle nanométrique sur une résine électro-sensible déposée par enduction centrifuge (*spin-coating*), puis exposée au faisceau d'électrons. Cette technique est une méthode incontournable pour la fabrication de structures où une résolution inférieure à celle des techniques optiques est requise [153]. Contrairement à la lithographie optique, l'EBL emploie un faisceau d'électrons focalisé qui est dirigé point par point sur la résine, provoquant une réaction physico-chimique qui modifie localement la solubilité de la résine dans un révélateur. L'un des avantages majeurs est l'absence de masque physique, ce qui permet une grande flexibilité dans la conception de motifs, bien que le procédé reste lent et plus coûteux.

II.1.2.1 Correction des effets de proximité

La première étape de la lithographie est la correction des effets de proximité (PEC, Proximity Effect Correction), qui compense la diffusion et la rétrodiffusion des électrons dans le substrat. Sans correction, ces phénomènes élargiraient ou déformeraient les motifs. Le principe consiste à moduler localement la dose d'exposition : réduire la dose au centre des motifs où les électrons s'accumulent, et l'augmenter aux bords où l'exposition est plus faible. Cette stratégie repose sur un découpage du motif en sous-cellules auxquelles sont attribués des facteurs de dose différents.

La Figure II-3 montre un exemple de découpage en sous-cellules pour les marques d'alignement de 8×8 et de 25×25 µm².

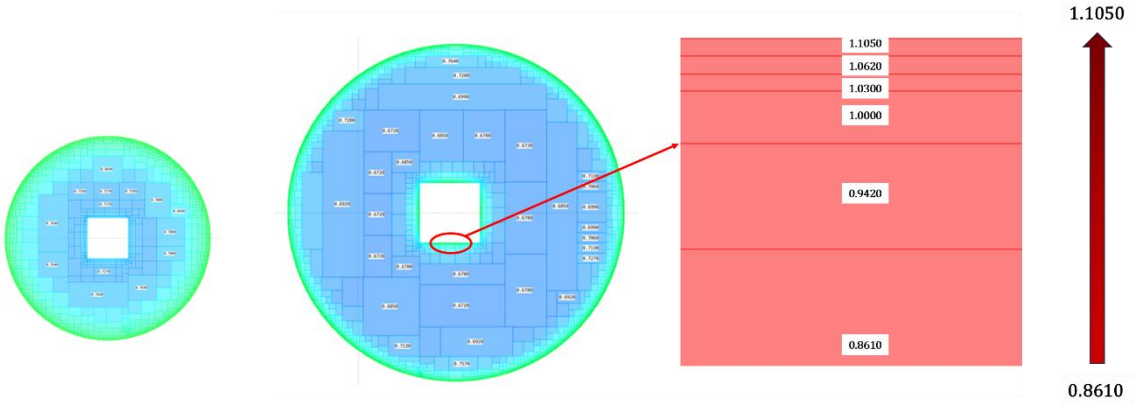


Figure II-3 Visuel de la distribution du facteur de dose pour les marques d'alignement de 8x8 µm² et de 25x25 µm².

La résine choisie est l'hydrogène silsesquioxane (HSQ), une résine négative couramment utilisée en lithographie e-beam pour sa haute résolution (< 10 nm) et sa bonne tenue à la gravure plasma [154]. Parmi les variantes disponibles, la Fox-16 (produit commercialisé par Dow Corning) a été retenue car elle se distingue par sa facilité de manipulation et sa bonne uniformité de dépôt. Après exposition au faisceau d'électrons, le HSQ subit une transformation chimique en oxyde de silicium amorphe [154], le rendant particulièrement adapté aux gravures du GaN.

Le procédé de dépôt de la résine FOX-16 se déroule selon les étapes suivantes :

i. Dépôt par enduction centrifuge (*Spin-coating*)

ii. Exposition e-beam avec des doses variant entre 700 et 3000 µC/cm² selon les motifs.

iii. Développement 1 min 30 s dans une solution aqueuse de TMAH 25 %, suivi d'un rinçage à l'eau, d'un passage au méthanol, puis d'un recuit doux (45 °C).

iv. Recuit final à 250 °C pour densifier la résine avant gravure.

II.1.2.2 Effets d'accumulation de charge

Lors de l'exposition e-beam sur substrat isolant (saphir), l'accumulation de charges due à la faible conductivité du substrat provoque un phénomène de *charging*, déviant le faisceau et altérant la résolution. Pour y remédier, une fine couche de germanium (10 nm), déposée par évaporation sur la résine et le substrat, sert de plan de masse local. Conductrice et compatible avec la microfabrication, elle permet d'évacuer les charges durant l'exposition. Elle est ensuite retirée par gravure humide (H_2O_2 : EDI pendant 1 minute 30s) sans endommager la résine. La révélation (au TMAH) peut ensuite s'enchainer.

II.1.2.3 Effets de la dose d'exposition

Après correction des effets de proximité, et dans le but de déterminer la dose minimale nécessaire à une bonne définition des motifs, une étude de variation de dose d'exposition a été réalisée. Les motifs sélectionnés pour cette étude étaient les marques d'alignement du masque. Ces marques, essentielles pour l'alignement lors des étapes ultérieures de fabrication, sont gravées dès la première phase de réalisation de la diode, en même temps que les mesas. Pour garantir un repérage précis lors des étapes suivantes, il est donc crucial d'obtenir des marques carrées bien révélées, avec des contours nets et des arrêts de développement clairement définis.

Un masque exclusivement constitué de marques d'alignement a donc été initialement élaboré pour l'étude et les motifs ont été exposés à des doses de 1200 à 3000 µC/cm².

La Figure II-4 illustre, par imagerie optique, les résultats de révélation des motifs ; les contrastes de couleur observés proviennent de faibles différences de hauteur.

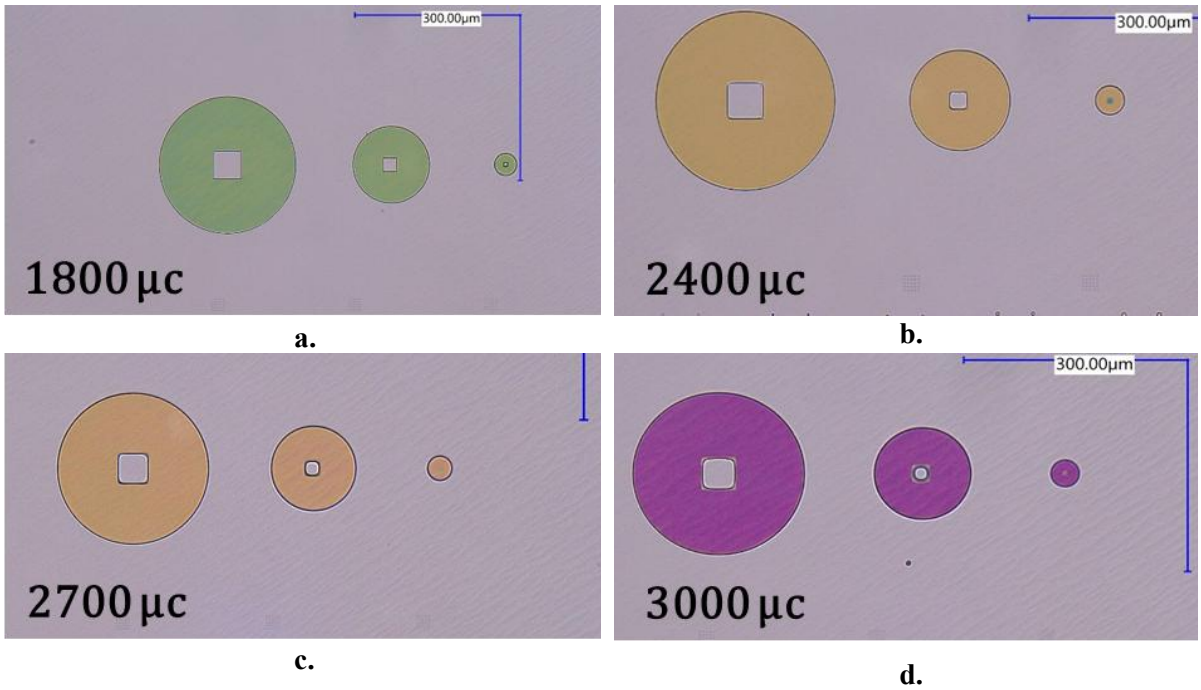


Figure II-4 Images optiques de motifs de marques d'alignement de 50×50 , 25×25 et 8×8 µm², après révélation, obtenues après différentes doses d'exposition: (a) 1800 µC/cm² (b) 2400 µC/cm² (c) 2700 µC/cm² et (d) 3000 µC/cm²

Il a été observé que :

- À fortes doses d'exposition de la résine (> 2400 µC), les effets de proximité entraînaient une fermeture partielle de l'intérieur des carrés de 25×25 µm² et 50×50 µm², et complète pour ceux de 8×8 µm² (Figure II-4b-d).
- La correction PEC, en surdosant les périphéries, accentuait le problème pour ces géométries (8×8 ou 25×25 µm²).

En effet, dans le cas d'une géométrie complexe et assez petite comme celle des marques d'alignement de ce masque, des effets de proximités apparaissent entre les 4 côtés du carré, entrainant l'exposition du centre du carré par rétrodiffusion des électrons et donc sa fermeture partielle suite à la révélation.

La Figure II-5a illustre les différents types d'interaction quand un faisceau d'électrons traverse une résine : élastiques (diffusion vers l'avant) et inélastiques (générant des électrons secondaires). Les électrons peuvent aussi rarement être rétrodiffusés par le substrat. C'est ce type de mécanisme qui conduit à la fermeture des motifs (Figure II-5b). Ceci empêche la détection des marques lors des prochaines écritures (Figure II-5c), entrainant donc l'échec d'un futur alignement.

Les bords intérieurs des marques d'alignement de 8×8 µm² et 25×25 µm² sont surdosés, cause principale des effets de proximité par rétrodiffusion des électrons. Ceci expose donc la partie intérieure des carrés, rendant la révélation de ces derniers irréalisable.

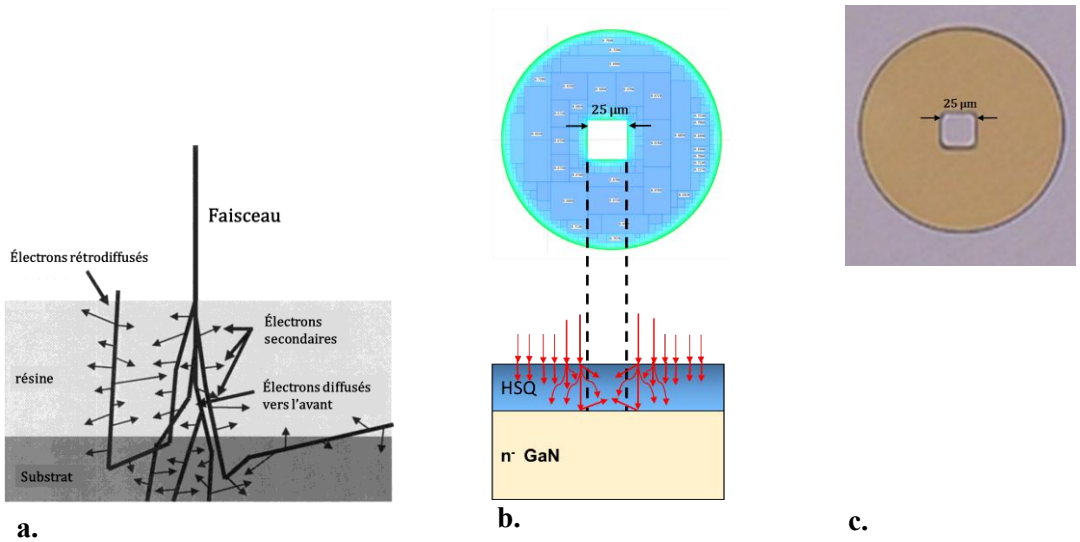
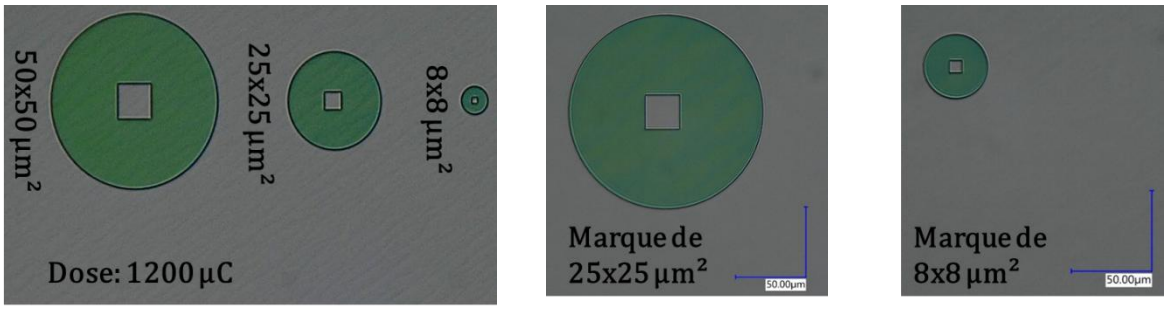


Figure II-5 (a) Schéma des interactions possibles des électrons dans une résine [7] ; (b) illustration de leurs effets sur les motifs d'alignement ; (c) image optique des marques affectées.

Pour pallier cela, les marques d'alignement ont finalement été écrites sans PEC. Les motifs de 25×25 µm² exposés à 1200 µC ont donné des résultats reproductibles et faciles à détecter, contrairement aux plus petits carrés. Ces marques ont été retenues pour la suite du procédé. Leur révélation fut un succès reproductible par rapport aux marques de 8x8 µm² et elles sont faciles à détecter grâce à leur taille.

La Figure II-6 ci-après montre des images optiques de marques d'alignements sans correction PEC révélées au TMAH pendant 1min 30 secondes après une dose d'exposition de 1200 µC. Les images montrent des marques parfaitement révélées. La marque de 25x25 µm² (Figure II-6b) est retenue pour le reste des procédés de fabrication.



a. **b.** **c.**

Figure II-6 (a) Images optiques de motifs de marques d'alignement de 50×50 , 25×25 et 8×8 µm², après révélation, obtenues après une dose d'exposition de 1200 µC avec un agrandissement sur (b) les marques de 25x25 µm² et (c) les marques de 8x8 µm².

La correction PEC a été néanmoins maintenue pour les motifs « Mesa » qui viennent dans la même étape de fabrication (la première étape).

Dans le logiciel Beamer, les petits motifs de mesa reçoivent une dose excessive par rapport aux grands motifs mesa « jumbo », du fait de la PEC. Pour équilibrer l'exposition, deux arborescences distinctes ont été utilisées : une pour les grands motifs, une autre pour les petits. Cela a permis d'ajuster séparément le facteur de dose et d'obtenir une révélation satisfaisante pour chaque type d'anode. Subséquement, cinq couches de masque ont été définies :

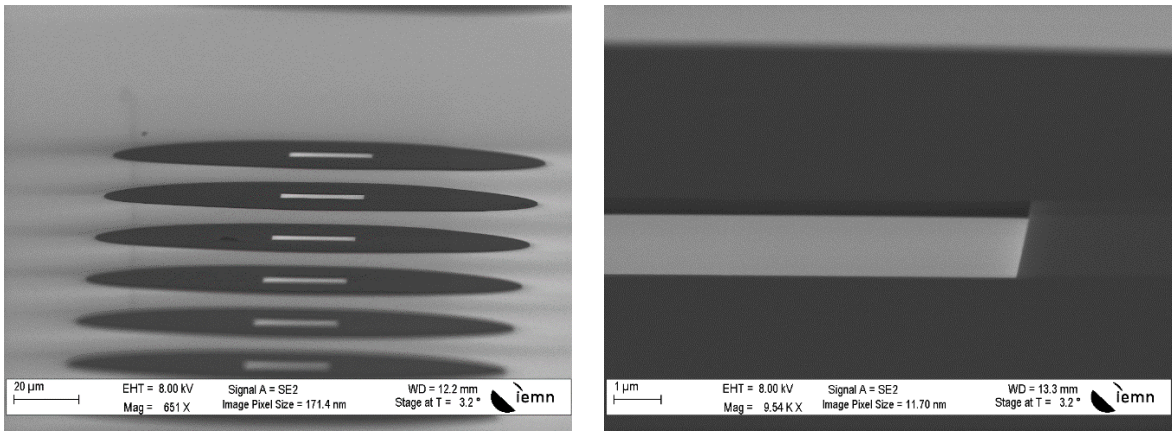
1. Marques d'alignement
2. Mesas des diodes
3. Contacts ohmiques et TLMs
4. Anodes « jumbos »
5. Anodes « minis »

Les couches 1 & 2 ont été écrites en une seule étape, et les couches 4 & 5 ont été écrites en une seule et autre étape. Le **TABLEAU II-1** résume les configurations de dose-courant choisies pour l'écriture des motifs pour chaque niveau du masque.

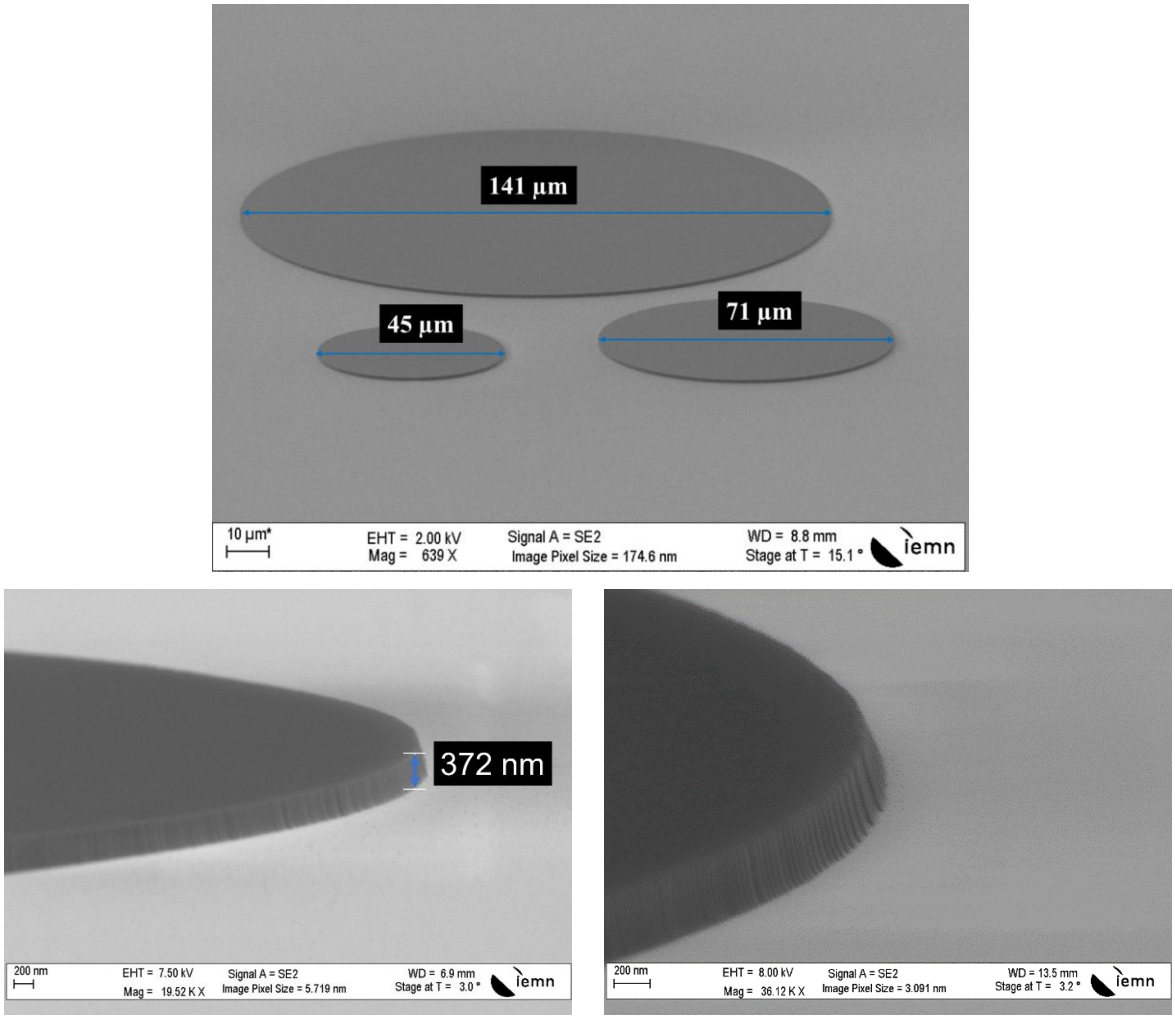
TABLEAU II-1 DOSES MINIMALES D'EXPOSITION ET COURANTS D'ECRITURE APPLIQUES AUX MOTIFS DES DIFFERENTES COUCHES DU MASQUE, POUR LES DIODES JUMBO ET MINI.

Etape	Dose minimale (µC)		Courant (nA)	
	Jumbo	Mini	Jumbo	Mini
1 + 2	1200	1200	40	40
3	300	300	40	40
4+5	270	300	10	10

La Figure II-7 montre les motifs de résine HSQ après développement : (a) les marques d'alignement et (b) le masque de gravure des mésas "jumbos". Les motifs apparaissent bien révélés, d'une épaisseur de 370 nm, présentant des flancs légèrement striés mais convenant à l'étape de gravure.



a.



b.

Figure II-7 Images MEB du masque en HSQ après développement : (a) motifs des marques d'alignement, (b) motifs « jumbo ».

La Figure II-8 présente des images MEB des motifs « mini » réalisés en HSQ après développement. Ils présentent des caractéristiques similaires à celles observées pour les motifs “jumbo”, à l’exception d’une épaisseur légèrement inférieure, mesurée à 319 nm contre 370 nm pour les motifs jumbos. Il est à noter que la résine conserve une résolution très élevée, même pour des géométries réduites (3,85 × 2,67 µm²).

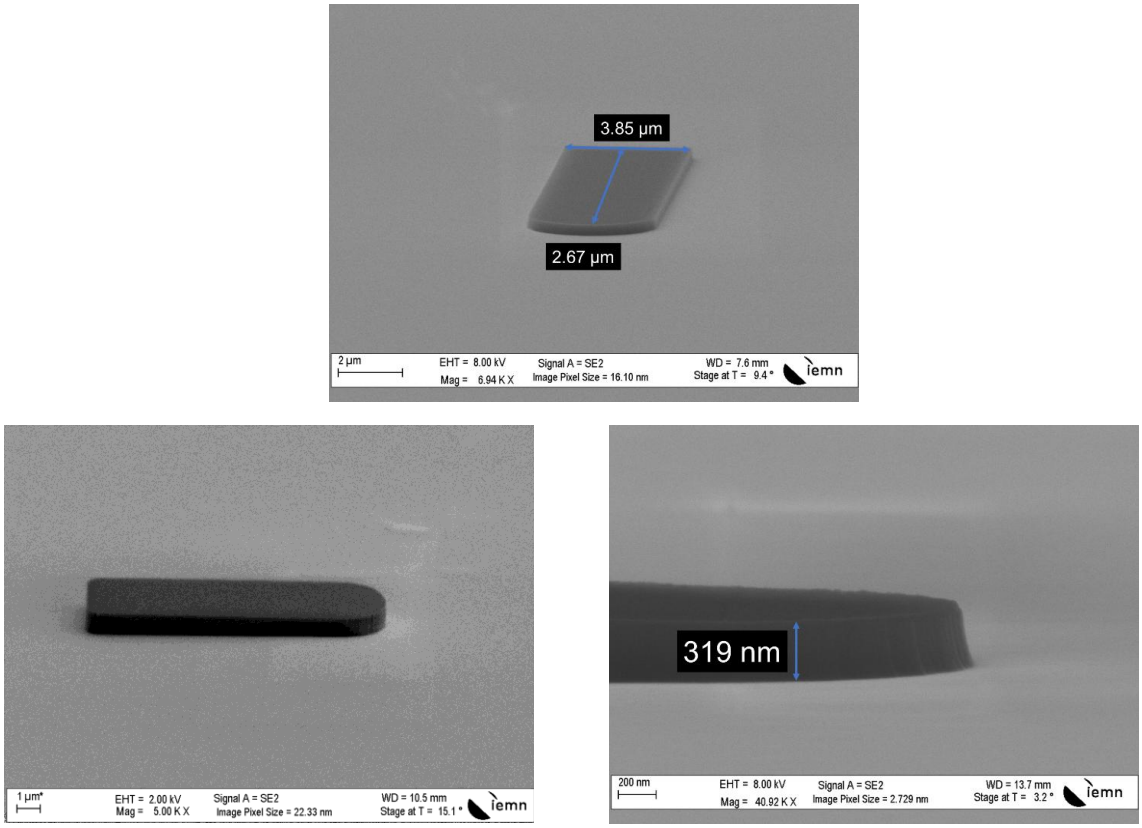


Figure II-8 Images MEB du masque en HSQ après développement des motifs « mini »

Après la préparation et l’optimisation du masque en HSQ, l’étude se poursuit avec l’étape clé de structuration : la gravure par ICP-RIE qui est présentée dans la section suivante.

II.1.3 Définition des mésas

Les propriétés intrinsèques du nitrure de gallium (GaN) imposent des contraintes spécifiques aux technologies de fabrication, les distinguant fondamentalement de celles utilisées pour les dispositifs à base d'arséniure de gallium (GaAs). En effet, le GaAs peut être aisément gravé par des solutions chimiques humides, conférant une grande flexibilité dans les procédés technologiques [13].

Par exemple, l’utilisation de titane comme métal de contact Schottky sur GaAs offre la possibilité de combiner la formation de l’anode et la structuration du mésa en une seule étape technologique [155]. Cette intégration est rendue possible grâce à la compatibilité des métaux avec les techniques de gravure humide. En revanche, les semiconducteurs nitrurés comme le GaN sont chimiquement inertes, limitant drastiquement l’usage des solutions de gravure humide. Dans des conditions standards, seules certaines solutions aqueuses d’hydroxyde (KOH, NaOH) à haute température permettent d’obtenir des vitesses de gravure significatives [156]. Toutefois, ce type de gravure requiert des masques spécifiques, souvent

incompatibles avec les résines photosensibles classiques, rendant leur utilisation peu répandue dans la microfabrication des dispositifs nitrurés. Ainsi, la gravure sèche (dry etching) s'est imposée comme technique dominante pour le GaN. Elle repose sur la génération d'un plasma en environnement sous vide activé par signal radiofréquence (RF). La gravure du matériau s'effectue soit par pulvérisation ionique (sputtering), soit par réaction chimique avec les espèces réactives du plasma, soit par une combinaison des deux. La pulvérisation ionique repose sur le transfert de quantité de mouvement d'ions accélérés vers la surface du substrat. L'énergie de ces ions doit dépasser un seuil critique, en deçà duquel ceux-ci ne font que pénétrer quelques couches atomiques et induisent des dommages structuraux sans gravure effective. Dans ce mode, l'argon (Ar) est couramment utilisé comme gaz inerte pour la gravure ionique. Les taux de gravure dépendent alors directement de la densité du plasma et de l'énergie des ions Ar^+.

À l'opposé, la gravure par réaction chimique s'appuie sur l'interaction des atomes de surface avec des espèces réactives générées dans le plasma. Les sous-produits générés suite à la réaction doivent être volatils afin d'être éliminés efficacement. Ce procédé engendre généralement une bonne morphologie de surface, mais peut impliquer une gravure isotrope, avec une composante latérale non négligeable si les conditions ne sont pas contrôlées, en raison de l'énergie réduite des ions. Les gaz de gravure utilisés pour les nitrures du groupe III sont typiquement à base de chlore, comme le Cl_2 ou le BCl_3. Cependant, en pratique, la gravure du GaN est dominée par la pulvérisation ionique, en raison de la forte énergie de liaison du matériau, nécessitant une activation ionique significative des espèces chlorées.

La combinaison des deux mécanismes – physique et chimique – permet d'obtenir à la fois des profils anisotropes et des vitesses de gravure élevées. Le défi technologique réside dans la définition d'un point de fonctionnement optimal équilibrant les contributions physiques et chimiques. Cette approche mixte est aujourd'hui la méthode de gravure de référence pour les dispositifs en GaN. La Figure II-9 illustre l'étape de gravure à travers le masque en HSQ par ICP-RIE ainsi que les réactions chimiques associées.

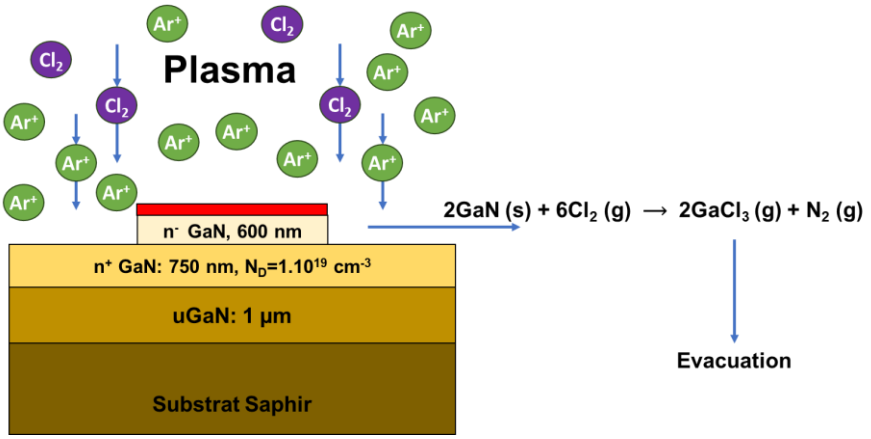


Figure II-9 Gravure par ICP-RIE du GaN n⁻ avec la réaction chimique associée

La gravure des structures n^- a été réalisée de manière anisotrope à l'aide d'un plasma réactif constitué d'un mélange gazeux de chlore (Cl_2) et d'argon (Ar). Le chlore intervient principalement comme agent chimique en réagissant avec le gallium pour former du trichlorure de gallium ($GaCl_3$) volatil (Figure II-9), et occasionnellement avec l'azote pour générer des espèces de type N_xCl_y. L'argon, quant à lui, contribue par une action physique de bombardement ionique qui favorise l'anisotropie de la gravure.

Dans cette étude, deux équipements de gravure à plasma ont été utilisés indépendamment puis comparés afin de sélectionner l'équipement le plus adapté pour la suite du procédé de fabrication : un Oxford Plasmalab 100 ICP ainsi qu'un Sentech Plasma ICP-RIE.

II.1.3.1 Gravure Oxford Plasmalab 100 ICP

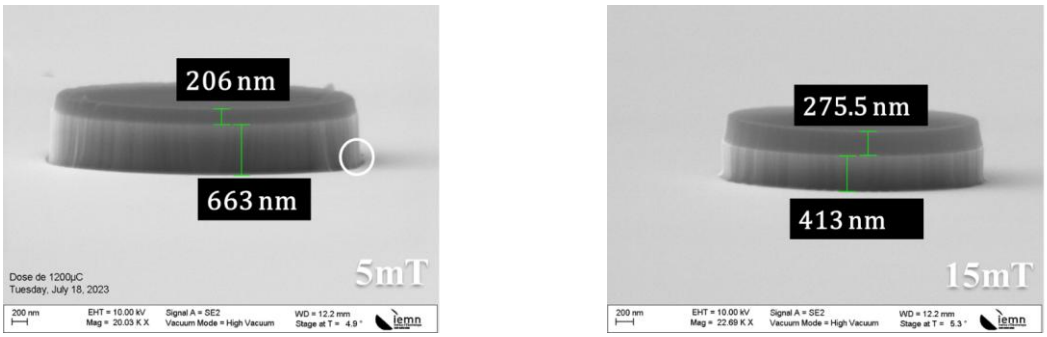
Pour les essais effectués sur le bâti Oxford, un débit gazeux de Cl_2/Ar à 10/30 sccm a été sélectionné. La puissance de la source ICP (Inductively Coupled Plasma) a été réglée à 100 W, ce qui détermine la densité du plasma et donc la concentration d'espèces réactives (radicaux et ions). La puissance RIE (Reactive Ion Etching), réglée à 35 W, contrôle la tension RF appliquée au substrat, influençant l'énergie des ions incidents sur la surface, et donc le taux de gravure directionnel (anisotropie).

Des gravures ont été réalisées à deux pressions différentes :

- 5 mTorr, menant à un taux de gravure de 83 nm/min
- 15 mTorr, atteignant 55 nm/min

Une épaisseur totale de 600 nm (jusqu'à la couche n^+) a été gravée. Le masque de résine HSQ a montré une bonne sélectivité, permettant un temps de gravure suffisant pour la définition des motifs souhaités.

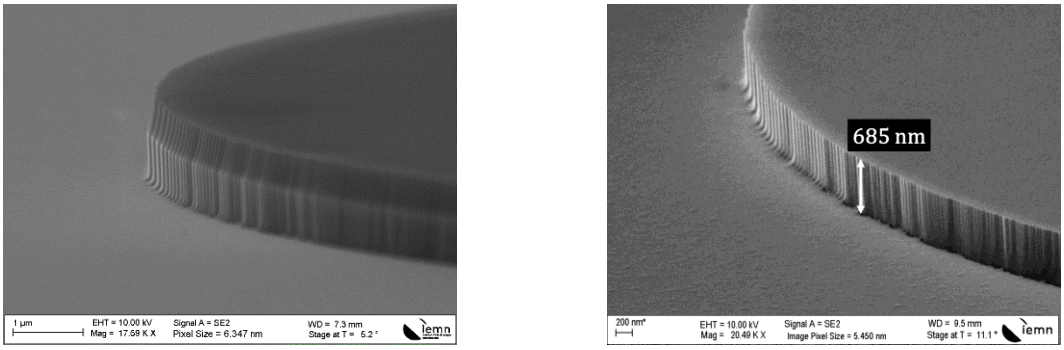
Les profils obtenus ont été caractérisés par microscopie électronique à balayage (MEB) à l'aide de deux instruments : ZEISS Ultra55 et Supra55VP. Les images, présentées en Figure II-10 ci-après, révèlent des parois nettes et une faible rugosité de surface. Toutefois, un effet de sur-gravure marqué, se traduisant par l'apparition de tranchées (ou « *trenching* »), est clairement visible dans le cas de la gravure à basse pression (5 mTorr, Figure II-10a). Ce phénomène est attribué à la composante physique accrue de la gravure à basse pression : en effet, la longueur libre moyenne des ions y est plus importante, ce qui favorise des trajectoires rectilignes et des effets de bombardement latéral à la base des motifs. Plusieurs études ont mis en évidence les mécanismes menant à la formation de tranchées (*trench*), notamment Shinji Yamada *et al.* (2021) [157] et Yuhao Zhang *et al.* (2017) [158] qui ont démontré qu'il était possible de réduire la formation de tranchées (*trenching)* en augmentant la diffusion latérale des espèces réactives, et ceci en variant la puissance, conduisant à des profils plus homogènes. En effet, à 15 mTorr, les effets de trenching sont significativement atténués (Figure II-10b), et un léger angle de gravure apparaît au bas du profil, signe d'une isotropie partiellement accrue.



a. **b.**

Figure II-10 Profils gravés par plasma Cl_2/Ar à 5 mTorr (a), et à 15 mTorr (b). Images MEB obtenues avec ZEISS Ultra55 et Supra55VP.

Après l'étape de gravure, le masque en HSQ a été retiré par immersion dans une solution de BOE (Buffered Oxide Etch), un mélange tamponné à base d'acide fluorhydrique dilué. L'échantillon a été maintenu dans la solution sous agitation manuelle douce pendant au moins 3 minutes, de manière à favoriser une dissolution homogène tout en préservant l'intégrité des structures. Cette solution permet la dissolution sélective de l'oxyde de silicium issu de la transformation du HSQ, sans attaquer la surface de GaN n^- sous-jacente. La Figure II-11 présente des images MEB après gravure sous une pression de 15 mTorr, où un léger angle de gravure est observable (a), et après retrait du masque (b), mettant en évidence des flancs striés ainsi qu'une profondeur de gravure de la couche n^- de 685 nm.



a. **b.**

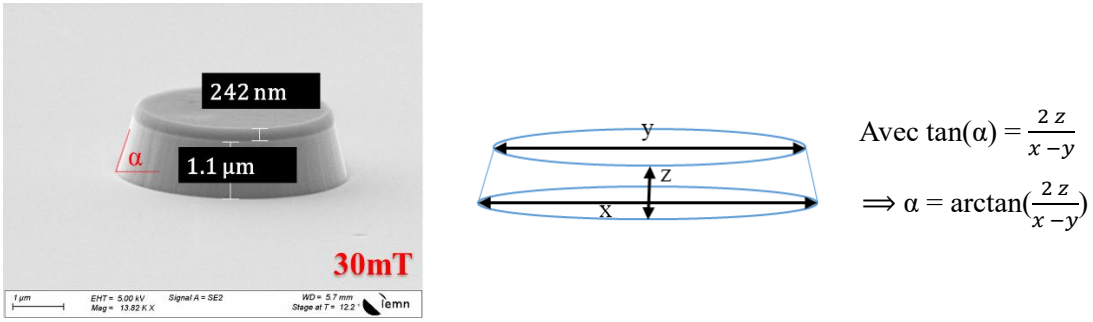
Figure II-11 Mésa n^--GaN obtenu : (a) après gravure ICP-RIE sous 15 mTorr ; (b) après retrait sélectif du masque FOX-16

Dans un second temps, des essais complémentaires ont été réalisés à l'aide du Sentech Plasma ICP-RIE afin de comparer les performances de gravure obtenues avec celles du Plasmalab 100 ICP.

II.1.3.2 Gravure Sentech ICP-RIE

Dans le cadre des gravures réalisées à l'aide du bâti Sentech ICP-RIE, la gravure a été effectuée dans des conditions fixes : une pression de 30 mTorr, un mélange gazeux de Cl_2/Ar à 5/15 sccm, et une configuration de puissance RIE/ICP de 50/150 W. Plusieurs tailles de motif ont été gravées, allant de 5 µm à 0,5 µm et ce afin d'exploiter les limites de l'HSQ. Les résultats ont mis en évidence une excellente fidélité dimensionnelle entre les motifs gravés et ceux définis dans le fichier masque GDS, pour toutes tailles des motifs.

La Figure II-12a illustre la qualité du profil obtenue, tandis que la Figure II-12b présente la relation entre l'angle de gravure et les dimensions des motifs. Les angles de gravure ont été calculés pour l'ensemble des structures, et les résultats, synthétisés dans le **TABLEAU II-2** ci-après, montrent une stabilité remarquable de l'angle, indépendamment de la taille du motif. La moyenne des angles mesurés est de 76,42° avec un écart type de 0,62°.



a. **b.**

Figure II-12 (a) Image MEB d'un motif gravé de 3 µm accompagnée d'un schéma illustrant ses dimensions caractéristiques et (b) la relation entre l'angle de gravure α et la tangente, tan(α).

TABLEAU II-2 VALEURS DES ANGLES DE GRAVURE MESURES POUR DIFFERENTES TAILLES DE MOTIFS

Diamètre du Mésa (µm)	Angle
5	76.75 °
4	75.57°
3	76.60 °
2	76.90 °
1	77.00 °
0.5	75.70 °

Après retrait de la couche de FOX-16, les images acquises par microscope électronique à balayage, présentées dans la Figure II-13 ci-après montrent que les surfaces de GaN n^- sont bien préservées, avec des profils de gravure précis et nets, légèrement plus lisses que ceux de la gravure par Oxford Plasmalab 100 ICP. L'image de la Figure II-13a montre des motifs de 4 µm de largeur gravés sur environ 920 nm.

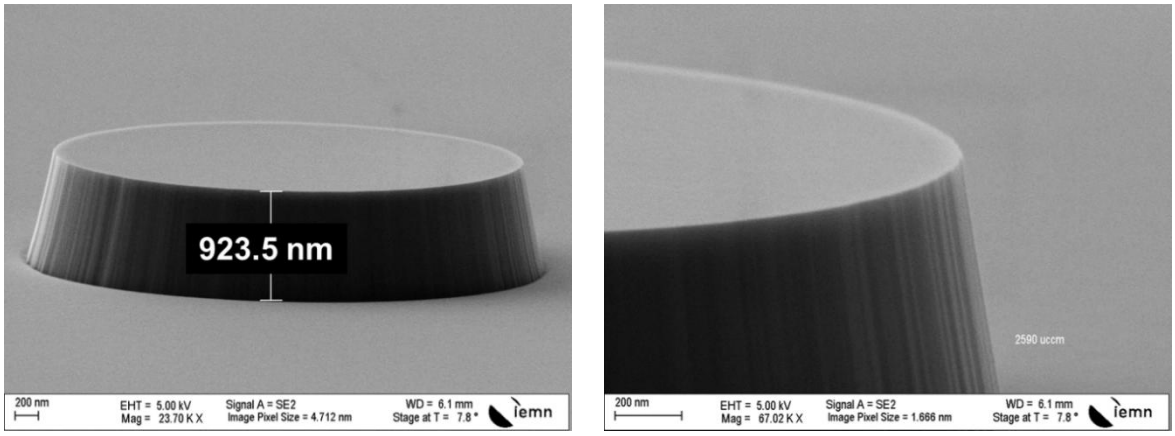


Figure II-13 Images MEB après retrait au BOE montrant des motifs de 4 µm aux flancs nets

Dans ce qui suit, une analyse comparative des résultats obtenus avec les deux équipements est présentée, en vue d'évaluer leurs performances respectives et de motiver le choix du bâti de gravure retenu pour la poursuite du procédé.

II.1.3.3 Analyse comparative et choix du bâti de gravure

Les deux bâtis facilitent des gravures optimales, bien que certaines différences subsistent entre eux. Les vitesses de gravure obtenues avec les différentes configurations expérimentales, adaptées à chaque bâti de gravure, sont résumées dans le **TABLEAU II-3**. Ce tableau compare les performances du procédé en termes de vitesse d'attaque du masque HSQ, de vitesse de gravure du GaN, ainsi que de sélectivité entre le masque et le matériau cible. Le tableau compare aussi les qualités des gravures suivant les conditions de gravure.

TABLEAU II-3 RESUME DES CONDITIONS DE GRAVURE ET DES VITESSES CORRESPONDANTES DU GAN ET DU MASQUE HSQ POUR LES BATIS OXFORD PLASMALAB 100 ICP ET SENTECH.

Bâti	Pression de gravure (mTorr)	Vitesse de gravure HSQ (nm/min)	Vitesse de Gravure GaN (nm/min)	Sélectivité HSQ/GaN (nm/min)	Qualité de gravure
Oxford Plasmalab 100 ICP	5	17	83	4.9	Trenching marqué, rugosité faible
Oxford Plasmalab 100 ICP	15	8.5	55	6.5	**Trenching réduit, profil net, grande séléctivité**
SENTECH	30	34.5	123	3.6	Gravure rapide, flancs lisses, sélectivité moyenne

Le tableau met en évidence l'influence du bâti et des conditions de gravure sur les vitesses obtenues ainsi que sur la qualité du profil. Le SENTECH présente une vitesse de gravure relativement élevée mais une sélectivité moyenne et une qualité de profil limitée (angle de gravure accentué) malgré des flancs de gravure plus lisses. L'Oxford Plasmalab 100 ICP, à basse pression (5 mTorr), permet une gravure rapide du GaN mais avec un trenching marqué. En revanche, à 15 mTorr, il offre un bon compromis : une vitesse de gravure correcte, une sélectivité élevée et un profil net avec un trenching réduit. Ainsi, l'Oxford Plasmalab 100 ICP, dans des conditions de gravure à 15 mTorr, est retenu comme configuration optimale.

Une fois que la mésa est réalisée, les étapes de métallisations peuvent commencer. Le dépôt de ces contacts (contact ohmique et contact Schottky) passe par un procédé dit de *« lift-off »*

II.1.4 Définition du contact Ohmique & du contact Schottky

La réalisation des motifs Schottky et des motifs ohmiques repose sur un procédé de *lift-off* utilisant une bicouche de résine électronique. Cette configuration, composée d'un copolymère (COPO EL 13%)

d'environ 1200 nm et d'une couche de PMMA 950K (~220 nm), permet d'obtenir un profil en « casquette » facilitant l'empilement métallique et l'élimination sélective de la résine après dépôt.

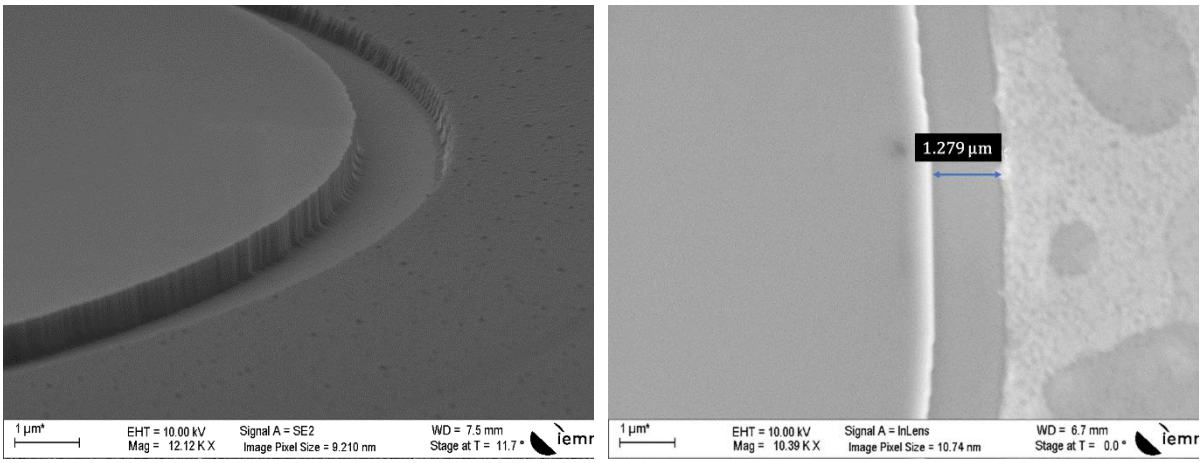
Le dépôt métallique est ensuite assuré par évaporation par faisceau d'électrons, une technique de dépôt physique en phase vapeur sous vide poussé (~10^{-6} Torr) permettant l'obtention de couches minces de haute pureté. Le faisceau d'électrons chauffe localement la cible métallique jusqu'à évaporation, avec un contrôle du taux de dépôt par balance à quartz [153]. Ce procédé garantit l'homogénéité et la reproductibilité des structures complexes.

Le bâti d'évaporation par faisceau d'électrons est aussi équipé d'un canon à ions Argon (Ar). Il s'agit d'un dispositif utilisé pour le nettoyage par bombardement ionique (aussi appelé *ion beam cleaning* ou *ion etching* en anglais) des substrats avant le dépôt de matériaux. Techniquement, ce système repose sur la génération d'un plasma d'argon, un gaz noble chimiquement inerte, obtenu par décharge électrique (par radiofréquence) dans une chambre contenant l'argon gazeux. Ce plasma est composé d'ions Ar^+ et d'électrons. Un champ électrique appliqué via une grille d'extraction permet d'extraire et d'accélérer les ions positifs vers le substrat avec des énergies allant de quelques centaines d'électronvolts (eV) à plusieurs kiloélectronvolts (keV). Lorsqu'ils atteignent la surface du substrat, ces ions arrachent les contaminants par effet de collision, en désorbant des molécules comme l'eau, les hydrocarbures ou les oxydes légers, et peuvent même éroder légèrement la surface par effet de *sputtering* (gravure). Ce processus permet un nettoyage physique à l'échelle atomique, garantissant une interface propre et favorable à l'adhésion des couches minces qui seront déposées ensuite. Cependant, comme le faisceau d'ions est électriquement positif, il risque d'induire une accumulation de charges sur le substrat, notamment s'il est isolant. Pour éviter cela, un neutraliseur, constitué d'un filament chauffé émettant des électrons, est utilisé pour injecter des charges négatives dans le faisceau, neutralisant ainsi l'ensemble et prévenant les effets de charge. Ce nettoyage par canon à ions est donc une étape critique pour assurer la qualité de l'interface.

II.1.4.1 Définition du contact ohmique

Le contact ohmique a d'abord été déposé par un bâti d'évaporation MEB 550S Tilt-2008. Ce contact consistait en un empilement de Ti/Al/Ni/Au de 12/200/40/100 nm d'épaisseur.

La Figure II-14a ci-après montre un dépôt homogène sans défaut à signaler. Il a ensuite subi un recuit de formation à 850 °C pour une durée de 30 secondes. Le recuit induit des réactions métallurgiques complexes, favorisant la diffusion inter-couches et vers le GaN. L'agglomération observée peut résulter d'une ségrégation d'Aluminium ou de Nickel due à leur forte mobilité thermique, entraînant la formation de structures granuleuses. Cette ségrégation est souvent causée par des différences d'énergie de surface, de solubilité et de tension interfaciale entre les métaux, ainsi que par l'interaction avec le substrat GaN. La Figure II-14b ci-après manifeste la formation d'un agrégat suite au recuit. La résistance de contact R_c a ensuite été mesurée et a présenté une valeur de 0.02 Ω-mm.



a. b.

Figure II-14 Images MEB du contact Ohmique (à droite) (a) avant recuit (vue en perspective) et (b) après recuit à 850 °C (vue de dessus)

II.1.4.2 Définition du contact Schottky

Pour déposer le contact Schottky, le même type de lithographie électronique a été appliqué, avec une bicouche de COPO EL 13% / PMMA et un procédé de lift-off. Juste avant la métallisation, la surface de GaN n^- a été exposée à un traitement chimique à base de BHF (Figure II-15a) et un traitement physique in-situ à l'argon dans le bâti d'évaporation (Figure II-15b).



a. b.

Figure II-15 Le traitement de surface préalable (a) par traitement chimique au BHF et (b) par traitement physique à l'Argon.

Le contact Schottky a ensuite été réalisé par évaporation par faisceau d'électrons, conduisant au dépôt d'un empilement métallique Pt/Au. Cet empilement est constitué d'une couche de platine d'environ 40 nm qui joue le rôle de contact Schottky (anode) et d'une couche d'or de 400 nm assurant une conductivité élevée.

La Figure II-16a et b ci-après présente en détail les deux principales étapes du procédé de lift-off : la métallisation Schottky suivie du retrait humide de la résine dans le SVC-14 à 70 °C. La Figure II-16c illustre quant à elle l'étape ultérieure de recuit, effectuée à différentes températures (400, 500, 550 et 700 °C).

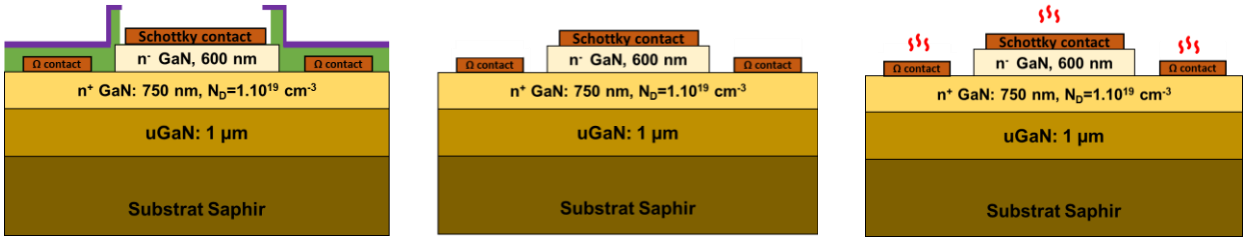


Figure II-16 (a) dépôt Pt/Au par évaporation e-beam et retrait de la résine. (b) Retrait de la résine et (c) Recuit du contact Schottky à différentes températures.

La Figure II-17 ci-après présente une image MEB de la diode complète. L'empilement Schottky Pt/Au de 40/400 nm est clairement visible et uniforme, sans défaut apparent. Un léger contraste distingue la fine couche de platine de la couche d'or plus épaisse. La mesure de l'épaisseur totale de l'empilement donne environ 478 nm, légèrement supérieure à la valeur nominale de 440 nm, mais cette mesure reste indicative en raison de l'agrandissement limité qui ne permet pas une précision optimale. Le contact ohmique apparaît quant à lui comme un agrégat, similaire à ce qui a été observé précédemment. Enfin, la mésa présente une hauteur de 678 nm, conforme aux attentes et témoignant de la fiabilité et de la reproductibilité du procédé de gravure utilisé.

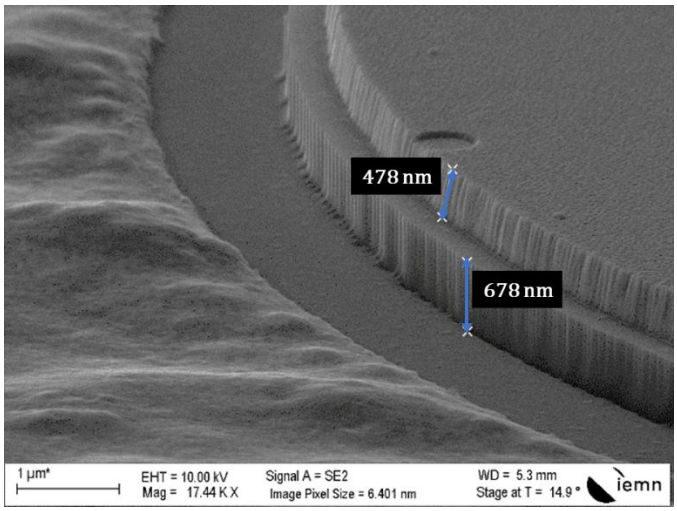


Figure II-17 Image MEB de la diode complète avec l'empilement Schottky en Pt/Au de 40/400 nm

En résumé, le dépôt métallique des contacts Schottky et ohmique a été réalisé avec succès, présentant une bonne uniformité et des épaisseurs conformes aux attentes, tandis que la structure de la mésa confirme le succès du procédé de gravure. Ces résultats permettent maintenant d'aborder l'étape suivante : le recuit de formation du contact Schottky, essentiel pour stabiliser ses propriétés électriques.

II.1.5 Le recuit de formation du contact Schottky

Le recuit de formation constitue une étape essentielle dans la fabrication des diodes Schottky, car il influence directement la qualité et les propriétés de la barrière métal-semiconducteur. Lors du dépôt du métal sur le semi-conducteur, l'interface peut présenter des défauts cristallins, des impuretés ou des états

de surface non saturés, qui perturbent le contact et entraînent des variations du potentiel de barrière. Le recuit thermique permet de réduire ces imperfections en favorisant la diffusion contrôlée des atomes métalliques et semi-conducteurs à l'interface. Ce processus de diffusion contribue à homogénéiser la distribution chimique et électronique à l'interface, ce qui stabilise le potentiel de barrière Schottky et diminue la densité des états de pièges qui pourraient capturer des charges. En conséquence, le recuit améliore non seulement l'adhérence du métal au semi-conducteur, mais aussi les performances électriques de la diode, en réduisant le courant de fuite, en augmentant la rectification et en garantissant une meilleure stabilité thermique.

Ainsi, le recuit de formation ne se limite pas à un simple traitement thermique : il est fondamental pour définir la hauteur et l'uniformité de la barrière Schottky, assurant la reproductibilité des caractéristiques électriques de la diode. Les diodes ont donc été recuites sous atmosphère d'azote (N_2) à 400 ; 500 et 550 °C pour une durée de 15 min et à 700 °C pour une durée de 1 min. Tous les recuits ont été effectués dans un four JIPELEC.

II.2 Effet du recuit sur les caractéristiques électriques des diodes

Les effets des recuits réalisés à 400, 500, 550 et 700 °C sur les caractéristiques électriques des diodes à contact Schottky en platine ont été étudiés. Les mesures courant–tension en polarisation directe et inverse, effectuées après chaque traitement thermique, sont présentées sur la Figure II-18.

La Figure II-18a met en évidence un décalage significatif des courbes I-V entre la diode non recuite et celles recuites. Plus précisément, la tension de seuil augmente de manière marquée, passant de 0,3 V à 0,7 V après recuit. Parallèlement, une réduction notable du courant de fuite est observée, avec une diminution d'environ quatre ordres de grandeur pour les diodes recuites à 400, 500 et 550 °C (Figure II-18b).

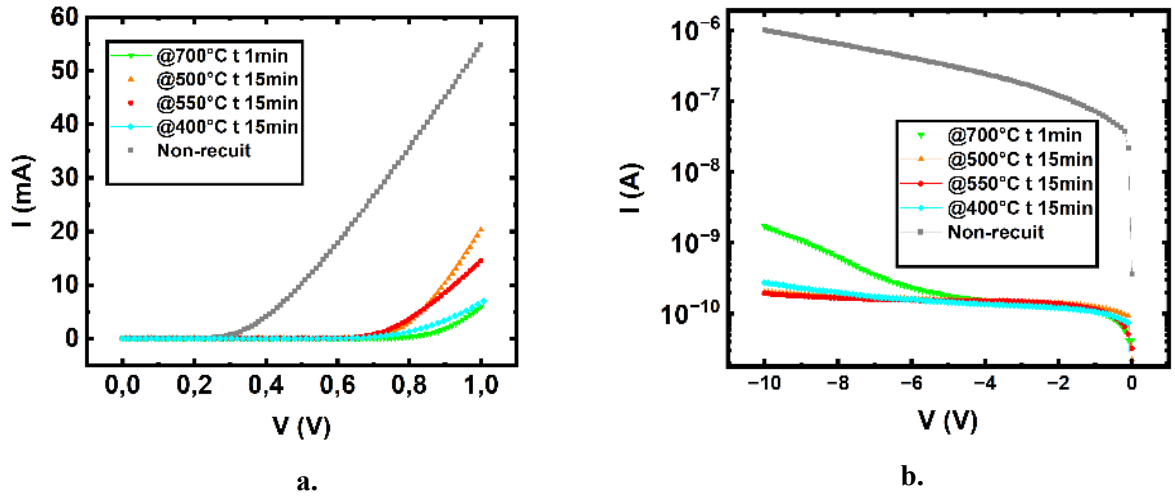


Figure II-18 Courbes courant-tension des diodes Schottky GaN avec métallisation Platine, mesurées avant recuit et après recuits à différentes températures : 400 °C (courbe bleue), 500 °C (courbe orange), 550 °C (courbe rouge) et 700 °C (courbe verte fluorescent). (a) courant direct linéaire, (b) courant inverse.

L'extraction des principaux paramètres des diodes tels que la hauteur de barrière (Φ_B), la résistance série (R_s) et le facteur d'idéalité (η) ont été extrés en se basant sur la théorie de l'émission thermoïonique :

$$I = SA^*\theta^2 \exp\frac{q(V_j-\phi_b)}{k\theta} \qquad \text{II-1}$$

Dans l'équation, θ désigne la « température effective », définie par $\eta = \theta/T$ (où η est le facteur d'idéalité). V_j représente la tension de barrière, exprimée par $V_j = V - I.R_s$ (R_s étant la résistance série). S, A*, q, Φ_b et k représentent respectivement la surface de l'anode, la constante de Richardson, la charge élémentaire, la hauteur de barrière Schottky et la constante de Boltzmann. Les caractéristiques électriques sont ainsi extraites à partir du tracé de la courbe ln(I(V_j)), illustré dans la Figure II-19 ci-après en utilisant la pente et l'ordonnée à l'origine de la portion linéaire de cette courbe.

Les paramètres électriques des diodes en fonction de différentes températures de recuit sont synthétisés dans le **TABLEAU II-4** ci-après.

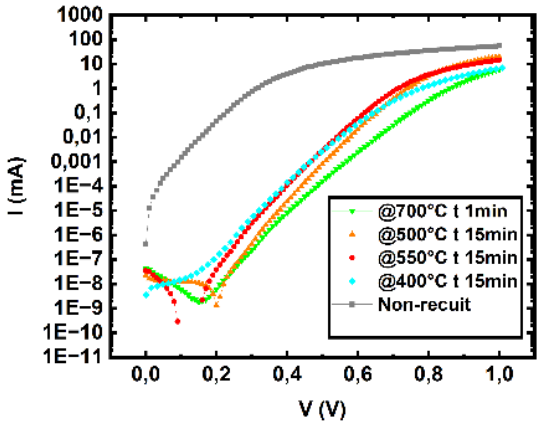


Figure II-19 Courant direct- tension en échelle logarithmique

TABLEAU II-4 CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES DIODES SCHOTTKY (44 µM) A BASE D'EMPILEMENT PT/AU 40/400 NM SUR N-GAN EN FONCTION DES DIFFERENTES TEMPERATURES DE RECUIT

Recuit (°C)	NON-RECUIT	500	550	700
ϕ_b (eV) I-V	0,52	0,79	0,87	0,90
η	1,21	1,19	1,10	1,19
Courant de fuite @ -10V (A)	$1,0.10^{-6}$	$2,0.10^{-10}$	$1,9.10^{-10}$	$1,7.10^{-9}$
Champ de claquage (V/µm)	13	165	165	135
Rs (Ω)	9,41	7,52	13,67	12,54
$R_{ON,Sp}$ (mΩ.cm²)	0,14	0,11	0,20	0,19

Les diodes Schottky non recuites présentent une hauteur de barrière Φ_B de 0,52 eV, un facteur d'idéalité de 1,21 et une résistance série de 9,41 Ω. Après recuit à 500 °C puis à 550 °C, la hauteur de barrière

augmente significativement pour atteindre respectivement 0,79 eV et 0,87 eV. Cette élévation de la barrière, cohérente avec l'augmentation de la tension de seuil, s'explique par le rôle du platine dont le travail de sortie élevé (5,9 eV) favorise un meilleur alignement des niveaux d'énergie à l'interface métal/semi-conducteur. L'amélioration de la barrière Schottky s'accompagne d'une réduction remarquable du courant de fuite, passant de 1.10^{-6} A à 2.10^{-10} A, ainsi que d'une diminution du facteur d'idéalité, proche de l'unité (1,19 puis 1,10). Cette baisse du courant de fuite entraîne une augmentation notable du champ de claquage destructive, atteignant 165 V/µm. Par ailleurs, la résistance à l'état passant R_{ON} est réduite après un recuit à 500 °C, avec une valeur de 0,11 mΩ·cm². Ces améliorations traduisent une meilleure qualité de l'interface métal–semi-conducteur, attribuable à une diffusion contrôlée du métal et à la réduction des états d'interface induite par le traitement thermique.

En revanche, après recuit à 700 °C, les performances électriques se dégradent légèrement malgré une hauteur de barrière encore accrue (0,90 eV). Les courants de fuite augmentent d'un ordre de grandeur par rapport aux diodes recuites à plus basse température, et le champ de claquage chute à 135 V/µm, traduisant un claquage prématuré. Le facteur d'idéalité est plus haut que le précédent recuit, avec une valeur de 1,19. Ce comportement peut être lié à la diffusion excessive du platine dans le GaN à haute température, le platine pouvant également agir comme donneur (dopant de type n), ce qui accentue le caractère ohmique de la jonction [135].

II.3 Synthèse et conclusion du chapitre

Ce chapitre a d'abord détaillé le procédé de fabrication des diodes Schottky Pt/n-GaN, avant d'étudier l'influence du recuit thermique sur leurs performances. Les résultats ont montré que le recuit joue un rôle déterminant dans la formation et la stabilisation des contacts Schottky Pt/n-GaN. Les traitements jusqu'à 550 °C optimisent les performances électriques, tandis qu'au-delà, notamment à 700 °C, la diffusion du platine altère la diode, augmentant le courant de fuite et réduisant le champ de claquage.

Bien que la température de formation initiale du contact Schottky ne soit pas directement corrélée à la stabilité de la diode à haute température, elle constitue un indicateur pertinent : si les propriétés du contact sont altérées au-delà de 550 °C (15 min), un fonctionnement stable à 500 °C semble compromis.

Ce chapitre met en évidence les limites des contacts Pt/n-GaN pour des applications à haute température. Ainsi, l'hypothèse formulée à ce stade est que, pour un fonctionnement fiable autour de 500 °C, il est préférable d'utiliser des contacts dont la température de formation par recuit dépasse la température de service.

Dans cette optique, les travaux de cette thèse se sont orientés vers l'étude de métaux réfractaires, stables mécaniquement et électriquement à haute température. Le chapitre suivant abordera plus particulièrement les contacts à base de molybdène (Mo) et tungstène (W), afin d'évaluer leur potentiel pour ces applications exigeantes.

III. Développement de Diodes Schottky GaN à base de Métaux Réfractaires

Comme discuté dans le chapitre 1, le développement de diodes Schottky à base de GaN pour des applications à haute température nécessite la prise en compte de plusieurs contraintes technologiques. Le chapitre précédent a mis en évidence que l'un des critères fondamentaux pour garantir la stabilité thermique des diodes Schottky repose sur l'utilisation de contacts métalliques dont la température de formation (via recuit) excède largement la température de fonctionnement prévue. Dans le cadre de cette étude, ce critère oriente naturellement le choix des contacts vers les métaux dits réfractaires.

Ce chapitre constitue le cœur du travail de recherche présenté dans cette thèse. Il est dédié au développement progressif et à l'optimisation systématique du contact Schottky à base de molybdène (Mo) ou de tungstène (W), avec pour objectif principal d'atteindre les températures de formation optimales les plus élevées possibles, tout en conservant d'excellentes propriétés électriques, en particulier en termes de courant de fuite faible et de tension de claquage élevée.

L'approche adoptée est itérative : elle repose sur une série de procédés de fabrication successifs, où chaque étape est construite à partir des enseignements de la précédente, avec l'objectif d'améliorer progressivement les performances. Chaque nouvelle approche introduite constitue une avancée par rapport à la précédente, en intégrant des adaptations spécifiques aux propriétés physiques et chimiques des métaux réfractaires étudiés.

Cette étude prend pour point de départ l'approche de fabrication conventionnelle présentée dans le chapitre précédent, en remplaçant cette fois le platine utilisé comme contact Schottky par le molybdène.

Cette étape vise à évaluer les limites intrinsèques de cette approche standard lorsqu'elle intègre des métaux réfractaires (MR/n-GaN). Par la suite, des approches innovantes constituées de nouvelles stratégies de fabrication sont développées pour surmonter les contraintes identifiées, en tenant compte de la nature spécifique de ces métaux (température de recuit, réactivité, diffusion, adhérence, etc.). L'objectif ultime est de concevoir des contacts Schottky robustes, dont les propriétés électriques restent stables jusqu'à des températures de recuit très élevées, et qui ne présentent de dégradation notable qu'au-delà des plages thermiques extrêmes visées.

III.1 Fabrication de Diodes Schottky à base de Molybdène par procédé conventionnel

Cette section explore les diodes Schottky à base de Molybdène (Mo). Les diodes ont été fabriquées selon le procédé conventionnel décrit dans le chapitre 2 (procédé de dépôt du platine) en remplaçant le platine par le molybdène. La Figure III-1 ci-après présente une arborescence retraçant la chronologie des différentes étapes, offrant ainsi une vue synthétique du procédé de fabrication.

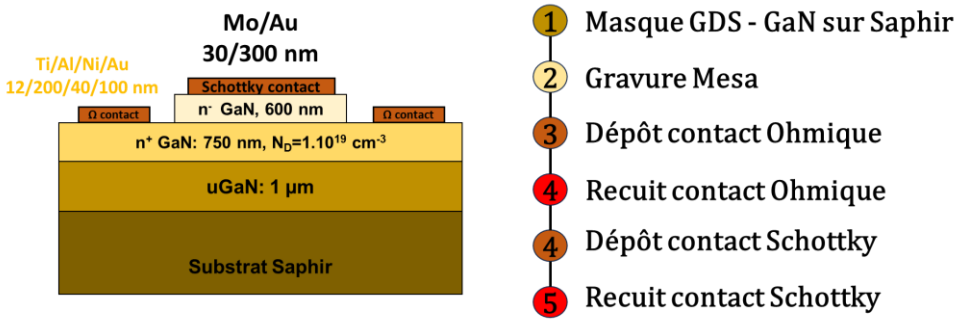


Figure III-1 Séquence de fabrication des diodes Schottky utilisant un empilement Mo/Au pour l'anode

L'épitaxie sur laquelle les diodes ont été fabriquées consistait en une couche active dopée n^-, à 5×10^{16} cm^{-3} et d'une épaisseur de 600 nm destinée au contact Schottky, d'une couche de GaN fortement dopée n^+ de 750 nm avec une concentration de 1×10^{19} cm^{-3} pour le contact ohmique, ainsi que d'une couche tampon en GaN non intentionnellement dopée (UID) de 1 µm. Les mésas ont été gravées par ICP-RIE à base de Cl_2/Ar en utilisant un masque dur en HSQ. Le contact ohmique, constitué d'un empilement métallique Ti/Al/Ni/Au, a ensuite été évaporé sur la couche n^+ puis recuit à 850 °C pendant 30 secondes.

Le dépôt du métal Schottky (Mo) a été réalisé sous forme d'anodes circulaires de 44, 70 et 140 µm de diamètre par évaporation par faisceau d'électrons. Le masque GDS utilisé dans le cadre de cette étude est présenté dans la Figure III-2.

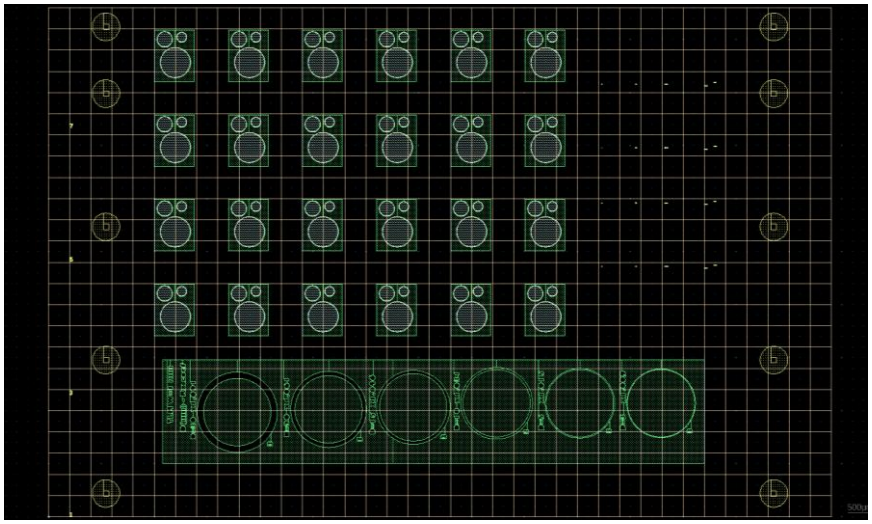


Figure III-2 Vue d'ensemble du masque principale de diodes Schottky pour l'empilement Mo/Au

Ce masque a été volontairement conçu de manière simplifiée afin d'accompagner une première campagne de fabrication de diodes à base de molybdène, de façon à limiter les risques liés à la complexification du procédé lors de l'introduction d'un nouveau métal Schottky dont le comportement était encore incertain.

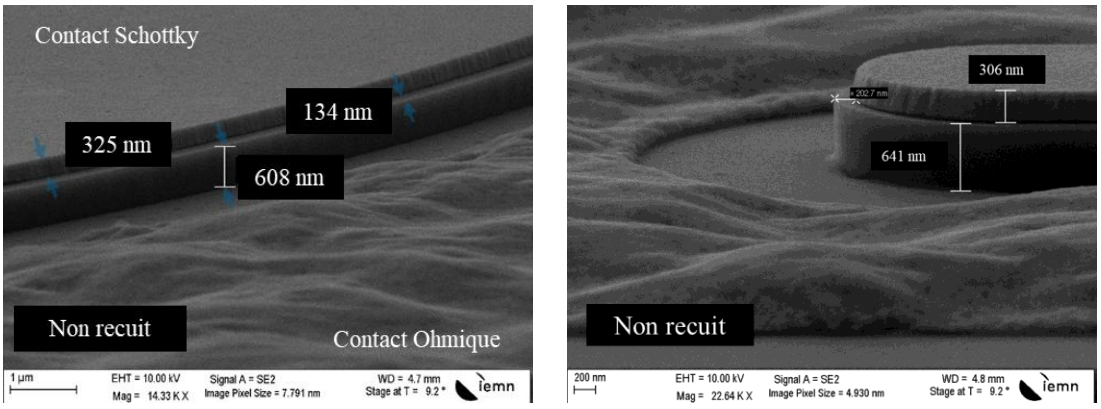
Après fabrication, les caractéristiques électriques des contacts Schottky à empilement Mo/Au de 30/300 nm d'épaisseur sur substrat n-GaN ont été étudiées avant et après recuit des métallisations à 400 °C, 500

°C, et 600 °C pendant 15 min et à 700 °C et 850 °C pour une durée de 30 secondes. La hauteur de barrière Schottky (Φ_B) ainsi que le facteur d'idéalité (n) ont été extraits des courbes courant-tension (I-V) en utilisant la théorie de l'émission thermoïnique (TE). Le courant de fuite a été déterminé directement à partir des mesures I-V en polarisation inverse. Ces résultats ont ensuite été comparés à ceux obtenus sur des diodes Schottky à base de platine (Pt).

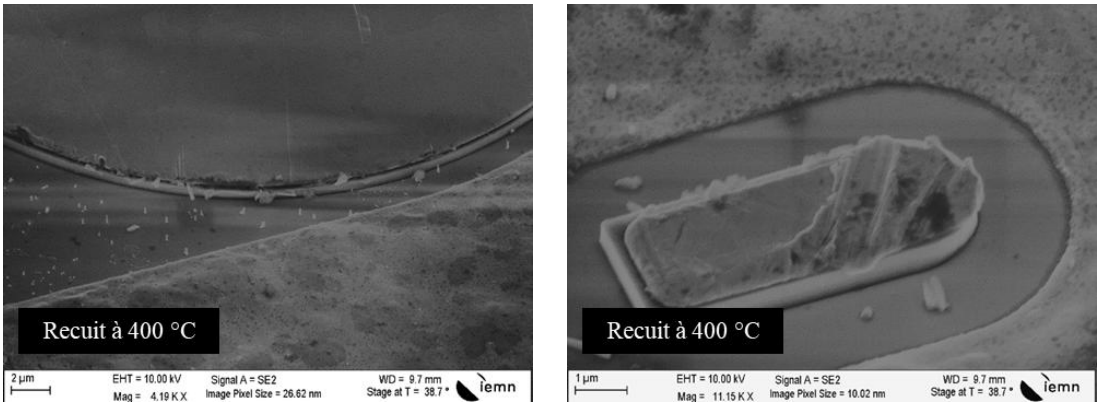
III.1.1 Etude morphologique des contacts Mo/Au

Avant toute mesure, les contacts en Mo/Au ont été analysés avant et après recuit à différentes températures. Des images par Microscopie Electronique à Balayage (MEB) ont été prises pour analyser les modifications morphologiques de la diode. Ainsi, la morphologie de la métallisation en Mo/Au présente une dégradation progressive à mesure que la température de recuit augmente.

La Figure III-3 ci-dessous illustre les effets des différents traitements thermiques sur la morphologie des diodes, d'une part sur les diodes de grands diamètres « Jumbo » et d'autre part sur les diodes de plus petites tailles. Il apparaît que les diodes de type « Jumbo » subissent une dégradation moindre par rapport aux diodes de plus petites dimensions « mini ». Les observations en microscopie électronique à balayage (MEB) mettent en évidence une légère rétraction progressive du film métallique avec l'augmentation de la température de recuit, dûe à des problèmes d'adhérence du film.



a.



b.

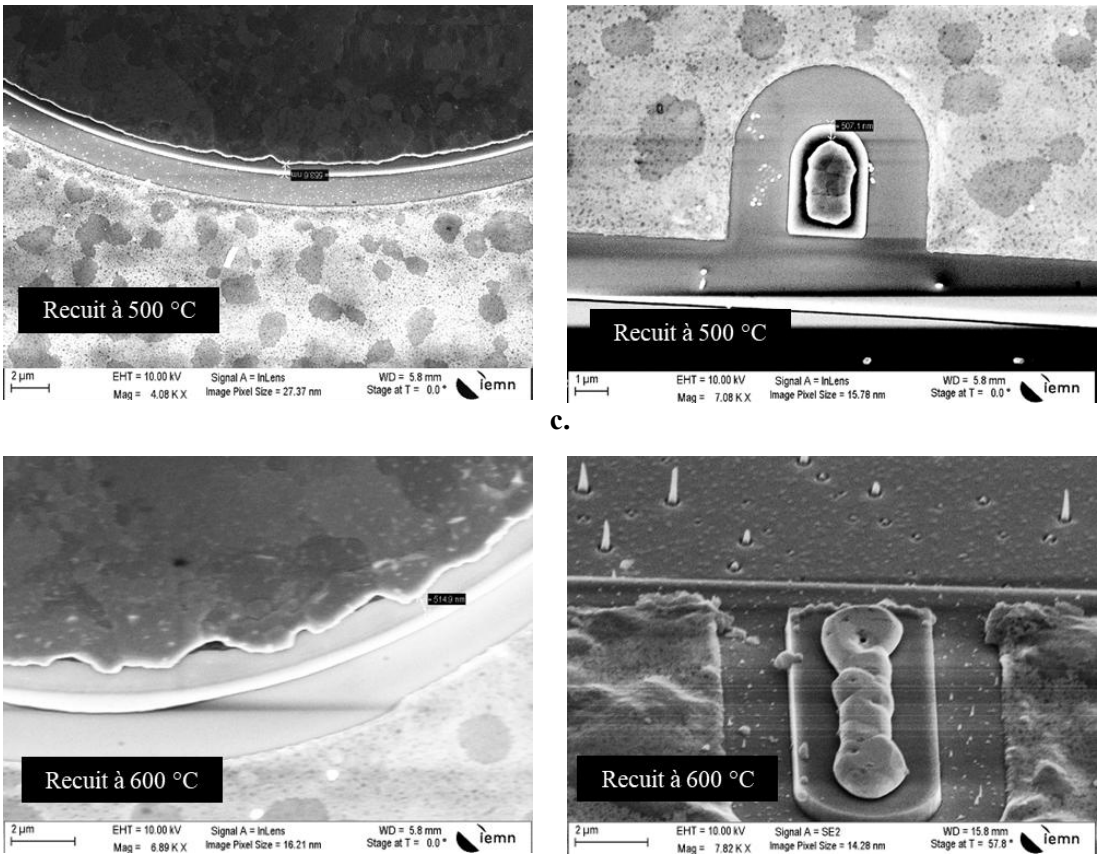


Figure III-3 Images MEB des contacts Schottky de grande taille « Jumbo » (à gauche) et de petite taille « mini » à droite (a) avant recuit ; (b) après recuit à 400 °C ; (c) après recuit à 500 °C et (d) après recuit à 600 °C

Bien que cette rétraction n'empêche pas la mesure des diodes « Jumbo », les diodes « mini » montrent une dégradation plus marquée. En effet, pour des températures de recuit inférieures à 600 °C (cf Figure III-3b et c), l'effet de rétraction reste comparable à celui observé pour les grands motifs. Cependant, à 600 °C (cf Figure III-3d), l'empilement Mo/Au forme un alliage sous forme de structures arrondies, traduisant une agglomération. Dans les prochains procédés, l'intégration d'une couche barrière spécifique sera envisagée pour limiter la formation de cet alliage et préserver l'intégrité des dispositifs.

Ainsi, les métallisations en Mo/Au montrent une dégradation morphologique observable après recuit à haute température. Cette dégradation n'empêche néanmoins pas la mesure des diodes pour l'extraction des paramètres électriques avant et après recuit.

III.1.2 Effet du recuit sur les caractéristiques électriques des contacts

Les mesures effectuées sur les diodes de 140 µm de diamètre non-recuites révèlent un comportement quasi ohmique avec une tension de seuil proche de 0 V comme le montre la courbe grise dans la Figure III-4a ci-après, ce qui empêche l'extraction des paramètres électriques à partir des courbes courant-tension (I-V). Cela indique que la jonction Schottky n'est pas encore formée. Néanmoins, après recuit à 400 °C, à 500 °C, 600 °C et 700 °C, la tension de seuil augmente pour atteindre 0.25 V.

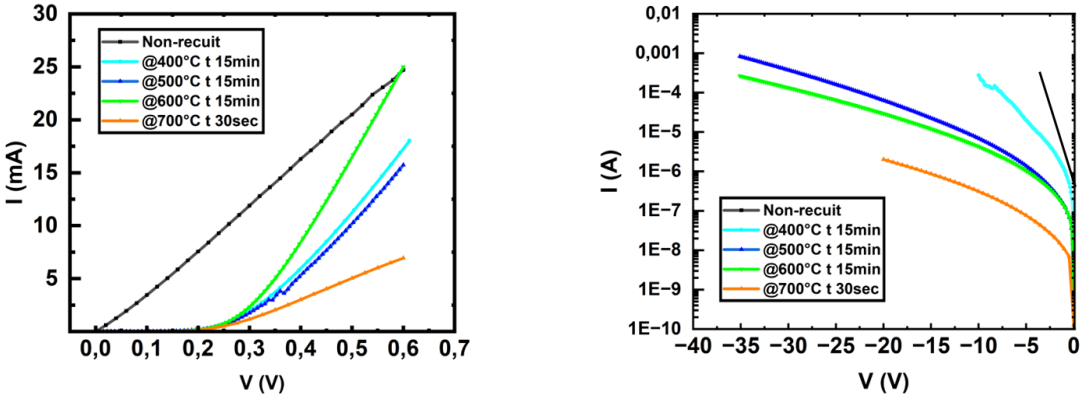


Figure III-4 (a) courbe de courant direct - tension et (b) de courant inverse – tension pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 140 µm de diamètre, mesurées avant recuit (courbe grise) et après recuit à 400 °C (courbe rouge), 500 °C (courbe bleue), 600 °C (courbe verte) et 700 °C (courbe violette).

TABLEAU III-1 CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES PREMIERES DIODES MO/N-GAN FABRIQUE PAR PROCEDE CONVENTIONNEL EN FONCTION DES DIFFERENTES TEMPERATURES DE RECUIT

Recuit (°C)	non-recuit	400	500	600	700	850
ϕ_b (eV) I-V	C.O	0.55	0.57	0.58	0.58	N/A
η	C.O	1.16	1.05	1.06	1.04	N/A
Courant de fuite @ -10V (µA)	C.O	47.5	30	22	12	N/A

C.O. : Contact Ohmique – les paramètres Schottky ne sont pas applicables.

Les paramètres des diodes recuites à différentes températures sont extraits et présentés dans le **TABLEAU III-1**. La hauteur de barrière Schottky Φ_b tend à augmenter légèrement avec la température de recuit et atteint 0.55 eV et 0.57 eV pour les recuits à 400 °C et 500 °C respectivement et 0.58 eV pour les recuits à 600 °C et 700 °C. Le facteur d'idéalité η se rapproche de l'unité avec l'augmentation de la température de recuit, diminuant de 1.16 à 1.04 entre 400 °C et 700 °C, ce qui suggère une amélioration de la qualité de la jonction. Le courant de fuite diminue légèrement avec la température à une polarisation à -10 V, passant de 47.5 µA après un recuit à 400 °C à 30 µA après un recuit à 500 °C, puis à 22 µA pour un recuit à 600 °C. Cette valeur atteint un minimum de 12 µA après un recuit à 700 °C, ce qui correspond à une densité de courant de 77 $mA \cdot cm^{-2}$. Le recuit à 700 °C présente toutefois un courant en direct qui est relativement faible par rapport aux autres recuits, ceci peut être dû à une dégradation du contact ohmique, recuit initialement à 850 °C. Il est possible que le contact ohmique soit dégradé suite à ce deuxième recuit à 700 °C qui se rapproche de la température de recuit de formation du contact.

Les résultats pour le recuit à 850 °C ne sont pas présentés, car dans ce cas particulier, le contact ohmique a été dégradé, empêchant une prise de contact et rendant les mesures inexploitables.

III.1.3 Comparaison des jonctions et conclusion

Des diodes Schottky Mo/ n-GaN ont été étudiées après recuit à différentes températures. Les résultats montrent une forte dépendance des caractéristiques électriques avec la température. Le recuit thermique

rapide (RTA) des contacts Mo/n-GaN à 700 °C permet d'obtenir une faible tension de seuil V_{on} ainsi qu'un courant de fuite minimal, avec une hauteur de barrière de 0,58 eV et un facteur d'idéalité de 1.04.

La formation du contact Schottky Mo/n-GaN nécessite donc un recuit à haute température (> 700 °C). En revanche, pour les contacts Pt/n-GaN, la température de recuit optimale est entre 400 et 550 °C et la dégradation est observée à partir de 700 °C. La différence est liée à la nature réfractaire du molybdène. Il y a aussi une différence entre les deux contacts dans la tension de seuil, qui est plus grande dans le cas du Platine, en raison de son travail de sortie (5.12-5.93 eV) supérieur à celui du Molybdène (4.6-4.95 eV) [159]. La hauteur de barrière est donc plus grande pour les contacts en Platine (0.93 eV) comparé aux contacts en Molybdène (0.58 eV) ce qui induit des courants de fuite plus petits. Malgré les courants de fuite plus faibles pour les contacts en platine, ces contacts présentent une dégradation au-delà de 550 °C. Les diodes Schottky avec des contacts en Mo sont donc susceptibles de fonctionner à des températures plus élevées que leurs homologues à contact Pt, ce qui les rend plus adaptées aux environnements hostiles.

La température optimale de recuit de formation des contacts en Molybdène s'approche des hautes températures de recuit du contact ohmique. Ceci pose donc des questions sur la tenue du contact ohmique dans le cadre de ce type de procédé conventionnel. Une brève étude est présentée dans la section suivante afin de clarifier les doutes concernant ce point.

III.2 Effet du recuit sur la résistance de contact ohmique

Le recuit des contacts Schottky à 850 °C n'a pas pu être évalué, car le contact ohmique s'est dégradé lors du recuit de la diode à cette température. En effet, le procédé conventionnel prévoit un recuit préliminaire du contact ohmique à 850 °C, avant celui de la jonction Schottky. Ce protocole implique donc que le contact ohmique subisse un deuxième recuit à 850 °C dans le cadre de cette étude spécifique. Ces recuits successifs sont adaptés à la fabrication de diodes Schottky à anode conventionnelle (Pt ou Pd). Comme indiqué dans la conclusion du chapitre 2, ces métaux présentent des températures optimales de formation relativement basses (400–550 °C), ce qui n'affecte pas le contact ohmique déjà recuit à haute température (850 °C). Dans ce schéma, le contact ohmique est donc exposé à deux recuits successifs. Bien que les mesures des résistances de contact aient été effectuées avant et après le second recuit démontrant que le contact ohmique reste intact (avec une valeur de 0.02 Ω-mm) pour un recuit Schottky jusqu'à 550 °C, il a été observé qu'il se dégrade au-delà de toute possibilité de mesure après un second recuit à 850 °C pendant 30 secondes ; le cas correspondant à l'étude de la diode à anode en Molybdène. Il apparaît donc nécessaire de déterminer précisément la température à partir de laquelle le contact ohmique commence à se détériorer de manière irréversible, et de proposer, si besoin, un nouveau procédé de fabrication compatible à la fois avec les exigences du contact ohmique et celles de la jonction Schottky.

Une étude de variation de la résistance série R_c du contact ohmique en fonction de la température de recuit a donc été réalisée par la méthode de longueur de transfert ou « le modèle de ligne de transmission » (en anglais Transmission-Line Method-TLM) afin d'évaluer les limites thermiques du contact ohmique Ti/Al/Ni/Au.

La Figure III-5 illustre la méthode TLM pour l'extraction de la résistance R_c

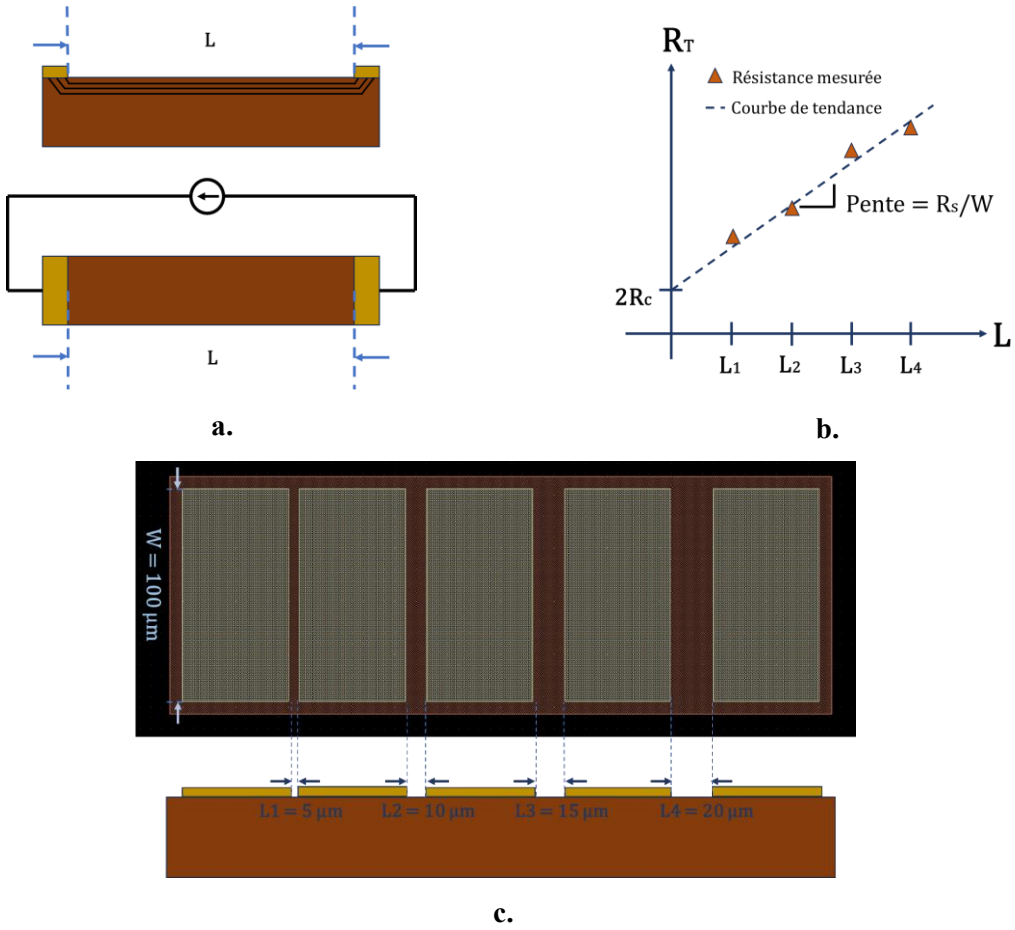


Figure III-5 Méthode de longueur de transfert (Transmission Line Method) explicitée avec (a) Illustration du trajet des électrons dans le GaN (b) L'extrapolation de la résistance de contact et (c) Le masque GDS utilisé aveec les différents espacements de contacts ohmiques

En considérant une géométrie simple d'un matériau semi-conducteur de longueur L illustrée dans la Figure III-5-a, on peut considérer la résistance totale R_T mesurée comme :

$$R_T = 2R_m + 2R_C + R_{semi} \qquad \text{III-1}$$

Avec R_m la résistance du contact métallique, R_c la résistance associée à l'interface métal-semiconducteur et R_{semi} la résistance du semiconducteur.

La résistance d'un seul contact correspond à $R_m + R_c$. Ceci-dit, la résistivité du métal est très petite telle que $R_c >> R_m$. R_m peut donc être négligée.

La résistance du semiconducteur est donnée par :

$$R_{semi} = R_s \frac{L}{W} \quad \text{III-2}$$

La résistance totale s'exprime donc par :

$$R_T = \frac{R_s}{W} L + 2R_c \quad \text{III-3}$$

Ces résultats suggèrent une méthode pour mesurer la résistance de contact.

Si l'on construit des résistances de différentes longueurs L_1, L_2, L_3 et L_4 (cf Figure III-5c) tout en conservant la surface de contact identique, on peut mesurer et tracer la résistance totale pour chaque longueur à la limite d'une résistance de longueur nulle, la résistance résiduelle serait égale à deux fois la résistance de contact.

On peut la déterminer à partir du graphe en extrapolant jusqu'à L = 0 (cf Figure III-5b).

En outre, la résistance carrée du semi-conducteur peut être déterminée à partir de la pente de la droite.

III.2.1 Etude du contact Ti/Al/Ni/Au

Le contact Ohmique a d'abord été mesuré après deux recuits consécutifs :

- Recuit à 850 °C pour une durée de 30s, puis recuit à 700 °C pour une durée de 1min.

Ceci permet de juger la pertinence de l'approche conventionnelle de fabrication des diodes Schottky à haute température, qui prévoit des recuits dissociés pour le contact ohmique et le contact Schottky imposant donc deux recuits pour le contact ohmique. Cette étude a montré que, bien que la résistance de contact de l'empilement Ti/Al/Ni/Au soit minime après le premier recuit à 850 °C, d'une valeur de 0.02 Ω-mm, cette valeur augmente à 0.045 Ω-mm après le deuxième recuit à 700 °C ce qui confirme la légère dégradation du contact ohmique après un deuxième recuit à haute température. Par conséquence, un recuit unique des contacts ohmiques à haute température qui s'adapte à la température de recuit de la métallisation Schottky s'impose.

Ainsi, plusieurs TLMs ont été fabriquées puis mesurées après un recuit unique :

- A 600 °C pour une durée de 15 min
- A 700 °C pour une durée de 1 min
- A 800 °C pour une durée de 30 secondes
- A 850 °C pour une durée de 30 secondes
- A 950 °C pour une durée de 10 secondes
- A 1000 °C pour une durée de 5 secondes

Les mesures effectuées sont présentées dans la Figure III-6 ci-après. La courbe montre que la valeur du contact ohmique (résumée dans le **TABLEAU III-2**) diminue progressivement entre 600 °C et 850 °C pour atteindre une valeur minimale de 0.02 Ω-mm puis augmente entre 850 °C et 1000 °C pour atteindre une valeur maximale de 0.044 Ω-mm. Cette valeur reste acceptable dans le cadre de notre dispositif. Le

contact ohmique présente donc une plage de flexibilité et peut s'adapter à la température de recuit optimale de la diode Schottky.

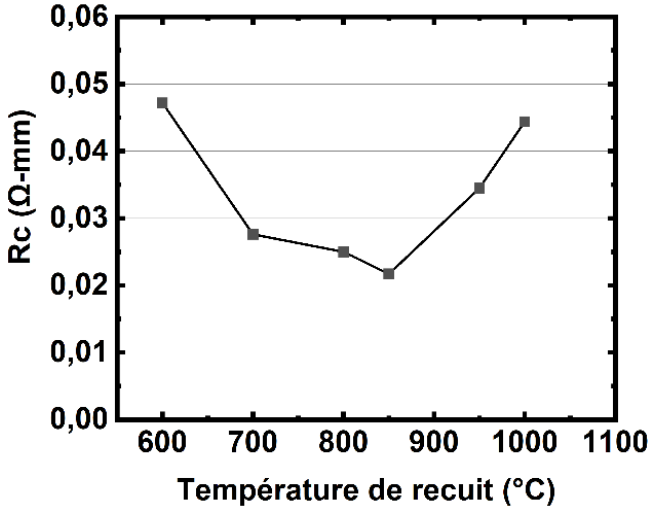


Figure III-6 Mesures de la résistance de contact en fonction de différentes températures de recuit de l'empilement Ti/Al/Ni/Au sur le GaN n⁺

TABLEAU III-2 RESISTANCE DE CONTACT EN FONCTION DU RECUIT DE FORMATION

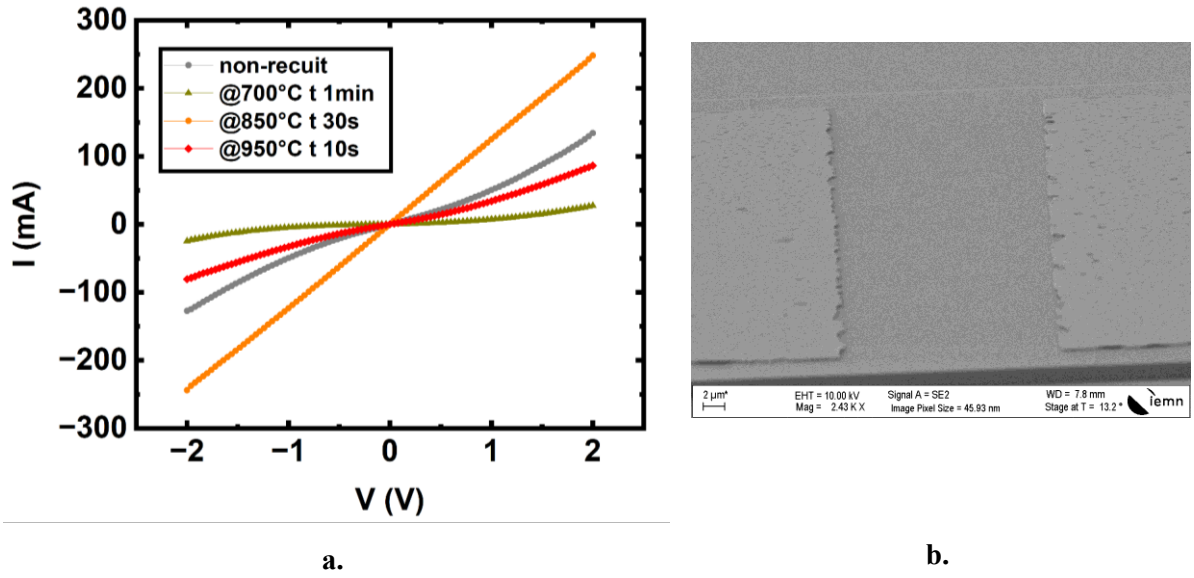
Recuit (°C)	R_c
850 + 700	0.045
600	0.047
700	0.028
800	0.025
850	0.021
950	0.034
1000	0.044

III.2.2 Etude du contact Ti/Mo/Au

Une autre problématique liée au contact ohmique, évoquée sans optimisation dans les sections précédentes, réside dans la rugosité de sa surface après recuit. Cette rugosité peut compromettre la qualité du contact entre les pointes de mesure et l'électrode lors des tests I-V en configuration à deux pointes, entraînant ainsi des incertitudes dans les mesures électriques. Pour pallier cette limitation, un contact alternatif basé sur l'empilement Ti/Mo/Au a été développé et étudié à différentes températures de recuit. L'utilisation du molybdène, métal réfractaire connu pour sa stabilité thermique, vise à garantir une morphologie de surface moins rugueuse après exposition à des températures élevées. Cette approche s'avère donc prometteuse et mérite d'être explorée. Une exigence essentielle demeure cependant : le contact ohmique Ti/Mo/Au doit présenter des performances électriques comparables à celles de l'empilement Ti/Al/Ni/Au, utilisé comme référence ; à savoir une résistance de contact faible (de l'ordre de 0.02 Ω-mm). Si cette condition est remplie, il deviendrait alors envisageable de concevoir une diode Schottky GaN constituée exclusivement de métaux réfractaires, offrant potentiellement une meilleure tenue thermique et une plus grande stabilité en environnement sévère.

Les mesures I-V entre -2 et 2 V de ce nouveau contact, présentées dans la Figure III-7a ci-après, montrent la présence d'un point d'inflexion après tout recuit entre 700 et 950 °C, à l'exception du recuit à 850 °C pendant 30 secondes.

Une image MEB du contact présenté dans la Figure III-7b ci-après révèle un contact très peu rugueux et donc avantageux pour une prise de contact. Notons une légère rugosité de bord de ligne dûe à un problème lithographique.



a. **b.**

Figure III-7 (a) Mesures I-V deux pointes entre -2 et 2 V des contacts ohmiques (TLM rectangulaires) espacés de 10 µm à base de Ti/Mo/Au sur GaN n^+ (b) Image MEB correspondante

Bien que les contacts en Ti/Mo/Au ont montré une très faible rugosité de surface pour des recuits allant de 700 à 950 °C comparés à l'empilement conventionnel, les résistances de contact mesurées sont supérieures d'un ordre de grandeur (Rc ~ 0.20 Ω-mm) dans le cas optimal de recuit (à 850 °C) comparé au contact ohmique à empilement Ti/Al/Ni/Au. Cette piste nécessitera donc des optimisations ultérieures à l'axe de recherche de cette thèse.

III.2.3 Conclusion sur l'étude TLM

Les résultats obtenus démontrent que les contacts ohmiques en Ti/Al/Ni/Au présentent une large plage de températures de recuit au sein de laquelle la résistance de contact reste faible et compatible avec les exigences de notre dispositif. Cette caractéristique confère une flexibilité importante au procédé de fabrication, permettant de regrouper en un seul cycle thermique les étapes de formation du contact ohmique et de la métallisation Schottky. Une telle simplification du procédé non seulement réduit les risques de dégradation liés à des recuits multiples, mais optimise également le temps de fabrication. Ainsi, ces résultats ouvrent la voie à une approche de fabrication plus adaptée au contact en molybdène.

III.3 Nouvelle approche de Fabrication (Mo/Pt/Au)

Le procédé conventionnel de fabrication de diodes Schottky s'est révélé inadapté dès lors que des métaux réfractaires sont intégrés à la séquence de fabrication. En effet, ces métaux requièrent des températures de recuit de formation potentiellement élevées, souvent comparables à celles nécessaires à la formation du contact ohmique. C'est précisément cette hypothèse que nous cherchons à valider dans le cadre de cette étude. Dans la section précédente, il a été démontré que le contact ohmique basé sur l'empilement Ti/Al/Ni/Au présente une résistance de contact dans le même ordre de grandeur à travers une plage de recuit allant de 700 °C à 1000 °C. Cette flexibilité ouvre ainsi la voie à un recuit unique et simultané du contact ohmique et de la jonction Schottky. Dans cette section, un procédé de fabrication

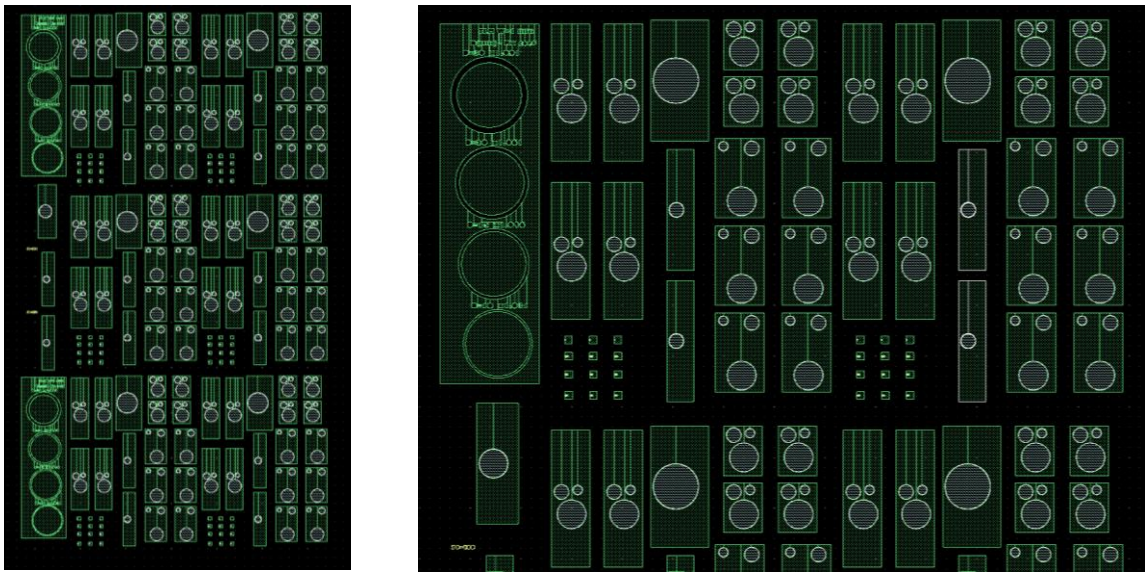
mieux adapté à l'intégration de métaux réfractaires a été mis en œuvre. Les caractéristiques électriques du contact en molybdène (Mo) ayant subi des recuits post-métallisation à 600 °C, 700 °C et 850 °C ont ainsi été étudiées. Cette méthode de fabrication sera désignée dans la suite sous le nom d'approche « COMORES », acronyme de « Contacts Ohmiques et Molybdène Recuits Simultanément ».

III.3.1 Séquence et Méthodologie de recuit adaptées aux métallisations

Le nouveau procédé de fabrication de diodes Schottky GaN adapté aux métaux réfractaires pour des recuits à haute température se décline en six étapes principales résumées ci-dessous :

i. Choix du masque et gravure sèche (ICP-RIE) pour la structuration des épitaxies.
ii. Traitement de surface : désoxydation et conditionnement de la surface avant dépôt pour une interface Schottky optimale.
iii. Dépôt du contact Schottky : dépôt du métal Schottky - empilement Mo/Pt/Au
iv. Dépôt du contact Ohmique : dépôt de l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au sur la couche fortement dopée n+ de GaN pour établir un contact ohmique.
v. Recuit simultané du contact Schottky & du contact ohmique : formation de la barrière Schottky ; formation du contact ohmique.

Le masque utilisé dans le cadre de cette étude, illustré dans la Figure III-8, a été spécifiquement conçu pour intégrer un grand nombre de diodes Schottky, de dimensions variées et présentant différentes configurations de contacts ohmiques. Cette diversité a pour objectif de permettre l'évaluation du comportement des structures sous une large gamme de conditions de recuit.



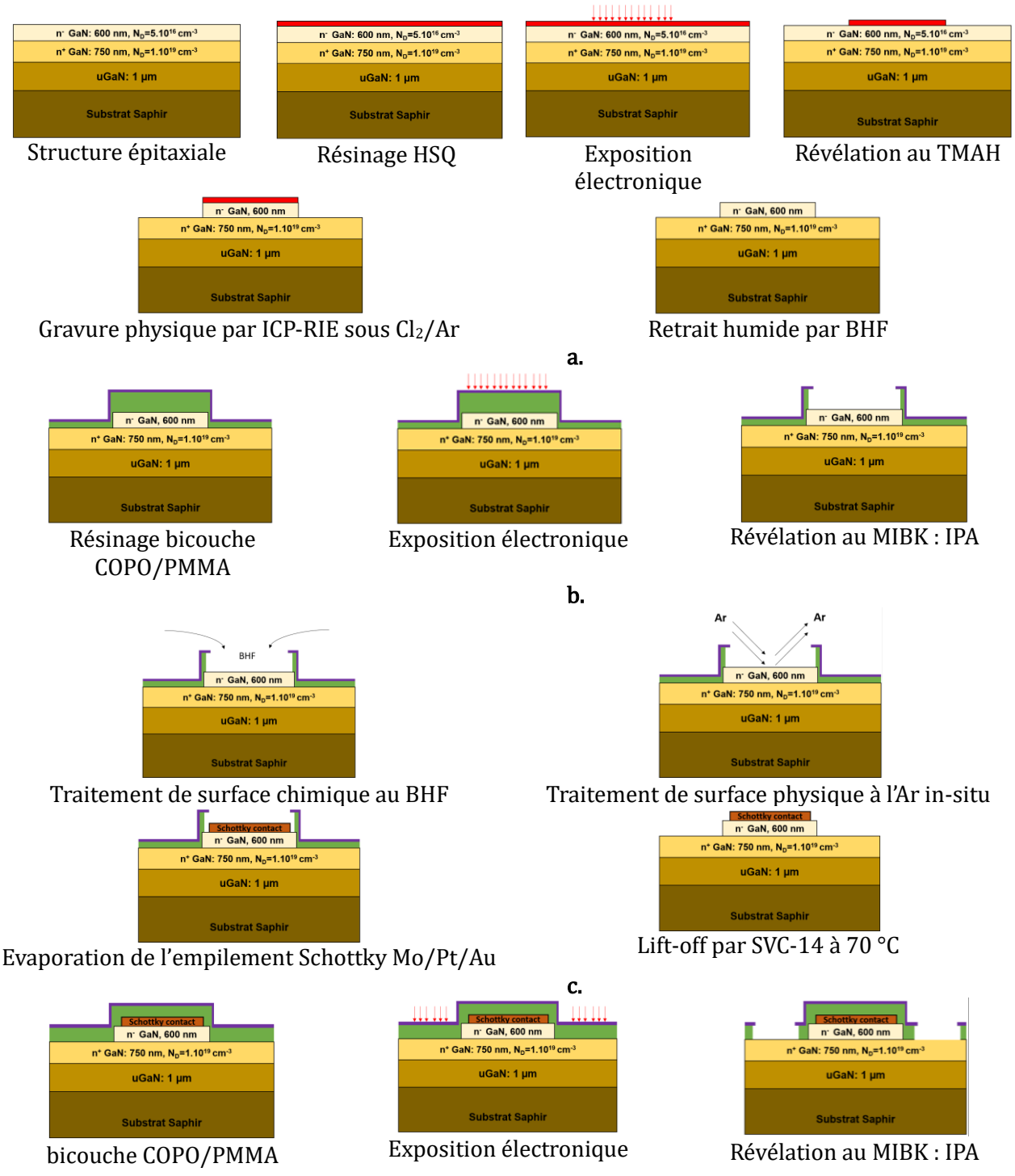
a. **b.**

Figure III-8 (a) Vue d'ensemble du masque principal pour la fabrication des diodes Schottky par le nouveau procédé « COMORES » (b) Agrandissement de la zone supérieure du masque

À cette fin, le substrat est découpé à la scie après fabrication en plusieurs fragments et chaque fragment est soumis à un traitement thermique distinct. La variation des configurations de contacts ohmiques vise,

quant à elle, à étudier l'impact de la surface de contact sur les contraintes thermomécaniques induites lors du recuit. En particulier, l'augmentation de la surface de contact pourrait engendrer des phénomènes de dilatation différenciée, susceptibles de provoquer des courts-circuits.

Les diodes Schottky ont été fabriquées sur une couche GaN/Saphir. L'épaisseur de la couche active GaN dopée n^-, d'une épaisseur de 600 nm, avait une concentration de 5×10^{16} cm^{-3}, contrôlée par des mesures capacité - tension (C–V). La couche de n^+ de 750 nm présentait une concentration de 1×10^{19} cm^{-3}. La Figure III-9 illustre la séquence complète de fabrication des diodes suivant ce nouveau procédé.



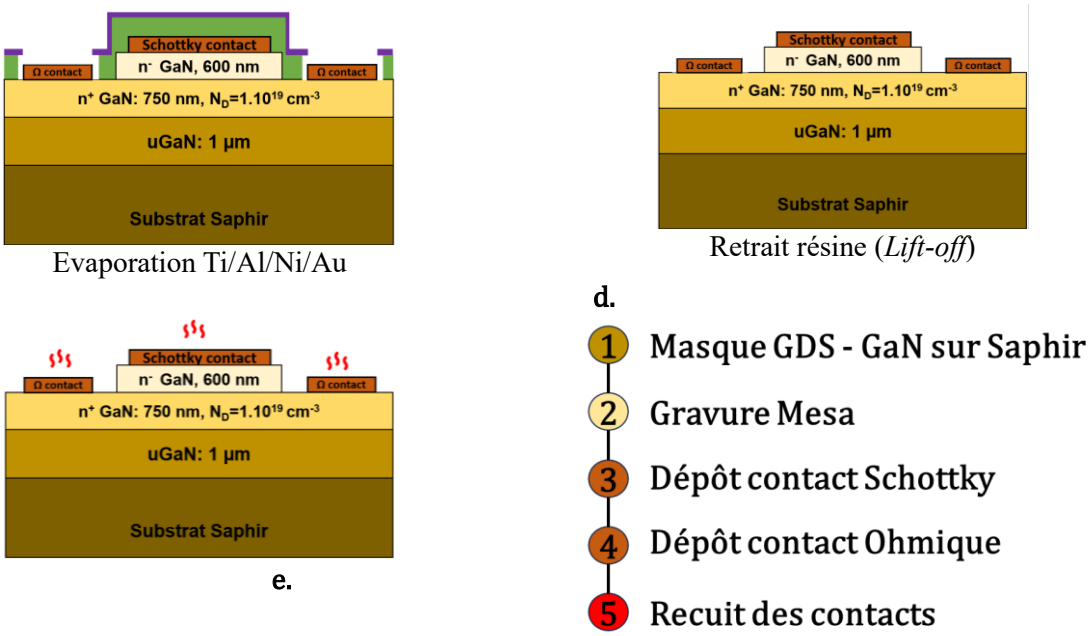


Figure III-9 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN quasi-verticales avec une métallisation en Platine.

L'ensemble du procédé de fabrication suit les mêmes étapes de lithographie par faisceau d'électrons, gravure ICP-RIE des mésas avec masque dur en HSQ (cf Figure III-9a), et métallisation Schottky par lift-off, que celles décrites précédemment. Un nettoyage chimique au BHF et une gravure in situ à l'argon ont également été réalisés avant la métallisation afin de limiter la contamination de l'interface (cf Figure III-9b).

En revanche, dans le cadre de ce nouveau procédé adapté aux contacts réfractaires, le dépôt du contact Schottky a été effectué avant le contact ohmique (contrairement au procédé conventionnel où le dépôt du contact ohmique précède celui de la jonction Schottky). En effet, tout comme la simplicité d'un procédé de micro fabrication (caractérisée par un nombre réduit d'étapes technologiques) présente plusieurs avantages majeurs, notamment en matière de propreté et de maîtrise de la contamination, un procédé technologique privilégiant l'étape critique limite considérablement les risques de contamination chimique ou par particules au sein de la chaîne de fabrication. Chaque étape supplémentaire qu'il s'agisse de dépôt, de lithographie, de gravure ou de nettoyage, constitue une possibilité d'introduire des contaminants, de générer des résidus ou d'endommager la surface des matériaux. En déposant le contact Schottky avant le contact ohmique, on diminue les risques critiques susceptibles d'altérer la qualité de la surface n^- du GaN, ce qui est particulièrement essentiel dans des dispositifs où les performances dépendent fortement de la propreté des jonctions.

Par ailleurs, un procédé allégé permet une meilleure reproductibilité et un meilleur contrôle des conditions de fabrication. Moins de paramètres technologiques signifient moins de variabilité, ce qui

améliore la reproductibilité des dispositifs finaux. Ceci favorise la conservation des propriétés chimiques et électroniques de la surface.

Ainsi, le contact Schottky, d'un diamètre d'anode de 44 µm, a été déposé par évaporation par faisceau d'électrons (cf Figure III-9c). Le choix de l'empilement Schottky a été différent que dans l'approche conventionnelle de fabrication. En effet, dans la section précédente, il a été montré que l'empilement Mo/Au présente une agglomération après un recuit au-delà de 500 °C. Ceci rend nécessaire l'introduction d'une couche barrière pour empêcher cette agglomération. Le platine a donc été choisi comme barrière de diffusion entre le Molybdène (Mo) et l'Or (Au). L'empilement résultant était donc un empilement en Mo/Pt/Au.

L'épaisseur des couches métalliques dans les empilements Schottky, dans notre cas le Mo/Pt/Au, peut jouer un rôle déterminant dans les performances électriques et la tenue des dispositifs. Une variation de ces épaisseurs pourrait influer sur la qualité de l'interface métal/semi-conducteur de par les différentes contraintes qu'impliquent les empilements. Ceci influe subséquemment sur la hauteur de barrière (Φ_B), le courant de fuite et la tenue thermique des diodes.

Lorsque l'épaisseur de la couche Schottky est insuffisante, la rugosité de l'interface Mo/n-GaN peut augmenter, augmentant ainsi la densité de défauts interfaciaux et, par conséquent, le courant de fuite. Inversement, des couches métalliques trop épaisses peuvent générer des contraintes mécaniques internes dans le film, entraînant potentiellement une dégradation à long terme du contact. Plusieurs études ont ainsi démontré que la hauteur de barrière Schottky ainsi que les paramètres d'émission thermoïnique dépendent de l'épaisseur du métal à l'interface et du procédé de dépôt utilisé, ce qui souligne l'importance d'une optimisation rigoureuse des épaisseurs dans la conception des contacts métalliques [160], [161].

Dans le cas de l'empilement Mo/Pt/Au plus particulièrement, le rôle du platine est critique : cette couche intermédiaire agit comme barrière de diffusion, limitant les interactions chimiques ou physiques entre le molybdène (métal Schottky) et l'or (métal de contact). En l'absence de cette couche, des phénomènes d'inter-diffusion entre l'or et le molybdène peuvent survenir, en particulier à haute température, entrainant la formation de composés interfaciaux indésirables (alliages etc..). Ces composés altèrent l'uniformité de la jonction et peuvent provoquer une augmentation significative du courant de fuite. De plus, la barrière Schottky peut être modifiée, en raison du contact direct entre le molybdène et l'or, dont les travaux de sortie diffèrent. Cette interaction engendre une couche métallique composite, dont le travail de sortie effectif correspondra à une valeur moyenne pondérée entre ceux du molybdène et de l'or, impactant ainsi la hauteur de barrière. Les traitements thermiques, souvent nécessaires pour améliorer l'adhérence et les propriétés électriques du contact, exacerbent ces effets de diffusion s'ils sont réalisés à des températures trop élevées. Une mauvaise gestion de la diffusion peut entraîner la formation de pointes métalliques pénétrant dans le semi-conducteur, ce qui altère la tenue en tension et

accroît les courants parasites [162]. Le platine, de par sa stabilité chimique et sa faible diffusivité, permet de préserver l'intégrité de l'interface Mo/n-GaN en empêchant la migration des atomes d'or vers le molybdène et vice versa. Quant à la possible diffusion du molybdène dans le GaN, ceci sera l'objet de prochaines investigations.

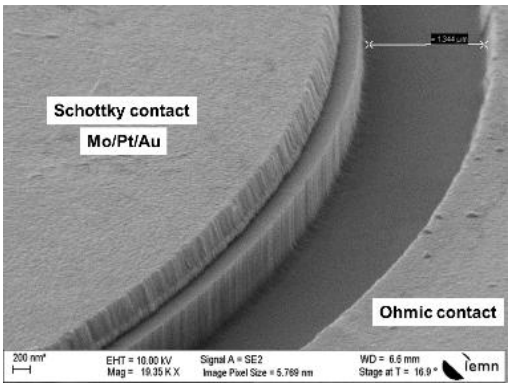
Dans cette optique, une étude systématique de l'influence des épaisseurs des couches constituant l'empilement Mo/Pt/Au, initialement défini à 30/30/300 nm, a été menée dans le but d'identifier la configuration optimale. Celle-ci doit garantir une morphologie de surface non dégradée après recuit, une efficacité en tant que barrière de diffusion, ainsi que des performances électriques satisfaisantes. Le principal enjeu consiste à concilier performance électrique et tenue thermique du composant. Pour cela, plusieurs combinaisons d'épaisseurs ont été examinées : 30/30/300, 45/30/300, 30/45/300, 50/50/300 et 20/30/300 nm. L'épaisseur de la couche d'or a été maintenue constante à 300 nm, celle-ci étant suffisamment importante pour assurer une bonne conductivité et un accès au composant.

Ensuite, le contact ohmique, un empilement en Ti/Al/Ni/Au de 12/200/40/100 nm, a également été déposé par évaporation.

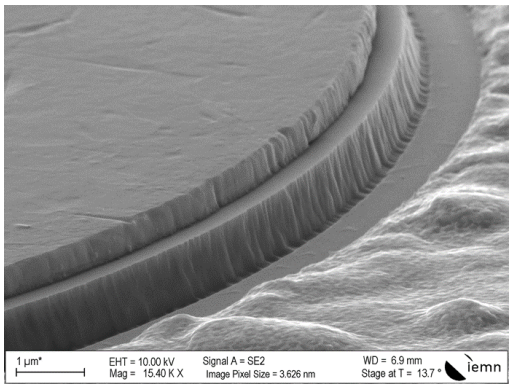
Enfin, un recuit thermique a été réalisé simultanément pour les contacts Schottky et ohmiques, à 600 °C, 700 °C, 850 °C et 1000 °C sous atmosphère de N_2, avec des temps de maintien respectifs de 15 minutes, 5 minutes 0,5 minutes et 5 secondes. Les résultats des analyses morphologiques seront détaillés dans la section dédiée.

III.3.2 Etude morphologique des contacts Mo/Pt/Au après recuit

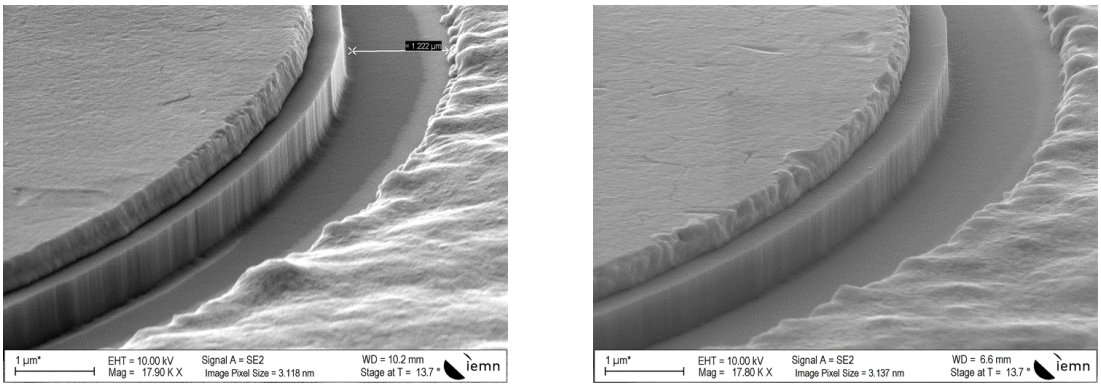
Des images MEB haute résolution des diodes Schottky avant et après recuit ont été prises et sont présentées dans la Figure III-10 ci-dessous. Les différents empilements ont montré la même morphologie après recuit que l'empilement de 45/30/300 nm.



a.



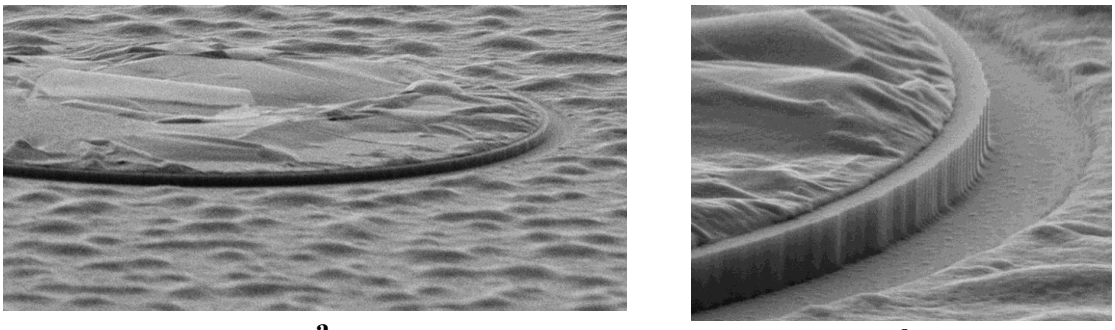
b.



c. **d.**

Figure III-10 Images MEB des diodes Schottky fabriquées, avec un gros plan sur l'empilement Mo/Pt/Au de 45/30/300 nm (a) état initial non-recuit (b) Après recuit à 600 °C (c) Après recuit à 700 °C et (d) Après recuit à 850 °C

Ces images montrent que le contact ohmique forme un agrégat tandis qu'une morphologie préservée est observée pour le contact Schottky dans l'ensemble des conditions de recuit, à l'exception de celle à 1000 °C, présentée dans la Figure III-11 montrant l'état global du composant avec une dégradation se définissant par une agglomération très rugueuse de la couche d'or au niveau du contact Schottky ainsi qu'un retrait partiel.



a. **b.**

Figure III-11 Images MEB des diodes Schottky à empilement Mo/Pt/Au de 45/30/300 nm après recuit à 1000 °C (a) Montrant l'état global du composant et (b) Grossissement sur le motif exposant la dilatation de la couche d'or

Ce comportement est attribué à la température de recuit proche du point de fusion de l'or (1064 °C). Ces altérations des contacts ont dégradé les contacts morphologiquement et électriquement (avec des mesures I-V montrant des contacts quasi-ohmiques), rendant impossible l'étude des limites thermiques du contact à base de Mo/Pt/Au dans le cadre de cette approche. Cette problématique sera abordée dans une nouvelle stratégie de fabrication présentée ultérieurement dans le manuscrit.

III.3.3 Caractéristiques électriques des diodes à empilement Mo/Pt/Au

Les mesures effectuées sur les diodes à l'état non-recuit révèlent un comportement quasi-ohmique, avec une tension de seuil V_{ON} proche de 0 V, ce qui indique l'absence de formation de la jonction de barrière Schottky et ceci pour tous les différents empilements. Ce comportement est attribuable à une bande de conduction quasi plate, ne présentant pas de barrière d'énergie significative, permettant ainsi un flux

d'électrons libres. Ceci empêche toute extraction de paramètres électriques des diodes. Les résultats liés à cet état ne seront donc pas présentés.

Après recuit, l'ensemble des diodes a montré une nette amélioration des performances électriques. En particulier, tous les dispositifs recuits présentent une faible tension de seuil V_{ON} d'environ 0,4 V. Ci-après est présenté comment les variations d'empilements métalliques agissent différemment sur les performances électriques des diodes et ceci avec l'augmentation graduelle de la température de recuit de 600 °C à 850 °C. La hauteur de barrière (Φ_B) et le facteur d'idéalité (η) ont été extraits à partir de l'ajustement linéaire des courbes courant-tension (I-V) en polarisation directe, selon la théorie de l'émission thermoïnique (TE), ainsi que par des mesures capacité-tension (C-V).

III.3.3.1 Influence de l'empilement sur les performances après recuit à 600 °C

Cette sous-section analyse l'influence de la variation de l'empilement Mo/Pt/Au sur les performances électriques des diodes Schottky, à température constante. Dans ce premier cas, les dispositifs ont été caractérisés après un recuit thermique à 600 °C pendant 15 minutes. La Figure III-12 présente les mesures réalisées en polarisation inverse jusqu'à –10 V (a), ainsi qu'en polarisation directe (b et c) pour ces mêmes diodes.

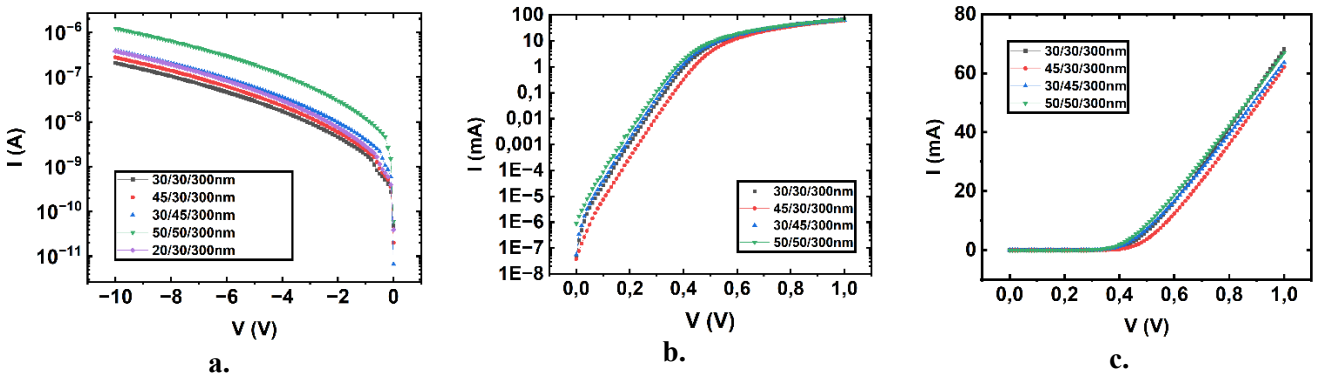


Figure III-12 Courbes de (a) courant inverse – tension (b) courant direct - tension en échelle logarithmique et (c) courant direct – tension en échelle linéaire pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurées après recuit à 600 °C.

L'analyse des différents empilements met en évidence que, à l'exception de la configuration 50/50/300 nm, tous présentent des caractéristiques électriques comparables : un courant de fuite de l'ordre de 0,2 µA (cf Figure III-12a) et, en polarisation directe, une tension de seuil voisine de 0,4 V. Les paramètres électriques extraits sont synthétisés dans le **TABLEAU III-3** ci-après.

L'analyse met en évidence une hauteur de barrière moyenne d'environ 0,63 eV, atteignant 0,67 eV pour l'empilement Mo/Pt de 45/30 nm. Les facteurs d'idéalité présentent d'excellentes valeurs, proches de l'unité, comprises entre 1,02 et 1,06 avec une résistance spécifique R_{ON} très basse (~ 0,11 mΩ.cm²).

Le courant de fuite maximal est observé pour l'empilement Mo/Pt de 50/50 nm (1,2 µA), ce qui se traduit par un champ de claquage réduit à 87 V/µm, contre des valeurs comprises entre 90 et 95 V/µm pour les autres configurations.

Les empilements de 30/30 nm et 45/30 nm se distinguent par leurs meilleures performances, combinant des courants de fuite faibles et des tensions de claquage optimales de 95 V/µm.

TABLEAU III-3 INFLUENCE DES EMPILEMENTS MO/PT/AU SUR LES CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES DIODES SCHOTTKY SUR N-GAN RECUITES A 600 °C

Mo/Pt (nm)	30/30	45/30	50/50	30/45	20/30
ϕ_b (eV) I-V	0,63	0,67	0,61	0,63	0,64
η	1,06	1,05	1,07	1,02	1,02
Courant de fuite @ -10V (µA)	0,2	0,2	1,2	0,4	0,4
Champ de claquage (V/µm)	95	95	87	90	90
Rs (Ω)	11,30	7,11	7,48	7,62	12,60
$R_{ON,Sp}$ (mΩ.cm²)	0.17	0.11	0.11	0.11	0.19

Conclusion

Un recuit thermique à 600 °C pendant 15 minutes, appliqué dans le cadre du nouveau procédé de fabrication « COMORES » et associé à une étude de variation d'empilement Mo/Pt/Au, a permis d'obtenir des résultats préliminaires prometteurs. Les données montrent que, globalement, les différents empilements présentent des caractéristiques électriques similaires, avec des performances optimales pour les configurations 30/30 nm et 45/30 nm, tandis que l'empilement 50/50 nm révèle des performances réduites. Cette diminution peut être attribuée aux contraintes mécaniques engendrées par l'épaisseur totale plus importante (100 nm) de cette structure, favorisant l'accumulation de contraintes résiduelles. En particulier, la couche de molybdène est susceptible de subir des contraintes internes accrues, pouvant altérer la qualité de l'interface métal–semi-conducteur.

L'étude a ensuite été étendue à un recuit thermique à 700 °C pendant 5 minutes, appliqué à un autre échantillon présentant la même variation d'empilement, afin d'évaluer le comportement des différentes configurations à une température plus élevée.

III.3.3.2 Influence de l'empilement sur les performances après recuit à 700 °C

Dans cette deuxième étude, les dispositifs ont été caractérisés après un recuit thermique à 700 °C pendant 5 minutes. La Figure III-13 ci-après présente les mesures réalisées en polarisation inverse jusqu'à –10 V (a), ainsi qu'en polarisation directe (b et c) pour ces mêmes diodes.

Ce recuit a induit une dégradation observable des caractéristiques électriques des diodes comparée au recuit à 600 °C. Ainsi le courant de fuite est d'un ordre de grandeur plus élevé pour tous les empilements avec l'empilement de 30/45 nm montrant une dégradation accrue (cf Figure III-13a).

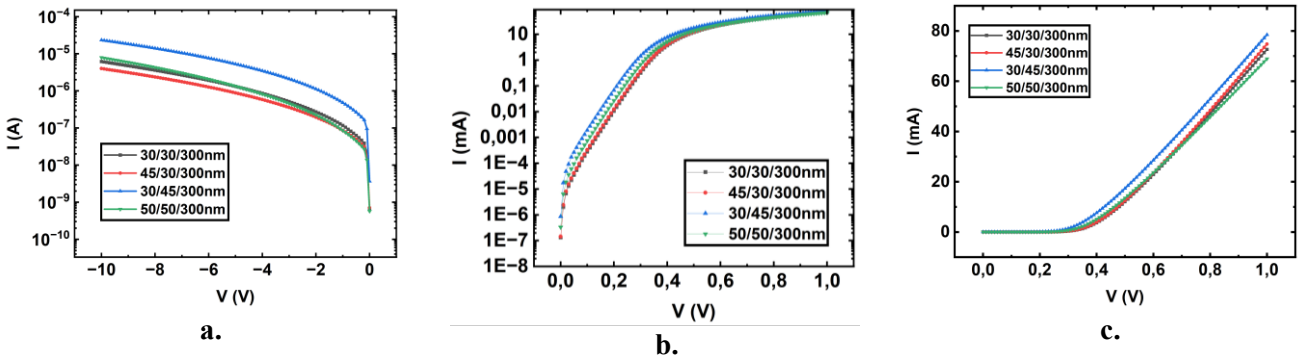


Figure III-13 Courbes (a) courant inverse – tension (b) courant direct - tension en échelle logarithmique et (c) courant direct – tension en échelle linéaire pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesuré après recuit à 700 °C

Ces résultats corroborent les paramètres électriques déduits des mesures, synthétisés dans le **TABLEAU III-4**. Ce tableau indique une hauteur de barrière comprise entre 0,53 et 0,57 eV. Les facteurs d'idéalité demeurent faibles, autour de 1,08. Une variation notable est observée au niveau du champ de claquage, avec des valeurs minimales de 70 et 68 V/µm pour les empilements de 50/50 et 30/45 nm respectivement et des tensions maximales de 77 et 78 V/µm pour les empilements de 30/30 et 45/30 nm, respectivement. Par ailleurs, la résistance spécifique R_{ON} reste très faible pour l'ensemble des empilements, de l'ordre de 0,11 mΩ.cm².

TABLEAU III-4 INFLUENCE DES EMPILEMENTS MO/PT/AU SUR LES CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES DIODES SCHOTTKY SUR N-GAN RECUITES A 700 °C

Mo/Pt (nm)	30/30	45/30	50/50	30/45
ϕ_b (eV) I-V	0,57	0,57	0,55	0,53
η	1,09	1,09	1,08	1,08
Courant de fuite @ -10V (µA)	6,0	4,0	8,0	23,0
Champ de claquage (V/µm)	77	78	70	68
Rs (Ω)	7,27	6,99	8,06	7,37
$R_{ON,Sp}$ (mΩ.cm²)	0,11	0,10	0,12	0,11

Conclusion

Cette étude, portant sur l'influence des épaisseurs d'empilement Mo/Pt/Au après recuit à 700 °C, a montré que les performances électriques peuvent dépendre de la configuration choisie. Bien que les écarts entre les différents empilements soient faibles à 600 °C, une différence de performance apparait à 700 °C. Les empilements de 30/30 nm et 45/30 nm présentent alors un courant de fuite légèrement inférieur à celui des autres configurations, ainsi qu'un champ de claquage plus élevée.

Afin de déterminer l'empilement ayant la meilleure tenue thermique, il a été nécessaire de prolonger l'étude à des températures plus élevées, compte tenu de la tendance observée à l'apparition de disparités

à plus haute température (sur la base de la comparaison entre les recuits à 700 °C et 600 °C). L'étude suivante évalue ainsi les caractéristiques électriques des diodes Schottky après recuit à 850 °C.

III.3.3.3 Influence de l'empilement sur les performances après recuit à 850 °C

Dans cette dernière étude, les dispositifs ont été caractérisés après un recuit thermique à 850 °C pendant 30 secondes, dans le double objectif d'évaluer leur tenue thermique à haute température de formation et d'identifier l'empilement présentant la meilleure tenue thermique à cette température. La Figure III-14 présente les mesures réalisées en polarisation inverse jusqu'à –10 V (a), ainsi qu'en polarisation directe (b et c) pour ces mêmes diodes. Ces résultats mettent en évidence une variation importante des performances électriques en fonction de l'empilement.

Le courant de fuite varie ainsi de 1×10^{-4} A à 1.10^{-7} A entre l'empilement le moins performant, Mo/Pt 30/45 nm (courbe bleue, Figure III-14a), et l'empilement le plus performant, Mo/Pt 45/30 nm (courbe rouge). Cette tendance corrobore les tensions de seuil observées sur les courbes en polarisation directe (Figure III-14c) : l'empilement 45/30 nm présente la tension de seuil la plus élevée, d'environ 0,4 V, contre une valeur minimale de 0,2 V pour l'empilement 30/45 nm.

Une tension de seuil plus élevée indique une modulation plus efficace du profil de bande, en particulier une courbure appropriée de la bande de conduction, conduisant à la formation d'une barrière Schottky favorable et à la limitation du courant de fuite.

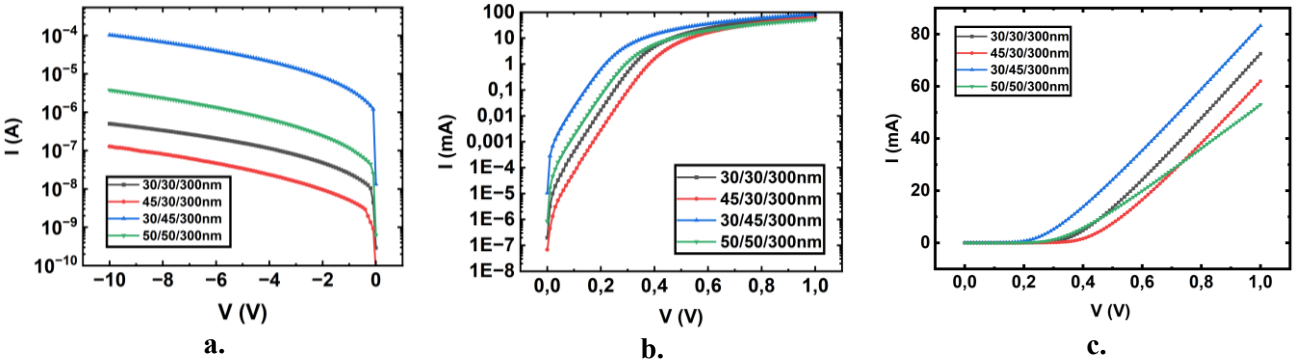


Figure III-14 Courbes (a) courant inverse – tension (b) courant direct - tension en échelle logarithmique et (c) courant direct – tension en échelle linéaire pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesuré après recuit à 850 °C pendant 30 sec.

Le **TABLEAU III-5** ci-après résume les paramètres électriques extraits de la courbe ln(I(V)) (cf Figure III-14b). Les paramètres extraits confirment la tendance observée dans les graphiques. La hauteur de barrière atteint sa valeur maximale, 0,61 eV, pour l'empilement Mo/Pt 45/30 nm, ce qui explique le courant de fuite minimal mesuré à –10 V, égal à 0,1 µA. En comparaison, l'empilement 30/45 nm, qui présente le courant de fuite le plus élevé (103 µA), affiche la hauteur de barrière la plus faible (0,45 eV) ainsi qu'un facteur d'idéalité de 1,17, supérieur à celui des autres empilements (environ 1,08). L'empilement 50/50 nm présente des performances intermédiaires, avec un courant de fuite à –10 V de 3,7 µA. L'empilement 30/30 nm, quant à lui, présente des caractéristiques proches de celles de

l'empilement le plus performant (45/30 nm), avec un courant de fuite du même ordre de grandeur mais légèrement supérieur (0,5 µA).

TABLEAU III-5 INFLUENCE DES EMPILEMENTS MO/PT/AU SUR LES CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES DIODES SCHOTTKY SUR N-GAN RECUITES A 850 °C

Mo/Pt (nm)	30/30	45/30	50/50	30/45
ϕ_b (eV) I-V	0,57	0,61	0,53	0,45
η	1,07	1,07	1,08	1,17
Courant de fuite @ -10V (µA)	0,5	0,1	3,7	103,0
Champ de claquage (V/µm)	110	118	90	58
Rs (Ω)	7,53	7,67	10,91	7,72
$R_{ON,Sp}$ (mΩ.cm^2)	0,11	0,12	0,16	0,12

Des écarts plus marqués sont observés sur le champs de claquage, qui varie selon l'empilement : 58 V/µm pour l'empilement 30/45 nm, 90 V/µm pour 50/50 nm, 110 V/µm pour 30/30 nm, et 118 V/µm pour 45/30 nm. Le champ de claquage, conséquence d'une hauteur de barrière suffisamment élevée, constitue, avec le facteur d'idéalité, les deux paramètres déterminants pour statuer sur les performances d'un contact Schottky.

Conclusion

En résumé, l'analyse des paramètres électriques après recuit à 850 °C a mis en évidence la performance supérieure de l'empilement Mo/Pt (45/30 nm), caractérisé par la plus grande hauteur de barrière, le courant de fuite le plus faible et le champ de claquage le plus élevé parmi les configurations étudiées. Ces résultats indiquent une meilleure tenue thermique et un profil de bande plus favorable, motivant ainsi l'adoption du procédé de fabrication basé sur l'empilement Mo/Pt/Au (45/30/300 nm) pour la suite des travaux.

La section suivante examine l'évolution des caractéristiques électriques de ce contact en fonction de la température de recuit, afin d'évaluer plus finement son comportement au recuit thermique.

III.3.3.4 Effet du recuit sur l'empilement de 45/30/300 nm

Cette sous-section présente les effets du recuit sur les caractéristiques électriques de l'empilement Mo/Pt/Au 45/30/300 nm. Les résultats obtenus dans les sections précédentes ont conduit à identifier cet empilement métallique comme la configuration la plus adaptée au fonctionnement à haute température. Il mérite donc une analyse approfondie afin de mieux comprendre les mécanismes de transport qui le régissent.

À cette fin, les mesures I–V en polarisation inverse et directe ont été représentées sur les mêmes graphiques pour différentes températures de recuit, comme illustré dans la Figure III-15a et b ci-après.

Les mesures effectuées sur les diodes à l'état non-recuit révèlent un comportement quasi-ohmique, avec une tension de seuil V_{ON} proche de 0 V, indiquant l'absence de formation d'une barrière de Schottky. Ce comportement est attribuable à une bande de conduction quasi plate, ne présentant pas de barrière énergétique notable et permettant ainsi un flux électronique libre. Après recuit à différentes températures, la tension de seuil augmente pour l'ensemble des échantillons, avec une variation limitée, se maintenant autour de 0,4 V (cf Figure III-15b). Les mesures en polarisation inverse montrent une amélioration nette de la tension de claquage, atteignant 71 V pour une couche active de 0,6 µm dans les conditions optimales (recuit à 850 °C, courbe rouge, Figure III-15a), soit 118 V/µm, contre seulement 12,6 V/µm avant recuit. Les paramètres électriques des diodes à empilement 45/30/300 nm en fonction des différentes températures de recuit ont été synthétisés dans le **TABLEAU III-6**.

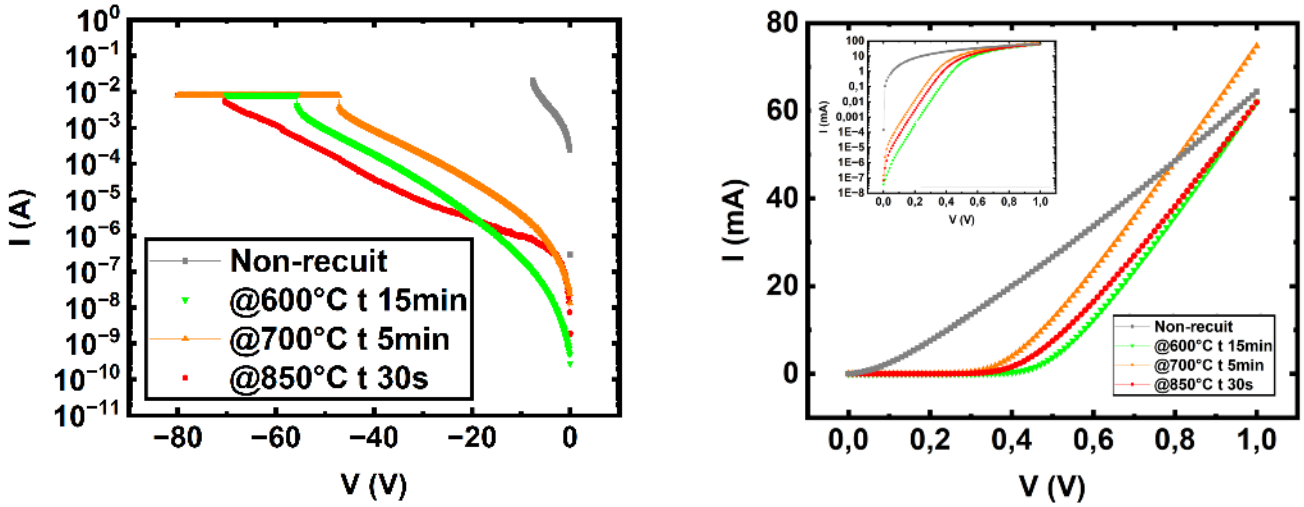


Figure III-15 Courbes de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurée avant recuit (courbe grise) et après recuit à 600 °C (courbe Verte), 700 °C (courbe orange) et 850 °C (courbe rouge), avec ln(I(V)) en inset.

TABLEAU III-6 CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES DIODES SCHOTTKY A BASE D'EMPILEMENT MO/PT/AU 45/30/300 NM SUR N-GAN EN FONCTION DES DIFFERENTES TEMPERATURES DE RECUIT

Recuit (°C)	NON-RECUIT	600	700	850
ϕ_b (eV) I-V	0,28	0,67	0,57	0,61
η	1,79	1,05	1,09	1,07
Courant de fuite @ -10V (µA)	N/A	0,2	4,0	0,1
Champ de claquage (V/µm)	12,6	93	78	118
Rs (Ω)	11,2	7,1	7,0	7,7
$R_{ON,Sp}$ (mΩ.cm^2)	0,17	0,11	0,10	0,12

Les observations effectuées sur les graphiques sont corroborées par les valeurs des paramètres électriques extraits. Dans l'état initial, la hauteur de barrière est faible, de l'ordre de 0,28 eV, ce qui

explique le comportement quasi ohmique des diodes et les courants de fuite élevés observés. Le facteur d'idéalité associé est de 1,79.

Après recuit, l'ensemble des dispositifs présente une amélioration nette des performances électriques. En particulier, une très faible résistance dynamique spécifique à l'état passant ($R_{ON,Sp}$) de 0,1 mΩ·cm² est obtenue, avec un courant direct atteignant au minimum 60 mA sous 1 V. Ces performances sont attribuées au faible travail de sortie du molybdène, qui contribue à une faible tension de seuil V_{bi} (« built-in potential » en anglais) et donc à réduire la chute de tension directe.

Un recuit à 600 °C entraîne une augmentation notable de la hauteur de barrière Schottky (Φ_B), pour atteindre 0,67 eV. Ce traitement thermique est accompagné d'une diminution significative du courant de fuite (0,2 µA à –10 V) et d'une amélioration du facteur d'idéalité à 1,05. Cette évolution suggère la formation de réactions interfaciales favorisant une plus forte courbure de bande et une élévation du travail de sortie effective de l'anode en Mo, traduisant la mise en place d'une barrière Schottky.

En revanche, un recuit à 700 °C pour une durée de 5 min conduit à une dégradation progressive des propriétés de la barrière : la hauteur de barrière diminue à 0,57 eV et le courant de fuite augmente à 4 µA, soit un ordre de grandeur supérieur à celui observé après recuit à 600 °C.

Après recuit à 850 °C pendant 30 s, l'empilement 45/30 nm présente à la fois un courant de fuite plus faible que pour les deux recuits précédents et le champ de claquage le plus élevé, 118 V/µm, confirmant ses performances supérieures en conditions thermiques sévères. Dans ces conditions, le facteur d'idéalité devient quasi unitaire et le courant de fuite est réduit à seulement 0,1 µA sous –10 V, correspondant à une densité de courant de 6,57 mA/cm², tout en maintenant un champ de claquage élevé.

III.3.3.5 Comparaison avec l'état de l'art et conclusion

Le recuit à 850 °C a permis d'atteindre le champ de claquage le plus élevé, soit 118 V/µm. Ces résultats mettent en évidence le fort potentiel de ces dispositifs pour des applications de puissance en environnement à haute température.

Les diodes Schottky Mo/n-GaN ont, jusqu'à là dans la littérature, montrées des performances réduites après recuit à haute température [163]. Bien que l'étude récente de Jiabo Chen *et al.* [139] montre que les jonctions Mo/n-GaN présentent une amélioration des caractéristiques électriques après recuit à 500 °C : hauteur de barrière élevée, facteur d'idéalité réduit et faibles courants de fuite, cette même étude montre qu'un recuit à 700 °C entraîne une dégradation due à l'agglomération et à l'alliage avec la couche d'épaississement en or et aboutie à une dégradation accentuée de la jonction.

De manière similaire, l'étude de Varra Rajagopal Reddy *et al.* [163] portant sur les contacts Schottky en Mo sur GaN présente une tendance comparable : un recuit modéré (jusqu'à 400 °C) permet d'augmenter la hauteur de barrière, de diminuer le facteur d'idéalité et de réduire les fuites. Le mécanisme évoqué

est le même : amélioration de la qualité de l'interface grâce au recuit, avec formation éventuelle de phase intermédiaire, « gallide phases » en anglais, favorisant une barrière plus stable.

Ainsi, ces deux études concordent pour souligner qu'un recuit thermique modéré (autour de 400–500 °C) optimise les performances des diodes Schottky avec une métallisation en Mo sur n-GaN : meilleure rectification, hausse de la barrière, meilleure idéalité et moins de fuite.

Toutefois, à haute température, une dégradation notable des caractéristiques est observée. Le **TABLEAU III-7** permet de résumer ces caractéristiques électriques et de les comparer aux paramètres de notre étude sur l'empilement Mo/Pt/Au.

TABLEAU III-7 PARAMETRES STATIQUES EXTRAITS DE CONTACTS SCHOTTKY MO SUR GAN : COMPARAISON THESE/LITTERATURE

	Epaisseur de la couche métallique (Å)	Recuit optimal (°C)	Φ_B (eV)	η	Courant de fuite optimal (A/cm²)	Champ de claquage (V/ µm)
Mo/n-GaN (Rajagopal Reddy) [163]	300	400 °C, t = 1 min, N_2	0,74	1,04	$2,5 \times 10^{-4}$ @ -1 V	N/A
Mo/n-GaN (Rajagopal Reddy) [163]	300	500 °C, t = 1 min, N_2	0,61	1,14	$1,2 \times 10^{-3}$ @ -1 V	N/A
Mo/n-GaN (Rajagopal Reddy) [163]	300	600 °C, t = 1 min, N_2	0,56	1,03	$7,4 \times 10^{-1}$ @ -1 V	2
Mo/n-GaN (Jiabo Chen) [139]	450	300 °C, t = 5 min, N_2	0,56	2,37	$3,35 \times 10^{-4}$ @ -10 V	79
Mo/n-GaN (Jiabo Chen) [139]	450	500 °C, t = 5 min, N_2	0,79	1,04	$5,3 \times 10^{-5}$ @ -10 V	94
Mo/n-GaN (Jiabo Chen) [139]	450	700 °C, t = 5 min, N_2	0,56	2,55	$8,8 \times 10^{-1}$ @ -10 V	9
Mo-Pt/n-GaN [cette thèse]	450-300	600 °C, t = 15 min, N_2	0,67	1,05	$1,3 \times 10^{-4}$ @ -1 V $1,3 \times 10^{-2}$ @ -10 V	95
Mo-Pt/n-GaN [cette thèse]	450-300	700 °C, t = 5 min, N_2	0,57	1,03	$3,9 \times 10^{-3}$ @ -1 V $2,6 \times 10^{-1}$ @ -10 V	78
Mo-Pt/n-GaN [cette thèse]	450-300	850 °C, t = 30 secondes, N_2	0,61	1,07	$3,3 \times 10^{-4}$ @ -1 V $6,0 \times 10^{-3}$ @ -10 V	118

L'analyse comparative des paramètres électriques (données synthétisées dans le **TABLEAU III-7**) met en évidence la tenue thermique remarquable des diodes Mo/n-GaN à empilement Mo/Pt/Au développées dans ce travail, par rapport aux résultats rapportés par V. Rajagopal Reddy *et al.* et de Jiabo Chen *et al.* Alors que les études de la littérature signalent une dégradation rapide des performances au-delà de 500 °C, les dispositifs conçus ici conservent d'excellentes caractéristiques, voire les améliorent.

Dans Rajagopal *et al.*, la hauteur de barrière passe de 0,74 eV à 400 °C à 0,61 eV à 500 °C, puis 0,56 eV à 600 °C, avec une augmentation marquée des courants de fuite (jusqu'à 7,4 × 10^{-1} A/cm² à 600 °C). L'étude de Jiabo Chen *et al.* rapporte de meilleures performances à 500 °C : hauteur de barrière de 0,79 eV, facteur d'idéalité réduit à 1,04, courant de fuite minimal de 5,3 × 10^{-5} A/cm² (−10 V) et champ de claquage de 94 V/µm. Toutefois, un recuit à 700 °C entraîne une dégradation sévère : hauteur de barrière retombant à 0,56 eV, facteur d'idéalité porté à 2,55, courant de fuite élevé (8,8 × 10^{-1} A/cm²) et champ de claquage limitée à 9 V/µm. Les résultats de cette thèse démontrent une stabilité nettement supérieure :

le recuit à 600 °C maintient une excellente rectification et un champ de claquage comparable à celle obtenue par Jiabo Chen *et al.* à 500 °C, malgré une durée de traitement plus longue. De même, à 700 °C, les diodes restent fonctionnelles alors que celles de la littérature présentent déjà une défaillance complète. Enfin, le recuit à 850 °C conduit aux meilleures performances jamais rapportées pour ce type de dispositifs, confirmant la robustesse de l'empilement Mo/Pt/Au en conditions thermiques sévères.

La Figure III-16 illustre clairement que les diodes Mo/Pt/Au développées surpassent les tensions de claquages des dispositifs à anode en molybdène précédemment rapportés, en particulier pour les températures de recuit élevées, confirmant leur potentiel pour les applications de puissance en environnement sévère. Le champ de claquage après le recuit à 850 °C est inégalée dans la littérature (118 V/µm).

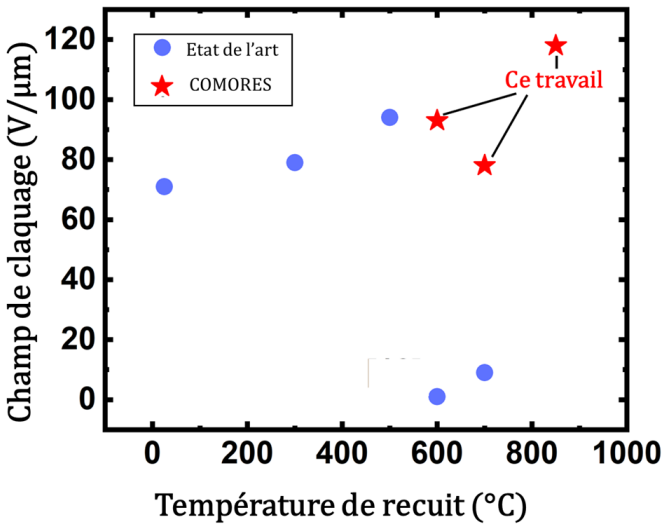


Figure III-16 Etat de l'art du champ de claquage (V/µm) des diodes Schottky GaN avec le Molybdène comme anode en fonction de la température de recuit.

Conclusion

En somme, les résultats obtenus dans le cadre de ce travail démontrent que les diodes Schottky n-GaN à empilement Mo/Pt/Au, soumises à des recuits à haute température, repoussent significativement les limites de performance rapportées dans la littérature pour les diodes Mo/n-GaN. Ces observations établissent un nouveau point de référence (*benchmark*) pour les diodes Schottky GaN, ouvrant la voie aux applications haute température.

Par ailleurs, cette étude valide l'efficacité du nouveau procédé de fabrication COMORES, qui introduit une configuration de recuit unique pour le contact Schottky et le contact ohmique. Ce procédé se révèle particulièrement adapté à l'intégration de métaux réfractaires et permet d'obtenir des performances supérieures, non seulement par rapport à l'ancien procédé de fabrication, mais également vis-à-vis des meilleures données publiées dans la littérature. Ainsi, COMORES constitue une avancée technologique clé pour la réalisation de dispositifs performants en environnement thermique extrême.

III.3.4 Analyse structurale de l'interface Mo–GaN par MET

Afin d'étudier la dépendance en température et l'évolution chimico-structurale de l'interface des contacts Schottky Mo/n-GaN et plus précisément de l'empilement Schottky Mo/Pt/Au de 45/30/300 nm, une analyse par microscopie électronique en transmission (MET) couplée à la spectroscopie à dispersion d'énergie des rayons X (EDX) a été réalisée. Les échantillons ont donc été envoyés au LTM (Laboratoire de Technologie en Microélectronique) pour caractériser l'interface métal/semi-conducteur des diodes non-recuites et après RTA (*Rapid Thermal annealing*) à 850 °C. Des micrographies MET ainsi que des cartographies élémentaires du gallium (Ga), de l'azote (N), du molybdène (Mo), du platine (Pt) et de l'or (Au) ont été obtenues avant et après un recuit à 850 °C.

III.3.4.1 Interface à l'état initiale

La jonction a d'abord été examinée dans son état initial, c'est-à-dire avant toute étape de recuit.

III.3.4.1.1 Imagerie HAADF

La Figure III-17a ci-après présente une vue à large champ de l'interface, obtenue par imagerie en champ sombre annulaire à grand angle (High-Angle Annular Dark-Field imaging, HAADF). On y distingue, de haut en bas, les différents grains d'or, la structure majoritairement colonnaire des couches de platine puis de molybdène, et enfin le GaN n^-, dans lequel deux défauts structuraux apparaissent sous forme de lignes blanches verticales.

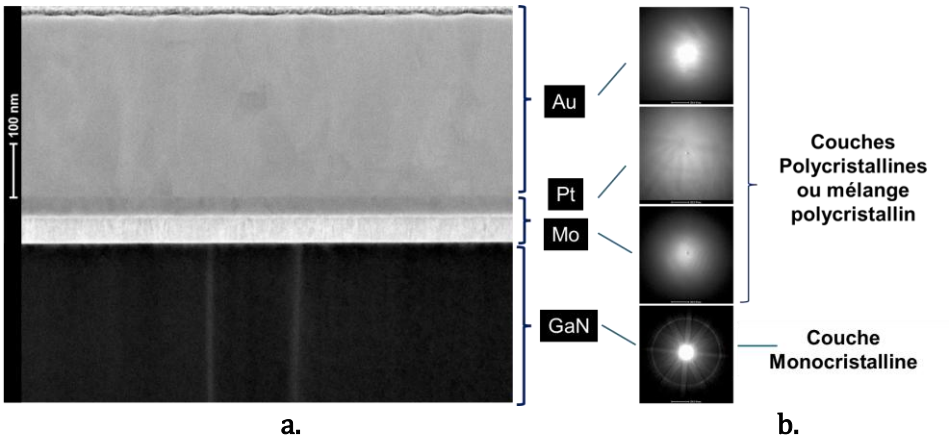


Figure III-17 (a) Image HAADF à large champ de la jonction après dépôt, avant recuit. (b) Clichés de diffraction électronique ponctuelle (SAED) de chaque couche.

La Figure III-17b montre, pour chaque couche, des clichés de diffraction électronique ponctuelle (mode SAED). On y observe, dans certains motifs, la présence de bandes de Kikuchi : structures diffuses et parallèles issues de la diffusion inélastique des électrons après interaction avec les plans cristallins. Ces bandes sont caractéristiques d'un réseau cristallin ordonné et permettent de déterminer l'orientation des grains. Leur présence indique donc ici un certain degré d'ordre atomique.

L'analyse révèle que la couche de GaN est monocristalline et alignée sur l'axe du faisceau d'électrons (cf. Figure III-17a). À l'inverse, les couches de Mo, Pt et Au affichent des motifs de diffraction typiques d'une structure polycristalline.

III.3.4.1.2 Analyse EDX

La Figure III-18 présente le profil EDX (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) de l'empilement métallique Mo/Pt/Au, dont les épaisseurs nominales de dépôt étaient fixées respectivement à 45 nm pour le molybdène, 30 nm pour le platine et 300 nm pour l'or.

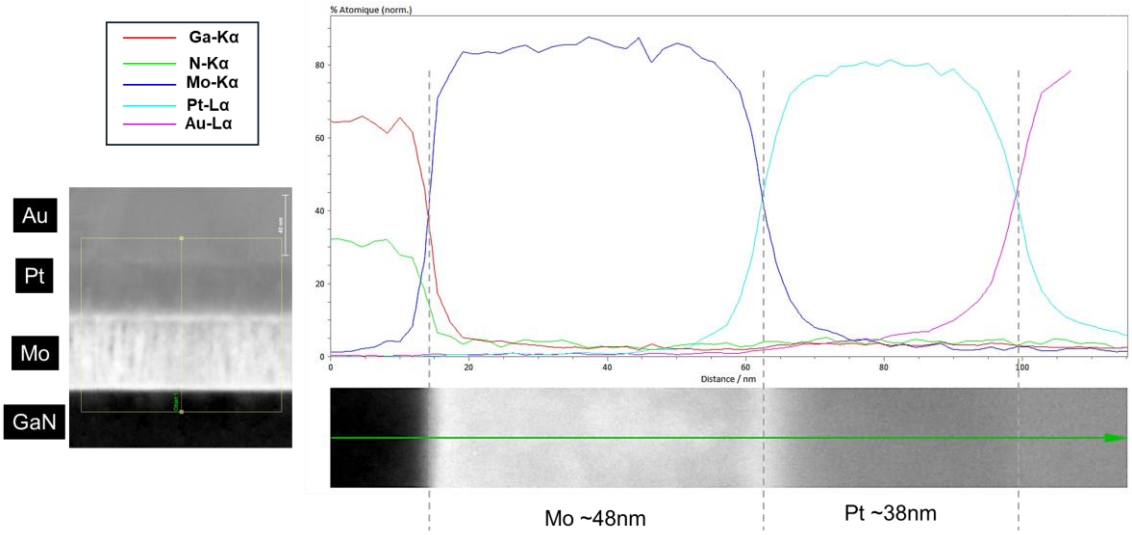


Figure III-18 Profil EDX de l'empilement Mo/Pt/Au avant recuit

L'analyse quantitative EDX confirme les épaisseurs attendues, avec environ 48 nm de Mo et 38 nm de Pt. Les profils d'intensité EDX montrent des interfaces nettes, corroborant la bonne qualité des dépôts et la conformité des épaisseurs avec les valeurs nominales.

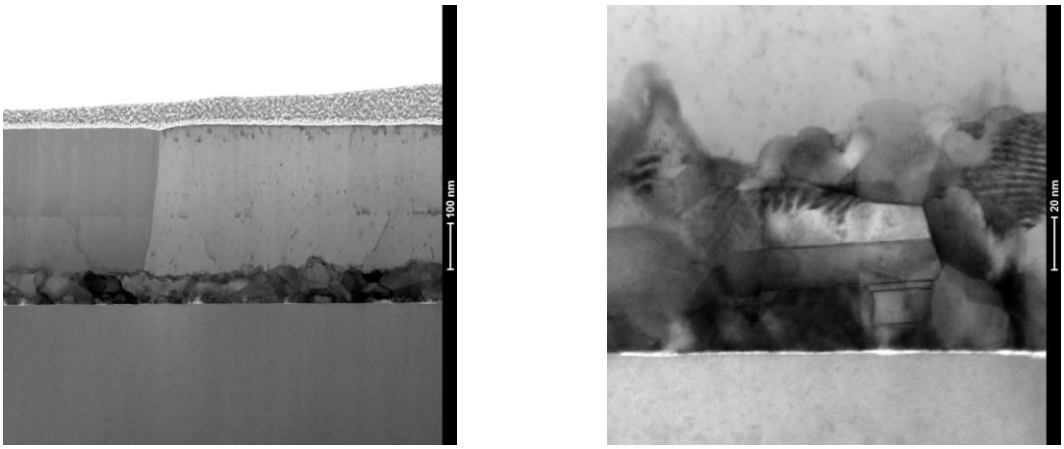
Ainsi, les analyses HAADF et EDX confirment non seulement la structure et les épaisseurs des couches de l'empilement Mo/Pt/Au, mais révèlent également l'ordre cristallin du substrat GaN et la qualité des interfaces avant recuit. Ces résultats établissent une base pour l'évaluation des effets ultérieurs du traitement thermique sur la microstructure et les propriétés des couches métalliques.

III.3.4.2 Interface après recuit à 850 °C

L'analyse MET de l'échantillon recuit à 850 °C révèle des modifications significatives au niveau des interfaces métalliques. La même démarche d'analyse par HAADF et profils EDX a été menée dans le cadre du contact obtenu après recuit.

III.3.4.2.1 Imagerie HAADF

La Figure III-19a met en évidence une interface Mo–Pt diffusée, révélant un processus d'inter-diffusion entre les deux couches. L'empilement recuit adopte une structure polycristalline d'environ 75 nm d'épaisseur, présentant des grains de taille comprise entre 20 et 50 nm.



a. **b.**

Figure III-19 Images HAADF de l'empilement Mo/Pt/Au après recuit à 850 °C : (a) vue d'ensemble et (b) vue agrandie de l'interface MoPt/GaN.

Les variations de contraste dans les images HAADF permettent d'identifier clairement l'organisation granulaire de la métallisation après recuit. Par ailleurs, la Figure III-19b révèle une délamination partielle de cette structure combinée « molybdène + platine » par rapport au substrat GaN sous-jacent dans certaines zones.

Afin de mieux cerner les mécanismes d'inter-diffusion régissant les couches exposées à cette température de recuit, des analyses EDX ont été réalisées pour caractériser la composition du film formé.

III.3.4.2.2 Analyses EDX

Le profil EDX présenté dans la Figure III-20 ci-après met en évidence un recouvrement important des signaux de Mo et Pt. Les profils en profondeur révèlent également une diffusion notable du molybdène au sein de la couche de platine, ainsi qu'une incorporation d'azote dans l'empilement métallique, suggérant la formation possible de nitrures de molybdène (MoN_x) ou de composés complexes du type $GaMo_xN_\gamma$ à l'interface Mo/GaN. Une diffusion limitée du Mo vers la couche d'or est également détectée. Par ailleurs, aucune diffusion du gallium vers la métallisation n'est observée, et la couche de GaN dopée n reste intacte.

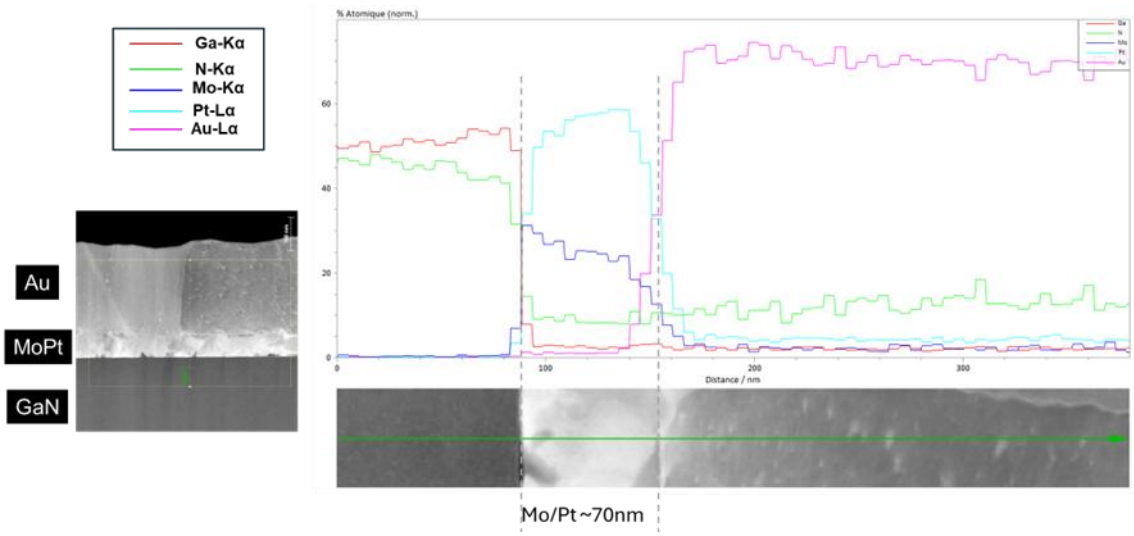


Figure III-20 Profil EDX de l'empilement Mo/Pt/Au après recuit à 850 °C

En résumé, le recuit à 850 °C entraîne la formation d'une couche polycristalline Mo–Pt diffusée avec une inter-diffusion notable entre Mo et Pt et une incorporation d'azote dans l'empilement métallique. Les interfaces sont ainsi modifiées au niveau structurel et chimique, établissant un profil précis des transformations après recuit.

III.3.4.3 Discussion et synthèse sur l'étude structurale

Les analyses MET avant et après recuit à 850 °C montrent que la couche de GaN conserve son organisation atomique, tandis que le contact Schottky passe d'une structure polycristalline amorphe à des zones localement ordonnées.

La cartographie élémentaire EDX effectuée avant et après recuit, présentée dans la Figure III-21 ci-après, met en évidence une superposition des signaux de Mo et Pt, confirmant la formation d'un alliage Mo–Pt. Cette évolution est en accord avec le diagramme de phase Mo–Pt, qui prévoit la formation de $MoPt_2$ dans la plage de température 800–900 °C [164]. Elle met également en évidence la diffusion du Pt vers l'or et une légère migration du Mo, tandis qu'aucune diffusion du Ga n'est détectée, confirmant l'intégrité de la couche de GaN.

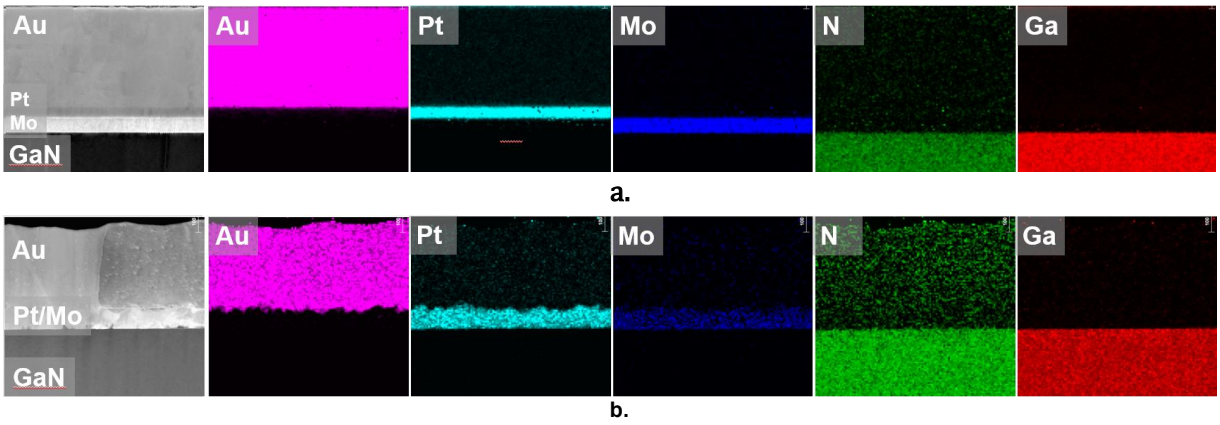


Figure III-21 Images MET accompagnées des cartographies élémentaires EDX de l'empilement d'anode Mo/Pt/Au : (a) État non-recuit ; (b) Après recuit à 850 °C.

Ainsi, étant donné que le Platine possède un travail de sortie élevé, sa contribution dans l'alliage $MoPt_2$ résulte en un travail de sortie moyen potentiellement plus élevé que celui du Molybdène pur. Ceci influence directement la tension de seuil et donc la hauteur de barrière du dispositif.

Ces résultats soulignent l'impact majeur de la nature de l'empilement métallique et du recuit thermique sur l'évolution structurale et chimique de l'interface métal/semiconducteur et dans l'amélioration des performances électriques des diodes Schottky.

Après avoir étudié l'influence du recuit et de la configuration métallique sur les performances des diodes Schottky, il apparaît essentiel de s'intéresser également au traitement de surface préalable au dépôt de l'empilement, facteur clé dans l'optimisation de l'interface métal/semiconducteur. La section suivante sera donc consacrée à l'étude du traitement de surface.

III.3.5 Optimisation de la surface GaN n^- par traitement de surface Argon

Les traitements de surface jouent un rôle essentiel dans l'optimisation des dispositifs Schottky à base de GaN. Ils peuvent être réalisés par différentes approches : par voie sèche, comme le plasma O_2 ou le traitement UV-Ozone ; par voie mécanique ou physico-chimique, par exemple dans un bain de solution assisté par ultrasons ; ou encore par voie thermique, comme la désorption thermique (TDS). Parmi ces traitements, le bombardement par ions argon neutres (Ar^+) est souvent utilisé pour éliminer les impuretés et graver les couches d'oxyde en surface lors des dépôts par évaporation électronique. Cette gravure à l'Argon est connue pour modifier significativement la région proche de la surface du GaN. Des simulations et des données expérimentales montrent, par exemple, que des ions Ar^+ d'énergie 300 keV peuvent pénétrer jusqu'à environ 190 nm dans le GaN, avec une concentration maximale de lacunes située autour de 130 nm, affectant ainsi l'état de surface et la stœchiométrie [165]. Ceci par la suite influence la formation de la barrière de Schottky.

Le travail de sortie de la surface du GaN est un paramètre clé régissant la hauteur de barrière Schottky aux jonctions métal/semiconducteur. Un travail de sortie élevé peut induire une hausse de la hauteur de barrière, améliorant les performances de la diode. À l'inverse, la présence d'états de surface ou de

contaminations peut provoquer un blocage du niveau de Fermi (en anglais, *pinning*), limitant la dépendance au travail de sortie du métal et dégradant ainsi les caractéristiques du dispositif.

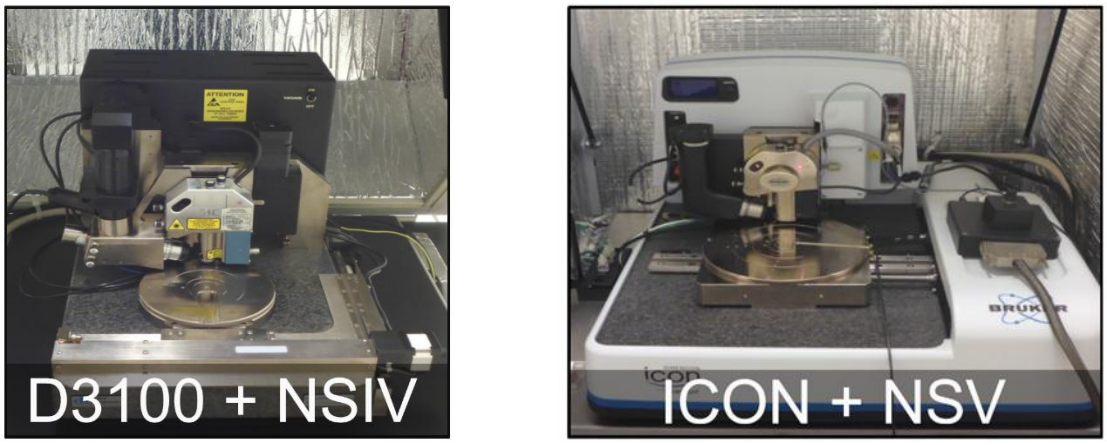
Dans ce contexte, le traitement par gravure ionique à l'argon après différents traitements préalables (humide, UV ozone) s'avère déterminant pour ajuster les propriétés électroniques du GaN avant la métallisation. Ce traitement est d'abord étudié par analyse des surfaces par AFM et KPFM.

La microscopie à force de Kelvin (KPFM) s'est imposée comme une technique puissante pour sonder le potentiel de surface et le travail de sortie locale, en particulier pour les surfaces de GaN de type n. Elle a été largement utilisée pour examiner l'influence des dopages, des traitements de surface et des architectures de dispositifs sur le paysage électronique du GaN [166], [167], [168].

Bien qu'aucune étude KPFM n'ait été jusqu'à là spécifiquement menée sur le GaN après différentes configurations de bombardement Ar^+, des travaux connexes apportent des informations précieuses. Par exemple, Isobe *et al.* et Akazawa *et al.* [169] [170] ont démontré que des traitements de surface incluant la photolithographie suivie d'une gravure à l'acide chlorhydrique (HCl) permettent de réduire les oxydes de surface et la courbure de bande, provoquant un déplacement du niveau de Fermi vers la bande de conduction, et une augmentation de la fonction travail effective.

Dans notre étude, des surfaces de GaN n- ont été caractérisées après différents traitements à l'argon. D'abord, par des mesures de la rugosité de surface (RMS) par AFM, ensuite, par des mesures du potentiel de surface par KPFM.

Les microscopes utilisés pour la mesure de la rugosité de surface (RMS) et le travail de sortie X_F des surfaces GaN traitées à l'argon sont présentés dans la Figure III-22.



a. **b.**

Figure III-22 (a) le microscope à force atomique (AFM) D3100 + NSIV et (b) le microscope à force de Kelvin (KPFM) ICON + NSV

III.3.5.1 Analyse morphologique par AFM

Les surfaces de GaN n^- de référence ont d'abord été préparées selon une séquence de nettoyage afin d'éliminer les résidus de résine et d'oxydes de surface. Le protocole employé se décline comme suit :

1. Immersion dans le solvant SVC-14 à 70 °C pendant 1 h 30 afin d'éliminer la résine.
2. Nettoyage en deux étapes : immersion dans l'acétone sous ultrasons, suivie d'un rinçage dans l'isopropanol (IPA).
3. Exposition au rayonnement UV-ozone pendant 30 min pour retirer les résidus organiques résiduels.
4. Trempage dans une solution BOE (Buffered Oxide Etch) pendant 1 min 30 afin de désoxyder la surface.
5. Deuxième exposition au traitement UV-ozone (30 min).
6. Second traitement BOE (1 min 30).

À l'issue de ce protocole de nettoyage, différents traitements de surface ont été appliqués sur les échantillons :

- Exposition UV-ozone seule,
- Bombardement ionique sous Ar^+ avec des conditions variables :
    - Tension d'extraction 150 V, courant de faisceau 10 mA,
    - Tension d'extraction 300 V, courant de faisceau 25 mA,
    - Tension d'extraction 400 V, courant de faisceau 25 mA,
    - Tension d'extraction 400 V, courant de faisceau 52 mA.

Tous les traitements ioniques à l'argon ont été appliqués pendant une durée fixe de 90 s. La tension d'extraction permettait de moduler l'énergie des ions, tandis que le courant de faisceau contrôlait le flux ionique incident.

L'échantillon de référence et chacun des échantillons traités ont ensuite été caractérisés par microscopie à force atomique (AFM) afin d'évaluer l'évolution de la rugosité de surface. Les mesures ont été réalisées au moyen d'un microscope D3100 (Bruker), équipé d'une sonde LprobeTapping40 (Vmicro), en mode Tapping. Pour chaque échantillon, trois zones espacées de quelques millimètres ont été étudiées, soit un total de $6 \times 3 = 18$ zones analysées.

Les acquisitions ont été effectuées sur des zones de 5×5 µm² et 20×20 µm², avec une résolution de 512×512 pixels. Le traitement des données a été réalisé à l'aide du logiciel **Gwyddion**.

L'ensemble de ces traitements a permis de quantifier de manière reproductible l'évolution de la rugosité de surface induite par les différents protocoles de traitement de surface.

Les mesures AFM réalisées sur les échantillons traités permettent d'évaluer l'impact des différents protocoles de préparation de surface sur la morphologie du GaN n⁻. Dans cette partie, nous présentons d'abord l'évolution de la rugosité en fonction des conditions de traitement, puis nous discutons des tendances observées en les reliant aux mécanismes physiques sous-jacents.

III.3.5.1.1 Surface de référence

Avant d'évaluer l'effet des différents traitements de surface, il est nécessaire de caractériser l'état initial du substrat de GaN n⁻ utilisé comme référence. La Figure III-23 présente une image AFM représentative de la surface après nettoyage standard (protocole décrit dans la section méthodologique).

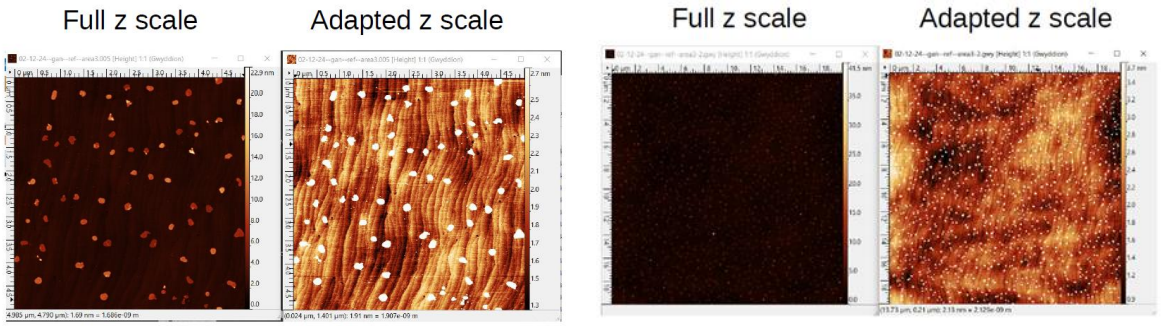


Figure III-23 Cartographie AFM de la surface GaN n- de référence

La topographie révèle la présence de marches atomiques (steps), caractéristiques de la croissance épitaxiale du GaN, séparées par des marches régulières. On observe également des dislocations émergentes en surface, qui se manifestent sous la forme de dépressions ponctuelles, ainsi que des points isolés (dots) dispersés de manière aléatoire. Enfin, la surface présente des nucléations locales dont la densité, bien que relativement faible, contribue de façon notable à l'augmentation de la rugosité quadratique moyenne (RMS, notée Sq).

La rugosité RMS, mesurée sur des zones de 5 × 5 µm² et 20 × 20 µm², est de l'ordre de 1,4 nm (± 0,1 nm). Cette valeur apparaît sensiblement supérieure aux valeurs rapportées dans la littérature pour les surfaces GaN/Saphir poli qui présentent un RMS généralement inférieur à 0,5 nm pour des échantillons intrinsèques non dopés [171], [172]. Toutefois, la rugosité mesurée reste tout à fait cohérente avec les rugosités publiées pour des couches GaN faiblement dopées n⁻, généralement comprises entre 1 et 1,5 nm [173], [174]. Cette rugosité accrue peut être attribuée à la présence de marches de croissance, dislocations émergentes et nucléations, qui constituent autant de défauts topographiques susceptibles d'influencer l'interface métal/semiconducteur. Ces quelques inhomogénéités de surface justifient pleinement l'intérêt d'étudier l'impact des traitements de surface dans cette section.

III.3.5.1.2 Surface traitée par UV ozone

L'échantillon soumis à un traitement par UV Ozone présente une morphologie de surface caractérisée par la présence de marches atomiques (steps) bien définies, ainsi que des dislocations visibles. On observe également quelques agrégats localisés en surface, accompagnés de rares points isolés (dots),

dont l'occurrence reste limitée par rapport à l'échantillon de référence. La Figure III-24 illustre ces observations.

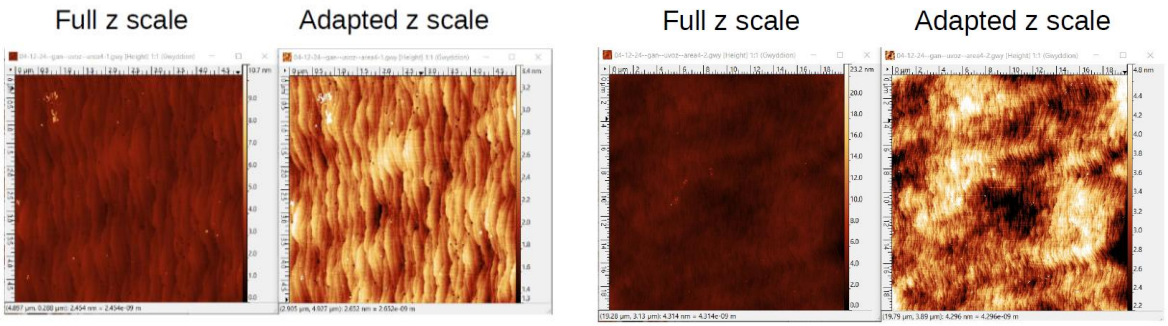


Figure III-24 Cartographie AFM de la surface GaN n- traitée à l'UV ozone

La rugosité de surface mesurée par AFM est significativement réduite après ce traitement : elle atteint 0,3 nm sur les mesures de 5 × 5 µm² et 0,6 nm sur celles de 20 × 20 µm², traduisant une surface globalement plus homogène et lissée.

En comparaison avec l'échantillon de référence (RMS ~1,4 nm), le traitement par UV Ozone conduit donc à une amélioration notable de la qualité morphologique, en limitant fortement l'apparition de nucléations parasites et en réduisant la rugosité RMS à des valeurs proches de celles rapportées dans la littérature pour des surfaces GaN optimisées (< 1 nm).

Conclusion

L'analyse morphologique de l'échantillon traité par UV Ozone contribue efficacement à la réduction des résidus organiques. Ceci montre clairement que ce protocole permet de réduire significativement la rugosité de surface et de limiter les défauts ponctuels par rapport à l'échantillon de référence. Cependant, pour optimiser davantage l'interface métal/semiconducteur et moduler plus finement les propriétés de la barrière de Schottky, il est nécessaire d'explorer des traitements de surface plus énergétiques capables d'altérer la topographie et la chimie locale de la couche GaN.

Dans ce contexte, le traitement à l'argon (Ar^+) constitue une approche complémentaire, où la tension d'extraction et le flux ionique peuvent être ajustés pour contrôler l'énergie des ions incident et l'intensité du bombardement ionique. La section suivante sera donc consacrée à l'étude des effets du traitement Ar sur la morphologie de surface et la rugosité RMS, permettant ainsi d'évaluer son impact sur l'interface Schottky et les performances électriques des diodes GaN.

III.3.5.1.3 Effet des traitements Argon

Les mesures AFM réalisées sur les quatre conditions de traitement à l'argon confirment l'absence de dégradation morphologique significative par rapport à l'échantillon de référence. La rugosité moyenne (RMS) a été mesurée sur des zones de 5 × 5 µm² et 20 × 20 µm², et les résultats sont présentés dans la Figure III-25 ci-après.

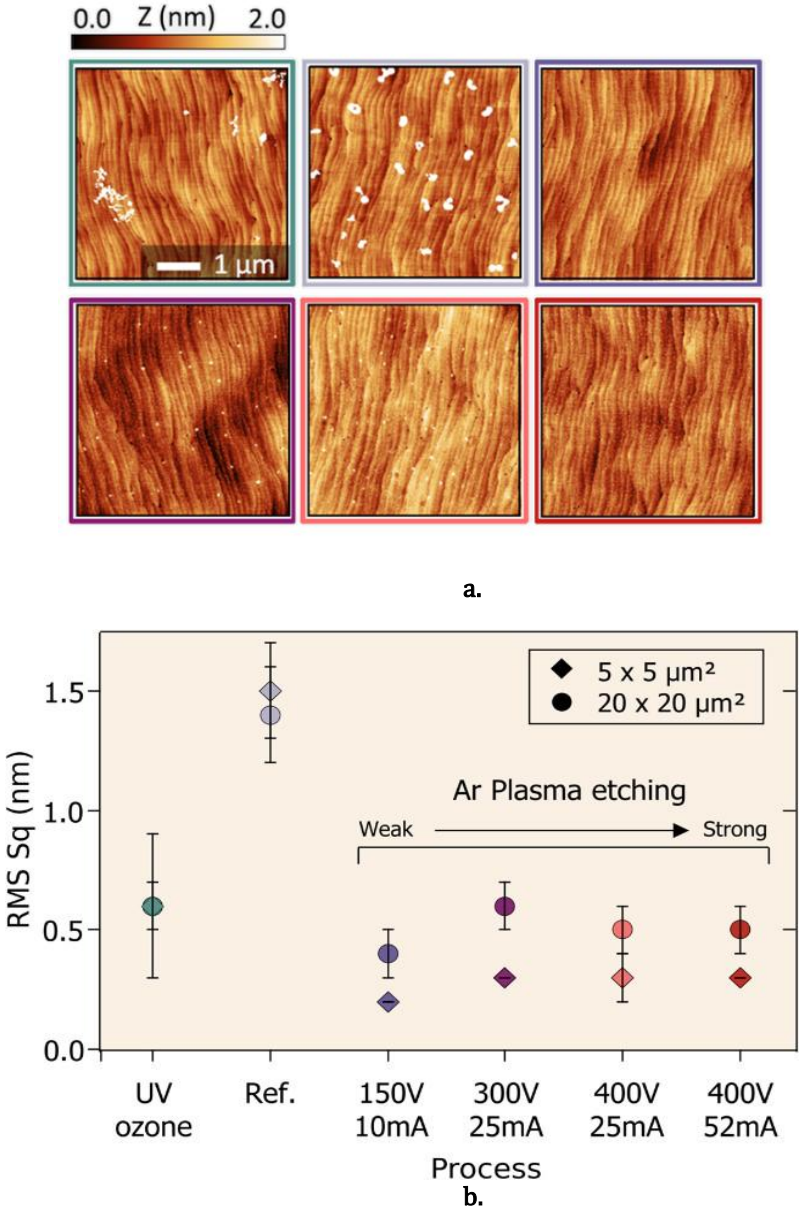


Figure III-25 Rugosité de surface (RMS) en fonction du traitement de surface : Référence (violet claire), traité à l'UV ozone (vert), traité à l'argon 150 V 10 mA (bleu), traité à l'argon 300 V 25 mA (violet foncé), traité à l'argon 400 V 25 mA (rose), et traité à l'argon 400 V 52 mA (rouge) avec (a) les cartographies et (b) la courbe RMS – puissance de gravure Argon correspondante

Pour le traitement Ar à 150 V et 10 mA, les valeurs de RMS sont de 0,2 nm (5 × 5 µm²) et 0,4 nm (20 × 20 µm²), avec la présence de marches atomiques et de dislocations, indiquant une surface très lisse et la conservation de la cristallinité (Figure III-25a, bleu).

Pour le traitement Ar à 300 V et 25 mA, le RMS atteint 0,3 nm (5 × 5 µm²) et 0,5 nm (20 × 20 µm²). Les caractéristiques observées incluent marches, dislocations et un grand nombre de petits points, témoignant d'un bombardement ionique plus prononcé et d'une modification locale de la topographie (Figure III-25a, violet foncé).

Le traitement Ar à 400 V et 25 mA, ainsi que celui à 400 V et 52 mA, présentent des valeurs RMS similaires : 0,3 nm (5 × 5 µm²) et 0,5 nm (20 × 20 µm²), avec des marches, des dislocations et de

nombreux petits points (Figure III-25a, rose et rouge). L'augmentation de l'énergie et du flux ionique ne semble pas détériorer la surface, mais elle génère une densité plus importante de défauts ponctuels, probablement liée à la formation de sites actifs (zones localisées du réseau cristallin : lacunes, interstitiels etc..) à l'échelle nanométrique.

La Figure III-25b résume l'évolution de la rugosité RMS en fonction du traitement de surface. On observe une réduction notable de la rugosité par rapport à l'échantillon de référence (1,4 nm), confirmant l'efficacité des traitements de nettoyage et de gravure Ar pour lisser la surface du GaN tout en maintenant la cristallinité. L'énergie ionique et le flux semblent moduler la densité de petites imperfections sans affecter la rugosité globale de manière critique, ce qui pourrait influencer positivement la formation de la barrière Schottky.

III.3.5.1.4 Discussion et conclusion

Les mesures AFM montrent que tous les traitements appliqués, UV-ozone et Ar permettent de réduire la rugosité RMS par rapport à l'échantillon de référence, tout en conservant la cristallinité de la surface. Les traitements Ar modulent la densité de petites imperfections ponctuelles en fonction de l'énergie et du flux, sans compromettre l'intégrité des marches atomiques.

Ces résultats confirment que le traitement de surface est un paramètre clé dans l'optimisation de la surface GaN et donc de l'interface métal/semiconducteur, en garantissant une surface lisse et régulière favorable à la formation d'une barrière Schottky homogène.

Ainsi, après cette analyse détaillée de la rugosité et de la topographie des surfaces traitées par Ar, il devient essentiel d'examiner l'impact de ces modifications sur le potentiel de surface. La section suivante sera donc consacrée aux mesures par microscopie à force Kelvin (KPFM) afin d'évaluer les variations locales du potentiel de surface et leur corrélation avec les traitements appliqués.

III.3.5.2 Analyse du potentiel de surface par KPFM

Afin de relier les propriétés morphologiques observées par AFM aux caractéristiques électroniques des surfaces, une analyse du potentiel de surface a été réalisée par KPFM.

III.3.5.2.1 Protocole de mesure KPFM

Les mesures de potentiel de surface ont été réalisées par Microscopie à force Kelvin (KPFM) en mode bandes latérales de modulation de fréquence (FM-sidebands) sur un microscope Dimension ICON (Bruker), équipé d'une sonde conductrice LprobeSoft03 COND Pt_30 (Vmicro). Ce mode, décrit par Axt *et al.* [168] et dont le montage est illustré dans la Figure III-26a ci-après, permet de mesurer avec une grande sensibilité la différence de potentiel de contact (*Contact Potential Difference*, CPD).

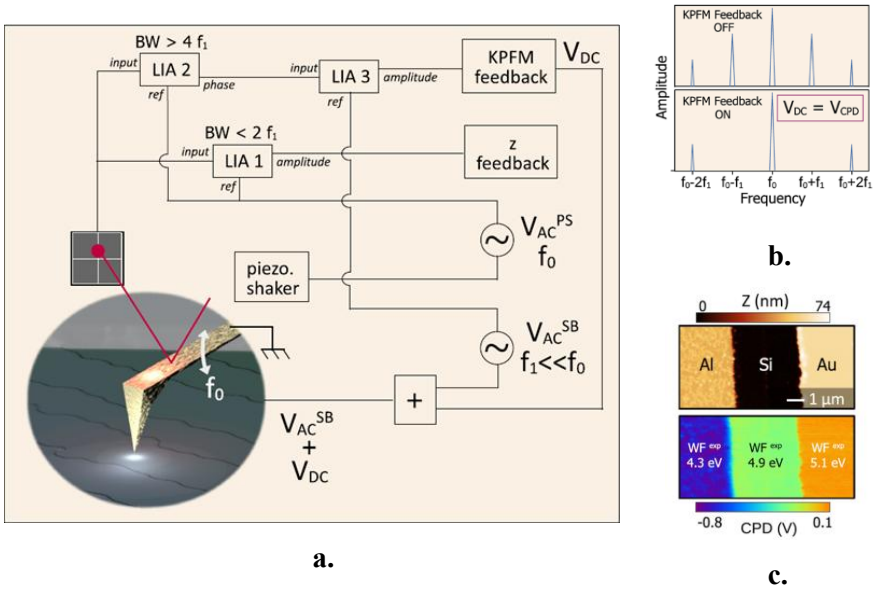
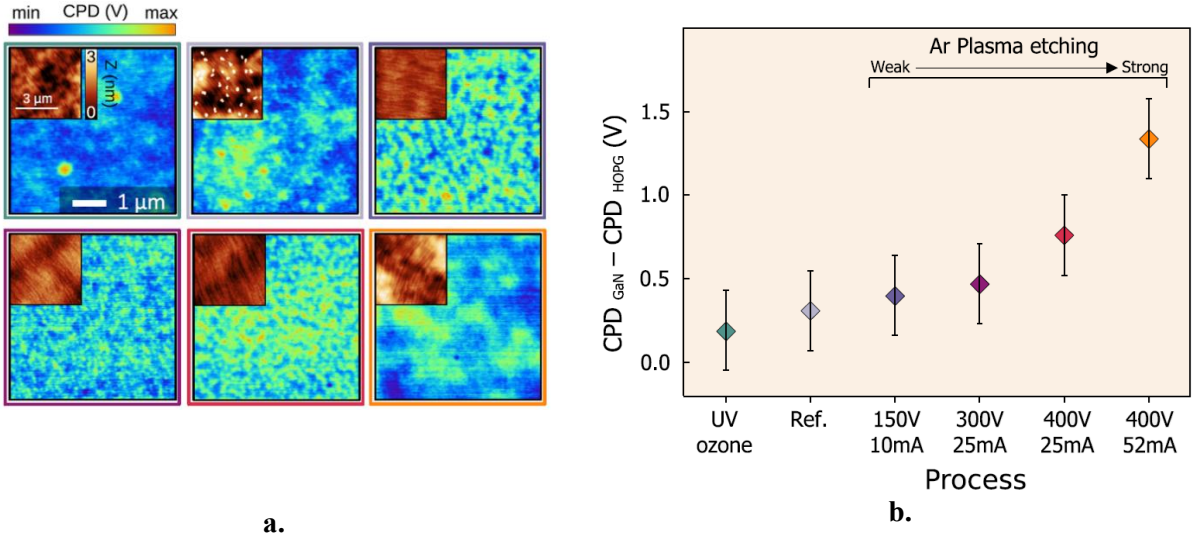


Figure III-26 (a) Schéma du montage expérimental utilisé pour les mesures KPFM. (b) Illustration du principe de fonctionnement : condition « Feedback ON » où VDC = VCPD et courbe « Feedback OFF » amplitude–fréquence. (c) Cartographie du CPD obtenue sur la structure de référence Al/Si/Au utilisée pour la calibration.

Le CPD est mesuré en détectant les composantes électrostatiques latérales issues du couplage entre l'excitation mécanique de la pointe (à f_0) et une tension alternative appliquée à une fréquence plus basse (f_1). L'information utile est contenue dans les bandes latérales $f_0 \pm f_1$, compensées par une tension continue (V_{DC}) ajustée par boucle de rétroaction, ce qui permet d'obtenir directement le V_{CPD} (Figure III-26b). Une calibration initiale est effectuée sur une structure de référence Al/Si/Au (Figure III-26c) puis validée sur HOPG exfolié, confirmant des décalages de potentiel cohérents avec la littérature [175]. Les mesures de CPD sont ensuite effectuées sur trois zones de 5 × 5 µm² espacées de quelques millimètres pour chaque échantillon. Les cartes obtenues sont traitées avec le logiciel *Gwyddion* : retrait du fond plan, correction ligne par ligne, et interpolation ponctuelle des défauts.

III.3.5.2.2 Résultats et discussion

La Figure III-27a illustre les cartographies KPFM des différentes surfaces de GaN après traitements, tandis que la Figure III-32b reporte les valeurs moyennes de CPD extraite. Les tendances observées mettent en évidence l'impact direct de la préparation de surface sur les propriétés électroniques locales. La Figure III-27b illustre une élévation progressive de la différence de potentiel de contact (CPD) corrélée à l'accroissement de la puissance du bombardement ionique à l'argon. Cette tendance traduit une modification de la distribution de charges et de l'état de surface du GaN n^-, induite par le bombardement ionique. L'augmentation du CPD suggère une élévation concomitante du travail de sortie, reflétant l'apparition de défauts ponctuels et l'exposition de sites atomiques plus réactifs. Cette observation indique que le traitement à l'argon modifie non seulement la topographie mais également les propriétés électroniques locales de surface, ce qui est crucial pour la formation ultérieure de contacts Schottky.



a. **b.**

Figure III-27 Mesures KPFM réalisées sur GaN : échantillon de référence (violet clair), après traitement UV-ozone (vert), et après plasma d'argon appliqué à 150 V – 10 mA (bleu), 300 V – 25 mA (violet foncé), 400 V – 25 mA (rose) et 400 V – 52 mA (rouge). (a) Cartographies de potentiel de surface (CPD) correspondantes. (b) Évolution de la différence de CPD entre le GaN et le HOPG en fonction des traitements de surface.

La différence de potentiel de contact est intimement corrélée au travail de sortie, sous réserve que l'influence du substrat et de l'épaisseur du GaN puisse être négligée. Dans ce cadre, le travail de sortie de l'échantillon est déterminé selon la relation :

$$WF_{échantillon} = eV_{CPD} + WF_{tip} \qquad \text{III-1}$$

Avec $WF_{échantillon}$ le travail de sortie de l'échantillon mesuré, V_{CPD} différence de potentiel de contact et WF_{tip} le travail de sortie de la pointe utilisée, ici en Platine.

Ainsi, le travail de sortie en fonction du traitement a été calculé et résumé dans le **TABLEAU III-8** ci-dessous.

TABLEAU III-8 TRAVAIL DE SORTIE (TRAVAIL DE SORTIE) DU GAN POUR DIFFERENTS TRAITEMENTS DE SURFACE

Traitement	Référence	UV » ozone	Ar 150 V, 10 mA	Ar 300 V, 25 mA	Ar 400 V, 25 mA	Ar 400 V, 52 mA
W_F (eV)	4,81	4,69	4,90	4,97	5,26	5,84

Les cartographies KPFM présentées à la Figure III-27a, ainsi que les valeurs de travail de sortie compilées dans le **TABLEAU III-8**, offrent une base solide pour une analyse approfondie de la topographie et du travail de sortie des surfaces de GaN après traitement à l'argon. Les observations détaillées ci-après ont été établies pour chaque condition de traitement :

- **Échantillon de référence** : Le travail de sortie est de 4,81 eV. Le CPD est corrélé aux grandes structures topographiques, mais aucune signature nette n'est associée aux nucléations. Cela traduit une surface relativement homogène, dont l'énergie de surface reste proche de l'état natif du GaN n^-/saphir.

- **Échantillon traité UV-ozone** : La valeur mesurée (4,69 eV) est la plus basse de l'ensemble des conditions. Outre la corrélation avec les grandes structures topographiques, des points brillants apparaissent sur les cartographies KPFM sans correspondance morphologique, suggérant la présence d'états de surface ou de charges piégées induites par l'oxydation. Cette observation corrobore le fait que l'UV-ozone, tout en nettoyant la surface, peut introduire des espèces oxydées modifiant la distribution de potentiel.

- **Traitement Ar^+ 150 V – 10 mA** : Le travail de sortie s'élève à 4,90 eV. La corrélation CPD–topographie est désormais associée aux structures particulaires de petite taille, indiquant que le bombardement ionique commence à homogénéiser la surface tout en mettant en évidence des contrastes locaux liés à des défauts ponctuels.

- **Traitement Ar^+ 300 V – 25 mA** : Le travail de sortie atteint 4,97 eV, proche de la condition précédente. L'association CPD–particules fines est confirmée, avec une homogénéité légèrement accrue. Cela suggère que l'effet du traitement tend à saturer à ce régime d'énergie et de courant.

- **Traitement Ar^+ 400 V – 25 mA** : La valeur grimpe à 5,26 eV, marquant une amélioration nette. Le CPD reste corrélé aux petites structures particulaires, mais l'uniformité globale augmente, traduisant un état de surface plus favorable à l'obtention de contacts métalliques de type Schottky.

- **Traitement Ar^+ 400 V – 52 mA** : Le travail de sortie atteint un maximum de 5,84 eV. Cette valeur élevée, corrélée à une surface uniformément recouverte de structures fines, indique que le bombardement ionique intensif entraîne une modification profonde de l'état électronique de surface, réduisant les inhomogénéités locales et augmentant le travail de sortie attendu.

Globalement, les résultats montrent une tendance claire : l'UV-ozone diminue légèrement le travail de sortie, tandis que les traitements Ar^+ l'augmentent de manière progressive et significative. La corrélation systématique entre CPD et structures fines après bombardement suggère que ces dernières jouent un rôle actif dans la redistribution des charges de surface et dans la stabilisation du potentiel local. L'augmentation progressive du travail de sortie jusqu'à 5,84 eV confirme l'efficacité des traitements Ar^+ pour améliorer l'état électronique de surface.

Conclusion

L'étude KPFM démontre que la préparation de surface a une influence déterminante sur le potentiel de contact du GaN n^-. L'UV-ozone, bien qu'efficace pour réduire certaines contaminations, entraîne une baisse du travail de sortie, ce qui peut être défavorable pour la formation de contacts Schottky de haute qualité en vue de la relation direct entre le travail de sortie et la tension de seuil des diodes. En revanche, les traitements ioniques à l'argon permettent non seulement d'augmenter significativement le travail de sortie mais aussi d'homogénéiser le CPD à l'échelle micrométrique, ce qui constitue un atout majeur pour l'ingénierie de surface.

La section suivante présente une étude complémentaire sur l'évaluation des diodes Schottky intégrant un traitement ionique à l'argon, afin d'examiner l'impact de différents traitements sur leurs performances électriques.

III.4 Approche de fabrication intégrant le traitement de surface à l'Argon

Dans cette approche de fabrication, une attention particulière a été portée à l'étape de préparation de surface par traitement à l'argon (Ar), réalisée in situ juste avant l'évaporation du contact Schottky. L'étude a consisté à faire varier systématiquement les configurations de traitement, notamment la tension d'extraction et le courant du plasma, afin d'identifier les conditions optimales pour obtenir une interface métal/GaN de haute qualité. Les performances électriques des diodes Schottky ainsi fabriquées ont ensuite été évaluées pour corréler les paramètres de traitement aux résultats obtenus et sélectionner la configuration la plus adaptée pour la tenue thermique et la fiabilité du dispositif.

III.4.1 Procédé de fabrication type « COMORES »

Dans le cadre de cette étude, une structure GaN/Saphir intégrant une couche tampon de 1,2 µm dopée au carbone a été utilisée. L'épaisseur de la couche active reste de 600 nm pour le GaN faiblement dopé n^-, présentant une concentration en porteurs de $2{,}22\times10^{16}$ cm^{-3}, contrôlé par des mesures capacité - tension (C–V). Cette couche est superposée à une couche de GaN dopée n^+ de 500 nm, avec une concentration de 1×10^{19} cm^{-3}, destinée à la formation du contact ohmique.

L'ensemble du procédé de fabrication a été réalisé par lithographie par faisceau d'électrons. Les mésas de diodes ont été définies par gravure ICP-RIE à base de Cl_2, avec un masque dur en HSQ. Avant la métallisation Schottky, un nettoyage chimique à l'acide fluorhydrique tamponné (BHF), suivi d'une gravure in situ à l'argon, a été effectué.

Dans cette étude, quatre conditions de traitement plasma Ar ont été explorées, correspondant à une gravure de 90 secondes avec des tensions d'extraction de 150 V, 300 V et 400 V, modulant ainsi l'énergie des ions. Ces tensions sont associées à des courants de faisceau de 10 mA, 25 mA et 52 mA respectivement afin de contrôler le flux ionique. Un empilement métallique Mo/Pt/Au (45/30/300 nm)

a ensuite été déposé sur la surface de GaN n^- traitée, avec des anodes de 44 µm de diamètre. Le contact ohmique (Ti/Al/Ni/Au) a ensuite été évaporé. Enfin, les diodes ont été soumises à deux traitements thermiques distincts : un recuit à 700 °C pendant 1 min et un autre à 850 °C pendant 30 s, afin d'évaluer les performances électriques des contacts Schottky obtenus.

III.4.2 Impact du traitement Ar

Afin d'évaluer l'effet des traitements de surface à l'argon couplé au traitement thermique sur la formation de contacts Schottky, les diodes ont été caractérisées avant et après recuit thermique. Dans leur état initial (non recuit), ces diodes présentent un comportement quasi-ohmique avec une tension de seuil (V_{ON}) proche de 0 V, confirmant l'absence de véritable jonction Schottky. Ce résultat est corroboré par la faible hauteur de barrière extraite ($\Phi_B \approx 0{,}28$ eV).

Après recuit, et pour les deux températures de recuit, une amélioration notable est observée : la tension de seuil s'élève à environ 0,4 V (cf Figure III-28). Les effets des deux températures de recuit étudiées (700 °C et 850 °C) sont détaillés ci-après.

III.4.2.1 Impact du traitement à l'Ar après un recuit à 700 °C

La Figure III-28 présente les mesures réalisées en polarisation inverse jusqu'à –10 V (a), ainsi qu'en polarisation directe (b et c) pour ces diodes.

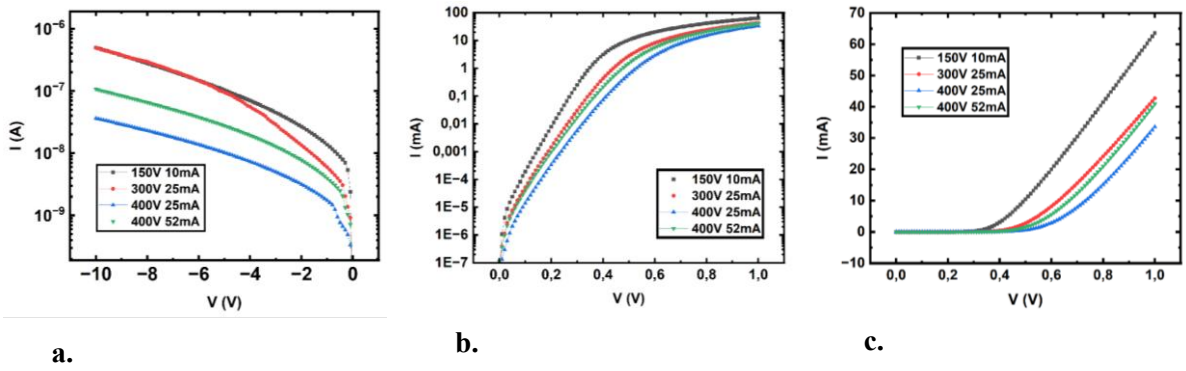


Figure III-28 Caractéristiques I–V des diodes Schottky Mo/n-GaN selon les différentes configurations de gravure à l'argon, après un recuit à 700 °C pendant 1 minute : (a) polarisation inverse jusqu'à –10 V, (b) polarisation directe en échelle logarithmique, et (c) polarisation directe en échelle linéaire.

Après un recuit à 700 °C pendant 1 minute, une diminution progressive des courants de fuite en polarisation inverse est observée à mesure que la puissance de gravure à l'argon augmente, à l'exception notable de la configuration 400 V – 52 mA, dont le courant de fuite est plus élevé que celui mesuré pour la configuration plus faible (400 V – 25 mA), rompant ainsi la tendance générale.

Les diodes recuites présentent une tension de seuil (V_{ON}) relativement faible, de l'ordre de 0,4 V pour les contacts Schottky réalisés sous la condition 150 V – 10 mA, et d'environ 0,5 V pour les autres conditions (Figure III-28c). En polarisation inverse à –10 V, l'échantillon traité à 400 V – 25 mA affiche un courant de fuite limité à 36 nA, nettement inférieur à celui mesuré pour les surfaces traitées à 150 V et 300 V, qui atteignent environ 500 nA. Ces nouvelles performances, par rapport aux précédents recuits

à 700 °C pendant 5 min sont en partie dues au temps de recuit réduit à 1 min (comparé à 5 min auparavant). Les principaux paramètres électriques, extraits après recuit à 700 °C à partir de l'analyse de la pente de la courbe ln(I)–V (cf Figure III-28b), sont synthétisés dans le **TABLEAU III-9**.

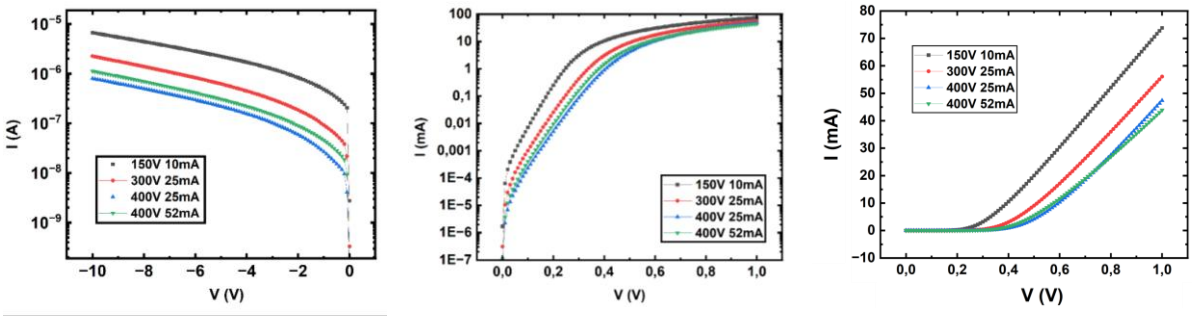
TABLEAU III-9 INFLUENCE DES PARAMETRES DU TRAITEMENT A L'ARGON SUR LES PERFORMANCES ELECTRIQUES DES DIODES MO/N-GAN DE 44 µM RECUITES A 700 °C PENDANT 1 MIN

Recuit (°C) Traitement Ar	Non-recuit 150 V 10 mA	700 150 V 10 mA	700 300 V 25 mA	700 400 V 25 mA	700 400 V 52 mA
ϕ_b(eV)	0,28	0,58	0,61	0,64	0,60
η	1,79	1,07	1,20	1,26	1,33
Courant de fuite @ -10 V	N/A	0,5 µA	0,5 µA	36 nA	0,1 µA
Champ de claquage (V/µm)	22	81	117	125	111
R_S	10.91	10,31	9,29	8,18	8,16
R_{ON} (mΩ.cm²)	0,16	0,16	0.14	0,12	0,12

Ainsi d'après le **TABLEAU III-9**, le facteur d'idéalité s'améliore notablement après recuit, avec des valeurs comprises entre 1,07 et 1,33, contre 1,79 avant traitement thermique. Il convient de souligner que le facteur d'idéalité tend à s'accroître avec l'augmentation de la puissance de gravure à l'argon. Les hauteurs de barrière extraites des caractéristiques I–V directes se situent dans l'intervalle 0,58 – 0,61 eV. Parmi l'ensemble des conditions explorées, le traitement de surface à 400 V, 25 mA conduit aux performances électriques les plus optimales : un facteur d'idéalité satisfaisant de 1,26, un courant de fuite réduit, un champ de claquage destructif atteignant 125 V/µm, ainsi qu'une résistance spécifique à l'état passant (R_{ON}) minimale de 0,12 mΩ·cm². Le champ de claquage mesuré constitue la valeur la plus élevée obtenue au cours de ce travail de thèse.

III.4.2.2 Impact du traitement à l'Argon après recuit à 850 °C

La Figure III-29 présente les mesures réalisées en polarisation inverse jusqu'à –10 V après recuit à 850 °C (a) ainsi que les courbes ln(I)–V (b) et I-V (c) associées.



a. **b.** **c.**

Figure III-29 Caractéristiques I–V des diodes Schottky Mo/n-GaN selon les différentes configurations de gravure à l'argon, après un recuit à 850 °C pendant 30 secondes : (a) polarisation inverse à –10 V. (b) polarisation directe en échelle logarithmique et (c) polarisation directe en échelle linéaire.

La même tendance a été observée pour les diodes recuites à 850 °C pendant 30 secondes : le traitement de surface optimal observé est aussi à 400 V, 25 mA dans le cadre de ce recuit. Toutefois, les

performances électriques sont légèrement dégradées par rapport au recuit à 700 °C. Le courant de fuite atteint 0,9 µA à –10 V (cf Figure III-29a) dans le meilleur des cas, et ceci pour la condition de traitement optimale. Les paramètres électriques de diode extraits de cette courbe sont résumés dans le **TABLEAU III-10**.

TABLEAU III-10 INFLUENCE DES PARAMETRES DE GRAVURE A L'ARGON SUR LES PERFORMANCES ELECTRIQUES DES DIODES MO/N-GAN RECUITES A 850 °C PENDANT 30 SECONDES

RTA (°C) Traitement	Non-recuit 150 V 10 mA	850 150 V 10 mA	850 300 V 25 mA	850 400 V 25 mA	850 400 V 52 mA
ϕ_B(eV)	0,28	0,49	0,52	0,57	0,55
η	1,79	1,1	1,26	1,3	1,5
Courant de fuite @ -10 V (µA)	N/A	80,0	23,0	0,9	1,2
Champ de claquage (V/µm)	22	78	92	103	95
R_{ON} (mΩ.cm^2)	0,16	0,10	0.10	0,11	0,11

D'après le **TABLEAU III-10**, le facteur d'idéalité s'améliore après recuit et se dégrade progressivement de 1,1 à 1,5 à mesure que l'intensité des conditions de traitement augmente. La hauteur de barrière (Φ_B) croît de 0,49 eV pour la condition de traitement la plus douce (150 V, 10 mA) jusqu'à 0,57 eV pour la condition intermédiaire de 400 V, 25 mA, avant de diminuer légèrement à 0,55 eV sous la condition la plus sévère (400 V, 52 mA). Dans les conditions optimales, correspondant à 400 V, 25 mA, le champ de claquage la plus élevée, soit 62 V (103 V/µm), a été atteint, associé à une résistance spécifique à l'état passant (R_{ON}) extrêmement faible de 0,10 mΩ·cm².

III.4.3 Comparaison avec la littérature & conclusion

Les diodes fabriquées selon les différentes conditions de traitements à l'argon ont présenté des courants de fuite très différents et un optimum semble être à 400 V, 25 mA. Une réduction des états de surface peut être à l'origine et ceci à travers l'atténuation significative du blocage du niveau de Fermi à l'interface métal/semiconducteur.

Cette étude a analysé l'effet d'un traitement par plasma d'ions argon sur le contact Mo/n-GaN. Le recuit à 850 °C a présenté une résistance spécifique R_{ON} encore plus faible (0.10 mΩ·cm²) mais un champ de claquage inférieur aux diodes recuites à 700 °C. Après un recuit à 700 °C, réalisé dans des conditions optimales de gravure plasma in-situ, la diode a présenté une résistance spécifique extrêmement faible (R_{ON}) de 0,12 mΩ·cm² et un champ de claquage destructive très élevée de 125 V/µm (Figure III-30a). La Figure III-30b ci-après compare les champs de claquage obtenues dans cette étude avec celles de la littérature, en fonction du type de traitement thermique. Un nouveau point record est donc placé à 700 °C grâce à l'étude du traitement argon exploitée dans cette thèse.

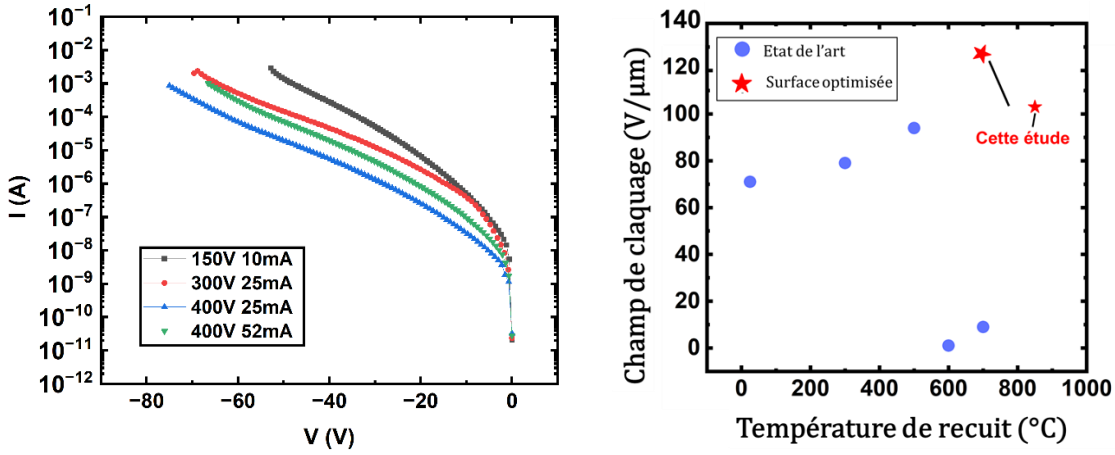


Figure III-30 (a) Caractéristiques I–V en polarisation inverse jusqu'au claquage des diodes Schottky Mo/n-GaN selon les conditions de gravure Ar, après recuit à 700 °C (1 min). (b) Etat de l'art de lu champ de claquage (V/µm) des diodes Mo/n-GaN en fonction du traitement thermique.

III.5 Quatrième approche : Vers un procédé de fabrication adapté aux recuits à 1000 °C

Nous avons vu, suite aux multiples méthodes de fabrication développées dans les sections précédentes, que la route pour une diode Schottky recuite à 1000 °C n'était pas évidente. Bien que l'empilement métallique Schottky Mo/Pt/Au tenait à 850 °C, il formait un agrégat à 1000 °C, avec une couche d'or qui s'agglomère et qui déborde sur les côtés causant des courts-circuits. Il était donc nécessaire d'isoler le recuit du métal réfractaire avant tout épaississement en or. C'est ce nouveau procédé innovant qui est développé dans la route vers la diode recuite à 1000 °C. Ce procédé sera par la suite nommé « *Goldless Annealing* ».

III.5.1 Procédé de fabrication « Goldless Annealing»

L'adaptation du procédé de fabrication en fonction de la température de recuit a constitué, jusqu'à présent, l'axe principal de prise de décision dans le cadre de cette thèse. Cette stratégie reste au cœur de la présente section, dans laquelle le procédé est spécifiquement conçu pour permettre des recuits à très haute température. En particulier, un recuit à 1000 °C dépasse déjà la température de formation de l'alliage intermétallique Mo–Pt, et s'approche dangereusement du point de fusion de l'or (1064 °C). Dans cette optique, la nécessité d'isoler thermiquement les différentes couches métalliques du composant devient cruciale. C'est précisément dans ce contexte que le caractère réfractaire du molybdène (Mo) se révèle déterminant pour assurer la stabilité du contact Schottky lors du traitement thermique.

Une nouvelle approche, désignée par le terme *goldless annealing*, a donc été développée. Celle-ci consiste à déposer et recuire la métallisation Schottky, en l'occurrence les empilements Mo–Pt et Mo, de manière isolée, c'est-à-dire sans la présence immédiate de la couche d'épaississement à base d'or.

Ces métallisations sont ensuite soumises à un recuit thermique à 850 °C et 1000 °C. Ce n'est qu'après cette étape critique que l'épaississement métallique d'or est déposé, dans le but d'assurer un bon contact électrique.

L'épaississement est réalisé à l'aide d'un empilement Ti/Au (100 nm / 400 nm), où le titane joue le rôle de couche d'adhérence entre le contact recuit et l'or. Ce procédé permet ainsi de préserver l'intégrité de la couche Schottky réfractaire pendant le recuit, tout en assurant une métallisation de surface de qualité pour les applications visées.

Afin de mieux situer le procédé proposé, il est utile de présenter d'abord la structure finale attendue de la diode Schottky, ainsi que les principales étapes de fabrication permettant d'y parvenir. La Figure III-31 illustre, à gauche, une vue schématique en coupe de la diode réalisée, et, à droite, une arborescence synthétique des étapes technologiques mises en œuvre. Cette représentation met en évidence l'enchaînement logique des opérations, depuis la structuration initiale des couches épitaxiales jusqu'à l'épaississement métallique final.

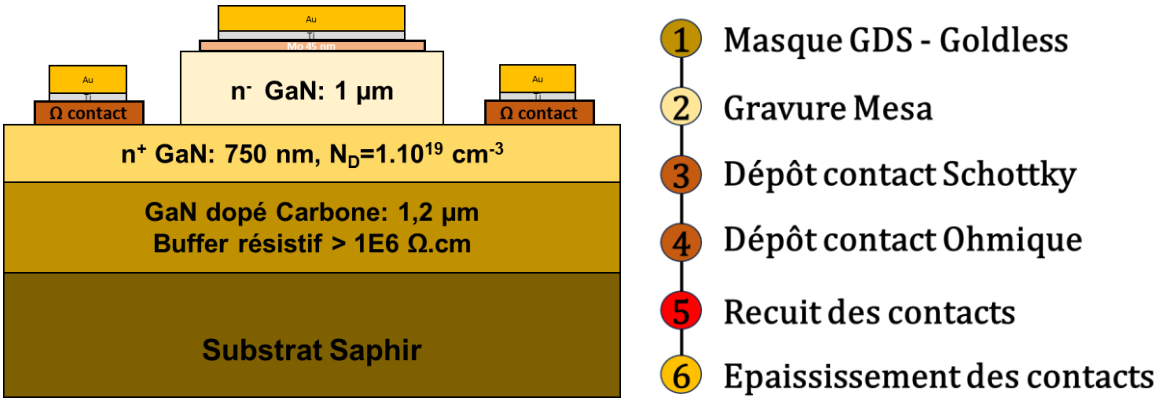
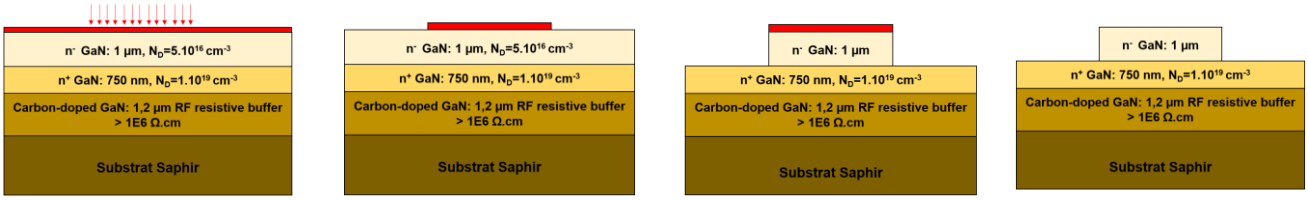
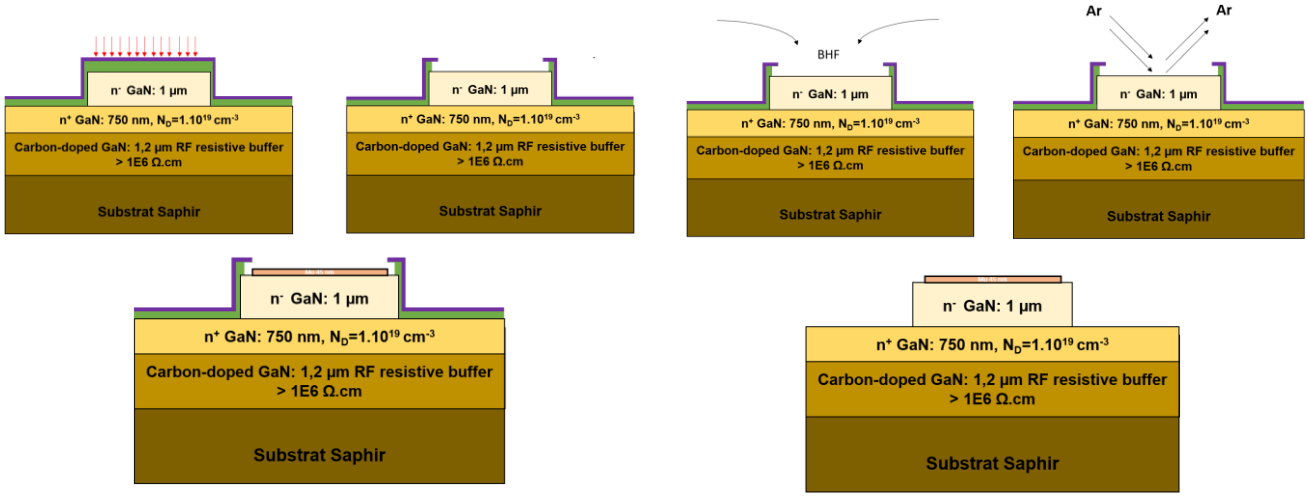


Figure III-31 Vue en coupe de diodes fabriquées par le procédé « Goldless annealing » avec la séquence de fabrication correspondante

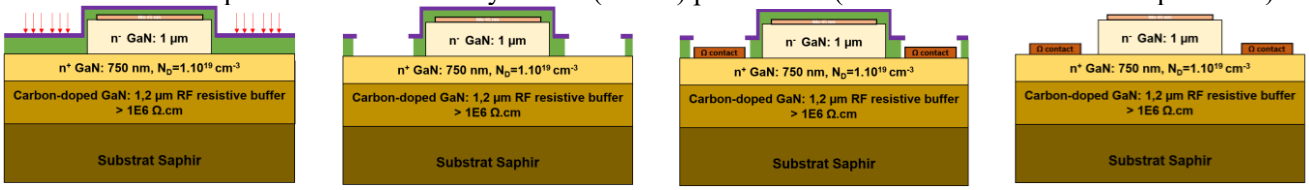
Une fois cette vision d'ensemble établie, la séquence détaillée de ce procédé innovant est illustrée étape par étape dans la Figure III-32 ci-après. Cette dernière illustre les différentes phases du procédé de manière visuelle, et permet de suivre précisément l'évolution de la structure au cours de la fabrication.



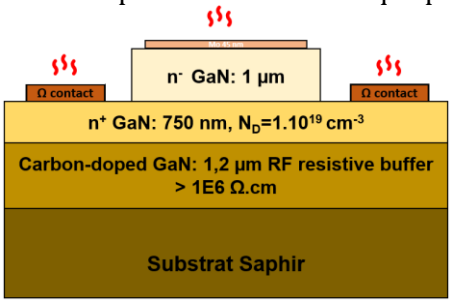
a. Gravure ICP-RIE



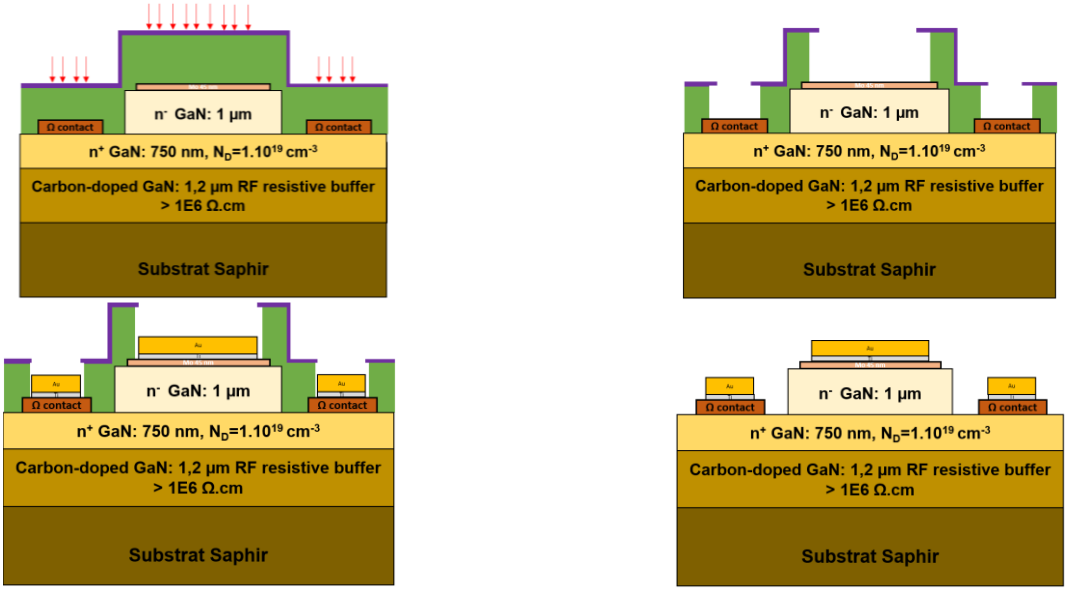
b. Dépôt du contact Schottky en Mo (45 nm) par Lift-off (avec traitement de surface préalable)



c. Dépôt du contact Ohmique par Lift-off



d. Recuit des contacts



e. Epaississement des contacts avec Ti/Au

Figure III-32 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN avec le nouveau procédé « Goldless annealing »

La séquence technologique mise en œuvre dans ce nouveau procédé, désigné par « *Goldless annealing* », se décompose en cinq étapes principales, représentées dans la Figure III-32(a–e).

i) Structuration des épitaxies par gravure sèche (Figure III-32a).

La première étape consiste à définir la géométrie de la diode par gravure sèche ICP-RIE. Cette étape permet de structurer les couches épitaxiales et d'isoler la région active de GaN faiblement dopée (n^-), qui est dans ce cas d'une épaisseur de 1 µm.

ii) Traitement de surface et dépôt du contact Schottky (Figure III-32b).

Après gravure, un traitement de surface est réalisé afin de désoxyder et de conditionner l'interface, garantissant une qualité optimale du contact métal/semi-conducteur. À ce stade, deux types de diodes Schottky ont été fabriquées :

- la première avec un dépôt de 45 nm de molybdène (Mo),
- la seconde avec une bicouche constituée de 45 nm de Mo suivie de 30 nm de platine (Pt).

Ce choix permet d'évaluer l'influence de la métallisation Schottky sur la qualité de l'interface et la tenue thermique de la diode dans le cadre de ce nouveau procédé.

iii) Dépôt du contact ohmique (Figure III-32c).

Un empilement métallique Ti/Al/Ni/Au de 12/200/30/100 nm est déposé sur la couche fortement dopée n^+ de GaN afin d'établir un contact ohmique. Cette étape assure l'injection efficace de porteurs depuis l'électrode ohmique vers la région active de la diode.

iv) Recuit simultané du contact Schottky et du contact ohmique (Figure III-32d).

Un recuit thermique est appliqué à des températures de 850 °C et 1000 °C. Cette étape a un double objectif :

(i) permettre la formation de la barrière Schottky (sans épaississement).

(ii) assurer la formation du contact ohmique.

Ce recuit simultané et isolé est au cœur du procédé goldless annealing, puisqu'il conditionne directement la diode face aux très hautes températures.

v) Épaississement des contacts Schottky et ohmique (Fig. III.41e).

Enfin, un empilement Ti/Au de 100/400 nm est évaporé à la fois sur le contact Schottky et sur le contact ohmique. Cet épaississement permet d'obtenir des électrodes épaisses, favorisant la prise de contact lors des mesures électriques.

Comme expliqué dans la section III.2, le contact ohmique présente une certaine rugosité de surface après le recuit, ce qui complique l'établissement d'un bon contact avec les pointes de mesure lors des tests I–V. C'est pourquoi l'épaississement du métal, initialement prévu pour le contact Schottky, a également été appliqué au contact ohmique dans une même étape technologique, évitant ainsi l'ajout d'étapes supplémentaires.

Pour prendre en considération cette nouvelle méthode de fabrication de diodes Schottky, il est nécessaire d'adapter le masque GDS pour intégrer ces nouvelles couches d'épaississement en Ti/Au, et ceci pour le contact Schottky et pour le contact Ohmique. Il faut aussi prendre en compte le diamètre des aiguilles de mesure, qui est de 25 µm.

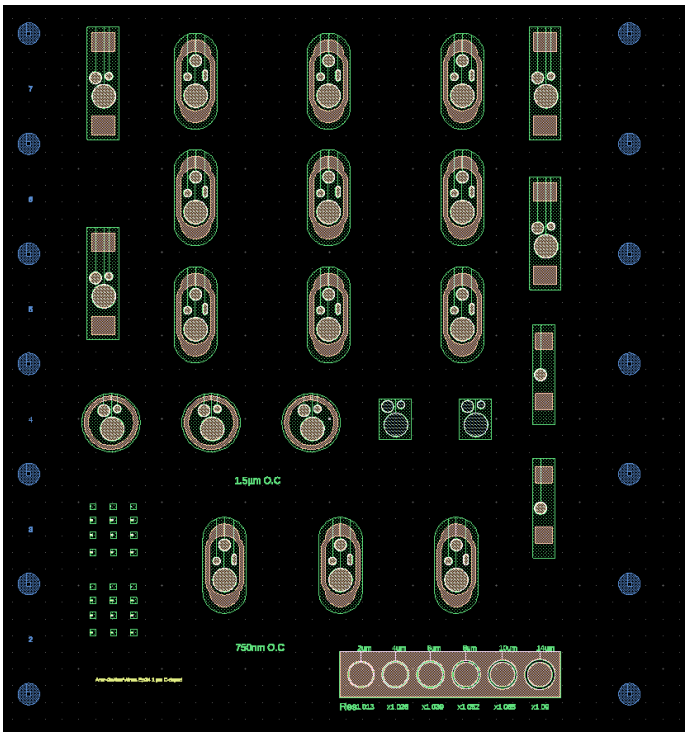
III.5.1.1 Définition du masque de fabrication « Goldless »

Le masque utilisé pour cette nouvelle approche technologique est présenté dans la Figure III-33a ci-après. Les motifs de diodes Schottky ont un diamètre d'anode de 44 ; 70 et 140 µm. Un nouveau motif Schottky supplémentaire a aussi été ajouté ; il s'agit des motifs allongés en *haricot* (Figure III-33-b). Ces motifs ont une surface de π (22) ² µm², c'est-à-dire une surface égale à celle des diodes de 44 µm de diamètre d'anode. Ces diodes, d'une même surface mais d'un périmètre plus grand, ont été inclues pour avoir un point de comparaison avec leurs homologues d'un diamètre minimal. Les mesures de résistance série révèleront les potentielles différences entre ces deux géométries.

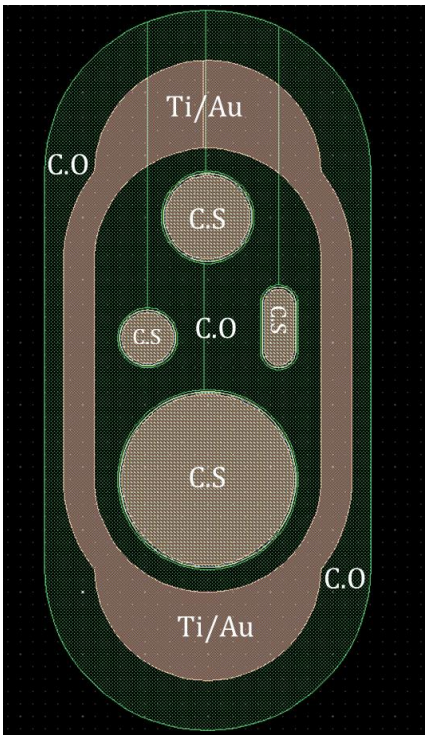
Les contacts ohmiques adaptés comportent aussi une géométrie allongée. Ces contacts, dit en « haricots », permettent un épaississement sur les deux extrémités longitudinales du motif, créant donc des « pads » et ceci pour accéder au composant avec des pointes qui seront donc mis en contact avec ces pads. Ces motifs procurent aussi un espace suffisamment grand pour faire, en plus des mesures I-V en 2 pointes, des mesures I-V & C-V en 4 pointes.

D'autres motifs tels que les motifs standards de la Figure III-33-d ont aussi été adaptés. Ce sont donc des mesures de prudence pour éviter les éventuelles complications de résinage imprévisibles : Notamment le stress et les contraintes sur les résines épaisses lors de la révélation de motifs (phénomènes d'autant plus accentués que la surface de résinage est rugueuse).

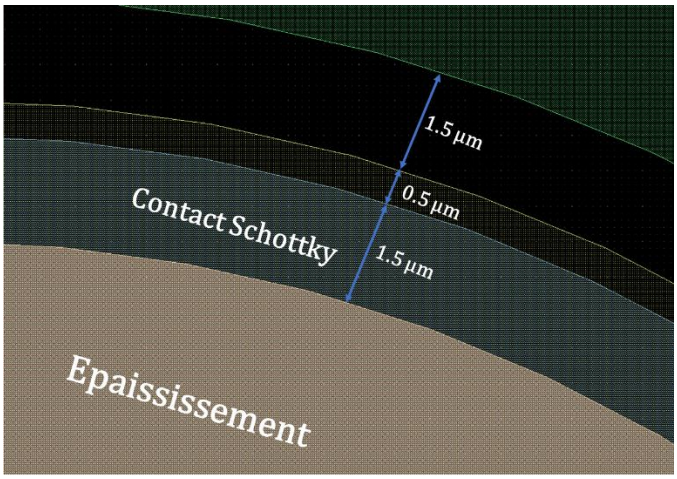
La Figure III-33-c montre les dimensions adaptées pour les différentes couches : le contact ohmique est maintenu à une distance de 1,5 µm de la mesa, le contact Schottky a une distance de 0,5 µm de la mesa et finalement l'épaississement est choisi à une distance de 1,5 µm du contact Schottky (et donc à une distance de 2 µm du mesa).



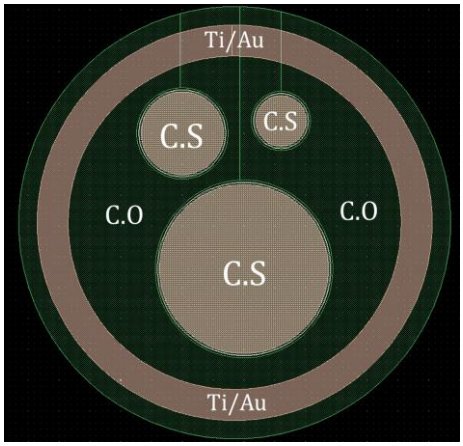
a.



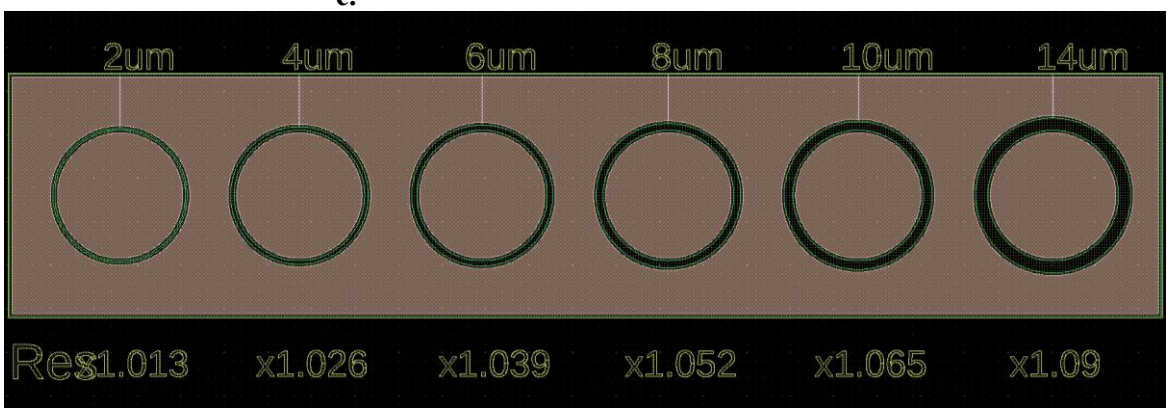
b.



c.



d.



e.

Figure III-33 (a) Masque principal des diodes Schottky adapté au procédé de fabrication « Goldless annealing» avec une grosse vue sur (b) Les diodes Schottky en motif « haricot » ; (c) Les dimensions d'espacement entre les différentes couches ; (d) les diodes Schottky dites en « Matriochka » et e) les TLMs circulaires pour les mesures de la résistance de contact.

L'épaississement, d'un diamètre de 41 µm, a été choisi suffisamment grand pour une bonne prise de contact avec l'anode et d'une distance suffisamment loin de la périphérie de ce dernier pour éviter tout re-dépôt d'or sur les mésas de la diode (qui induirait donc un court-circuit par la suite).

III.5.1.2 Analyses morphologiques à l'état initial

Les images MEB de la Figure III-34 ci-après montrent des profils gravés nets avec des flancs striés et une faible rugosité de surface latérale après gravure. Pour une gravure de 1 µm de couche n^- de GaN, une couche d'HSQ assez épaisse (~ 800 nm) a été nécessaire pour définir la mesa de la diode. Notons que cette couche, de par son épaisseur, nécessite un temps de retrait au BOE (Buffered Oxide Etch) plus long ; de l'ordre de quelques minutes sous agitation permanente.

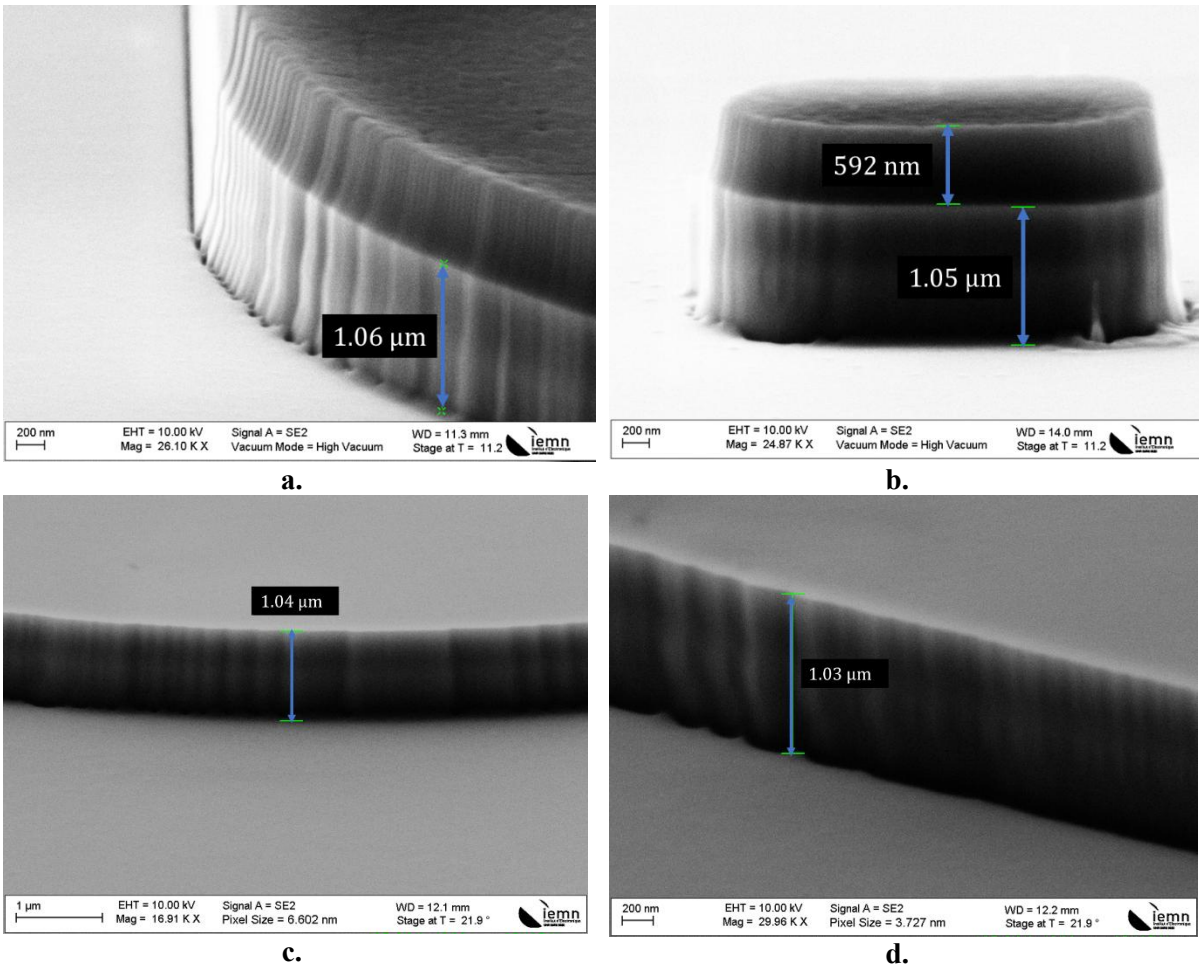
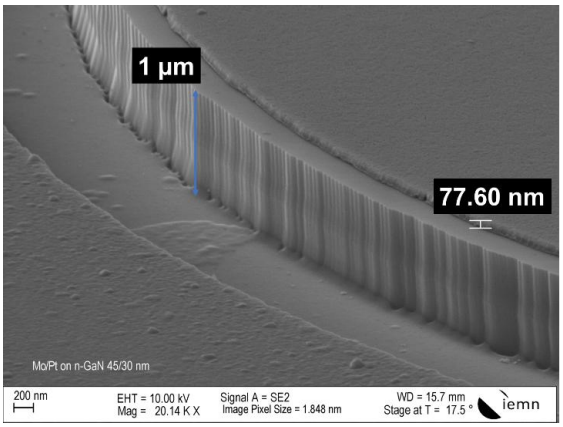


Figure III-34 Images MEB de la gravure des couches n- GaN pour la définition de la mésa (avant retrait du masque HSQ) avec (a) Mesas pour les diodes dites « jumbos » (b) Mesas pour les diodes « mini », ici d'une largeur de 3.5 µm ; (c) et (d) Définition des mesas après retrait du masque HSQ

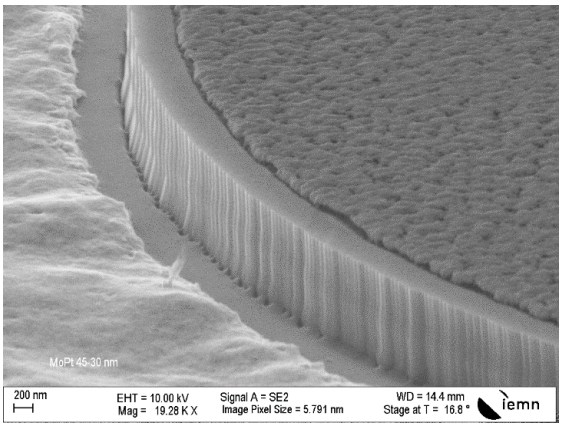
Dans l'étape suivante, à savoir la métallisation, les contacts Schottky en Mo et Mo/Pt ainsi que le contact ohmique en Ti/Al/Ni/Au ont été déposés par évaporation par faisceau d'électrons puis lift-off. Les recuits ont ensuite été effectués à 850 & 1000 °C pour chaque type de contact et la morphologie des contacts a été contrôlée par un Microscope électronique à balayage et présentée ci-dessous.

III.5.1.3 Analyse morphologique après recuit à 850 °C

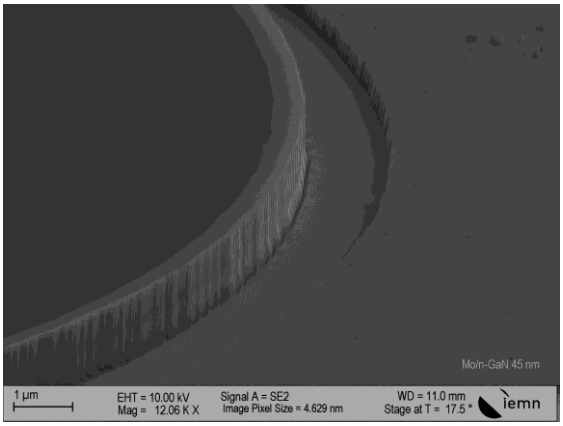
Le recuit à 850 °C a induit une légère agglomération du métal avec empilement Mo/Pt. Une légère rétraction de la couche de platine est observée dans la Figure III-35-b et la surface du platine présente un aspect rugueux. La couche de Molybdène en dessous de la couche de platine ne présente pas de rétraction et semble ne pas être affectée par le recuit. Ceci est confirmé par les images MEB de la Figure III-35-d des diodes Schottky à anode Mo 45 nm. Ces diodes ne présentent pas d'agglomération observable après le recuit. La surface supérieure de l'anode présente donc une faible rugosité.



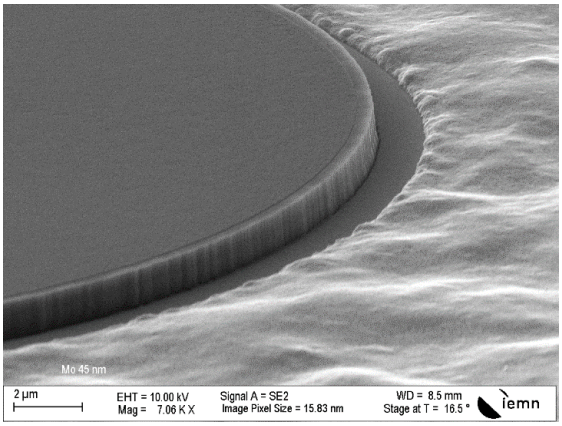
a. Mo-Pt 45-30 nm non-recuit



b. Mo-Pt 45-30 nm Recuit à 850 °C



c. Mo 45 nm non-recuit

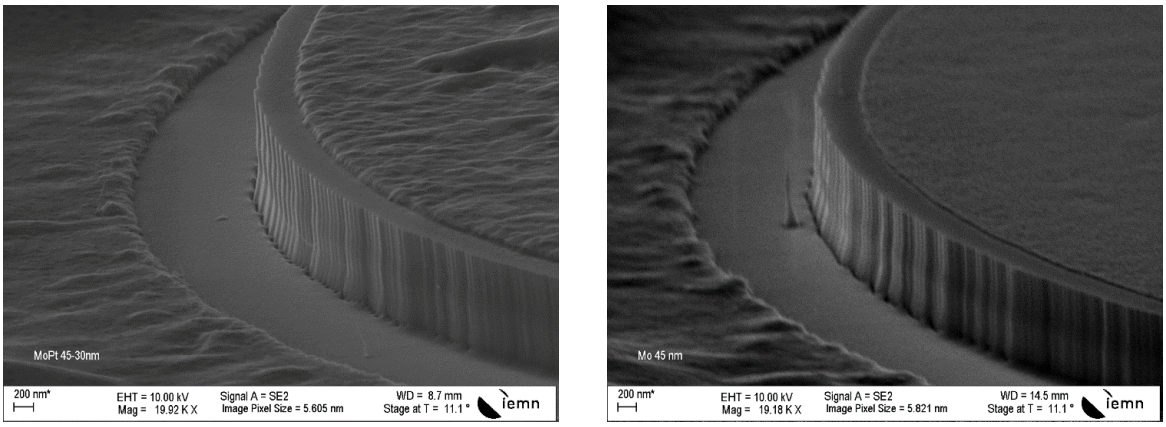


d. Mo 45 nm Recuit à 850 °C

Figure III-35 Images MEB de diodes Schottky à base de GaN après dépôt des métallisations (a) Mo/Pt (45/30 nm) et c) Mo (45 nm), puis b) et d) après recuit à 850 °C respectif de chaque métallisation.

III.5.1.4 Analyse morphologique après recuit à 1000 °C

Alors que les images MEB après recuit à 850 °C montrent des morphologies plutôt non dégradées, et du contact Mo/Pt et du contact Mo, les recuits à 1000 °C montrent la formation d'un agrégat accentué pour les deux types de métallisations (Figure III-36). Ceci a subséquemment induit une grande rugosité de surface pour les contacts en Mo/Pt et une rugosité moins prononcée pour les contacts en Mo.

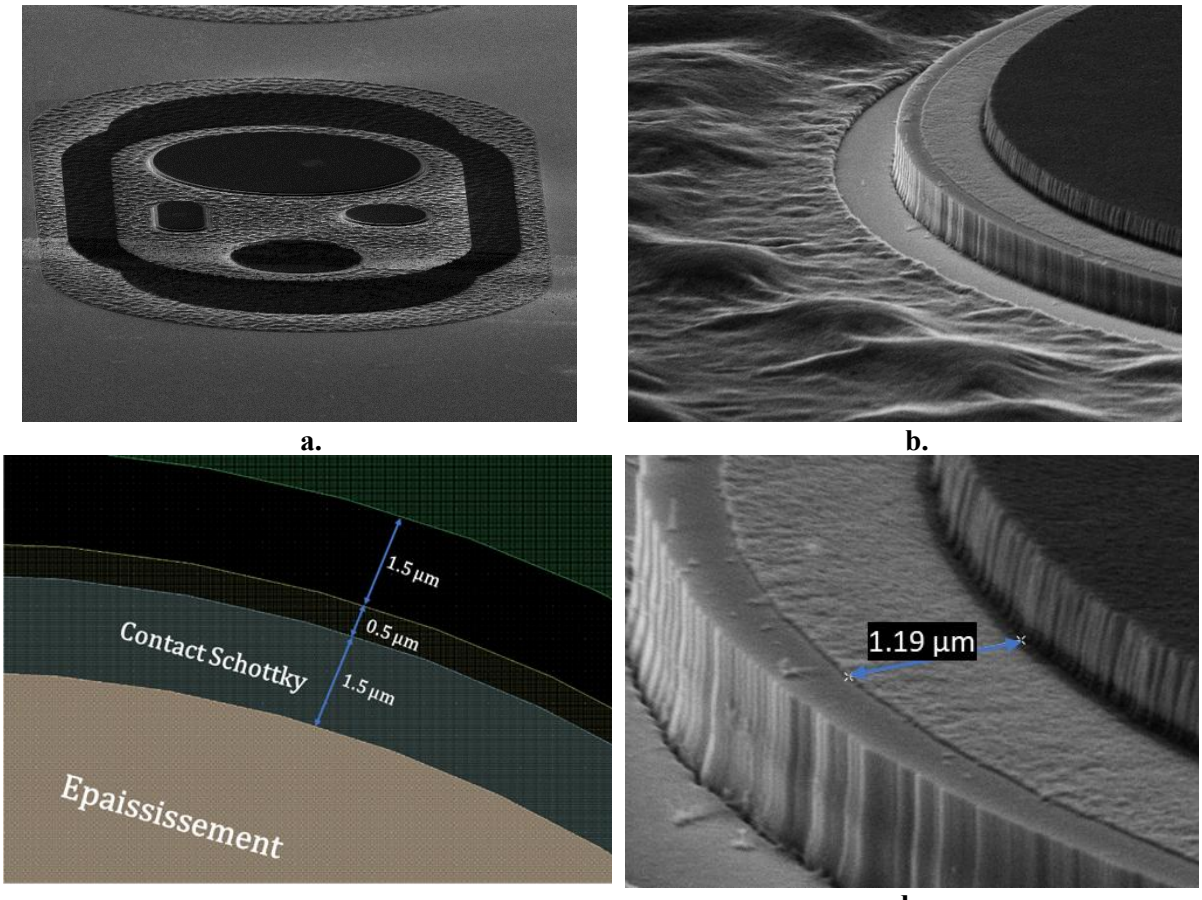


a. Mo-Pt 45-30 nm **b.** Mo 45 nm

Figure III-36 Images MEB de diodes Schottky à base de GaN recuites à 1000 °C (a) Mo/Pt (45/30 nm) et (b) Mo (45 nm)

III.5.1.5 Epaississement Ti/Au

Après recuit, l'épaississement des contacts a été effectué avec des couches de Ti/Au de 100/400 nm d'épaisseurs. Les images MEB de la Figure III-37 montrent les diodes Mo/n-GaN après recuit et épaississement. Cet épaississement (en noir sur la figure), choisi à une distance de 1,5 µm de la mésa dans l'étape du design du masque, a été déposé avec succès à une distance mesurée de 1,2 µm.



a. **b.**

c. **d.**

Figure III-37 Images MEB de diodes Schottky Mo/n-GaN élaborées par l'approche « Goldless annealing », suivie d'un épaississement métallique Ti/Au (100/400 nm) après recuit à 1000 °C. (a) Vue d'ensemble des diodes; (b) Grossissement sur une diode d'anode de 44 µm de diamètre ; (c) Dimensions nominales définies dans le masque GDS ; et (d) Espacements réels mesurés par MEB.

Cette distance reste suffisamment grande pour éviter tout type de dépôt d'or sur la mesa lors de l'évaporation de l'empilement et assurer une bonne prise de contact entre la couche d'épaississement et le métal Schottky.

Ainsi, la séquence complète de fabrication selon le procédé « goldless annealing » permet d'obtenir deux variantes de diodes Schottky, l'une à base de molybdène pur et l'autre intégrant un empilement Mo/Pt. Ces structures, illustrées dans la Figure III-37, constituent la base expérimentale pour l'étude des performances des contacts Schottky réalisés sans or et tester leur tenue sous stress thermique.

III.5.2 Effet du recuit à 850 & 1000 °C sur les caractéristiques électriques des diodes

Dans cette section, nous analysons l'impact des recuits de formation réalisés à 850 °C et 1000 °C. L'objectif est de comparer les performances des deux métallisations (Mo et Mo/Pt).

III.5.2.1 Effet du recuit à 850 °C sur les caractéristiques électriques des diodes

Les diodes ayant subi le recuit à 850 °C dans le cadre de cette nouvelle approche de fabrication présentent des comportements électriques nettement différenciés selon la métallisation utilisée. En particulier, l'empilement Mo/Pt a démontré un caractère fortement redresseur. La Figure III-38 illustre les caractéristiques en courant-tension obtenues en polarisation inverse (a) et en polarisation directe (b) pour ces diodes à contact Schottky Mo/Pt recuites à 850 °C. En polarisation inverse, le courant de fuite mesuré à –10 V est de l'ordre de 6 nA, ce qui témoigne d'une bonne qualité de la barrière Schottky. En polarisation directe, la tension de seuil est d'environ 0,6 V, valeur comparable avec celle généralement rapportée pour une interface Pt/GaN. Toutefois, le courant direct reste relativement faible, atteignant seulement 0,7 mA à 1 V, ce qui suggère une limitation dans la conduction directe malgré un redressement marqué.

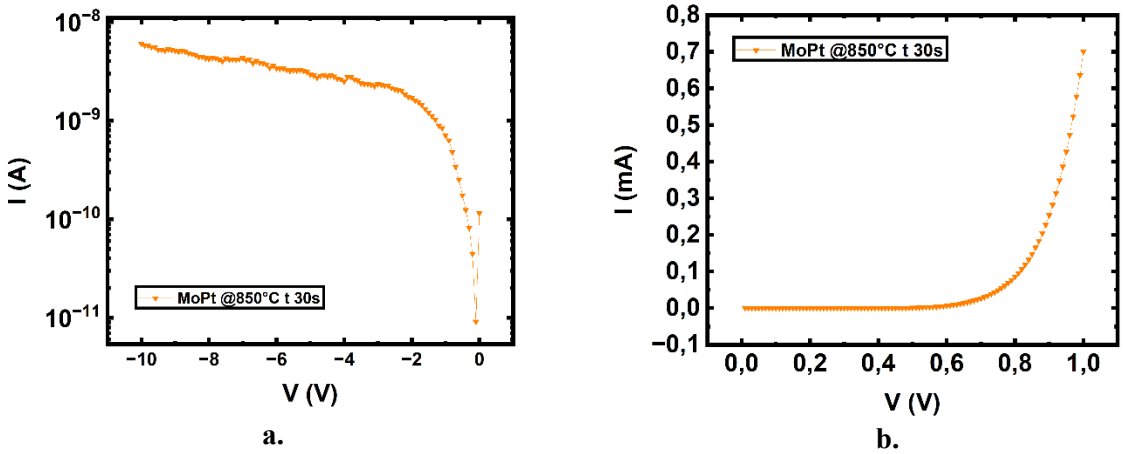


Figure III-38 Courbes de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension de diode Schottky GaN d'un empilement anode en Mo/Pt de 45/30 nm de 44 µm de diamètre, fabriqué avec le process Goldless annealing avec recuit à 850 °C pendant 30 secondes

Les paramètres électriques des diodes ont été extraits à partir des courbes ln(I)–V et révèlent une hauteur de barrière Schottky (ΦB) de 0,71 eV ainsi qu'un facteur d'idéalité de 2. La hauteur de barrière est

comparable à celle obtenue avec des contacts Schottky en platine recuits à 550 °C, élaborés selon la méthode conventionnelle (c.f II.2). Cette similarité soulève l'hypothèse d'une diffusion significative des atomes de platine à travers la couche de molybdène, conduisant à la formation d'une interface Schottky dominée par le platine.

En effet, les analyses TEM ont déjà montré que, pour des recuits supérieurs à 800 °C, la métallisation Mo/Pt/Au élaborée par le procédé « COMORES » (cf. III.3.3.5) conduit à la formation d'une phase MoPt résultant de l'interaction entre les couches de molybdène et de platine.

Dans le cadre de la présente étude, les résultats indiquent que la couche de platine domine le comportement électrique dans la composition $MoPt_2$, en raison d'une diffusion massive de ses atomes à travers le molybdène, conduisant à la formation d'une interface à la dominance Pt/n-GaN. Ainsi, le recuit de l'empilement Mo/Pt (sans couche d'or) favorise la migration du platine vers la surface du GaN, établissant un contact résultant en une hauteur de barrière élevée.

Ce contact se caractérise également par une résistance spécifique R_{ON} relativement importante, de l'ordre de 9,45 mΩ·cm², soit un ordre de grandeur supérieur à celle obtenue avec le procédé conventionnel. Cette forte résistance explique le faible courant mesuré en polarisation directe, limitant ainsi la capacité du composant à conduire efficacement. Comme illustré sur la Figure III-38-b, le courant en direct reste inférieur d'un ordre de grandeur à la valeur moyenne observée pour des diodes conventionnelles à métallisation platine recuites à basse température.

Les résultats relatifs au contact Schottky en molybdène pur (45 nm) apparaissent nettement plus prometteurs. La Figure III-39 illustre les mesures en polarisation inverse (a) et directe (b) obtenues sur des diodes GaN à contact Mo pur, élaborées selon le procédé « Goldless annealing », recuites à 850 °C.

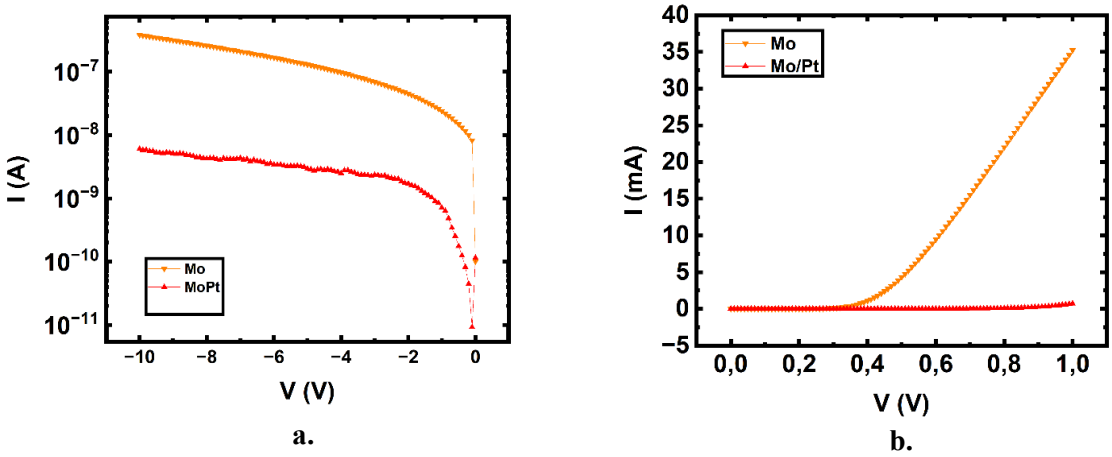


Figure III-39 I-V de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension de diode Schottky GaN d'empilements anodes en Mo/Pt de 45/30 nm (courbe rouge) Vs en Mo de 45 nm (courbe orange), de 44 µm de diamètre chacune, fabriquée avec le process Goldless annealing avec recuit de 850 °C pendant 30 secondes

Pour comparaison, les mesures des diodes réalisées avec l'empilement Mo/Pt ont été reportées sur les mêmes graphes. Les différences de comportement sont claires. En effet, les diodes à contact Mo présentent des caractéristiques électriques très proches de celles observées pour les structures Mo/n-GaN obtenues dans les procédés précédents. Le contact reste clairement redresseur, avec un courant de fuite limité à 0,3 µA sous –10 V, nettement inférieur au courant de fuite des diodes en Mo/Pt. Cette observation est corroborée par les mesures de champ de claquage : le contact MoPt présente une valeur de 113 V/µm, nettement supérieure à celle du contact en molybdène seul (75 V/µm). Ce résultat confirme qu'après recuit, l'interface est majoritairement dominée par le platine. En polarisation directe, une nette amélioration de la conduction est observée par rapport au contact Mo/Pt : la tension de seuil est d'environ 0,4 V et le courant atteint 35 mA sous 1 V. Ces performances laissent présager une résistance spécifique R_{ON} se situant à nouveau dans la plage raisonnable mise en évidence dans les procédés antérieurs.

Le **TABLEAU III-11** synthétise les principaux paramètres électriques extraits des mesures pour les diodes réalisées avec un contact en molybdène pur, ainsi que pour celles à contact Mo/Pt. Pour le molybdène pur, la hauteur de barrière (Φ_B) obtenue est de 0,57 eV, valeur en accord avec celles généralement rapportées pour les diodes Mo/n-GaN. Le facteur d'idéalité est de 1,27, soit nettement meilleur que celui du contact Mo/Pt (égal à 2), et la résistance spécifique R_{ON} atteint 0,2 mΩ·cm². Ces caractéristiques, significativement supérieures à celles relevées pour l'empilement Mo/Pt, mettent clairement en évidence la supériorité du contact Schottky en molybdène pur par rapport à l'empilement Mo/Pt et constituent une solution particulièrement adaptée dans le cadre de ce procédé.

TABLEAU III-11 PARAMETRES ELECTRIQUES DES DIODES MO/N-GAN RECUITES A 850 °C PAR LE PROCEDE « GOLDLESS ANNEALING » (MO/PT VS. MO)

Contact Schottky	MoPt	Mo
ϕ_B(eV)	0,71	0,57
η	2,00	1,27
Courant de fuite @ -10 V	6 nA	300 nA
Champ de claquage (V/µm)	113	75
R_s (Ω)	621	13
$R_{ON,Sp}$ (mΩ·cm²)	9,45	0,20

Afin d'évaluer pleinement la tenue en température de ce nouveau procédé et de vérifier sa capacité à maintenir des caractéristiques électriques stables à des températures extrêmes, il est nécessaire d'examiner le comportement des diodes soumises à un recuit de formation à 1000 °C. La section suivante est donc consacrée à l'analyse de l'impact de ce recuit à très haute température sur les performances électriques des dispositifs.

III.5.2.2 Effet du recuit à 1000 °C sur les caractéristiques électriques des diodes

Les diodes Schottky recuites à 1000 °C ont également révélé des comportements électriques très contrastés selon la métallisation employée. Les diodes à base d'empilement Mo/Pt ont été dégradées et

ont présenté un comportement de type ohmique. Ces résultats concordent avec l'étude de Hsieh et Yeh [135] qui a mis en évidence la diffusion du platine dans le GaN pour des températures de recuit supérieures à 700 °C (Ceci explique également la dégradation des diodes après recuit à 850 °C). Cette même étude a montré que le platine pouvait agir comme un donneur (dopant de type n) dans le GaN, phénomène favorisé par les hautes températures, conduisant ainsi à une augmentation de la concentration en porteurs libres et à l'établissement d'un caractère ohmique au niveau de la jonction Pt/n-GaN.

Nos propres résultats confirment cette tendance : nous avons observé qu'un recuit à 850 °C favorise déjà la migration du platine vers la surface du GaN. Un recuit à 1000 °C accentue ce mécanisme, en induisant une diffusion plus importante du platine dans le matériau et en activant son rôle dopant, ce qui conduit à la formation d'un contact Pt/n-GaN de nature ohmique, associé à une surface de GaN fortement dopée.

En revanche, les diodes élaborées avec une couche de molybdène pur ont conservé un comportement non linéaire caractéristique du contact Schottky. Par conséquent, l'analyse présentée dans cette section se concentre exclusivement sur les résultats obtenus avec des métallisations en molybdène pur recuites à 1000 °C. La Figure III-40 illustre la mesure courant–tension réalisée entre –10 V et +1 V, mettant en évidence un comportement fortement redresseur. Ce résultat est particulièrement significatif : il démontre la possibilité de réaliser une diode Schottky GaN fonctionnelle après un recuit de formation de 1000 °C. Il s'agit d'un jalon majeur de cette thèse, puisqu'il valide l'un des critères essentiels évoqués en introduction de ce chapitre, à savoir l'utilisation de contacts métalliques dont la température de formation excède largement la température de fonctionnement visée, condition indispensable pour garantir la fonctionnalité des diodes Schottky à HT.

Le **TABLEAU III-12** synthétise les paramètres électriques extraits après recuit à 1000 °C.

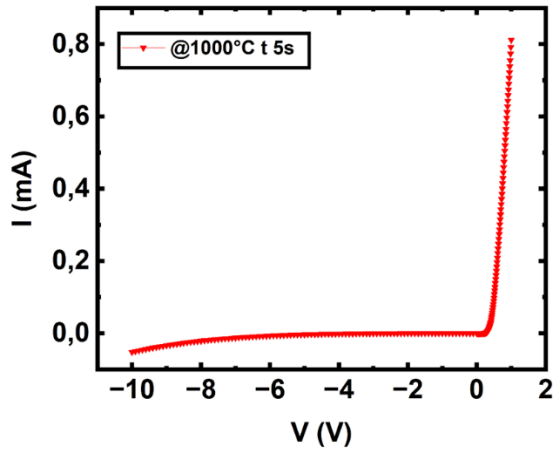


Figure III-40 Courbe de courant - tension entre -10 et 1 V des diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurées après recuit à 1000 °C pour une durée de 5 sec.

TABLEAU III-12 CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES DIODES MO/N-GAN RECUITES A 1000 °C

Recuit (°C)	1000 °C
ϕ_b (eV) I-V	0.61
η	1.48
Courant de fuite @ -10V (µA)	10
Champ de claquage (V/µm)	28
Rs (Ω)	562
$R_{ON,Sp}$ (mΩ.cm^2)	8.54

Les paramètres électriques reportés dans le **TABLEAU III-12** mettent en évidence une hauteur de barrière de 0,61 eV, valeur caractéristique d'un contact en molybdène. Le facteur d'idéalité présente en revanche une certaine dégradation par rapport aux dispositifs ayant subi un recuit à 850 °C, atteignant une valeur de 1,48. L'analyse des courbes de la Figure III-41 indique un courant de fuite de l'ordre de 10 µA à –10 V, valeur considérée comme acceptable pour ce type de structure. Toutefois, la résistance série R_s et la résistance spécifique à l'état passant (R_{on}) sont relativement élevées, avec des valeurs extraites de 562 Ω et 8,54 mΩ·cm² respectivement, ce qui explique le courant direct relativement limité observé à 1 V (0,8 mA) (Par ailleurs, la diode présente un champ de claquage relativement faible, estimé à 28 V/µm.

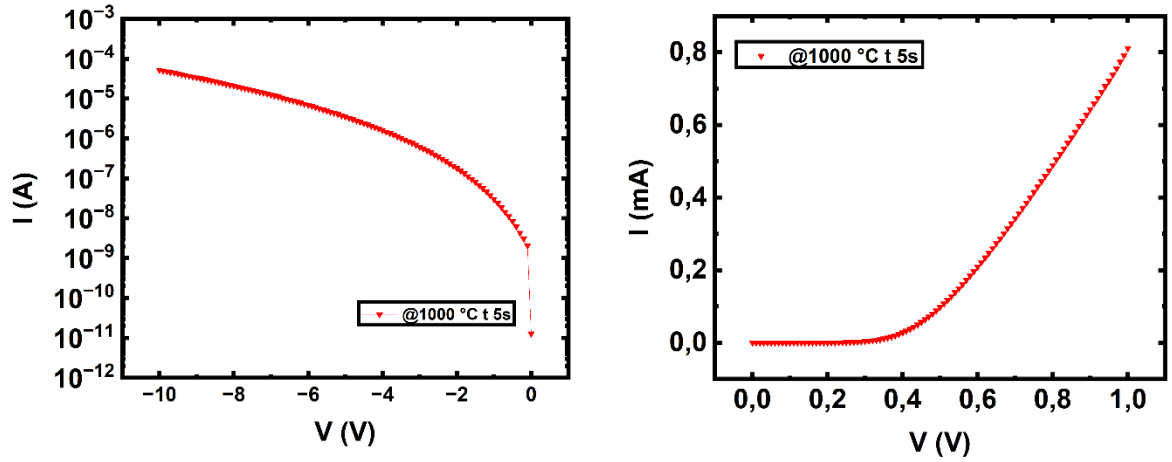


Figure III-41 Courbes de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension de diode Schottky GaN d'un empilement anode en Mo de 45 nm et de 44 µm de diamètre, fabriqué avec le process Goldless annealing avec un recuit à 1000 °C pendant 5 secondes

Malgré ces limitations, l'ensemble des résultats préliminaires met en évidence la robustesse intrinsèque du contact en molybdène, confirmant ainsi son potentiel pour des études avancées. C'est dans cette perspective que cet empilement a été retenu comme candidat pour une investigation in-situ sous élévation thermique jusqu'à 300 °C, dont les résultats détaillés seront présentés dans la section suivante.

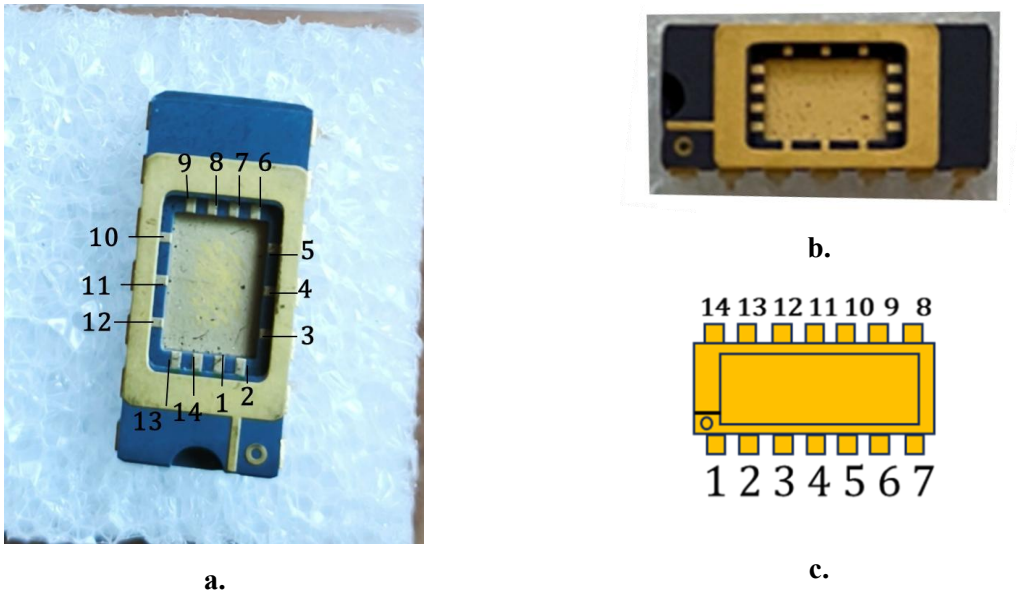
III.6 Mesures in-situ jusqu'à 300 °C

Afin d'évaluer la tenue en température des diodes Schottky élaborées selon le procédé *Goldless annealing,* des mesures électriques in-situ ont été réalisées jusqu'à 300 °C. Ce protocole permet de reproduire des conditions de fonctionnement réalistes des dispositifs de puissance, tout en suivant en temps réel l'évolution de leurs caractéristiques électriques en fonction de la température. L'objectif est double : d'une part, vérifier la conservation du caractère redresseur des diodes sous élévation thermique, et d'autre part, identifier d'éventuelles dégradations liées à des mécanismes de diffusion ou de modification de l'interface métal/semiconducteur. Les résultats présentés dans cette section constituent ainsi une deuxième étape cruciale (après le recuit rapide à 850 °C) pour définir le potentiel du contact en molybdène pur dans la réalisation de diodes Schottky GaN pour les applications à haute température.

Pour y parvenir, un dispositif expérimental spécifique a été conçu. Celui-ci repose sur l'assemblage d'un boîtier de mesure avec un substrat saphir, l'ensemble étant intégré dans un four afin de permettre des caractérisations électriques en continu à haute température. Le protocole de conception et de mise en œuvre de ce boîtier est présenté en détail dans la sous-section suivante.

III.6.1 Conception et mise en place d'un boîtier de mesure haute température

Le boîtier utilisé dans le cadre de ces tests présente des dimensions d'environ 2 × 0,8 cm², avec une cavité centrale creuse de 0,7 × 0,5 cm² (Figure III-42a). Il comporte 14 pads de connexion (numérotés sur la figure), chacun étant associé à une patte métallique latérale, disposée de part et d'autre du boîtier (Figure III-42b). La correspondance entre les pads et les pattes est illustrée en Figure III-42c.

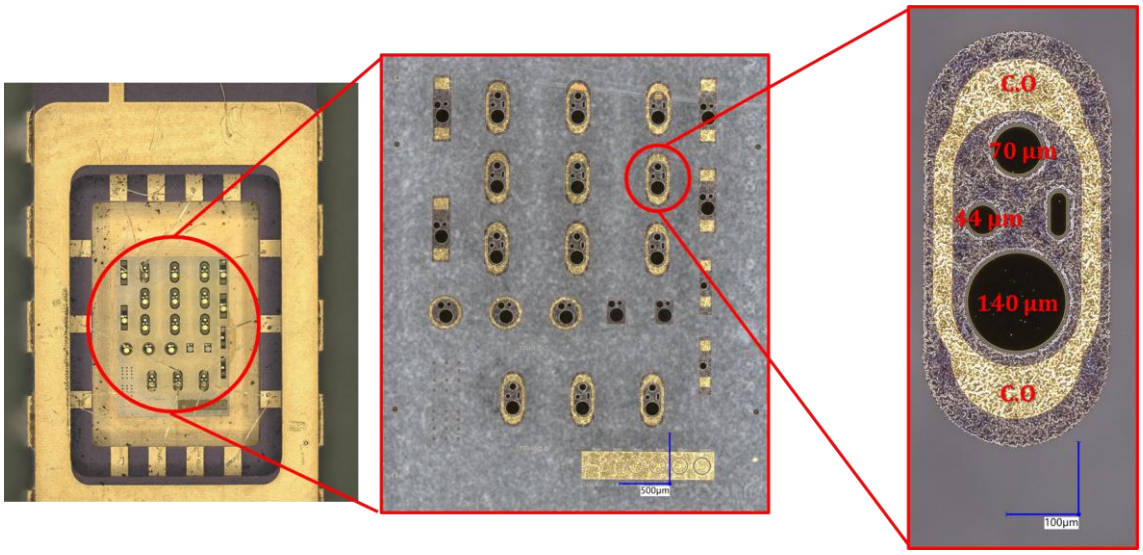


a. **b.** **c.**

Figure III-42 (a) Boîtier utilisé pour les mesures à haute température ; (b) vue des pattes latérales associées aux pads ; (c) correspondance entre pads et pattes.

Dans la cavité centrale, à proximité immédiate des pads, un substrat GaN/saphir (découpé par scie en un échantillon de 0,5 × 0,3 cm²) a été fixé à l'aide d'une colle thermo-résistante. La Figure III-43a ci-après montre ce substrat intégré au boîtier. Celui-ci contient un champ complet de diodes fabriquées selon le procédé *Goldless annealing* (Figure III-43b), basé sur le masque décrit dans la section III.5.1.1. Un agrandissement (Figure III-43c) met en évidence la cellule de diodes étudiée, caractérisée par une géométrie en « haricot », qui permet, grâce aux zones épaissies en or, une prise de contact optimisée. Ce champ comprend des diodes de 140 µm, 70 µm et 44 µm de diamètre, réalisées avec un empilement métallique de Mo (45 nm, recuit à 850 °C), recouvert d'un épaississement Ti/Au (100/400 nm).

Les diodes ainsi intégrées ont été connectées aux pads du boîtier par wedge bonding en fil d'or. La Figure III-44 ci-après, obtenue par microscopie optique, présente une vue d'ensemble du substrat installé avec ses interconnexions. L'objectif était de réaliser des mesures en configuration quatre pointes (deux contacts sur l'anode et deux sur le contact ohmique). Compte tenu des limitations technologiques du bonding (diamètre moyen de contact ≈ 90 µm), la diode de 140 µm a été retenue pour les mesures.



a. **b.** **c.**

Figure III-43 (a) Substrat GaN/saphir intégré dans le boîtier ; (b) champ complet de diodes fabriquées par le procédé Goldless annealing ; (c) agrandissement d'une cellule de diodes en géométrie « haricot ».

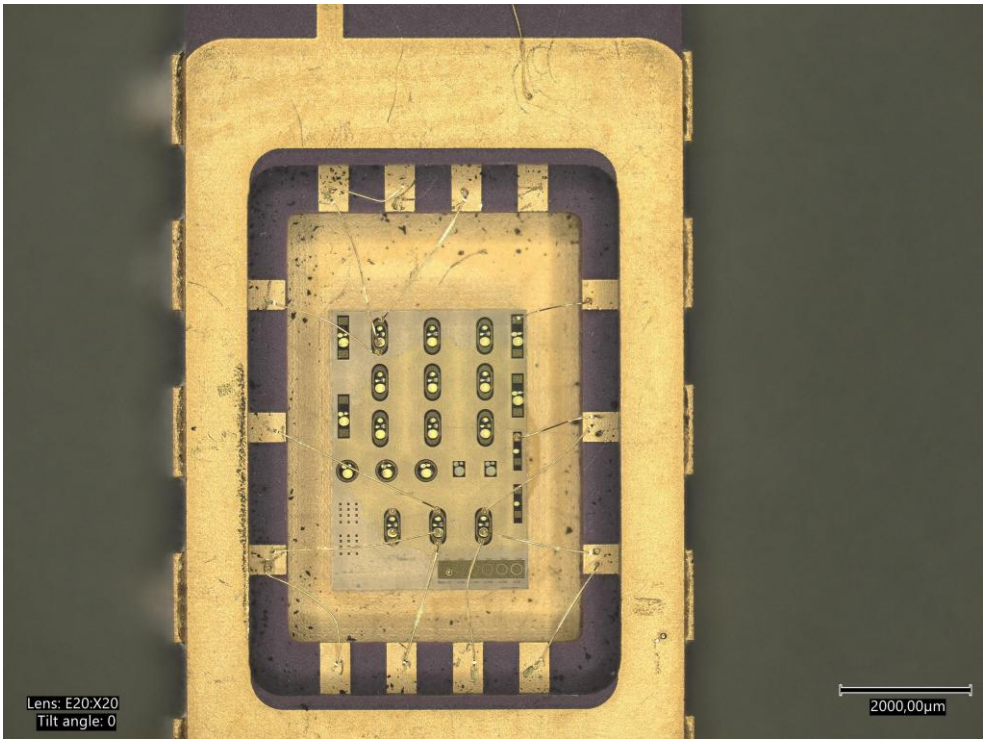


Figure III-44 Vue par microscopie optique du substrat GaN/saphir monté dans le boîtier et interconnecté par wedge bonding or.

De plus, la contrainte géométrique n'a pas permis de placer un quatrième contact directement sur l'anode ; celui-ci a donc été relié à un pad secondaire, lui-même connecté à l'anode (Figure III-45 ci-après). Cette configuration introduit une résistance additionnelle négligeable, liée au fil d'or reliant les deux pads. La Figure III-46 ci-après illustre par ailleurs la réalisation de *bondings* quatre pointes sur plusieurs diodes, afin de maximiser les chances de succès des mesures.

Deux *bondings* sont ainsi joints à la partie épaissie du contact ohmique, un *bonding* est effectué au niveau de la diode Schottky et un autre entre deux pads.

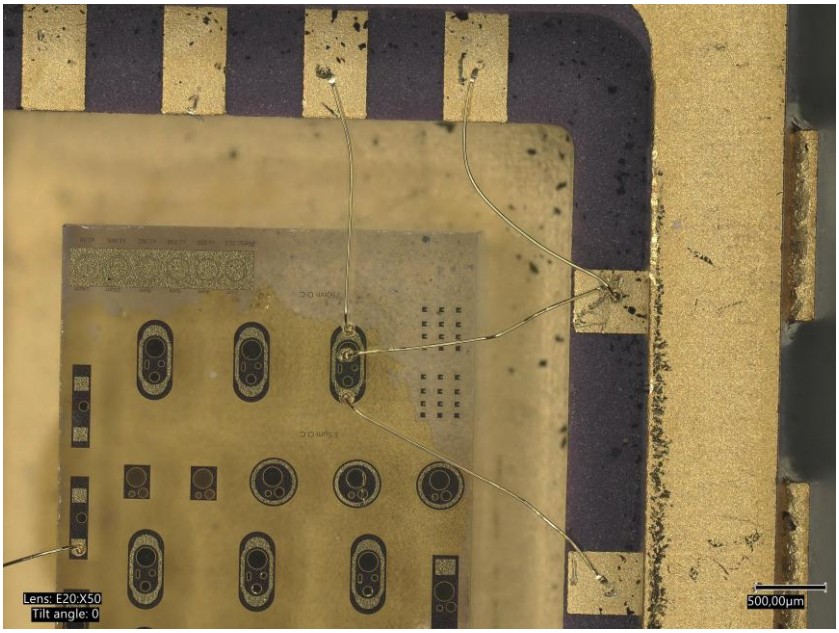


Figure III-45 Configuration de mesure quatre pointes avec connexion indirecte de l'anode via un pad secondaire.

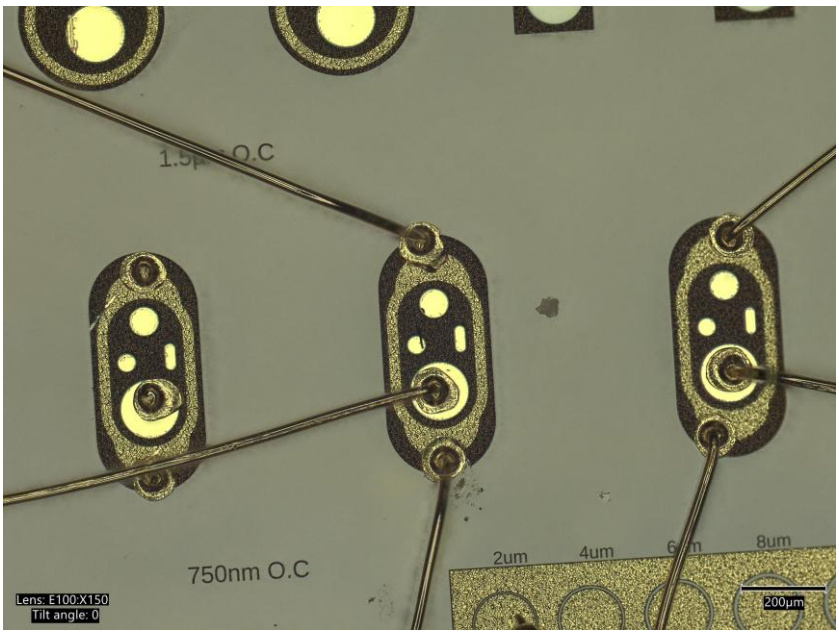


Figure III-46 Exemples de bonds réalisés sur plusieurs diodes.

Enfin, les pattes du boîtier correspondant aux pads reliés aux diodes ont été connectées à l'aide de câbles thermo-résistants (jusqu'à 300 °C), puis raccordées à une alimentation. Le boîtier ainsi préparé a ensuite été introduit dans un four pour permettre les mesures in-situ à haute température.

III.6.2 Protocole de recuit & mesure in-situ jusqu'à 300 °C

Le protocole de recuit a été mis en œuvre selon le cycle décrit par la courbe température–temps présentée à la Figure III-47. Dans un premier temps, la diode a été soumise à des traitements thermiques dans une plage de températures comprises entre 24 et 200 °C, avec des incréments de 25 °C et des durées de maintien variables. À l'issue du palier final à 200 °C, la température du four a été abaissée à 100 °C, condition à laquelle les diodes ont été conservées pendant environ 69 heures (soit près de trois jours).

Par la suite, la diode a été ramenée à la température ambiante, puis de nouveau soumise à un recuit entre 24 et 200 °C. Cette étape permet d'évaluer la stabilité des performances de la diode à une température donnée, après une exposition prolongée, un refroidissement et une seconde contrainte thermique. Enfin, une troisième montée en température a été réalisée sur une plage de température élargie, s'étendant de 24 à 300 °C.

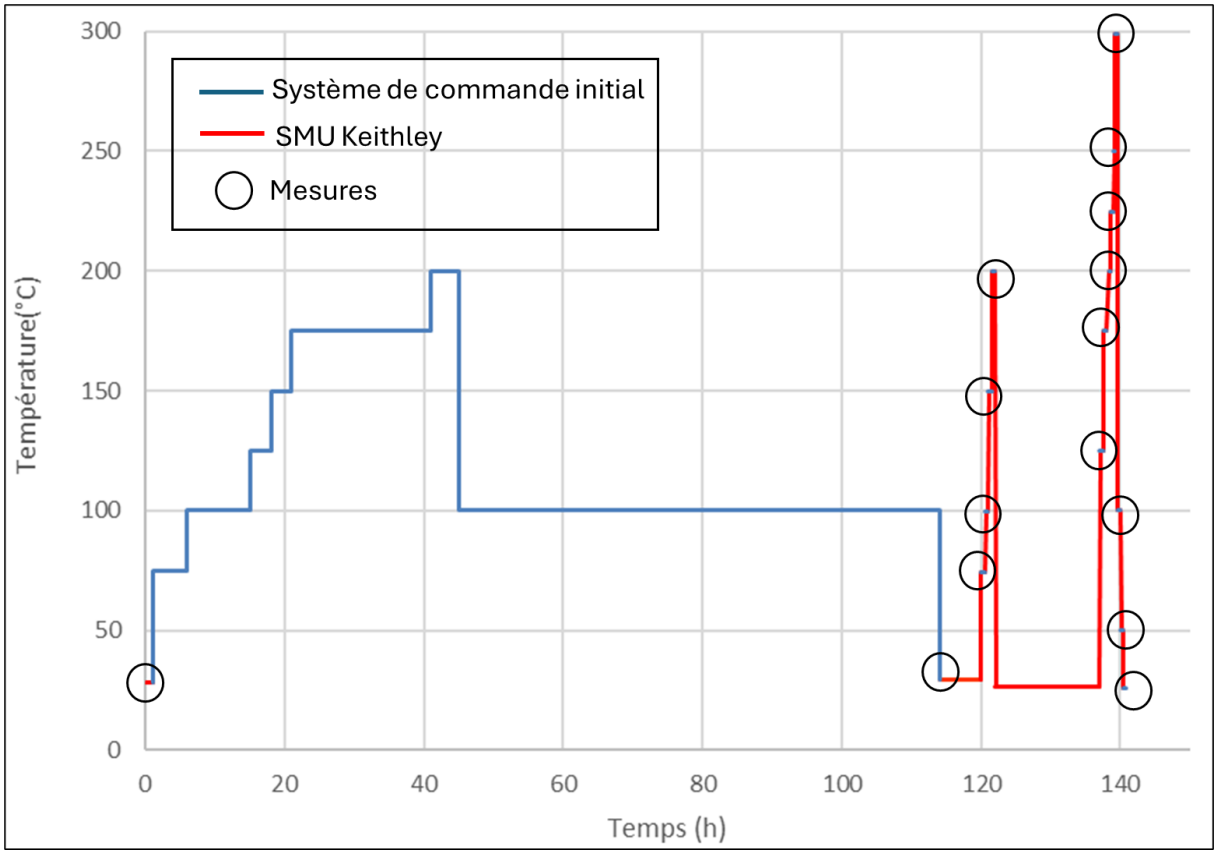


Figure III-47 Profil température–temps : alimentation manuelle (114 h, bleu) et alimentation par SMU (26,5 h, rouge).

Les mesures ont été réalisées d'une part par un instrument de mesure ayant (Arduino) entrainé des pertes de données (courbe bleu, cf Figure III-47) et d'autre part avec une SMU Keithley couplée à un système d'acquisition directe sur ordinateur, permettant un suivi continu (courbe rouge, cf Figure III-47).

Des mesures intermédiaires ont par ailleurs été réalisées au début et à la fin du protocole, afin de permettre une comparaison approfondie des résultats.

Après avoir défini le protocole expérimental de recuit et détaillé la mise en place des deux cycles de mesure, nous présentons à présent les résultats obtenus sur les diodes Schottky en conditions de fonctionnement in-situ jusqu'à 300 °C. Cette analyse met en évidence l'évolution des caractéristiques électriques des dispositifs en fonction de la température et permet d'évaluer leur stabilité thermique.

III.6.3 Résultats des mesures électriques in-situ jusqu'à 300 °C

Les résultats présentés dans cette section concernent uniquement le deuxième cycle de recuit, pour lequel les mesures ont pu être effectuées en continu jusqu'à 300 °C. La Figure III-48 illustre l'évolution des caractéristiques courant-tension des diodes Schottky à base de Mo, mesurées entre –5 V et +1 V, pour différentes températures allant de 27 °C à 300 °C. On observe une augmentation progressive du courant de fuite en polarisation inverse avec l'élévation de la température, traduisant une dégradation graduelle des performances de blocage.

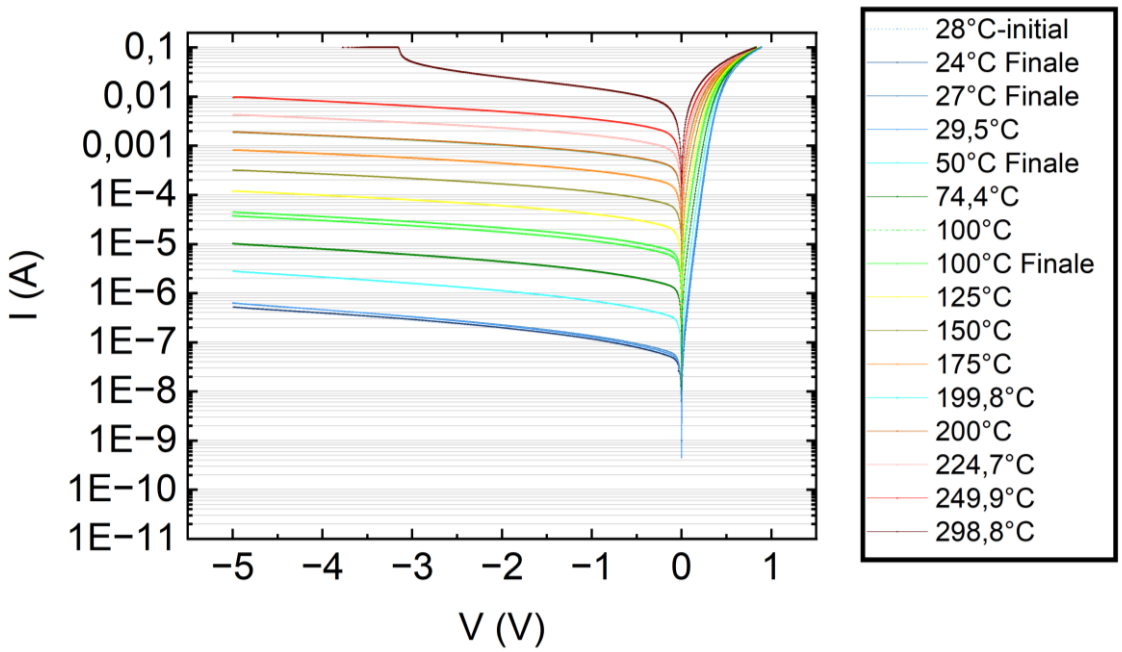


Figure III-48 Caractéristiques I-V des diodes Mo/n-GaN mesurées in-situ entre –5 V et +1 V pour différentes températures (27 à 300 °C).

Il est à noter que le rapport courant direct à 1V/courant inverse à -5V reste inférieur à 10^3 et ce jusqu'à une température de fonctionnement de 175 °C :

$$\frac{I_{D(1V,175°C)}}{I_{I(-5V,175°C)}} \leq 10^3$$

Pour analyser plus finement le comportement en polarisation directe, les Figure III-49 et Figure III-50 ci-après présentent respectivement les courbes I-V et ln(I)-V mesurées entre 0 et 1 V. Ces graphes

mettent en évidence une augmentation progressive du courant en direct avec la température, confirmant le rôle de l'activation thermique dans les mécanismes de transport de charge.

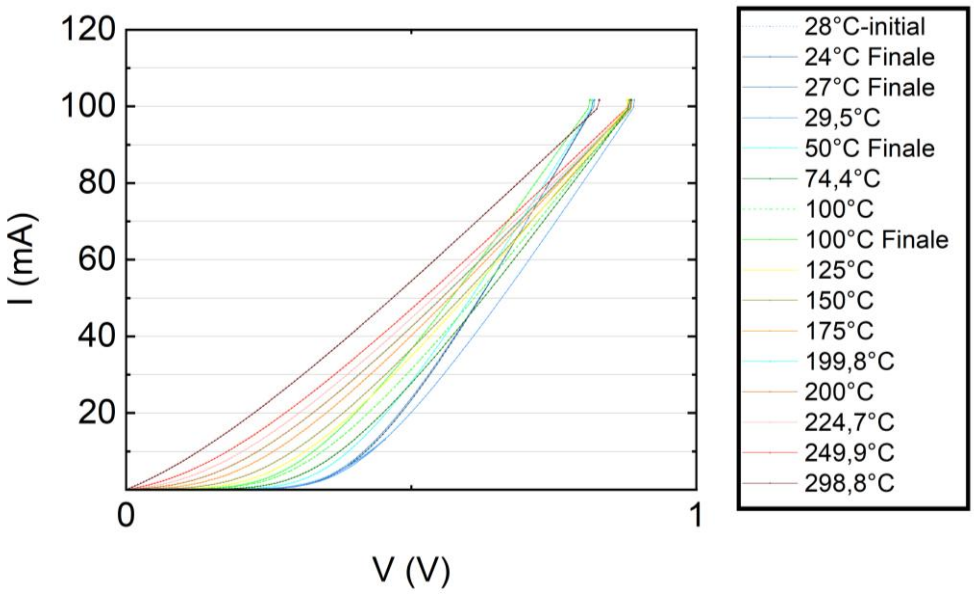


Figure III-49 I-V (0 à 1 V) des diodes Mo/n-GaN mesurées in-situ jusqu'à 300 °C.

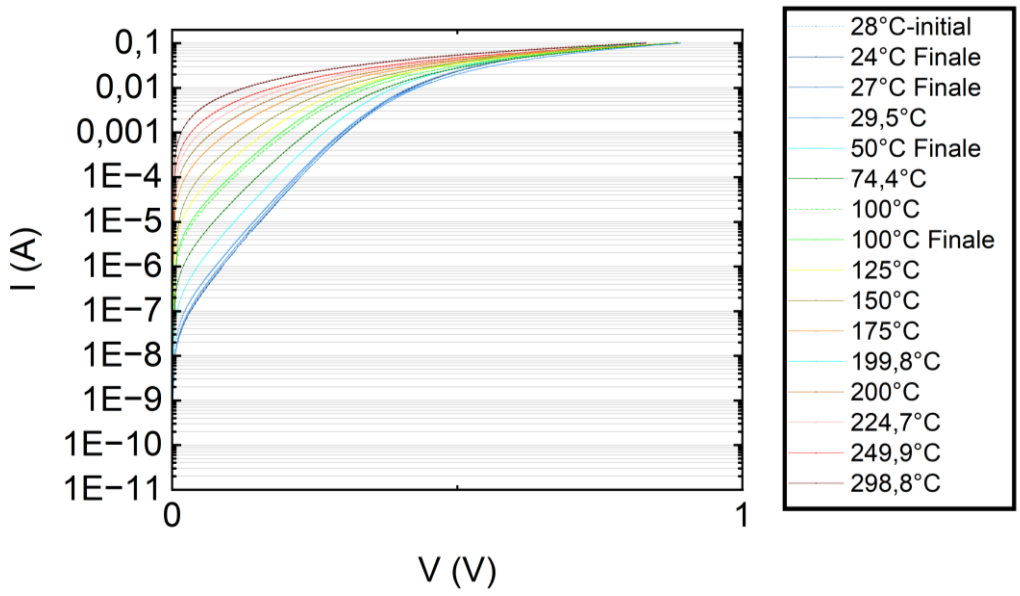


Figure III-50 ln(I)-V (0 à 1 V) des diodes Mo/n-GaN mesurées in-situ jusqu'à 300 °C.

Enfin, le **TABLEAU III-13** ci-après synthétise les principaux paramètres électriques extraits (facteur d'idéalité, hauteur de barrière, R_{ON}, courant de fuite). L'extraction des paramètres a été rendue possible grâce à l'analyse de la pente de la courbe ln(I)-V (cf Figure III-50).

TABLEAU III-13 PARAMETRES ELECTRIQUES EXTRAITS DES DIODES SCHOTTKY ET LEUR EVOLUTION EN FONCTION DE LA TEMPERATURE.

Température de mesure	ϕ_B (eV) I-V	η	Courant de fuite @ -5 V	R_s (Ω)
24 °C (297,15K)	0,57	1,22	0,5 µA	3, 38
27 °C (300,15K)	0,57	1,21	0,6 µA	3,43
29,5 °C (302,65K)	0,58	1,20	0,6 µA	4,07
50 °C (323,15K)	0,58	1,22	2,0 µA	3,65
74,4 °C (347,55K)	0,58	1,24	10 µA	4,51
100 °C (373,15K)	0,59	1,18	37 µA	4,78
100 °C (373,15K)	0,59	1,18	44 µA	4,20
125 °C (398,15K)	0,59	1,20	120 µA	5,04
150 °C (423,15K)	0,59	1,20	300 µA	5,33
175 °C (448.15K)	0,61	1,20	800 µA	5,61
199,8 °C (472,95K)	0,61	1,20	2 mA	5,88
200 °C (473,15K)	0,61	1,18	2 mA	5,91
224,7 °C (497,85K)	0,61	1,14	4 mA	6,16
249,9 °C (523,05K)	0,63	1,07	9 mA	6,43
298,8 °C (572,95K)	0,64	1,01	100 mA	6,58

L'analyse du tableau montre tout d'abord que la hauteur de barrière (Φ_B) reste globalement stable, autour de 0,57–0,59 eV jusqu'à environ 125 °C. Au-delà, elle augmente légèrement pour atteindre 0,64 eV à près de 300 °C. Cette tendance traduit une homogénéisation progressive des fluctuations locales de barrière avec l'élévation de la température, phénomène couramment observé [139], [176], [177].

En effet, ceci est symptomatique du problème dit « T_0 » : la pente apparente dépend d'une température caractéristique T_0 liée aux inhomogénéités. Ceci apparaît lorsqu'on extrait la hauteur de barrière d'une diode Schottky à partir des mesures I–V et du tracé de Richardson. En présence d'inhomogénéités locales de barrière, l'équation de Werner et Güttler montre que la barrière apparente dépend de la température selon la relation [178]:

$$\Phi_B^{(IV)}(T) = \Phi_{B0} - \frac{q\sigma^2}{2kT} \qquad \text{III-4}$$

Où Φ_{B0} est la barrière moyenne et σ l'écart-type des fluctuations locales. A basse température, le terme correctif est important, ce qui conduit à une valeur de barrière plus faible (les zones de barrière basse dominent). A haute température, ce terme devient négligeable, $\Phi_B^{(IV)}$ tend vers Φ_{B0} traduisant une homogénéisation apparente de l'interface.

Il est ainsi possible de représenter la courbe Φ_B en fonction de 1/T, afin d'établir une corrélation entre les mesures expérimentales et l'équation de Werner et Güttler. La Figure III-51 présente l'évolution de Φ_B en fonction de l'inverse de la température, ainsi que la courbe de tendance permettant d'estimer la valeur approximative de Φ_{B0}.

Cette valeur est évaluée à environ 0,70 eV.

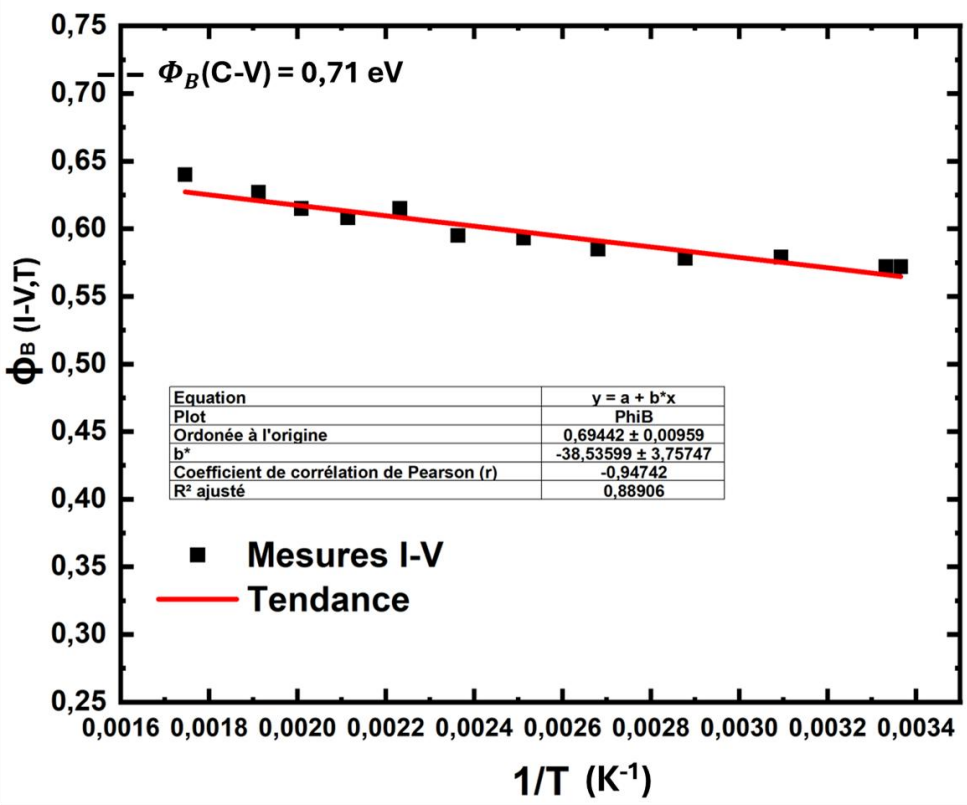


Figure III-51 Evolution de Φ_B en fonction de 1/T

Des mesures C-V à 1 MHz à température ambiante ont également été réalisées. Ces mesures sont particulièrement intéressantes en raison de la différence de nature entre les techniques de mesure I–V et C–V. En effet, la méthode C–V fournit Φ_B en condition de bande plate, tandis que la méthode I–V donne Φ_B à polarisation nulle. De manière générale, la hauteur de barrière en bande plate est un meilleur indicateur de la hauteur de barrière réelle que celle à polarisation nulle. La mesure de capacité est insensible aux fluctuations de potentiel sur une échelle inférieure à celle de la région de charge d'espace et, en moyennant sur toute la surface de la diode Schottky, la méthode C–V fournit une valeur homogène de la hauteur de barrière.

Le courant continu à travers l'interface dépend de façon exponentielle de Φ_B. Ainsi, dans la mesure I–V, le courant est principalement déterminé par les zones où la hauteur de barrière est la plus faible. Par conséquent, Φ_B déduite de la mesure I–V est nettement inférieure à la moyenne arithmétique pondérée des Φ_B locales. En revanche, la hauteur de barrière déterminée à partir de la courbe C^{-2}–V est proche de cette moyenne arithmétique pondérée, elle est donc généralement plus grande que Φ_B extraite par I-V. C'est un phénomène souvent reporté dans la littérature [176].

Les mesures C-V ont mis en évidence une hauteur de barrière de 0,71 eV, valeur en excellent accord avec la Φ_{B0} extraite selon le modèle de Werner et Güttler.

Cette concordance confirme la cohérence des résultats expérimentaux, soulignant la pertinence du modèle théorique appliqué pour la description du comportement de la jonction Schottky étudiée.

D'autre part, le problème T_0 affecte aussi le facteur d'idéalité dans le modèle de Werner & Güttler. Celui-ci est relié à la température par la relation :

$$\eta(T) = 1 + \frac{T_0}{T} \qquad \text{III-5}$$

Où T_0 (en kelvins) quantifie l'inhomogénéité de barrière et sa déformation sous polarisation.

Ainsi, le facteur d'idéalité (η) suit une évolution inverse à la hauteur de barrière : il est relativement élevé à basse température (≈1,2–1,24). En revanche, à mesure que la température augmente, η diminue progressivement pour tendre vers l'unité (≈1,01 à 300 °C). Cela met en évidence une amélioration du comportement idéal de la diode, où le transport est essentiellement dominé par l'injection thermoïonique.

Concernant le courant de fuite mesuré à -5 V, il croît de manière quasi-exponentielle avec la température. Alors qu'il reste négligeable à température ambiante (≈0,5 µA à 24 °C), il atteint plusieurs dizaines de microampères dès 100 °C, puis franchit le milliampère au-delà de 200 °C, pour culminer à environ 100 mA vers 300 °C. Cette évolution traduit l'accroissement du courant de saturation dû à la génération thermique de porteurs et limite l'utilisation de la diode en régime de hautes températures.

Enfin, la résistance série (R_s) augmente également avec la température : de 3,4 Ω à 27 °C, elle atteint environ 6,6 Ω à 300 °C. Cette hausse est attribuable à l'augmentation de la résistivité du matériau en régime fortement excité et à la diffusion accrue des porteurs.

En résumé, les résultats mettent en évidence que l'élévation de la température améliore le facteur d'idéalité de la diode et stabilise la hauteur de barrière, mais induit une augmentation notable du courant de fuite et de la résistance série. Ainsi, si le comportement devient plus proche de celui d'une diode idéale, les fortes fuites enregistrées au-delà de 150 °C constituent un facteur limitant pour des applications hautes températures.

III.6.4 Comparaison état initial vs après le cycle de recuit

Afin d'évaluer l'impact des deux cycles de recuit sur les caractéristiques électriques des diodes Mo/n-GaN, les mesures de la diode dans son état initial ont été comparées à celles obtenues à l'issue du cycle de recuit. La Figure III-52 ci-après présente les mesures I-V entre –5 V et +1 V (a) et 0 et +0,5V (b).

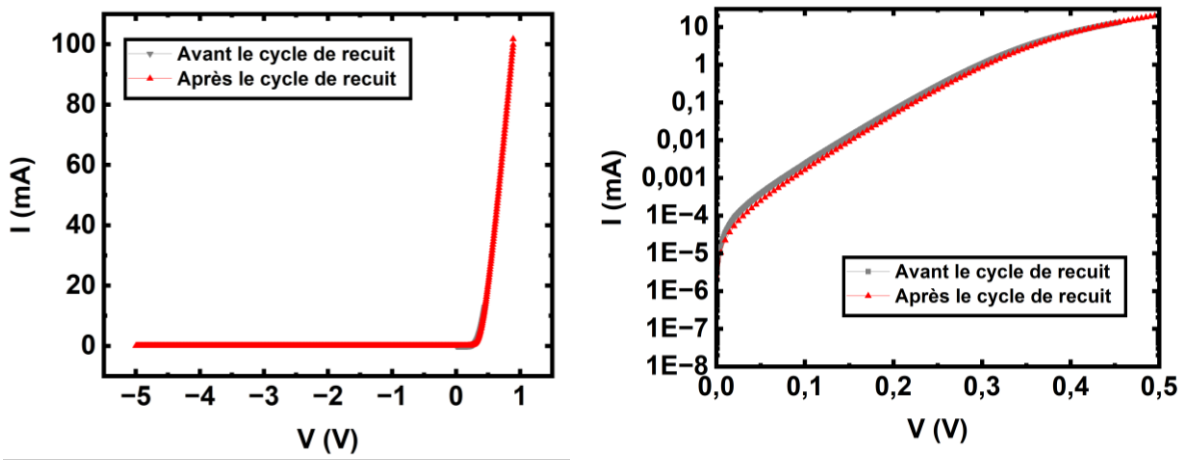


Figure III-52 I-V des diodes Mo/n-GaN dans l'état initial et après le cycle de recuit (a) entre –5 et +1 V et (b) entre 0 et +0,5V

Les résultats montrent que les courbes avant et après recuit sont pratiquement superposables. Aucun changement significatif n'est observé ni sur le courant de fuite en polarisation inverse, ni sur le comportement en polarisation directe, la tension de seuil et la pente de la caractéristique I-V restant inchangées. Ces observations indiquent que le cycle de recuit, réalisé jusqu'à 300 °C, n'a pas affecté la barrière Schottky ni la conductivité de l'interface métal-semiconducteur.

III.6.5 Conclusion sur les mesures HT

L'analyse des mesures électriques in situ jusqu'à 300 °C montre que la diode Mo/n-GaN, fabriquée selon le procédé goldless annealing, présente de bonnes performances électriques jusqu'à environ 200 °C, avec un rapport courant direct/courant inverse d'environ 10^3. Au-delà de cette température, le courant de fuite devient trop important, limitant l'efficacité de la diode en tant que redresseur.

Par ailleurs, la comparaison des caractéristiques électriques avant et après le cycle de recuit révèle que ce dernier réalisé jusqu'à 300 °C n'a pas dégradé les performances de la diode, malgré une exposition prolongée à différentes températures.

Cette stabilité remarquable confirme la robustesse thermique des diodes Mo/n-GaN issues du procédé *goldless annealing* : elles conservent leurs caractéristiques électriques initiales, attestant de la durabilité du procédé pour des applications à haute température tout en montrant une augmentation progressive du courant de fuite qui reste acceptable dans une plage de 24-200 °C.

III.7 Développement de diodes Schottky GaN à base de tungstène

Parallèlement aux travaux menés sur le molybdène, une autre voie a consisté à utiliser le tungstène en tant que métal Schottky réfractaire. L'objectif était d'examiner les différents métaux réfractaires disponibles au laboratoire afin d'établir un panel de composants susceptibles de convenir aux

environnements à haute température. Contrairement au molybdène, déposé par évaporation, le tungstène exige une mise au point rigoureuse des paramètres de dépôt en raison de son dépôt par pulvérisation. Cette section est donc structurée en deux volets : tout d'abord, la phase de calibration guidée par des caractérisations de couches minces, puis l'intégration dans une configuration d'anode optimisée pour les diodes Schottky.

Comme mentionné précédemment, le tungstène, avec une température de fusion avoisinant les 3422 °C, présente des propriétés thermiques supérieures à celles du molybdène. Ce point de fusion particulièrement élevé complique son évaporation par faisceau d'électrons, nécessitant des courants élevés pour une tension donnée ainsi que l'emploi de creusets spécifiques (en graphite, oxyde de béryllium ou tungstène). Les dépôts ont donc été réalisés par pulvérisation cathodique en courant continu (DC sputtering).

Dans ce cadre, la première partie s'attache à l'optimisation des couches de tungstène obtenues par cette technique, en jouant sur la puissance de pulvérisation et le débit de gaz argon. L'objectif était d'ajuster leurs propriétés morphologiques et électriques pour une application en métallisation Schottky. La résistivité des films a été mesurée et corrélée aux paramètres de dépôt, tels que le flux gazeux et l'épaisseur. La résistivité des films est importante car elle donne un indice sur la densité du film de tungstène.

La partie suivante décrit donc les conditions expérimentales spécifiques au dépôt de ces couches minces par pulvérisation cathodique.

III.7.1 Elaboration de couches de tungstène par pulvérisation cathodique DC

La pulvérisation cathodique DC (DC pour courant continu) est une technique de dépôt physique en phase vapeur (PVD) dédiée au dépôt de couches métalliques. Elle repose sur l'éjection d'atomes d'une cible solide (le matériau à déposer) par bombardement ionique. Dans une chambre à vide partiel, un gaz inerte tel que l'argon dans le cas de cette étude est introduit à basse pression (environ 1–10 mTorr). Une tension continue négative est appliquée à la cathode, où se trouve la cible, tandis que le substrat est maintenu à un potentiel plus élevé ou à la masse. Cette tension ionise le gaz d'argon, créant un plasma contenant des ions Ar^+. Ces ions sont accélérés vers la cible par le champ électrique et la percutent à grande vitesse, provoquant l'éjection d'atomes neutres de la surface par transfert de quantité de mouvement, un processus appelé *sputtering*. Ces atomes traversent ensuite la chambre et se déposent sur le substrat, formant une couche mince.

L'élaboration de couches de tungstène par cette méthode nécessite une optimisation fine des paramètres de dépôt, notamment la pression, la durée et le flux de gaz. Une étude préalable de ces conditions s'avère donc essentielle avant toute intégration dans un dispositif électronique.

III.7.1.1 Protocole de dépôt des couches de tungstène

Un protocole de dépôt rigoureux a été mené : les couches de tungstène ont été déposées sur des substrats de silicium (111) à haute résistivité pour ne pas fausser les mesures de résistivité des couches. Le dépôt par pulvérisation a été effectué à partir d'une cible de tungstène d'une pureté de 99,99 %. La pression de base dans la chambre avant dépôt était d'environ 5×10^{-3} mbar, tandis que la pression maintenue pendant le dépôt était de l'ordre de 5×10^{-3} mbar.

Six échantillons ont été fabriqués à une puissance de dépôt de 100 W DC, chacun avec un débit d'argon différent (18, 24, 30, 36, 48 et 60 sccm). Chaque dépôt s'est déroulé sur une durée totale de 8 minutes, divisée en deux cycles de 4 minutes, séparés par une pause de 5 minutes destinée à permettre le refroidissement du substrat. Avant chaque dépôt, la cible a été progressivement conditionnée (pré-pulvérisation). Le dépôt a donc été effectué selon la séquence suivante :

i. Amorçage à 100 W (déclenchement du plasma)

ii. Pré-pulvérisation à 50 W pendant 30 s

iii. Pré-pulvérisation à 75 W pendant 30 s

iv. Pré-pulvérisation à 100 W pendant 30 s

v. Début du dépôt : pulvérisation à 100 W pendant 4 minutes (1er cycle)

vi. Pause de 5 minutes (puissance coupée)

vii. Reprise du cycle à partir de l'étape ii pour un deuxième dépôt de 4 min

L'épaisseur et la morphologie des couches obtenues ont été analysées par microscopie électronique à balayage (MEB). Les morphologies des différentes couches seront présentées et analysées dans la section suivante.

Par ailleurs, dans le but d'étudier d'une manière préliminaire les effets d'un recuit dans un environnement exposé et hostile tel que l'air ambiant sur les couches de tungstène déposées, un protocole spécifique a été mis en place, consistant à soumettre les échantillons à un traitement thermique post-dépôt, suivi de mesures réalisées à température ambiante. Ce protocole, présenté sous forme d'organigramme à la Figure III-53 ci-après, inclut le recuit de différents films de tungstène : trois films déposés sous un flux d'argon de 24 sccm avec des épaisseurs respectives de 50, 100 et 200 nm ; deux films déposés sous un flux de 30 sccm avec des épaisseurs de 50 et 100 nm ; et un film unique de 100 nm déposé sous un flux de 36 sccm. Pour chaque configuration (couple épaisseur–flux d'argon), deux échantillons ont été préparés de sorte que, après les premières mesures dans l'état non recuit, chaque échantillon soit soumis individuellement à un recuit à 200 °C ou à 400 °C dans un four à l'air ambiant pendant une heure. Ces traitements thermiques ont été suivis d'une étude morphologique et de mesures de résistivité, visant à évaluer l'évolution de cette dernière en fonction des conditions de recuit

appliquées. En complément, des films de tungstène déposés à des flux d'argon intermédiaires (18, 48 et 60 sccm) ont également été préparés, mais sans subir de traitement thermique.

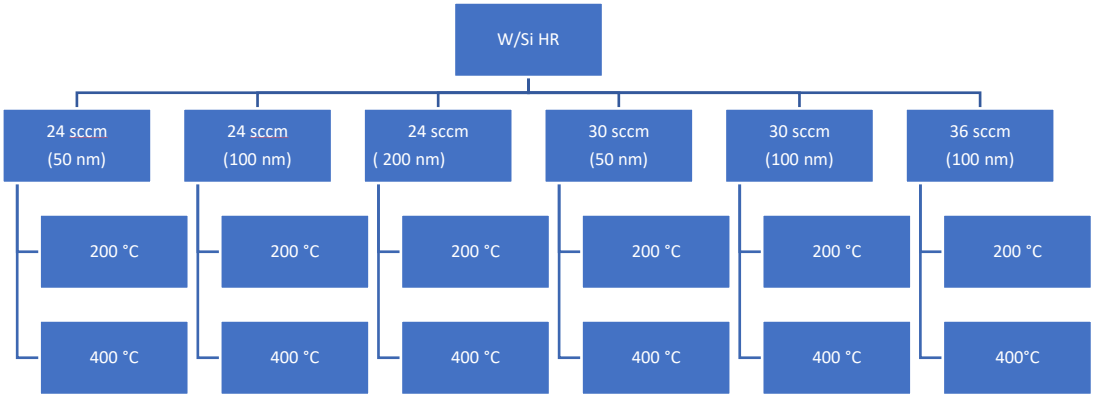


Figure III-53: Organigramme du protocole de recuit des films de tungstène. Séquence : dépôt (flux Ar/épaisseurs variables), mesures initiales, recuits à l'air (200 °C / 400 °C), analyses morphologiques et mesures de résistivité.

Ainsi, ce protocole a été conçu, d'une part, pour identifier les conditions de dépôt optimales permettant d'obtenir des couches de tungstène aussi denses que possible, et d'autre part, pour analyser l'influence d'un recuit thermique à l'air ambiant sur les propriétés morphologiques et électriques de certaines de ces couches.

III.7.1.2 Etude morphologique

L'épaisseur et la microstructure des films de tungstène ont été examinées à l'aide d'images obtenues par microscopie électronique à balayage (MEB). Comme illustré à la Figure III-54 ci-après, l'ensemble des échantillons présente une structure colonnaire marquée, avec des limites intercolonnaires nettement visibles, parfois accompagnées de vides de croissance, témoins d'une faible compaction. Cette morphologie est observée pour l'ensemble des configurations étudiées (Figure III-54). La comparaison montre également que, pour un temps de dépôt constant de 8 minutes, l'épaisseur maximale est obtenue pour un débit de 36 sccm (192,0 nm), tandis qu'elle chute significativement à 160,5 nm à 60 sccm (Figure III-54f), cette tendance suggère l'existence d'un débit d'argon optimal. Au-delà de cette valeur (environ 36–48 sccm), l'augmentation de la pression partielle d'argon engendre davantage de collisions interatomiques dans le plasma, réduisant ainsi le libre parcours moyen des espèces. Il en résulte une perte d'énergie et de directionnalité des atomes atteignant le substrat, ce qui limite le dépôt.

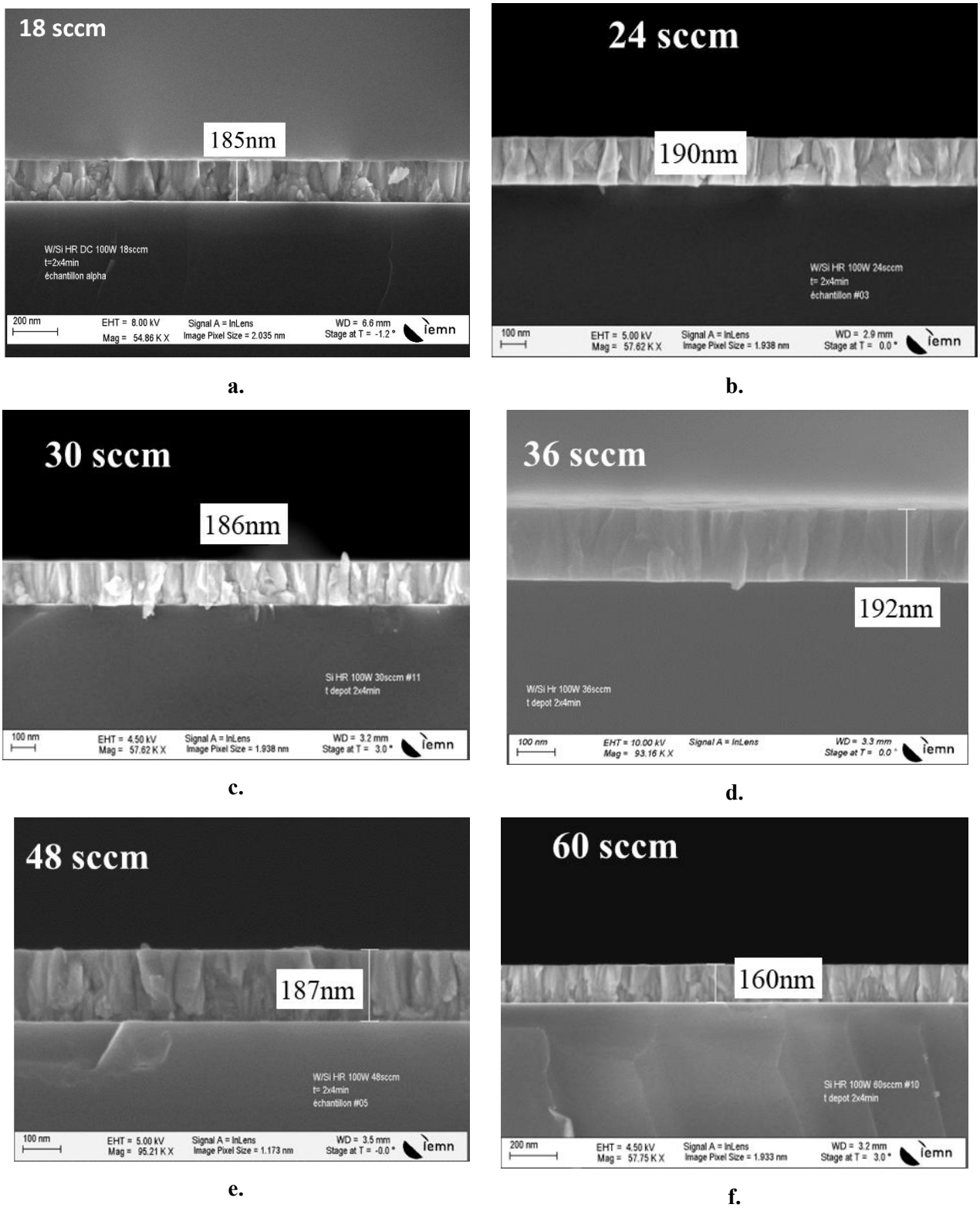


Figure III-54 : Images MEB des couches de tungstène déposées sous différents débits de gaz argon : (a) 18 sccm, (b) 24 sccm, (c) 30 sccm, d) 36 sccm, (e) 48 sccm, et (f) 60 sccm. Dépôts réalisés à puissance constante en mode DC, fixée à 100 W.

Tous les dépôts ont été réalisés à température ambiante, soit 300 K. Afin de contextualiser ces résultats dans le cadre des mécanismes de croissance des couches minces, les observations expérimentales ont été comparées au diagramme des zones structurales de Thornton illustré dans la Figure III-55 ci-après,

qui permet de prédire la morphologie des films en fonction de deux paramètres principaux : la température relative du substrat et la pression du gaz de dépôt.

La température relative du substrat est définie par le rapport :

$$R = \frac{T_S}{T_F}$$

Où :

- T_s est la température du substrat (ici 300 K),
- T_F est la température de fusion du matériau cible (3695 K pour le Tungstène)

On obtient alors :

$$R = \frac{300}{3695} \approx 0{,}08$$

Ce rapport, de l'ordre de 0,1, place les conditions de dépôt dans la Zone 1 du diagramme de Thornton (Figure III-55 ci-après), qui correspond à une croissance à très basse température relative.

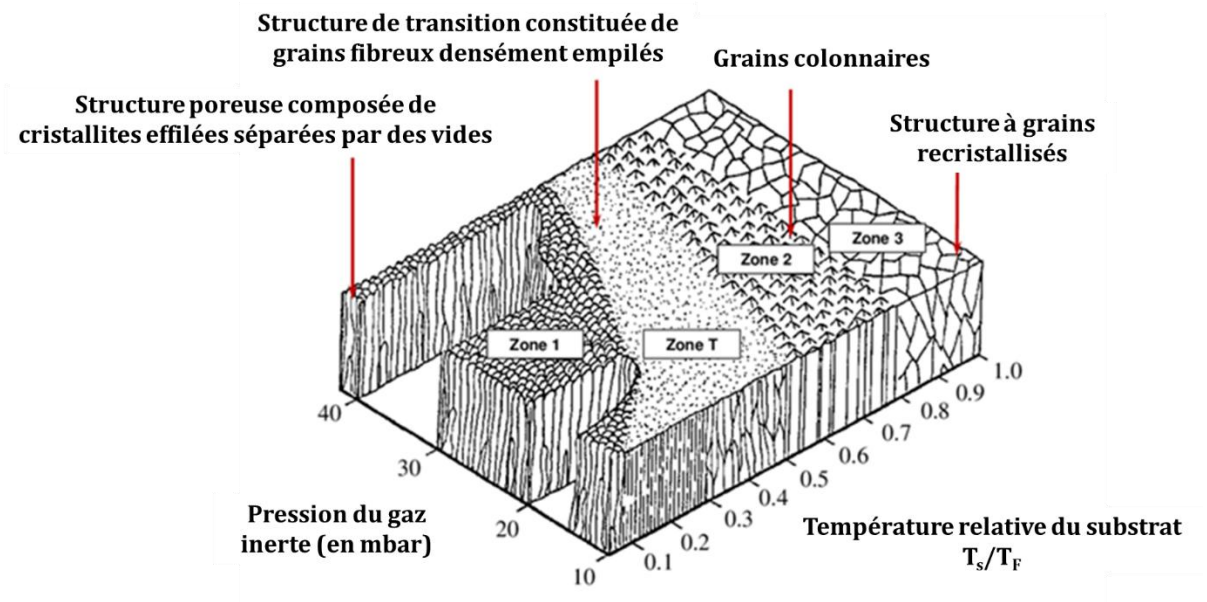
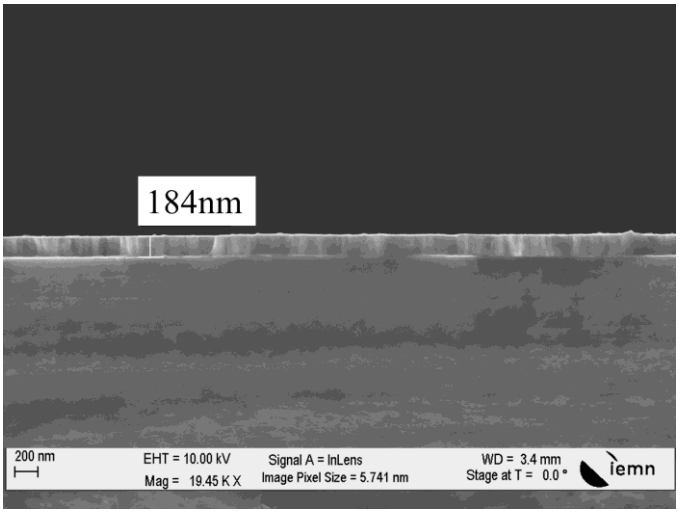


Figure III-55: Diagramme des zones structurales de Thornton (SZM), montrant l'influence conjointe de la température de dépôt et de la pression sur la morphologie des films minces. (Reproduit de [179]).

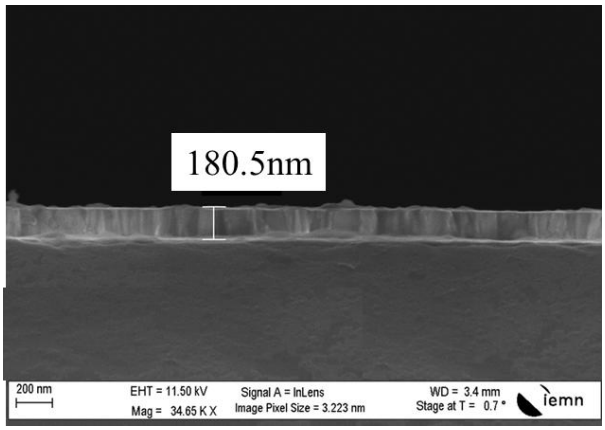
Dans ce diagramme, la Zone 1 est typiquement observée pour des rapports $T_s/T_F < 0{,}3$, ce qui indique une mobilité atomique extrêmement limitée à la surface du substrat. Dans ces conditions, les atomes arrivant sur la surface n'ont pas l'énergie nécessaire pour diffuser ou migrer vers des sites d'énergie plus stable. La croissance est donc dominée par des effets géométriques tels que l'ombre portée (ou *shadowing effect*), c'est-à-dire l'interception d'une partie du flux incident par les premières aspérités formées sur la surface, réduisant localement le dépôt dans les zones situées derrière ces aspérités. Ce mécanisme favorise une microstructure :

- Poreuse, avec une densité atomique faible,
- Composée de cristallites effilées ou coniques, orientées perpendiculairement au substrat,
- Présentant des vides intercolonnaires caractéristiques,
- Avec une croissance colonnaire fibreuse et peu compacte.

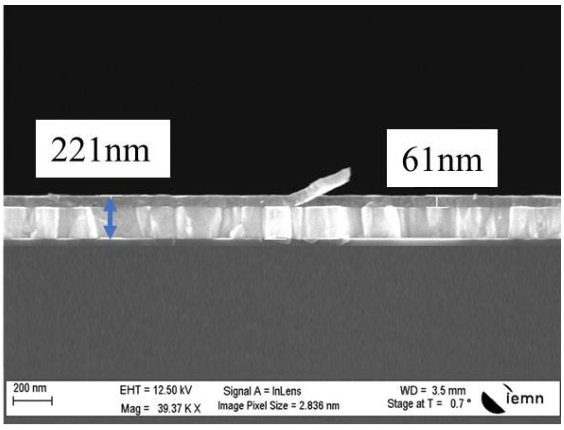
Ces caractéristiques sont en très bon accord avec les observations MEB effectuées sur les dépôts de tungstène étudiés. La morphologie des films, marquée par des colonnes fines et bien individualisées, ainsi que la présence visible de porosité latérale entre les grains, confirment une croissance en régime Zone 1. Cette structure est également cohérente avec la pression relativement élevée du gaz inerte utilisée lors du dépôt.



a.



b.



c.

Figure III-56 Images MEB de films de tungstène (~185 nm) avant et après recuit à l'air ambiant. (a) Film de référence non recuit ; (b) après recuit à 200 °C : surface inchangée ; (c) après recuit à 400 °C : formation d'une couche d'oxyde visible (~61 nm).

Par ailleurs, les films de tungstène recuits à 200 °C et 400 °C ont été caractérisés par microscopie électronique à balayage (MEB). Les images correspondantes, présentées en Figure III-56, permettent une comparaison directe entre les films recuits et le film de référence non recuit. À 200 °C, aucun changement morphologique notable n'a été observé sur les films d'une épaisseur d'environ 180 nm (Figure III-56b En revanche, après recuit à 400 °C sous air ambiant, les observations MEB révèlent

l'apparition d'une couche superficielle, estimée à environ 61 nm, présentant un contraste nettement plus sombre que le reste du film (Figure III-56c). En mode électrons rétrodiffusés (ou BSE, *Backscattered electrons*), un tel assombrissement est généralement associé à une diminution du numéro atomique effectif, ce qui suggère la formation d'une phase contenant moins de tungstène métallique, telle qu'un oxyde de tungstène. Cette hypothèse est renforcée par l'augmentation de l'épaisseur totale mesurée (~220 nm), indiquant une prise d'oxygène et une légère expansion volumique du film. Ces résultats suggèrent donc qu'une oxydation significative du tungstène (formant un produit WO_x) se produit pour des températures de recuit comprises entre 200 °C et 400 °C. Cette information est cruciale dans le cadre de la fabrication de diodes Schottky, dont le fonctionnement est prévu dans cette gamme de température et dans un environnement de gaz hostile.

Conclusion

La microstructure des films de tungstène obtenue expérimentalement, colonnaire, peu dense, et présentant des vides est caractéristique de la Zone 1 du diagramme de Thornton, ce qui reflète une croissance sous conditions énergétiquement défavorables (faible température et faible mobilité de surface). Cette comparaison confirme que les paramètres de dépôt employés conduisent à une croissance typique des couches minces en environnement basse température, avec des propriétés structurelles pouvant influencer significativement les performances mécaniques, électriques ou thermiques des films. Un dépôt à température plus élevée pourrait potentiellement conduire à une microstructure plus favorable. Par exemple, un dépôt réalisé à 400 °C correspondrait à une température relative de substrat d'environ 0,2 se rapprochant ainsi des conditions de dépôt menant à une structure de transition caractérisée par des grains fibreux densément empilés mais les contraintes de fabrication de diodes (des contraintes liées aux résines) exigent un dépôt à température ambiante.

Le recuit des films sous air ambiant montre qu'une couche d'oxyde se forme au-delà de 200 °C. Une couche de protection serait donc nécessaire dans une optique d'intégration de ce type de métallisation dans le procédé de fabrication de diodes Schottky pour le fonctionnement à haute température.

III.7.1.3 Mesures Van der Pauw

Une étude de résistivité par la méthode Van der Pauw réalisée sur les différentes couches et dont les résultats sont illustrés dans la Figure III-57a ci-après, a révélé une évolution non linéaire. D'après les résultats, une plage optimale est trouvée entre 18 et 36 sccm avec des résistivités comprises entre 14,8 et 16,6 µΩ.cm, soit une plage typiquement associée à une bonne densification et cristallinité des couches. Ces valeurs se situent nettement en dessous des résistivités généralement rapportées pour des films de tungstène non recuits, qui sont souvent supérieures à 10 µΩ·cm et peuvent atteindre jusqu'à 137 µΩ·cm en présence de phase β majoritaire [180]. Au-delà de cette plage, la résistivité augmente d'une manière significative, atteignant 23 µΩ·cm à 48 sccm. Cette hausse peut être corrélée à une diminution de la densité ou de la cristallinité des couches, potentiellement induite par un environnement

de dépôt plus diffus. Ce dernier favoriserait une croissance désordonnée, marquée par une augmentation des défauts structuraux, de la porosité et des limites de grains, facteurs contribuant à l'élévation de la résistivité. Ceci est en accord avec les observations de Chargui *et al.* (2020) [181] sur des films déposés à pression élevée. La légère baisse observée à 60 sccm (18,4 µΩ.cm) traduit probablement un compromis entre porosité accrue et augmentation de l'épaisseur réelle de dépôt.

Par ailleurs, des films de tungstène de différentes épaisseurs ont été déposés avec un débit d'argon constant de 24 sccm afin d'étudier l'influence de l'épaisseur sur la résistivité électrique. Cette étude a été menée sur deux types de substrats : du silicium hautement résistif et du n-GaN faiblement dopé. Les résultats, présentés à la Figure III-57b, montrent clairement que, pour les deux substrats, la résistivité diminue avec l'augmentation de l'épaisseur du film.

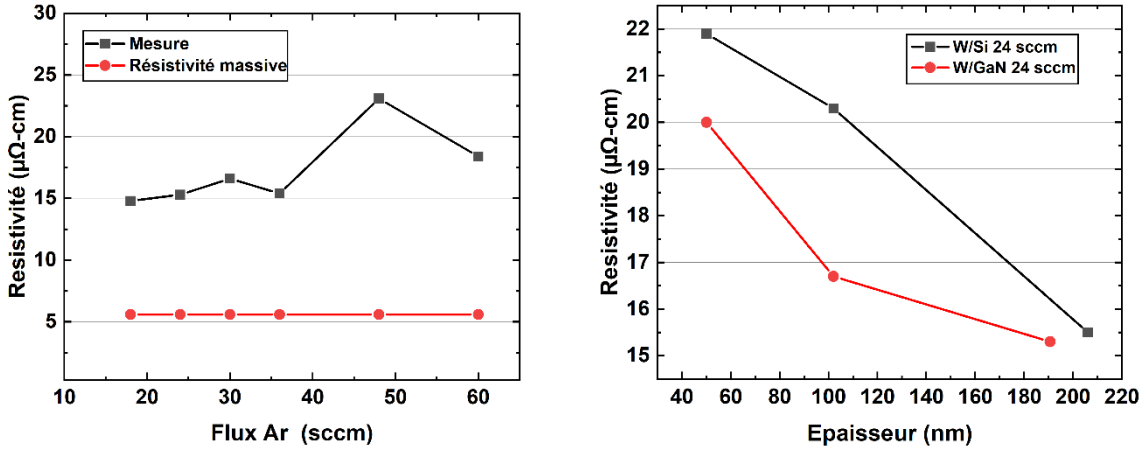


Figure III-57 Évolution de la résistivité électrique : (a) selon le débit de gaz argon, avec comparaison à la résistivité du tungstène massif, (b) en fonction de l'épaisseur des films obtenus après dépôt à un débit d'argon de 24 sccm

Dans la gamme d'épaisseurs étudiée (50–200 nm), la diminution de la résistivité peut être partiellement attribuée à la réduction de la diffusion électronique sur les surfaces, une épaisseur de 50 nm etant comparable au libre parcours moyen des électrons dans le tungstène (ℓ ~ 10-20 nm). Ce comportement est en accord avec le modèle de Fuchs–Sondheimer, qui décrit l'augmentation de la résistivité due à la diffusion inélastique des électrons aux interfaces film/semiconducteur et film/air [182], [183]. Par ailleurs, l'augmentation de l'épaisseur favorise la croissance de grains plus larges et une densification de la microstructure, ce qui réduit la contribution des joints de grains à la diffusion électronique. Cette interprétation est cohérente avec le modèle de Mayadas–Shatzkes, qui relie la résistivité supplémentaire à la fréquence des réflexions électroniques aux joints de grains [184]. L'ensemble de ces effets conduit à des résistivités plus élevées s'éloignant progressivement de celles du tungstène massif lorsque l'épaisseur diminue.

Enfin, les films déposés sur substrat n-GaN présentent des résistivités systématiquement plus faibles que ceux déposés sur silicium hautement résistif pour les faibles épaisseurs (≤ 100 nm), ce qui peut

s'expliquer par une conduction parasite du substrat semi-conducteur, effet qui devient négligeable pour des épaisseurs supérieures à 200 nm.

Le TABLEAU **III-14** ci-après présente les valeurs de résistivité mesurées après recuit, résumant l'évolution de la résistivité de films de tungstène de différentes épaisseurs (50, 102 et 206 nm), avant et après un recuit à 200 °C et 400 °C à l'air ambiant.

TABLEAU III-14 RESISTIVITE DES COUCHES DE TUNGSTENE DEPOSE A 24 SCCM DE FLUX D'ARGON APRES DIFFERENTS RECUITS

Recuit (°C)	Résistivité (Ω-cm^{-1}) Couche de 50 nm	Résistivité (Ω-cm^{-1}) Couche de 102 nm	Résistivité (Ω-cm^{-1}) Couche de 206 nm
Non-recuit	$2{,}22.10^{-5}$	$2{,}05.10^{-5}$	$1{,}53.10^{-5}$
200	$2{,}22.10^{-5}$	$2{,}40.10^{-5}$	$1{,}55.10^{-5}$
400	$2.22.10^{-5}$	$2{,}40.10^{-5}$	$1{,}65.10^{-5}$

A travers les valeurs du tableau, nous observons que :

- Pour la couche de 50 nm, la résistivité reste constante quel que soit le traitement thermique, avec une valeur de 2,22 × 10^{-5} Ω·cm, suggérant une stabilité électrique à cette épaisseur dans la plage de température étudiée.
- Pour la couche de 102 nm, une légère augmentation de la résistivité est observée après recuit, passant de 2,05 × 10^{-5} Ω·cm à 2,40 × 10^{-5} Ω·cm, à la fois à 200 °C et 400 °C, ce qui pourrait indiquer une sensibilité accrue à l'oxydation ou à la modification de la microstructure à partir de cette épaisseur.
- Pour la couche de 206 nm, bien que la résistivité reste globalement faible, une tendance à l'augmentation est également constatée après recuit, avec une valeur atteignant 1,65 × 10^{-5} Ω·cm à 400 °C contre 1,53 × 10^{-5} Ω·cm à l'état initial.

Une tendance similaire est observée pour les couches de tungstène déposées sous des flux d'argon de 24 sccm et 36 sccm. Les TABLEAU **III-15** et TABLEAU **III-16** ci-après résument ces résultats, avec des valeurs de résistivité comprises entre 1,70 × 10^{-5} et 2,37 × 10^{-5} Ω.cm pour le dépôt réalisé à 30 sccm, mesurées entre la température ambiante et après recuit à 400 °C. Pour les couches déposées à 36 sccm, les valeurs se situent entre 1,68 × 10^{-5} et 1,95 × 10^{-5} Ω.cm.

Globalement, ces résultats indiquent que les effets du recuit sur la résistivité restent limités mais deviennent légèrement perceptibles au-delà de 100 nm d'épaisseur, en particulier à 400 °C, ce qui est cohérent avec l'apparition d'une oxydation de surface détectée par MEB à cette température dans la section précédente.

TABLEAU III-15 RESISTIVITE DES COUCHES DE TUNGSTENE DEPOSEES A 30 SCCM DE FLUX D'ARGON APRES DIFFERENTS RECUITS

Recuit (°C)	Résistivité (Ω-cm^{-1}) Couche de 50 nm	Résistivité (Ω-cm^{-1}) Couche de 102 nm
Non-recuit	$2{,}22.\,10^{-5}$	$1{,}70.\,10^{-5}$
200	$2{,}22.\,10^{-5}$	$1{,}70.\,10^{-5}$
400	$2{,}83.\,10^{-5}$	$2{,}37.\,10^{-5}$

TABLEAU III-16 RESISTIVITE DES COUCHES DE TUNGSTENE DEPOSEES A 36 SCCM DE FLUX D'ARGON APRES DIFFERENTS RECUITS

Recuit (°C)	Résistivité (Ω-cm^{-1}) Couche de 102 nm
Non-recuit	$1{,}68.\,10^{-5}$
200	$1{,}68.\,10^{-5}$
400	$1{,}95.\,10^{-5}$

III.7.1.4 Conclusion sur les mesures

Ces résultats montrent que le débit de gaz argon influence de manière significative la microstructure et les propriétés électriques des films de tungstène. Un débit trop faible limite le rendement de dépôt, tandis qu'un débit trop élevé dégrade la qualité structurale, menant à une résistivité accrue. Un compromis autour de 24 à 30 sccm semble favorable pour obtenir des couches épaisses et faiblement résistives. Ces configurations sont retenues pour la fabrication de diodes Schottky à base de tungstène (W/n-GaN) dans les prochaines sections. Par ailleurs, les résistivités relativement élevées observées pour les films recuits à 400 °C, attribuées à l'oxydation de surface, soulignent la nécessité d'adapter le procédé de fabrication des diodes Schottky afin de préserver les propriétés électriques du contact métallique en conditions de fonctionnement à haute température.

Pour répondre à la problématique de tenue thermique et chimique, une autre piste consiste à modifier la nature du matériau utilisé pour la couche métallique.

Les nitrures métalliques, tels que le nitrure de tungstène (WN) par exemple, présentent en effet une résistance accrue à l'oxydation comparativement aux métaux purs. Cette stabilité provient de la forte cohésion des liaisons métal-azote, qui limite la diffusion de l'oxygène et retarde significativement la formation d'oxydes en surface. Par exemple, le WN ne commence à s'oxyder qu'à partir d'environ 500 °C, ce qui en fait un candidat pertinent pour des dispositifs devant opérer dans cette gamme de température. Dans cette perspective, une tentative de dépôt de nitrure de tungstène a été réalisée, suivie

d'analyses structurales et chimiques par spectroscopie EDS, présentées dans la section suivante. A noter que l'étude est inachevée par faute de temps.

III.7.1.5 Dépôt et caractérisation chimique par EDS du Nitrure de tungstène (WN)

La spectroscopie de dispersion d'énergie des rayons X (EDS), couplée à la microscopie électronique à balayage (MEB), est une technique puissante pour l'analyse élémentaire locale. Cependant, sa sensibilité dépend fortement de la géométrie d'analyse, de l'énergie du faisceau incident et surtout de l'épaisseur du matériau à analyser, notamment en configuration de coupe transversale. En effet, l'émission de rayons X générés par l'interaction entre le faisceau d'électrons et les atomes de la matière serait compromise si les couches sont trop fines. Ainsi, les films doivent présenter une épaisseur supérieure à la zone d'interaction électronique, généralement de l'ordre de quelques microns pour les matériaux métalliques à haute densité.

Dans ce cadre, des films de nitrure de tungstène (WN) ont été déposés puis caractérisés par EDS afin d'identifier la composition élémentaire du matériau, ainsi que par des mesures de résistivité. Le dépôt a été réalisé par pulvérisation cathodique réactive de tungstène dans un mélange gazeux constitué de 4,8 sccm d'azote (N_2) et 24 sccm d'argon (Ar), sous une pression de 7,6 × 10^{-3} Torr. Afin d'obtenir une épaisseur suffisante pour une analyse transversale fiable, la durée de dépôt a été portée à 83 minutes. L'imagerie MEB a révélé une couche uniforme de WN d'environ 4,5 µm d'épaisseur.

La Figure III-58 met en évidence les pics caractéristiques des éléments détectés dans le film, notamment le tungstène, l'azote, le silicium (provenant du substrat test), l'oxygène et le carbone.

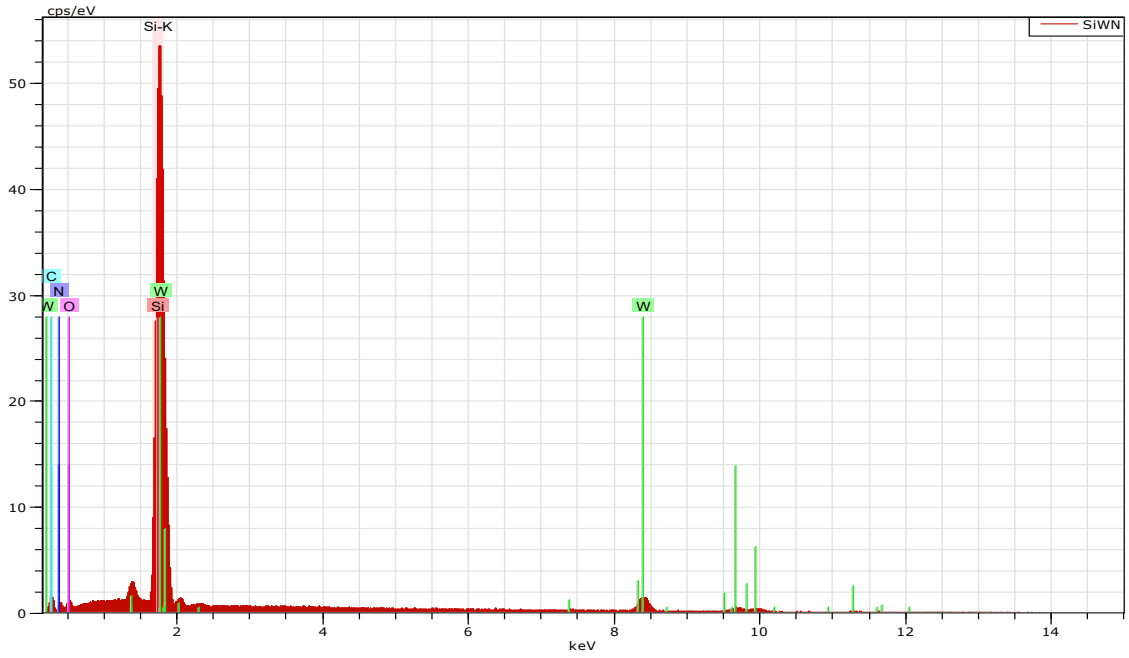
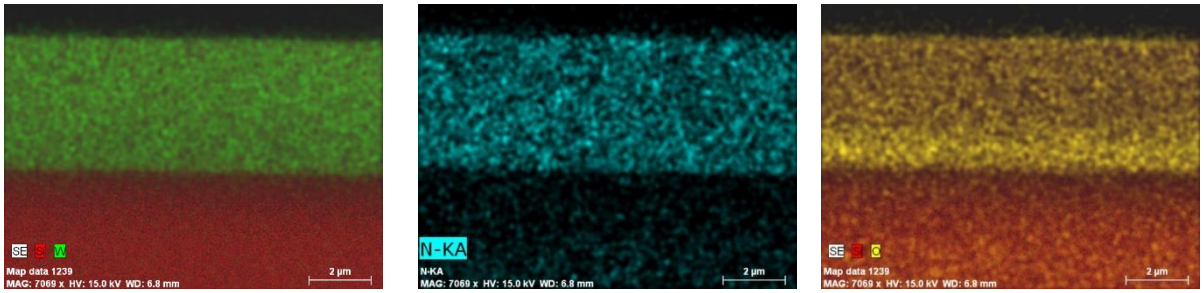


Figure III-58 : Spectres d'analyse par spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS) des couches de WN déposées

La Figure III-59 présente en détail les cartographies élémentaires EDS ainsi que les profils de concentration à travers la couche de WN.



a. **b.** **c.**

Figure III-59 : Cartographies élémentaires EDS montrant les concentrations de : (a) tungstène (W) ; (b) azote (N) ; et (c) oxygène (O) dans un film de WN déposé d'épaisseur 4,5 µm.

Les résultats EDS, présentés dans la Figure III-59a-c confirment une forte concentration en tungstène (Figure III-59a) ainsi qu'une présence notable d'azote (Figure III-59b), témoignant de la formation du composé nitruré. Toutefois, une quantité non négligeable d'oxygène a été détectée (Figure III-59c), majoritairement localisée à l'interface entre le film et le substrat. Cette accumulation interfaciale d'oxygène est préoccupante dans le cadre d'une intégration dans une diode Schottky : une telle couche isolante à l'interface est susceptible d'augmenter significativement la tension de seuil, voire de perturber le bon fonctionnement de la jonction.

Plusieurs hypothèses peuvent expliquer cette présence d'oxygène :

- Contamination résiduelle dans la chambre de dépôt malgré le pompage,
- Présence d'un oxyde natif à la surface de la cible de tungstène,
- Ou encore un oxyde préexistant à la surface du substrat et resté par manque de traitement de surface in-situ dans le bâti de pulvérisation.

Pour limiter cette oxydation interfaciale, plusieurs solutions peuvent être envisagées :

- Améliorer le pompage préalable de la chambre pour réduire la pression partielle d'oxygène, dans la limite des capacités de l'installation ;
- Augmenter la durée de pré-pulvérisation avant le dépôt effectif, afin d'éliminer les oxydes présents à la surface de la cible ;
- Mettre en œuvre un traitement de surface in situ du substrat juste avant le dépôt, afin d'éliminer l'oxyde natif sur le substrat (ici silicium et futurement GaN) ; méthode la plus efficace.

Ces résultats mettent en évidence la nécessité d'un contrôle rigoureux des conditions de dépôt pour assurer la pureté chimique et l'intégrité électrique du film.

Cette piste n'a finalement pas été poursuivie en raison de la décision de privilégier les métallisations en tungstène et molybdène, jugées plus matures et plus prometteuses dans le cadre de ce travail. Elle

demeure toutefois intéressante d'un point de vue thermique. Une étude portant sur des dépôts réalisés sous différents flux d'azote pourrait par exemple être pertinente, accompagnée d'une caractérisation chimique approfondie par exemple par spectrométrie de photoélectrons X (XPS) ou diffraction des rayons X (XRD) afin de déterminer précisément la composition du composé nitruré W_xN_y et d'en assurer une quantification rigoureuse. Un dépôt à plus haute température (400 °C) en se basant sur le diagramme de Thornton serait aussi intéressant pour des couches plus denses et moins oxydées. Finalement, des investigations de tenue à haute température pourraient être envisagées pour statuer sur ce contact.

III.7.2 Intégration technologique pour la réalisation de diodes Schottky à base de tungstène

L'intégration du tungstène dans la fabrication des diodes Schottky nécessite une maîtrise rigoureuse des différentes étapes technologiques, notamment en ce qui concerne la métallisation et la définition des motifs. Cette partie détaille d'abord l'optimisation isolée du procédé de lift-off appliqué à la métallisation par pulvérisation, étape cruciale pour assurer la qualité des motifs métalliques. Ensuite, l'accent sera mis sur l'intégration complète du tungstène dans la séquence de fabrication, avec une analyse approfondie des résultats expérimentaux obtenus sur les dispositifs réalisés.

III.7.2.1 Optimisation du « lift-off » par pulvérisation

La métallisation Schottky à base de tungstène a été réalisée par un procédé de lift-off. Cette étape peut présenter 3 problèmes majeurs tels que : la rétention, correspondant à la présence de résidus de résine dans les zones censées être dégagées ; la re-déposition, liée à l'adhésion secondaire de micro-gouttelettes de métal sur la surface après détachement ; et les "oreillettes" (ou "lichettes", *fences* en anglais), formées sur les bords des motifs métalliques par accumulation latérale de métal. La Figure III-60 ci-après compare les deux types de dépôts : par évaporation par faisceau d'électron et par pulvérisation cathodique. Le dépôt par évaporation se fait en incidence quasi-verticale (Figure III-60a), limitant le dépôt sur les flancs de la résine. En revanche, lorsque le lift-off est réalisé après une pulvérisation cathodique (*sputtering*), des défis apparaissent en raison de la nature isotrope du dépôt (Figure III-60b). Contrairement à l'évaporation, où le flux d'atomes est essentiellement collimaté et arrive perpendiculairement à la surface, la pulvérisation cathodique génère un flux d'atomes présentant une distribution angulaire large, proche d'une loi en cosinus. Cette composante hors-normale entraîne un dépôt significatif de métal sur les parois latérales de la résine.



Figure III-60 Comparaison du dépôt par (a) évaporation par faisceau d'électrons et (b) Pulvérisation cathodique en courant continu (DC)

C'est ce phénomène qui conduit à la formation d'« oreillettes » : les fines structures métalliques verticales qui restent fixées aux bords du motif après le lift-off. L'image MEB présentée dans la Figure III-61 illustre de manière typique et marquée ce phénomène. Il est à noter que la hauteur de ces structures parasites peut atteindre jusqu'à 882 nm pour un motif de 5 µm de diamètre, soit une valeur comparable à celle de la résine utilisée. Dans ce cas particulier, une couche de tungstène de 100 nm a été déposée. Ces formations indésirables peuvent entraîner des courts-circuits, une dégradation de la définition des motifs ou encore des problèmes d'adhérence.

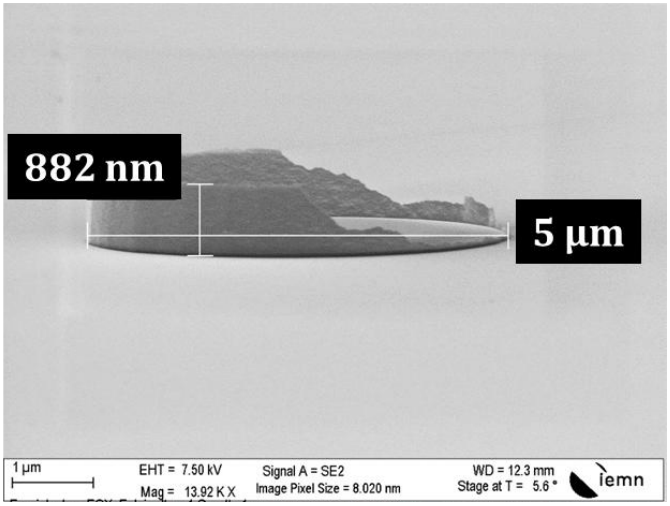
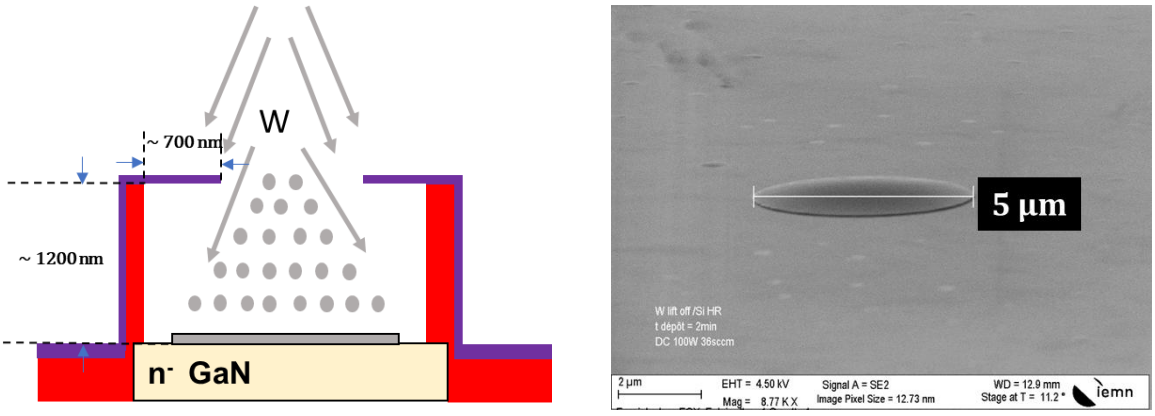


Figure III-61 Image MEB du motif après lift-off par pulvérisation cathodique avec une présence visible d'oreillettes.

Pour limiter ce phénomène, plusieurs approches sont couramment mises en œuvre, notamment le surdéveloppement de la résine afin d'obtenir un profil en surplomb plus prononcé, ou encore l'optimisation des paramètres de pulvérisation tels que la pression et la distance cible-substrat. Dans le cadre de cette étude, le choix s'est porté sur un surdéveloppement contrôlé combiné à une couche métallique de tungstène affinée à 50 nm. Par ailleurs, l'épaisseur de la résine a été augmentée afin d'assurer une marge suffisante et d'éviter toute connexion entre la surface supérieure de la résine et d'éventuelles oreillettes.

La Figure III-62a ci-après illustre le principe ayant guidé cette stratégie. Un empilement tri-couche COPO /COPO/PMMA a ainsi été déposé, permettant d'atteindre une hauteur totale de 1,2 µm. De plus, la "casquette" a été surdéveloppée pour offrir une marge suffisante lors du dépôt angulaire. Le métal déposé dépasse légèrement les dimensions définies par le masque électronique (de quelques dizaines de nanomètres), mais cet écart reste négligeable par rapport au diamètre de l'anode, de l'ordre du micron.

Cette configuration a permis de réduire efficacement le phénomène des oreillettes. Les images MEB de la Figure III-62b montrent un dépôt net, sans défaut apparent, avec des motifs circulaires parfaitement définis.



a. **b.**

Figure III-62 (a) Configuration bicouche optimisée, incluant le surdéveloppement de la résine et l'ajustement de la hauteur (b) Image MEB du dépôt métallique obtenu après mise en œuvre des optimisations proposées (avec une épaisseur de tungstène de 50 nm).

En conclusion, les conditions optimales de *lift-off* identifiées dans cette étude reposent sur :

- Un profil de résine en surplomb obtenu par surdéveloppement contrôlé,
- Une résine suffisamment épaisse pour assurer une séparation claire des zones à déposer,
- Un dépôt métallique mince (50 nm dans ce cas),
- Et un contrôle précis des paramètres de pulvérisation identifiés dans la partie précédente.

L'ensemble de ces conditions contribue à garantir un *lift-off* propre, reproductible et sans défauts liés aux oreillettes.

III.7.3 Mise en œuvre du tungstène dans la séquence de fabrication des diodes Schottky

À la suite de l'optimisation du procédé de lift-off, cette section aborde l'intégration complète des couches de tungstène dans la séquence technologique de fabrication des diodes Schottky. La validation de la compatibilité des paramètres optimisés avec un procédé global ouvre la voie au développement de dispositifs à base de tungstène. Elle présente d'une part une description détaillée des différentes étapes de fabrication, et d'autre part les résultats issus des caractérisations des diodes réalisées.

III.7.3.1 Développement de la séquence technologique pour des diodes W/n-GaN par procédé conventionnel

Cette section détaille les étapes de fabrication consacrées à l'étude des diodes Schottky intégrant des métallisations en tungstène (W), depuis la préparation du substrat jusqu'aux étapes de dépôt et recuit, en passant par toutes les opérations nécessaires pour la réalisation des diodes (lithographie, gravure etc..).

Dans le cadre de cette étude, le procédé conventionnel à base de platine détaillé dans le chapitre II a été en grande partie conservé, à l'exception notable des étapes de traitement de surface et de dépôt du métal.

Nous rappelons donc brièvement ce procédé et nous mettons la lumière sur l'étape de métallisation Schottky.

Les diodes Schottky à base de tungstène ont été fabriquées sur une épitaxie de GaN/Saphir de type « buffer fin », comprenant donc une couche active de GaN dopé n d'environ 600 nm, avec une concentration en porteurs de 5×10^{16} cm^{-3}. Les mesas des diodes ont été réalisées par ICP-RIE à base de Cl_2 avec une définition de motifs rendue possible à travers un masque dur en HSQ. Le contact ohmique, un empilement de Ti/Al/Ni/Au, a été déposé par évaporation puis a subi un RTA à 850 °C pendant 30 secondes sous atmosphère d'azote (N_2).

L'étape de métallisation Schottky à base de tungstène diffère du procédé conventionnel. En effet, contrairement au procédé utilisant le platine comme anode, dans lequel un traitement combiné BHF + plasma d'argon in situ était appliqué avant la métallisation pour améliorer la qualité de l'interface, aucun traitement physique à base de plasma n'a pu être réalisé ici. Ceci est en raison de l'absence de canon à ions dans le système de pulvérisation cathodique utilisé. Par conséquent, seul un traitement chimique au BHF a été appliqué avant le dépôt du métal Schottky. Le tungstène a ensuite été déposé par pulvérisation cathodique suivant la configuration retenue précédemment, suivi d'un dépôt de couche d'or de recouvrement déposée par évaporation, formant ainsi un empilement W/Au de 30/300 nm. La définition des anodes circulaires de diamètre entre 44 et 140 µm a été assurée par lithographie électronique suivie d'un lift-off, optimisé pour les couches déposées par pulvérisation.

Enfin, les diodes Schottky ainsi réalisées ont fait l'objet d'un recuit rapide (RTA sous N_2) post-métallisation à différentes températures de 600 °C et 700 °C pour un temps de recuit de 30 secondes afin d'étudier l'évolution des caractéristiques électriques en fonction de la température de traitement.

Les images MEB de la Figure III-63 ci-après mettent en évidence, avant recuit, un contact Schottky bien défini (Figure III-63a). On distingue clairement, en premier lieu, une fine couche correspondant à la couche de tungstène, surmontée par la couche d'épaississement en Or, laquelle présente un léger retrait par rapport à la métallisation Schottky en tungstène. Cette configuration résulte, comme expliqué précédemment, de la nature du dépôt par pulvérisation qui engendre un léger débordement au-delà des limites du masque, contrairement au dépôt directionnel (par évaporation) de la couche d'or qui reste confiné aux zones définies. Après recuits à 600 °C et 700 °C (Figure III-63b et Figure III-63c), la morphologie de la fine couche de tungstène demeure globalement préservée. En revanche, la couche d'épaississement en or présente une rugosité latérale accrue ainsi que de légères dépressions localisées (creux) en surface.

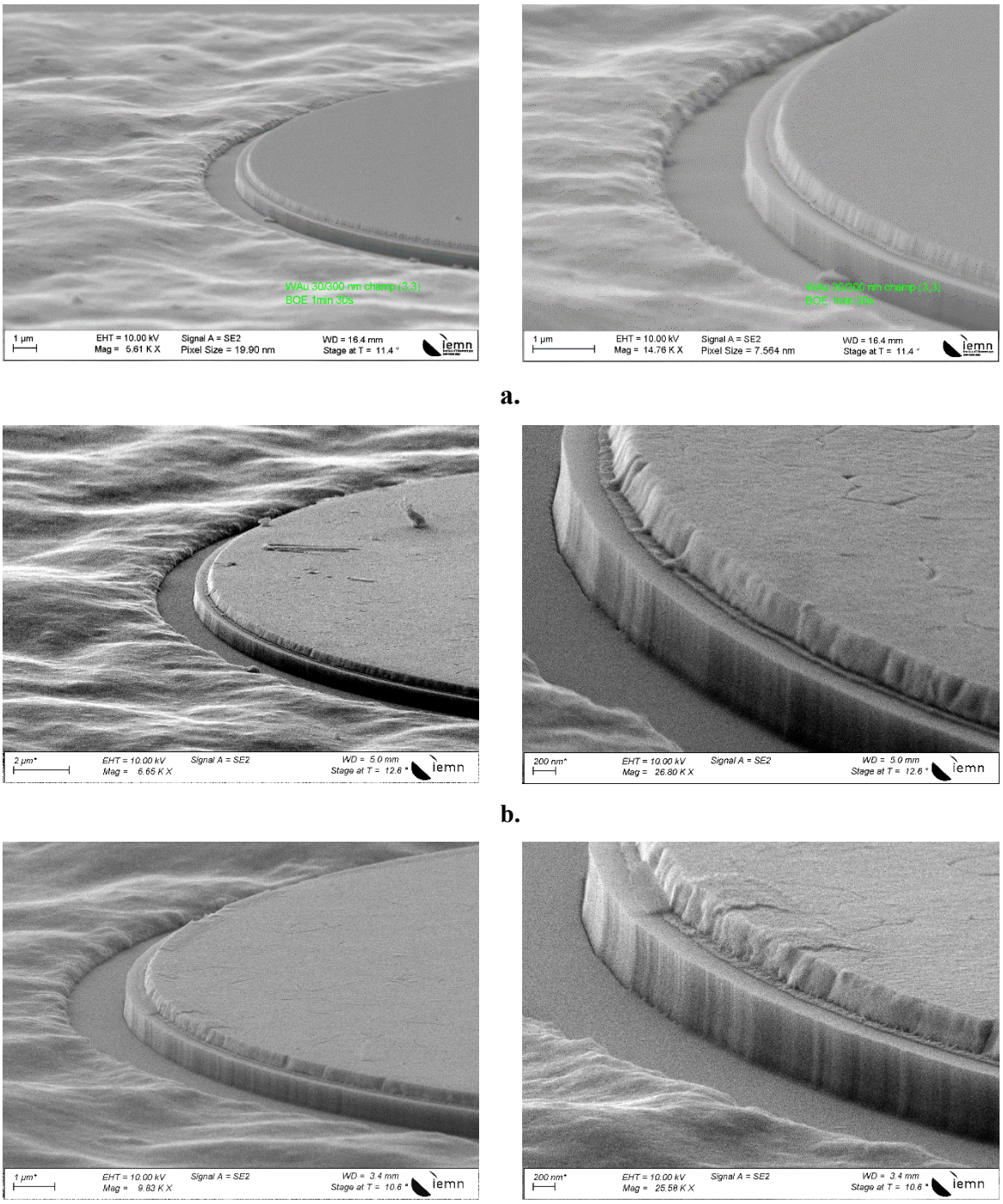


Figure III-63 Images MEB des diodes Schottky W/n-GaN : (a) état initial après dépôt (b) Après recuit à 600 °C et (c) Après recuit à 700 °C

Après avoir examiné l'évolution morphologique des diodes Schottky W/n-GaN en fonction des conditions de recuit, il est essentiel d'évaluer l'impact de ces traitements thermiques sur leurs propriétés électriques. La section suivante présente ainsi l'analyse des caractéristiques courant-tension et l'extraction des principaux paramètres des diodes afin de corréler les observations morphologiques aux performances électriques.

III.7.3.2 Caractérisation : Effet du recuit sur les paramètres électriques des diodes

Des mesures courant-tension en polarisation directe et inverse ont été réalisées après différents recuits, comme illustré dans la Figure III-64. On observe une diminution significative du courant de fuite après un recuit à 600 °C (Figure III-64a), ainsi qu'une augmentation de la tension de seuil (Figure III-64b). Ces évolutions sont expliquées par l'extraction des paramètres électriques des diodes : la hauteur de barrière (Φ_B), la résistance série (R_s) et le facteur d'idéalité (η). Ces paramètres ont été déterminés à partir du modèle d'émission thermoïonique, en analysant la portion linéaire de la courbe ln(I) en fonction de la tension appliquée V_j.

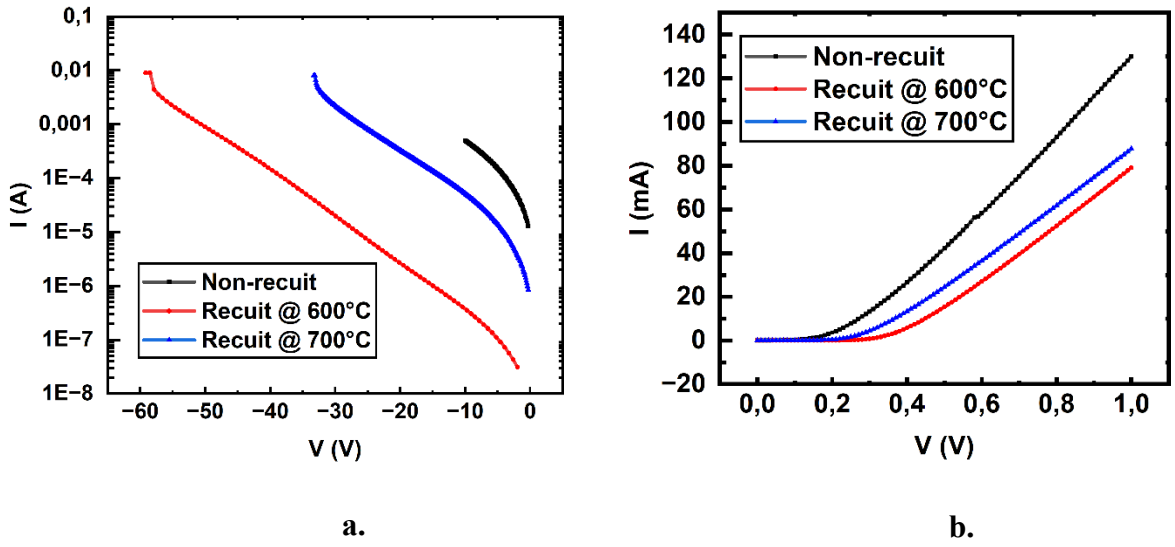


Figure III-64 I(V) des diodes Schottky W/n-GaN de 44 µm de diamètre d'anode, avant recuit (courbe noir), après recuit à 600 °C (courbe rouge) et à 700 °C (courbe blue). (a) courant inverse et (b) courant direct

Tout comme les diodes Schottky à base de molybdène, celles à base de tungstène présentent une non-homogénéité notable de leurs caractéristiques électriques en fonction des différents traitements thermiques. La hauteur de barrière varie entre 0,45 eV pour les diodes non recuites et 0,54 eV après recuit à 600 °C, avant de rediminuer à 0,47 eV suite à un recuit à 700 °C. Le TABLEAU **III-17** ci-après récapitule les principaux paramètres électriques extraits en présentant leur évolution en fonction de la température de recuit appliqué (non-recuit, 600 °C, 700 °C). On y observe notamment une amélioration significative du facteur d'idéalité, qui passe de 1,40 en condition non recuite à 1,11 après recuit à 600 °C. Un recuit à 700 °C permet également d'atteindre cette même valeur du facteur d'idéalité, traduisant une amélioration par rapport à l'état initial.

Concernant le courant de fuite mesuré à une polarisation inverse de −10 V, le courant est minimal après recuit à 600 °C, avec une valeur de 1,56 µA. Ce résultat est cohérent avec la hauteur de barrière maximale observée dans cette condition (0,54 eV).

TABLEAU III-17 PARAMETRES ELECTRIQUES EXTRAITS DES DIODES SCHOTTKY A BASE DE TUNGSTENE APRES DIFFERENTS TRAITEMENTS DE RECUIT.

	Non-recuit	Après recuit @ 600 °C t 30 s	Après recuit @ 700 °C t 30 s
Potentiel de barrière (eV)	0,45	0,54	0,47
Facteur d'idéalité	1,4	1,11	1,11
Courant de fuite @ -10 V (µA)	500	0,6	42
Champ de claquage (V/µm)	N/A	98	55
Rs (Ω)	4,92	7,08	7,43
$R_{ON,Spec}$ (mΩ-cm)	0,07	0,11	0,11

Le champ de claquage suit une évolution similaire : il atteint 98 V/µm après recuit à 600 °C, contre 55 V/µm après recuit à 700 °C. En revanche, le champ de claquage n'a pas pu être déterminé pour la condition non recuite, en raison d'un courant de fuite excessif dès la première polarisation à −10 V. Une polarisation plus poussée a donc été évitée afin de prévenir tout claquage destructif. La résistance série et la résistance spécifique mesurées sont particulièrement faibles, avec des valeurs respectives de 4,92 Ω et 0,07 mΩ-cm avant recuit et puis 7,08 Ω et 0,11 mΩ-cm après recuit. Ces résultats représentent les valeurs les plus faibles obtenues parmi l'ensemble des diodes étudiées dans le cadre de cette thèse.

Conclusion sur les mesures

Les résultats obtenus mettent en évidence l'impact significatif du recuit thermique sur les performances électriques des diodes Schottky à base de tungstène. Un recuit modéré à 600 °C permet d'améliorer globalement la qualité du contact Schottky, en réduisant fortement le courant de fuite, en augmentant le champ de claquage, et en préservant des résistances série et spécifique faibles.

En revanche, à des températures de recuit plus élevées, une légère dégradation de certaines performances électriques est observée, suggérant donc la présence d'un optimum autour de 600 °C. Ces observations mettent en évidence non seulement la nécessité d'un contrôle rigoureux du traitement thermique pour optimiser les performances des diodes, mais aussi l'importance d'adapter le procédé de fabrication afin de garantir leur fonctionnalité face à des conditions thermiques plus contraignantes.

Dans cette optique, une autre séquence technologique utilisant le process « COMORES », a été développée afin d'explorer des pistes d'amélioration de la stabilité des empilements métalliques à haute température. La section suivante en présente les principes et le déroulement de l'étude.

III.7.3.3 Développement de la séquence technologique par le procédé « COMORES »

Le développement des diodes Schottky à base de tungstène a été conduit en parallèle de celui des diodes Schottky à base de molybdène. Par conséquent, une évolution identique du procédé de fabrication a été appliquée aux deux types de contacts. Ainsi, après une première série de fabrication reposant sur un procédé conventionnel, une seconde série a été réalisée en mettant en œuvre des diodes Schottky à base

de tungstène, selon le procédé de fabrication « COMORES » décrit en section III.3. Pour rappel, ce procédé repose sur un recuit thermique simultané du contact Schottky et du contact ohmique.

Dans ce cadre, des diodes Schottky ont été élaborées sur substrat en saphir intégrant une couche tampon dite « buffer épais » et une couche active dopée n^-, d'épaisseur 600 nm, avec une concentration en porteurs de l'ordre de 5×10^{16} cm^{-3}.

La définition des mésas a été effectuée par gravure ICP-RIE à base de chlore, en utilisant un masque dur en HSQ. Avant la métallisation du contact Schottky, un nettoyage chimique à l'aide d'une solution tamponnée d'acide fluorhydrique (BHF) a été réalisé afin d'éliminer les oxydes de surface. Le contact Schottky, d'un diamètre d'anode de 44 µm, a été déposé en amont du contact ohmique, par pulvérisation cathodique. Contrairement à l'approche conventionnelle, un empilement métallique Schottky différent a été adopté dans le but de prévenir toute agglomération lors des recuits à haute température (>700 °C). À cet effet, une couche barrière en platine a été insérée, agissant comme barrière de diffusion entre le tungstène (W) et l'or (Au). L'empilement Schottky résultant est donc de type W/Pt/Au. De plus, une étude comparative de différentes configurations d'empilement a été conduite, avec deux jeux d'épaisseurs testés : 30/30/300 nm et 20/30/300 nm (W/Pt/Au). Cette étude permettra par la suite de statuer sur un empilement optimal. Le contact ohmique a ensuite été réalisé par évaporation, avec une métallisation Ti/Al/Ni/Au de 12/200/40/100 nm.

Enfin, un RTA simultané des contacts Schottky et ohmiques a été effectué sous atmosphère d'azote (N_2), à deux températures différentes : 600 °C (15 minutes), et 850 °C (1 minute), dans le but d'optimiser l'interface du contact Schottky.

Les différentes configurations métalliques et les conditions de recuit appliquées ont été définies afin d'optimiser les performances électriques des diodes Schottky à base de tungstène. La section suivante présente une analyse détaillée de l'impact du recuit thermique simultané sur les caractéristiques électriques des dispositifs.

III.7.3.4 Recuit et empilement : Influence sur les caractéristiques I-V

Cette partie a pour objectif d'évaluer comment les variations d'empilements métalliques et les paramètres de recuit influencent les performances électriques des diodes. L'analyse repose sur des mesures courant-tension (I–V) en polarisation directe et inverse. En s'appuyant sur le modèle de transport thermoïonique, les paramètres caractéristiques tels que la hauteur de barrière (Φ_B), la résistance série (R_s) et le facteur d'idéalité (η) ont été extraits. Ces grandeurs varient significativement en fonction de la structure d'empilement considérée et des conditions de recuit. Il est à noter que les mesures effectuées avant recuit présentaient un comportement quasi-ohmique, rendant les courbes I–V

inexploitables pour l'extraction fiable des paramètres électriques. C'est pourquoi ces mesures n'ont pas été présentées dans la suite.

III.7.3.4.1 Influence de l'empilement sur les performances électriques après recuit à 600 °C

Cette sous-section évalue l'impact de la variation de l'empilement métallique sur les performances électriques des diodes Schottky, après recuit à une température de 600 °C. La Figure III-65 ci-après montre d'abord qu'un recuit à 600 °C permet d'obtenir un contact redresseur, avec une amélioration notable de la tension de seuil. Celle-ci atteint 0,3 V pour l'empilement W/Pt de 30/30 nm et 0,4 V pour l'empilement 20/30 nm.

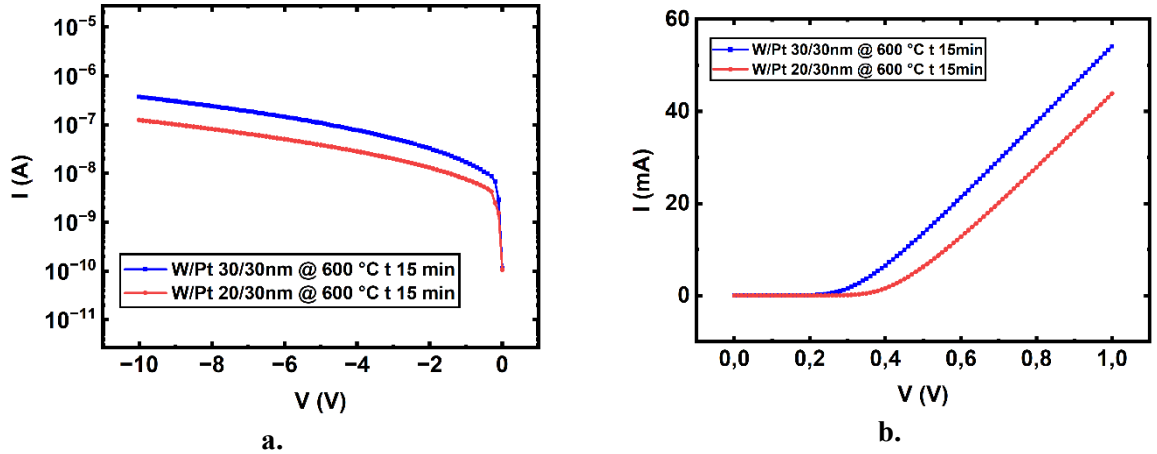


Figure III-65 Caractéristiques I–V directe (a) et inverse (b) à 600 °C – Empilements 30/30/300 nm (bleu) et 20/30/300 nm (rouge).

Les courants de fuite mesurés à une polarisation inverse de −10 V sont de l'ordre du microampère, avec une valeur inférieure pour l'empilement 20/30 nm. Le TABLEAU **III-18** ci-après présente les paramètres électriques extraits pour chaque configuration. On y observe que le courant de fuite, plus faible dans le cas de l'empilement 20/30 nm (0,6 µA), s'accompagne d'un champ de claquage plus élevé (95 V/µm), comparé au champ obtenu pour l'empilement 30/30 nm (68 V/µm). Cette différence concorde avec la hauteur de barrière, légèrement supérieure pour l'empilement 20/30 nm (0,59 eV contre 0,58 eV).

Enfin, les deux configurations présentent un facteur d'idéalité très proche de l'idéal, avec des valeurs comprises entre 1,07 et 1,09, témoignant d'une bonne qualité de contact et d'un transport de charge dominé par un mécanisme de transport thermoïonique. La résistance série ainsi que la résistance spécifique restent faibles pour les deux empilements. Pour l'empilement 30/30 nm, elles atteignent respectivement 10,06 Ω et 0,15 mΩ·cm², tandis que pour l'empilement 20/30 nm, elles sont légèrement plus faibles, avec des valeurs de 7,69 Ω et 0,12 mΩ·cm². Cette différence peut s'expliquer par l'épaisseur légèrement plus faible de l'empilement 20/30 nm, qui réduit la distance de conduction et donc la résistance globale, ou l'interface formée suite à cet empilement. Ces faibles valeurs indiquent que les pertes ohmiques dans la jonction sont limitées.

TABLEAU III-18 PARAMETRES ELECTRIQUES EXTRAITS DES DIODES SCHOTTKY A BASE DE TUNGSTENE APRES RECUIT A 600 °C POUR DEUX CONFIGURATIONS D'EMPILEMENT METALLIQUE

W/Pt (nm)	30/30	20/30
Potentiel de barrière (eV)	0,58	0,59
Facteur d'idéalité	1,09	1,07
Courant de fuite @ -10 V (µA)	7,0	0,6
Champ de claquage (V/µm)	68	95
Rs (Ω)	10,06	7,69
$R_{ON,spec}$ (mΩ-cm)	0,15	0,12

La différence de performance entre les deux empilements peut s'expliquer par les contraintes mécaniques induites dans la structure 30/30 nm, dont l'épaisseur totale plus élevée (60 nm) favorise l'accumulation de stress. Une autre explication serait liée à la microstructure colonnaire du tungstène, favorable à la diffusion, le travail de sortie de l'empilement devient donc pondéré entre le travail de sortie du W et celui du platine, ce qui explique l'augmentation du Φ_B. Ceci est d'autant plus accentué que la couche est fine.

Conclusion

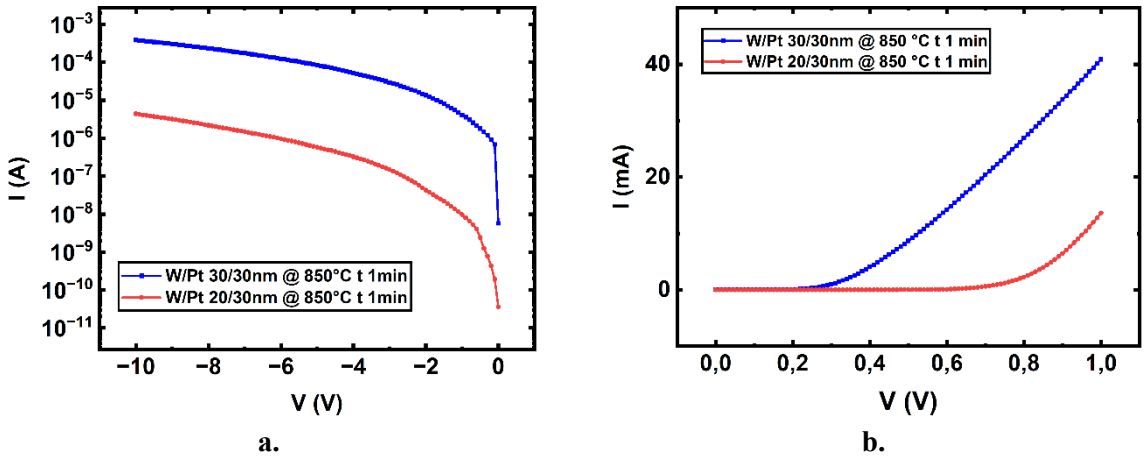
Le recuit à 600 °C pendant 15 minutes, appliqué dans le cadre de ce nouveau procédé de fabrication, a permis d'obtenir des caractéristiques électriques comparables à celles obtenues avec un recuit plus court (30 secondes) utilisé dans le procédé conventionnel. Cette augmentation de la durée de recuit vise à garantir la formation complète et stable du contact ohmique, qui, dans cette configuration, nécessite un temps de traitement plus long. Néanmoins, ces résultats démontrent aussi la tenue du contact métallique W/Pt/Au, capable de maintenir de bonnes performances électriques malgré une exposition thermique prolongée à 600 °C. Ils mettent aussi en évidence un avantage majeur : la tension de seuil très basse, de l'ordre de 0,3–0,4 V, ainsi qu'une résistance à l'état passant (R_{ON}) particulièrement faible. Cela rend ce contact particulièrement intéressant pour les applications de puissance et de conversion d'énergie à faible tension, tout en garantissant une commutation rapide et une fiabilité accrue du composant. Par ailleurs, l'étude présentée dans la section suivante, portant sur un recuit à 850 °C, permettra de confirmer davantage la tenue en température de ce contact et d'évaluer ses limites.

III.7.3.4.2 Influence de l'empilement métallique après recuit à 850 °C

Un recuit thermique à 850 °C pendant 1 minute a été réalisé afin d'évaluer la tenue des différents empilements métalliques à haute température. Les performances électriques des diodes issues des deux configurations étudiées (W/Pt = 30/30 nm et 20/30 nm) sont illustrées dans la Figure III-66 ci-après. Ils montrent des écarts significatifs, mettant en évidence une forte dépendance avec l'architecture de l'empilement.

La diode associée à l'empilement 30/30 nm présente une tension de seuil modérée de 0,3 V, tandis que celle issue de l'empilement 20/30 nm affiche une tension de seuil nettement plus élevée, avoisinant 0,75 V. Cette différence suggère une modification substantielle des mécanismes de transport de charge

à travers la jonction Schottky. De plus, une variation de deux ordres de grandeur est observée sur le courant de fuite mesuré à −10 V, en faveur de l'empilement 20/30 nm.



a. b.

Figure III-66 Caractéristiques I–V directe (a) et inverse (b) à 850 °C – Empilements 30/30/300 nm (bleu) et 20/30/300 nm (rouge).

Les paramètres électriques extraits, résumés dans le **TABLEAU III-19** ci-dessous, confirment ces observations. En particulier, la hauteur de barrière atteint 0,63 eV dans le cas de l'empilement 20/30 nm, une valeur proche de celle généralement observée pour des contacts Schottky sur GaN avec une anode en platine. En comparaison, la hauteur de barrière n'est que de 0,51 eV pour l'empilement 30/30 nm. L'hypothèse incluant une diffusion du platine à travers la couche fine de tungstène (20 nm) explique les observations concernant l'empilement de 20/30 nm ; cette hypothèse sera détaillée plus tard dans la section.

La barrière plus élevée contribue directement à un champ de claquage remarquable de 137 V/µm, bien supérieur au champ obtenu après recuit à 600 °C (95 V/µm).

Cependant, cette amélioration apparente des performances en polarisation inverse est contrebalancée par une forte dégradation du facteur d'idéalité, qui atteint une valeur de 2,2 pour l'empilement 20/30 nm. Un tel écart par rapport à l'idéalité ($\eta \approx 1$) indique une déviation importante du transport thermoïonique idéal, probablement liée à une interface métal/semi-conducteur altérée. La résistance série est aussi élevée et atteint une valeur de 20,47 Ω.

TABLEAU III-19 PARAMETRES ELECTRIQUES EXTRAITS DES DIODES SCHOTTKY A BASE DE TUNGSTENE APRES RECUIT A 850 °C POUR DEUX CONFIGURATIONS D'EMPILEMENT METALLIQUE

W/Pt (nm)	30/30	20/30
Potentiel de barrière (eV)	0,51	0,64
Facteur d'idéalité	1,2	2,2
Courant de fuite @ -10 V (µA)	127	5
Champ de claquage (V/µm)	52	137
Rs (Ω)	12,67	20,47
$R_{ON,spec}$ (mΩ-cm)	0,19	0,31

Une explication plausible à ce comportement réside dans la morphologie microstructurale du film de tungstène, décrite dans la section III.7.1.2 dédiée au modèle de Thornton. Les films fins de tungstène, notamment pour une épaisseur de 20 nm, sont caractérisés par une structure colonnaire peu compacte, avec des vides de croissance importants et une faible densité latérale. Cette microstructure crée des « couloirs » qui facilitent la diffusion du platine à travers la couche de tungstène, en particulier à haute température. Il en résulte une modification locale de l'interface Schottky, où des zones dominées par un contact direct Pt/semiconducteur peuvent se former. Ces régions peuvent présenter des barrières plus élevées mais aussi plus inhomogènes, dégradant la qualité globale de la jonction.

Par ailleurs, le contact issu de l'empilement 30/30 nm présente un facteur d'idéalité relativement faible (1,2), une hauteur de barrière modérée, caractéristique des contacts en tungstène, une tension de claquage jugée acceptable et une résistance série faible. Ces résultats indiquent la formation d'un contact essentiellement composé de tungstène à l'interface, dont les performances restent néanmoins légèrement dégradées par rapport à celles du contact équivalent soumis à un recuit à 600 °C.

Conclusion

Ainsi, bien que le recuit à 850 °C permette d'atteindre une tension de claquage élevée pour l'empilement 20/30 nm, la dégradation marquée de plusieurs paramètres électriques en particulier du facteur d'idéalité et de la résistance série, révèle une interface Schottky instable et hétérogène à cette température.

À l'inverse, dans le cas de l'empilement 30/30 nm, le recuit à 850 °C entraîne également une dégradation des performances, mais la diode conserve son comportement non linéaire et son intégrité structurelle malgré cette contrainte thermique sévère. L'empilement 30/30 nm démontre donc une meilleure tenue après recuit ainsi que des performances globalement satisfaisantes, ce qui met en évidence le potentiel de cette architecture optimisée et du procédé de fabrication « COMORES ».

Le recuit à 600 °C apparaît comme le compromis optimal pour les deux empilements étudiés. Pour le tungstène, la tenue en température au-delà de 600 °C semble compromise, ce qui souligne la nécessité de limiter la température de recuit afin de préserver des caractéristiques électriques stables. Bien que l'élévation de la barrière de potentiel soit favorisée par des températures plus élevées, un recuit à 850 °C induit des contraintes thermiques susceptibles d'engendrer des défauts ou des modifications structurales au niveau de la jonction. Ces observations confirment l'importance d'une optimisation fine de la température de recuit afin de concilier qualité de contact et performances électriques.

III.7.4 Conclusion générale et discussion autour de la littérature (comparaison)

Les sections précédentes ont présenté l'élaboration, l'intégration technologique et la mise en œuvre des couches de tungstène (W) dans la séquence de fabrication des contacts Schottky sur GaN, en se concentrant sur deux types d'empilements métalliques : W/Au et W/Pt/Au. Ces contacts ont été soumis à différents traitements thermiques (600 °C, 700 °C et 850 °C) afin d'identifier les conditions de recuit

optimales et d'évaluer la tenue en température des structures obtenues. Cette section synthétise ces études et les compare aux résultats dans la littérature.

III.7.4.1 Performances des empilements W/Au

Les diodes Schottky à base de l'empilement W/Au recuit à 600 °C pendant 30 secondes ont montré des performances remarquables. Le facteur d'idéalité atteint une valeur aussi basse que 1,11, et la résistance série est minimisée. Bien que la hauteur de barrière reste relativement faible (0,54 eV), ce résultat est cohérent avec le faible travail de sortie du tungstène par rapport à d'autres métaux tels que le molybdène. L'injection directe de courant est assurée jusqu'à 100 mA à 1 V, avec une tension de claquage en polarisation inverse de 59 V pour une épaisseur de couche active de 600 nm, soit un champ de claquage équivalent à 98 V/µm. Ces caractéristiques traduisent une très bonne tenue en température, avec une dégradation observable uniquement à partir de 700 °C (champ de claquage réduit à 55 V/µm), ce qui fixe la limite thermique fonctionnelle de cet empilement

III.7.4.2 Performances des empilements W/Pt/Au

Les empilements métalliques W/Pt/Au, en particulier avec une configuration de 20/30 nm, ont démontré des performances satisfaisantes jusqu'à 600 °C. Au-delà de cette température, des phénomènes de diffusion à l'interface altèrent les propriétés du contact. Cependant, les dispositifs conservent un comportement Schottky même après un recuit à 850 °C pendant 1 minute. Par exemple, l'empilement 30/30 nm affiche un facteur d'idéalité de 1,2 et un champ de claquage de 87 V/µm, comparable aux performances observées pour l'empilement W/Au après recuit à 700 °C. Ces résultats suggèrent que 850 °C peut être considérée comme la nouvelle limite thermique fonctionnelle pour l'empilement W/Pt/Au. L'introduction d'une couche de platine agit donc comme une barrière partiellement efficace contre la diffusion de l'or. Fait notable, l'empilement 20/30 nm atteint un champ de claquage exceptionnel de 137 V/µm après recuit à 850 °C, ce qui pourrait résulter de la diffusion du platine à l'interface Schottky. Néanmoins, ce gain est contrebalancé par un facteur d'idéalité élevé de 2,2, indiquant une dégradation de la qualité de l'interface. Les résultats pour l'empilement W/Pt restent mitigés, quoique intéressants.

III.7.4.3 Comparaison avec l'état de l'art

Les performances obtenues dans cette étude pour les diodes Schottky à base d'empilements W/Au déposés sur GaN présentent de fortes similarités avec les résultats publiés par Kim *et al.* (2003) [185] présentés dans le TABLEAU **III-20**. Les deux études mettent en évidence une amélioration significative des caractéristiques électriques à la suite d'un recuit modéré à 600 °C : augmentation de la hauteur de barrière (Φ_B), réduction du courant de fuite et amélioration du facteur d'idéalité. Ces évolutions traduisent une interface métal–semi-conducteur de meilleure qualité, avec une injection de charge plus contrôlée. À l'inverse, un recuit à 700 °C entraîne une dégradation nette des performances : baisse de Φ_B, hausse du courant de fuite et diminution de la tension de claquage. Kim *et al.* attribuent cette dégradation à une diffusion du tungstène dans le GaN ainsi qu'à la formation d'interfaces métallurgiques désordonnées à haute température. Ces observations convergent avec nos résultats expérimentaux. En

effet, dans notre étude intégrant les empilements W/Pt/Au, l'attention a été plutôt donnée à la limitation de l'inter-diffusion potentielle entre la couche d'or et de tungstène mais malgré l'introduction d'une couche barrière de platine, une dégradation comparable est observée après recuit à 700 °C, suggérant qu'une diffusion inévitable du tungstène dans le semiconducteur peut en effet être à l'origine de la dégradation des diodes. Ceci consolide la pertinence du recuit à 600 °C comme seuil optimal.

TABLEAU III-20 PARAMETRES STATIQUES EXTRAITS DE CONTACTS SCHOTTKY W ET W–PT SUR GAN : COMPARAISON THESE/LITTERATURE.

	Epaisseur de la couche métallique (Å)	Recuit optimal (°C)	Φ_B (eV)	η	Courant de fuite optimal (A/cm²)	Limite thermique	Champ de claquage (V/ µm)
W/n-GaN (J Kim *et al.*) [185]	700	400 °C, t = 1 min, N_2	0,50	N/A	65 @ -10 V	500 °C, t = 1 min	10
W/n-GaN (Shiojima *et al.*) [143]	450	600 °C, t = 10 min, N_2	0,55	1,55	0,22 @ -1 V	700 °C, t = 10 min	5
W/n-GaN [cette thèse]	300	600 °C, t = 30 s, N_2	0,54	1,11	1×10^{-3} @ -1 V 4×10^{-2} @ -10 V	700 °C, t = 30 s	98
W-Pt/n-GaN [cette thèse]	300-300	600 °C, t = 15 min, N_2	0,58	1,09	1×10^{-3} @ -1 V 0,46 @ -10 V	850 °C, t = 1 min	68
W-Pt/n-GaN [cette thèse]	200-300	600 °C, t = 15 min, N_2	0,59	1,07	6×10^{-4} @ -1 V 4×10^{-2} @ -10 V	N/A	95
W-Pt/n-GaN [cette thèse]	200-300	850 °C, t = 1 min, N_2	0,64	2,20	6×10^{-4} @ -1 V 2×10^{-2} @ -10 V	N/A	137

Le **TABLEAU III-20** permet également de confronter ces résultats à ceux de Shiojima *et al.* (1999), qui ont étudié des contacts Schottky W/GaN sans structure d'empilement complexe. Ils rapportent une hauteur de barrière relativement faible (~0,55 eV) et un facteur d'idéalité élevé (>1,55) après recuit, ce qui suggère une interface initialement peu contrôlée. Ces valeurs sont comparables à celles mesurées dans notre étude avant recuit, où le comportement des diodes s'approchait d'un contact ohmique, rendant difficile l'extraction fiable des paramètres électriques à partir des courbes I–V.

L'ensemble de ces données souligne la nécessité d'optimiser à la fois la nature des empilements métalliques et les conditions de traitement thermique afin d'assurer des bonnes performances électriques et une tenue face à la température accrue des diodes Schottky W/GaN.

Enfin, nos résultats se distinguent nettement de l'état de l'art en ce qui concerne le champ claquage et la résistance série. Le résultat phare présenté en rouge dans le TABLEAU **III-20** correspond à l'empilement W/Au recuit à 600 °C, qui présente un champ de claquage exceptionnelle de 98 V/µm en

vue du travail de sortie du tungstène, pour une hauteur de barrière modeste (0,54 eV) et un facteur d'idéalité excellent (1,11). La faible tension de seuil de 0,3 V constitue aussi un atout majeur dans l'amélioration du rendement pour l'électronique de puissance.

III.7.4.4 Conclusion générale et perspectives

La confrontation de nos résultats expérimentaux à ceux de la littérature met en évidence une nette avancée en matière de performances électriques et de tenue en température pour les contacts Schottky W/GaN. À notre connaissance, la combinaison des performances de l'empilement W/Au recuit à 600 °C n'a jamais été rapportée pour des diodes W/n-GaN. Ce résultat positionne le tungstène non plus seulement comme un matériau pour contacts ohmiques à haute température ; qui a été jusque là son usage traditionnel sur GaN [185], [186], [187], mais également comme une option viable et performante pour des contacts Schottky opérant à des températures modérées à élevées. Les résultats montrent aussi que les empilements W/Pt/Au n'échappent pas entièrement aux mécanismes de diffusion, malgré l'ajout d'une couche barrière. Cependant, notre étude apporte une contribution significative à la compréhension et à l'optimisation des contacts Schottky au tungstène sur GaN, ouvrant la voie à leur intégration dans des dispositifs de puissance destinés à des environnements sévères.

En revanche, les contacts Schottky à base de tungstène développés dans cette étude présentent une tenue en température globalement inférieure à celle observée pour les diodes à base de molybdène, comme détaillé dans les sections précédentes. Afin d'améliorer davantage les performances des diodes W/n-GaN, une piste de développement prometteuse consisterait à modifier les conditions de dépôt du tungstène. En particulier, la mise en œuvre d'un dépôt à température in-situ élevée ; par exemple autour de 400 °C, pourrait permettre d'obtenir des couches métalliques de tungstène plus denses et plus pures. Ce procédé limiterait ainsi la formation de porosités ou de vides structuraux, souvent responsables de la dégradation prématurée des propriétés électriques à haute température. Une telle approche favoriserait par la suite la stabilité thermique des contacts et renforcerait leur fonctionnalité dans des environnements extrêmes.

IV. Synthèse, travaux exploratoires et perspectives prometteuses

Ce dernier chapitre a pour objectif de clore les travaux présentés dans cette thèse en proposant une synthèse des résultats et en ouvrant la discussion vers de nouvelles pistes d'amélioration. C'est dans ce contexte que l'approche dite « Schottky first » est introduite pour la première fois. Cette stratégie, bien qu'encore exploratoire, offre un cadre intéressant pour dépasser certaines limites mises en évidence au cours de ce travail et constitue une piste prometteuse pour de futurs développements technologiques.

Après une présentation du principe d'un dépôt préliminaire de contact Schottky, l'accent sera mis sur l'impact du recuit sur les caractéristiques électriques des diodes et sur les axes d'optimisation envisageables. Ces éléments permettront de situer les avantages et les contraintes de l'approche, avant de formuler des perspectives concrètes pour son amélioration.

Dans un second temps, ce chapitre élargit la réflexion en abordant les perspectives de développement de diodes Schottky optimisées pour des applications avancées, telles que la multiplication de fréquence, où les exigences en termes de performances RF sont particulièrement élevées. Enfin, une ouverture est proposée sur le potentiel des diodes GaN sur substrat GaN, qui représentent une voie prometteuse pour repousser les limitations actuelles et améliorer la performance des dispositifs.

Ainsi, ce chapitre se veut à la fois conclusif et prospectif : il synthétise les principaux enseignements de ce travail tout en soulignant les pistes de recherche les plus pertinentes pour la poursuite et l'optimisation de la technologie.

IV.1 Synthèse des résultats rapportés

Le chapitre II a mis en évidence le rôle déterminant du recuit dans la formation et la stabilisation des contacts Schottky Pt/n-GaN. Les traitements thermiques jusqu'à 550 °C permettent d'optimiser les performances électriques des diodes, alors qu'à des températures plus élevées (700 °C), la diffusion du platine entraîne une augmentation du courant de fuite et une réduction de la tension de claquage.

Bien que la température de formation initiale du contact ne soit pas directement corrélée à la stabilité de la diode in-situ à haute température, elle constitue un indicateur pertinent : si les propriétés du contact se dégradent au-delà de 550 °C (15 min), un fonctionnement fiable à 500 °C devient compromis. Ces résultats mettent ainsi en évidence les limites des contacts Pt/n-GaN pour des applications à haute température et suggèrent que, pour garantir un fonctionnement fiable autour de 500 °C, il est préférable d'utiliser des contacts dont la température de formation par recuit excède la température de service.

Dans ce contexte, les travaux ont été orientés vers l'étude de métaux réfractaires, capables d'assurer une stabilité mécanique et électrique à haute température. Le chapitre III constitue le cœur de ce travail de recherche et présente le développement et l'optimisation systématique de contacts Schottky à base de

molybdène (Mo) et de tungstène (W). L'objectif était de maximiser les températures de formation tout en maintenant d'excellentes performances électriques : faible courant de fuite, tension de claquage élevée et facteur d'idéalité proche de l'unité.

Les résultats obtenus ont mis en évidence la forte dépendance des caractéristiques électriques à la température de recuit. Les contacts Mo/n-GaN présentent, après recuit thermique rapide (RTA) à 700 °C, une tension de seuil faible (V_{on}), un courant de fuite minimal, une hauteur de barrière de 0,58 eV et un facteur d'idéalité de 1,04. Contrairement au platine, dont la température optimale de recuit se situe entre 400 et 550 °C avec dégradation au-delà de 700 °C, le molybdène nécessite des températures supérieures à 700 °C pour former un contact Schottky performant, ce qui est cohérent avec sa nature réfractaire. Si le contact en platine présente un courant de fuite plus faible en raison de sa plus grande hauteur de barrière (0,93 eV contre 0,58 eV pour le Mo), la stabilité thermique reste limitée, ce qui confère un avantage au molybdène pour des applications en environnements extrêmes.

L'optimisation de la filière de fabrication a conduit au développement du procédé COMORES, intégrant un recuit unique pour le contact ohmique et le contact Schottky. Les diodes n-GaN à empilement Mo/Pt/Au traitées selon ce procédé et recuites à haute température ont affiché des performances supérieures aux meilleures données publiées, avec des diodes fonctionnelles après recuit à 850 °C avec un champ de claquage record de 118 V/µm. L'analyse structurale par MET a confirmé l'intégrité cristalline du GaN après recuit et mis en évidence la formation d'un alliage Mo-Pt, en accord avec le diagramme de phase, ainsi qu'une diffusion contrôlée des métaux sans migration du Ga.

Une étude complémentaire sur le traitement de surface par plasma d'argon, combinée à des analyses AFM et KPFM, a montré que ce traitement permet de réduire la rugosité RMS et d'augmenter le travail de sortie tout en homogénéisant le potentiel de surface (CPD). Les diodes fabriquées après un traitement optimisé à 400 V ont présenté une réduction notable du courant de fuite. Les dispositifs obtenus après recuit à 700 °C ont atteint une résistance spécifique extrêmement faible (RON = 0,12 mΩ·cm²) et un champ de claquage destructrif de 125 V/µm, établissant un nouveau point de référence pour les diodes Mo/n-GaN.

Enfin, une approche novatrice, dite Goldless annealing, a permis d'obtenir des diodes Schottky Mo/n-GaN fonctionnelles après recuit à 1000 °C, avec un comportement fortement redresseur et une remarquable stabilité électrique après 140 h de stress thermique jusqu'à 300 °C. Ces résultats constituent un jalon majeur de la thèse, validant l'hypothèse initiale selon laquelle la température de formation du contact doit largement dépasser la température de fonctionnement visée pour assurer la fonctionnalité des dispositifs à haute température.

En parallèle, des diodes Schottky à base de tungstène ont été développées afin d'élargir le panel de matériaux réfractaires étudiés. Bien que leur tenue en température soit globalement inférieure à celle des diodes Mo/n-GaN, elles présentent un potentiel intéressant pour des applications à température modérée

à élevée. Des optimisations supplémentaires, telles que le dépôt du tungstène à une température de dépôt élevée (≈ 400 °C), pourraient améliorer la densité et la pureté des couches métalliques et ainsi accroître leur stabilité thermique. Toutefois, les performances reportées dans ce travail pour les empilements Schottky W/Au dépassent déjà largement les performances reportées dans l'état de l'art pour les diodes W/n-GaN.

Enfin, une nouvelle approche technologique, dite « Schottky first », a émergé au cours de ce travail. Bien qu'encore exploratoire, elle se révèle prometteuse pour dépasser les limites des procédés développés et sera présentée en détail dans la section suivante.

IV.2 Dépôt préliminaire du contact métallique : approche « Schottky first »

Il a été démontré qu'il est possible de fabriquer des diodes Schottky à base de Molybdène à des températures de recuit allant de 600 à 850 °C, et ceci en déposant le métal Schottky avant la métallisation ohmique. Il est important de rappeler que l'étape technologique la plus critique, à savoir la jonction Schottky, est d'autant mieux maitrisée quand elle est effectuée au plus tôt dans le procédé de fabrication. Les multiples étapes technologiques notamment le résinage induisent des résidus organiques sur la surface n- du GaN qui peuvent compromettre les performances du composant.

Le dépôt de la métallisation Schottky en première étape technologique présente un intérêt majeur, en particulier dans le cadre de dispositifs où les performances sont étroitement liées à la qualité de l'interface métal/semiconducteur. Ce positionnement précoce du contact Schottky pourrait ainsi potentiellement constituer un levier technologique puissant pour atteindre des dispositifs performants.

IV.2.1 Séquence de fabrication « Schottky First »

Dans cette nouvelle méthode de fabrication de diodes, désignée par « Schottky First », pour envisager le dépôt du contact Schottky dans la première étape technologique, des considérations devraient être prises en compte. Ainsi, le masque GDS devrait être adapté. Des nouvelles marques métalliques (non-gravées) seront placées dans la première couche d'écriture, avec les métallisations Schottky. Ensuite, pour le reste des étapes technologiques, l'enchainement du procédé de fabrication se présente ainsi :

i. Traitement de surface : désoxydation de la surface avant dépôt pour une interface Schottky optimale.
ii. Dépôt du contact Schottky : dépôt de l'empilement Mo/Pt/Au
iii. Structuration des épitaxies par gravure sèche (ICP-RIE) : structuration des couches épitaxiales pour définir la couche active n^- de GaN
iv. Dépôt du contact Ohmique : dépôt de l'empilement métallique Ti/Al/Ni/Au sur la couche fortement dopée n^+ de GaN
v. Recuit simultané du contact Schottky & du contact ohmique : formation de la barrière Schottky ; formation du contact ohmique

La couche active sur laquelle ont été fabriquées les diodes était de 600 nm (GaN n^-), présentant une concentration en porteurs de 5×10^{16} cm^{-3}.

Le masque choisi pour ce nouveau procédé de fabrication est présenté dans la Figure IV-1 contenant donc des marques d'alignements carrées à métalliser dans la première étape de fabrication avec le contact Schottky.

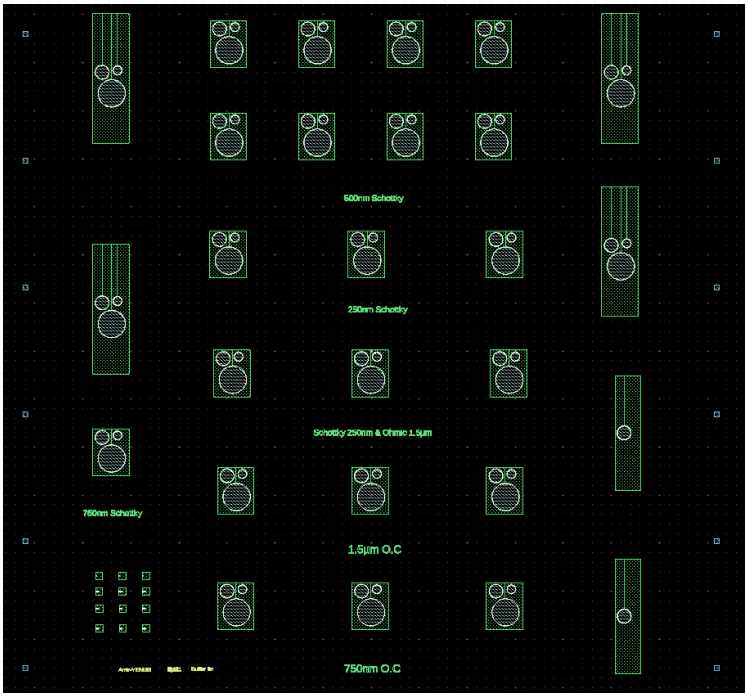
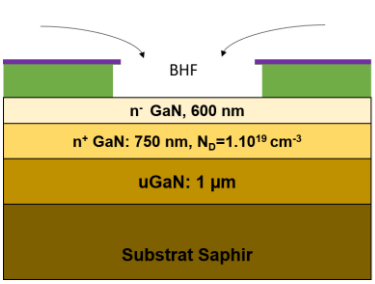
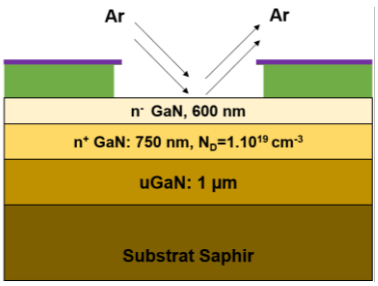


Figure IV-1 Masque principal des diodes Schottky adapté au procédé de fabrication « Schottky first »

Le contact Schottky consistait en un empilement Mo/Pt/Au de 45/30/300 nm d'épaisseur et d'un diamètre de 44 µm. La Figure IV-2 ci-après illustre la première étape de la séquence de fabrication correspondant au dépôt préliminaire de l'anode. Préalablement à ce dépôt, un nettoyage chimique à l'acide fluorhydrique tamponné (BHF), suivi d'un traitement in situ à l'argon ont été effectués. Le traitement de surface à l'argon a été fixé à une tension d'extraction de 400 V et un courant de 25 mA, choisis suite aux conclusions tirées d'après l'étude des effets de traitement de surface à base d'argon, présentée précédemment.



a.



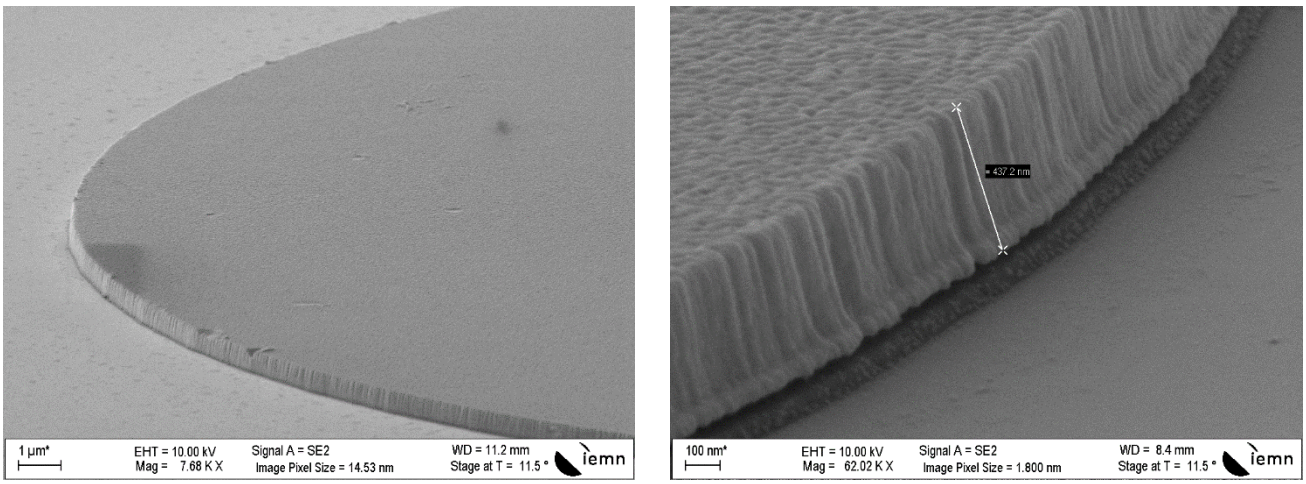
b.



c. **d.**

Figure IV-2 (a) traitement chimique BHF (1 min 30 s), (b) traitement Argon (1 min 30 s), (c) dépôt du contact Schottky, (d) lift-off.

Après le traitement de surface, le contact Schottky est déposé suivi du procédé de lift-off (Figure IV-2c et Figure IV-2d). Des observations par microscopie électronique à balayage (MEB) ont été effectuées et sont présentées dans la Figure IV-3. Ces images mettent en évidence une bonne définition de l'anode (Figure IV-3a), ainsi qu'une délimitation nette entre la couche de molybdène et les couches de platine et d'or. La couche de molybdène apparaît nettement plus sombre que les couches de platine et d'or, en raison de son numéro atomique plus faible, qui génère un signal d'électrons rétrodiffusés moins intense. Un contraste léger est également observé entre les couches d'or et de platine (Figure IV-3b). Enfin, les flancs de la couche d'or présentent une certaine rugosité caractéristique, également perceptible à la surface.



a. **b.**

Figure IV-3 Première étape de la séquence « Schottky first » : (a) vue globale de l'anode, (b) agrandissement mettant en évidence l'empilement Mo/Pt/Au

L'étape suivante correspond à la définition du mésa par gravure ICP-RIE utilisant un plasma à base de Cl_2. Un masque dur en HSQ est d'abord déposé sur le contact métallique Schottky (Figure IV-4a ci-après), puis employé comme masque de transfert pour l'étape de gravure (Figure IV-4b et c). Il convient de rappeler que le masque HSQ est soumis à un recuit à 250 °C pendant 20 minutes avant la gravure, afin d'en accroître la densification. Ce traitement thermique est susceptible d'affecter le métal sous-jacent déjà déposé. L'impact de ce traitement sera examiné lors des mesures. La gravure est ensuite réalisée, suivie de l'élimination du masque par traitement BHF (Figure IV-4d et e).

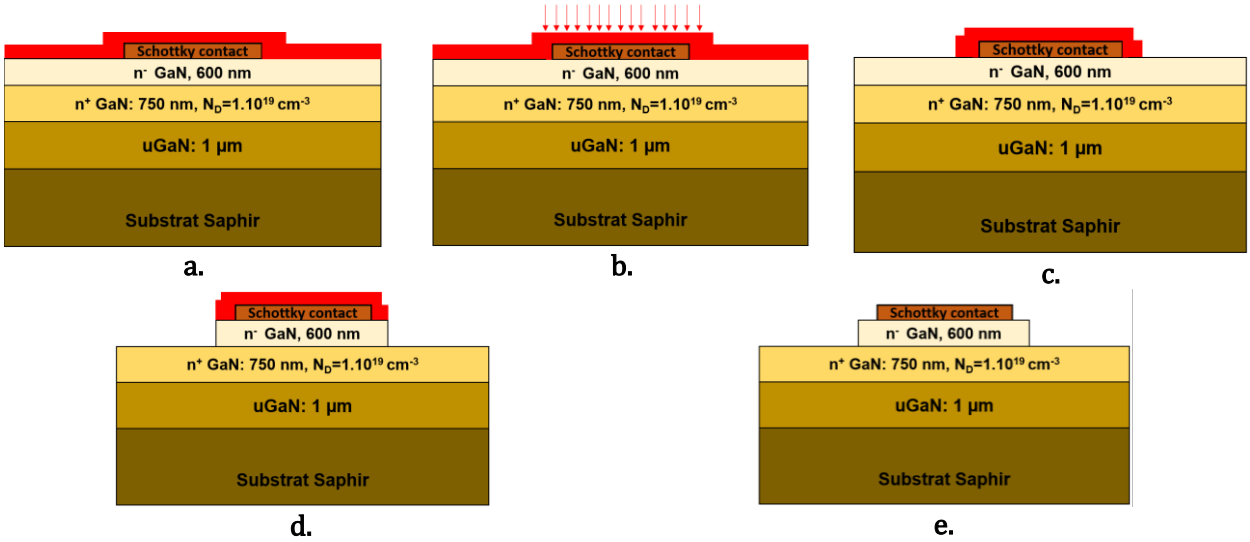


Figure IV-4 Etape de définition de mésa : (a) Résinage HSQ (b) exposition électronique (c) révélation au TMAH (d) Gravure physique par ICP-RIE Cl2/Ar et (e) Retrait humide par BHF

Des images MEB des diodes Schottky après l'étape de gravure (Figure IV-5a et b) révèlent une gravure correctement réalisée. Toutefois, un léger phénomène de *trenching* (creusement latéral) est observé au niveau des bords gravés. Comme discuté précédemment, ce type de topographie peut induire une localisation du champ électrique, susceptible de favoriser un claquage prématuré du composant.

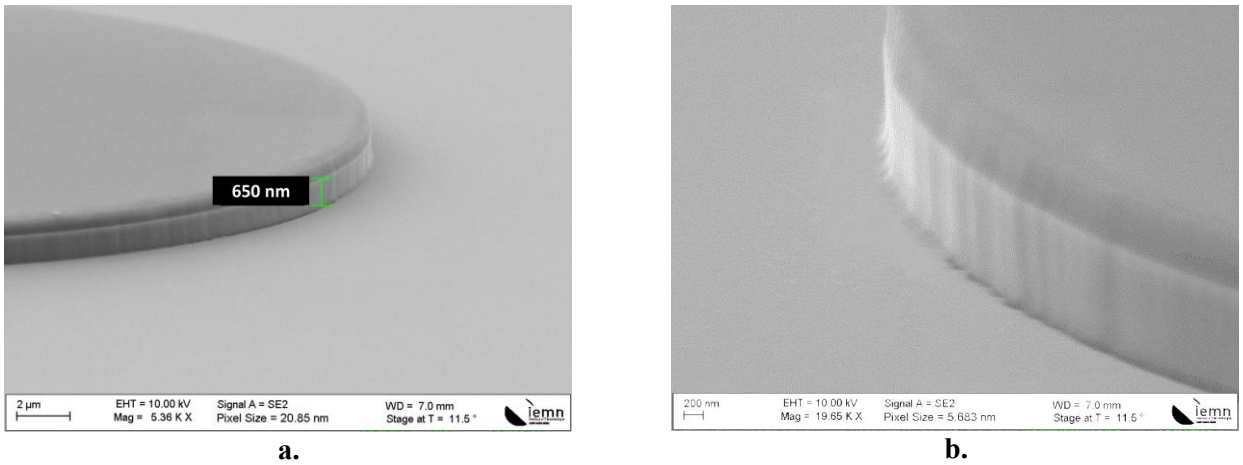


Figure IV-5 Images MEB montrant le motif obtenu après gravure avec la résine HSQ : (a) vue d'ensemble et (b) vue agrandie.

Les flancs de la gravure apparaissent striés et présentent une rugosité marquée. Cette morphologie irrégulière pourrait résulter du dépôt du masque de gravure (HSQ) directement sur la métallisation Schottky. En épousant les contours des flancs métalliques, le masque aurait alors transféré ces irrégularités à la surface latérale de la couche semi-conductrice (GaN n^-) lors de la gravure. Le masque HSQ a ensuite été retiré par BHF révélant la structure de la mésa avec le contact Schottky.

Le contact ohmique en Ti/Al/Ni/Au de 12/200/40/100 nm, a ensuite été évaporé.

Enfin, un recuit thermique a été réalisé simultanément pour les contacts Schottky et ohmiques, à 700 °C, 800 °C et 850 °C sous atmosphère de N_2, avec des temps de maintien de 1 min pour le recuit à 700 °C

et 30 secondes pour les recuits à 800 °C et 850 °C. La variation de la durée de maintien a été définie selon nos études antérieures ayant identifiée les conditions thermiques (durées de recuit) optimales pour chaque température. La structure finale du composant est illustrée dans la Figure IV-6 ci-après avec un résumé de la séquence complète aboutissant à cette structure.



Figure IV-6 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN dites « Schottky First » avec une métallisation préliminaire en Mo/Pt/Au

Après recuit, bien que les contacts Schottky conservent globalement leur morphologie initiale, un problème significatif d'adhérence est clairement observé (Figure IV-7). Les images MEB révèlent la présence de défauts critiques, tels que le *trenching* et le décollement partiel de la métallisation Schottky, qui sont susceptibles de dégrader les performances électriques des diodes.

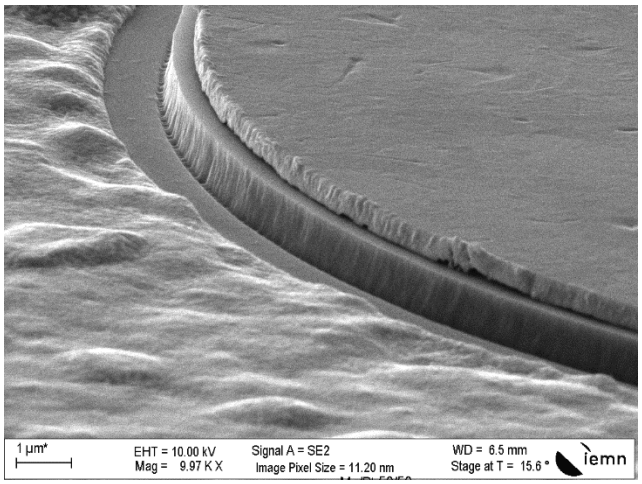


Figure IV-7 Image MEB d'une diode Schottky GaN « Schottky first » après recuit à 850 °C

Ces observations soulignent que, malgré la relative stabilité morphologique du dispositif après recuit, des optimisations du procédé de fabrication restent nécessaires pour limiter ces défauts et garantir l'intégrité à long terme du dispositif. Il est donc désormais essentiel de s'intéresser à l'influence de ce procédé et du recuit sur les propriétés électriques des diodes, afin de déterminer si les bénéfices attendus sur le plan électronique se confirment et dans quelle mesure ils peuvent compenser ou non les défauts observés à l'échelle morphologique.

IV.2.2 Effet du recuit sur les caractéristiques électriques des diodes

Le développement de ce procédé de fabrication complémentaire, désigné sous le terme *Schottky First*, poursuivait un double objectif : d'une part, établir un point de comparaison avec le procédé *COMORES*

présenté précédemment, le contact Schottky étant ici déposé en amont afin d'évaluer un éventuel gain en performance ; d'autre part, confirmer les tendances précédemment observées concernant la condition de recuit optimale (700 °C pendant 1 min). Les observations MEB ont montré des structures préservées après recuit, confirmant ainsi le potentiel de ce procédé. Les mesures I–V sont présentées dans la Figure IV-8. La première observation concerne le contact non recuit, qui ne présente plus des caractéristiques quasi-ohmiques comme dans les procédés précédents, mais bien un comportement de type Schottky, avec une tension de seuil d'environ 0,35 V (Figure IV-8c) et un courant de fuite en polarisation inverse à –10 V de 5,6 µA (Figure IV-8a), jugé acceptable. Après recuit à 700 °C, la tension de seuil s'élève à 0,4 V tandis que le courant de fuite diminue significativement à 0,7 µA. En revanche, pour des recuits à 800 °C et 850 °C, les mesures redeviennent comparables à celles du cas non recuit, avec un courant de fuite avoisinant 3 µA. Ainsi, les conditions de recuit à 700 °C pendant 1 minute apparaissent comme les plus favorables.

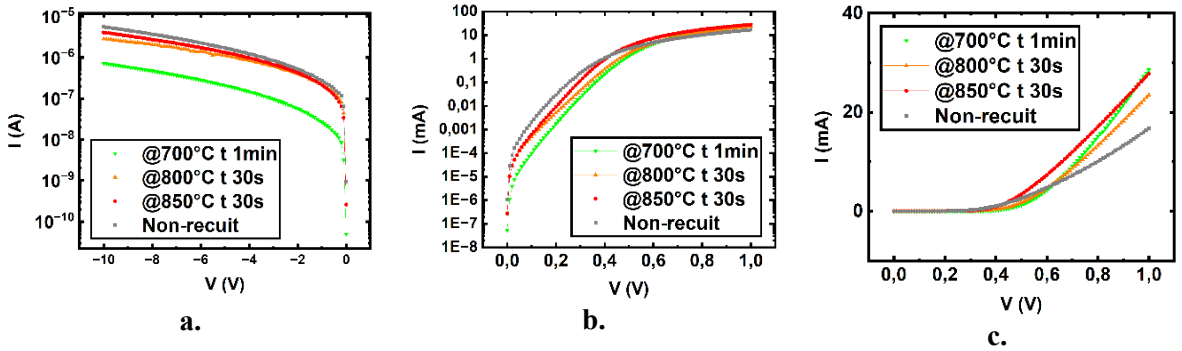


Figure IV-8 (a) courant inverse – tension ; (b) courant direct - tension en ln(I(V)) et (c) courant direct-tension en échelle linéaire pour la diode Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurée avant recuit (gris), après recuit à 700 °C (vert), 800 °C (orange) et 850 °C (rouge).

Les caractéristiques électriques des diodes sont extraites à partir de l'analyse de la pente de la courbe ln(I)–V (Figure IV-8b) et sont synthétisées dans le **TABLEAU IV-1** ci-dessous.

TABLEAU IV-1 CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES DIODES MO/N-GAN EN FONCTION DES DIFFERENTES TEMPERATURES DE RECUIT

RTA (°C) Traitement	Non-recuit	700	800	850
ϕ_B(eV)	0,51	0,58	0,53	0,53
η	1,27	1,43	1,71	1,45
Courant de fuite @ -10 V (µA)	5,6	0,7	3,0	4,0
R_{ON} (mΩ.cm^2)	0,38	0,19	0.25	0,25

La hauteur de barrière est initialement de 0,51 eV dans l'échantillon non recuit, puis elle augmente à 0,58 eV après un recuit à 700 °C, ce qui est corrélé avec la réduction d'un ordre de grandeur du courant de fuite. Elle diminue ensuite à 0,53 eV pour les recuits à 800 °C et 850 °C. En revanche, le facteur d'idéalité se dégrade progressivement avec l'augmentation de la température de recuit, passant de 1,27 (non-recuit) à 1,43 après recuit à 700 °C, puis à 1,71 après recuit à 800 °C, avant de s'améliorer légèrement à 1,45 à 850 °C.

IV.2.3 Discussion autour du procédé « Schottky first » & conclusion

Ce nouveau procédé de fabrication confirme que les conditions de recuit optimales sont atteintes pour un traitement à 700 °C pendant 1 minute. À cette température, les caractéristiques électriques sont globalement améliorées, mais le courant de fuite reste supérieur d'un ordre de grandeur à celui obtenu avec le procédé *COMORES*. Cette dégradation peut être en partie attribuée au phénomène de *trenching*, qui favorise la formation de chemins de fuite et peut conduire à un claquage prématuré de la diode.

Un résultat marquant de ce procédé est l'apparition d'un comportement non-linéaire dès l'état non recuit, signe d'un caractère Schottky initial, contrairement au procédé COMORES où ce comportement n'émerge qu'après recuit. Cela suggère une qualité d'interface métal-semi-conducteur différente entre les deux procédés.

Une première hypothèse serait que le recuit de densification du masque HSQ à 250 °C induise un recuit partiel de la métallisation Schottky sous-jacente. Toutefois, un traitement thermique à une température aussi modérée semble insuffisant pour provoquer une réorganisation significative de l'interface. Ainsi, il apparaît plus vraisemblable que la qualité initiale de défauts de surface, directement liée à la séquence de dépôt de la métallisation Schottky et à son exposition réduite aux contaminations extérieures, constitue l'élément déterminant de cette différence. Néanmoins, ces résultats restent préliminaires et nécessitent plus d'investigations.

IV.2.4 Perspectives d'utilisation du procédé « Schottky first »

Ce nouveau schéma de fabrication demeure particulièrement intéressant dans le cadre de la réalisation de dispositifs destinés à des applications haute tension. En effet, lorsqu'il s'agit de structures à base de GaN n^- d'épaisseur considérable (par exemple 10 µm de couche active), les procédés tels que les procédés conventionnels ou *COMORES* posent des difficultés majeures comme la nécessité d'utiliser des résines d'épaisseur comparable afin d'assurer un lift-off efficace. Ceci entraîne de fortes contraintes mécaniques et technologiques et compromet la qualité du dépôt métallique. Le fait de déposer le contact Schottky avant toute gravure garantit un dépôt homogène sur une surface plane, sans que des reliefs topographiques ne viennent perturber la continuité de la métallisation.

Il convient toutefois de rappeler que l'optimisation des étapes de gravure reste indispensable pour minimiser les effets indésirables de *trenching*, qui se sont révélés problématiques dans les échantillons étudiés.

Ces résultats soulignent le potentiel de ce procédé, constituant une base solide pour de futures améliorations afin de répondre aux exigences des applications en environnements sévères.

IV.3 Développement de diodes Schottky pour les applications de multiplication de fréquence

L'un des objectifs principaux de ce travail était de développer des diodes Schottky destinées à l'intégration dans un circuit hétérodyne capable de fonctionner à haute température, par exemple dans le cadre d'une mission spatiale vers Vénus. La fonctionnalité des dispositifs à haute température ayant été en grande partie levée grâce à la mise au point de plusieurs procédés assurant des diodes thermiquement stables, il restait à s'attaquer au second grand objectif : le développement de dispositifs de la même technologie pour les hautes fréquences.

Dans ce qui suit, nous présentons les développements entrepris pour répondre à ce défi. Cela inclut la définition et la réalisation d'anodes sub-microniques par gravure ICP-RIE, nécessaires pour réduire la capacité parasite des diodes et ainsi améliorer leur performance RF. Les sections suivantes présentent les résultats expérimentaux obtenus au sein du groupe, portant sur les mesures en radiofréquence, l'extraction des paramètres S, ainsi que les enseignements tirés de cette étude en vue de l'optimisation des diodes destinées aux applications de multiplication de fréquence.

IV.3.1 Définition des motifs submicroniques pour les très hautes fréquences

Dans les diodes Schottky destinées aux hautes fréquences, la taille de l'anode conditionne principalement la capacité de jonction C_j. Celle-ci constitue le premier paramètre à considérer lors du dimensionnement du composant. En effet, pour une capacité donnée, la fréquence de coupure f_c d'une diode Schottky est directement reliée à la capacité de jonction C_j et la résistance série R_s par la relation I-3 décrite dans le premier chapitre ($f_c \approx \frac{1}{2\pi R_s C_j}$). La fréquence de coupure détermine les performances en haute fréquence et le rendement de conversion. Ainsi, les applications à haute fréquence exigent généralement une réduction de la dimension de l'anode afin de maintenir une capacité adaptée toutefois au détriment d'une augmentation de la résistance série R_s. Il est donc ici question d'un compromis.

Cette miniaturisation impose un contrôle précis de la lithographie et de la gravure afin de garantir des dimensions reproductibles et une géométrie bien définie, sans dégrader la qualité de surface. La définition de motifs sub-microniques par lithographie électronique et gravure ICP-RIE est une étape clé pour atteindre des performances compatibles avec des applications de multiplication de fréquence dans le domaine millimétrique.

Les images présentées dans la Figure IV-9a à d ci-après illustrent le potentiel de la résine FOX-16 à permettre la réalisation de motifs submicroniques, allant jusqu'à 100 nm de largeur, gravés sur une profondeur proche de 1 µm. Ces résultats démontrent une excellente résolution et fidélité dimensionnelle, essentielles pour des applications nécessitant des structures fines et profondes, tout en maintenant une intégrité de la surface gravée.

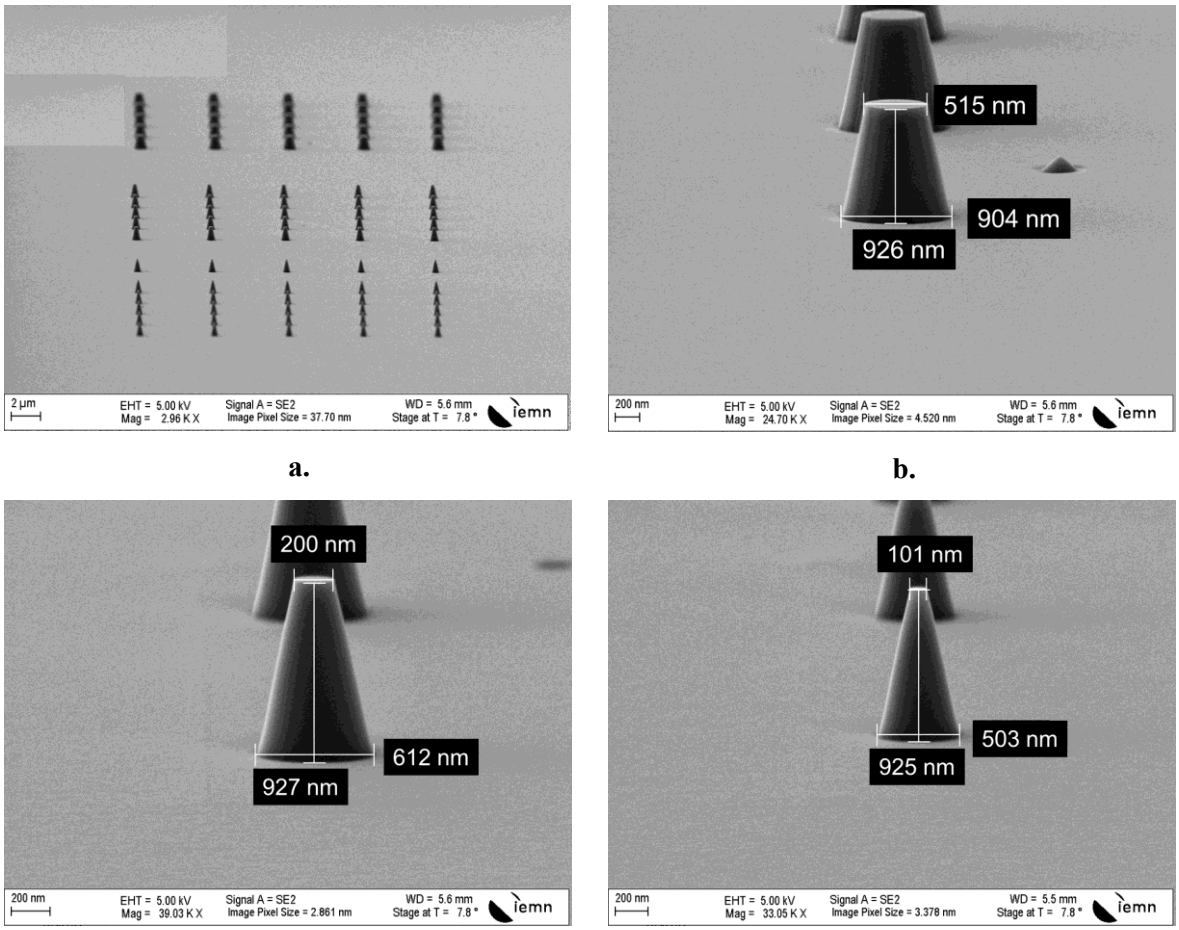


Figure IV-9 Images MEB de motifs gravés montrant : (a) vue d'ensemble des motifs de taille réduite (500 à 100 nm) ; (b) agrandissement sur le motif de 500 nm ; (c) agrandissement sur le motif de 200 nm ; et (d) agrandissement sur le motif de 100 nm.

Ces avancées ont ouvert la voie à la réalisation de diodes Schottky destinées aux applications en radiofréquence (RF). Toutefois, la fabrication de ces dispositifs implique un procédé technologique complexe et long, incluant notamment l'isolation des composants et l'élaboration de ponts à air pour assurer la connexion des électrodes vers les accès coplanaires. La structure finale est illustrée dans la Figure IV-10 avec une synthèse globale de toutes les étapes de fabrication qui lui sont associées.

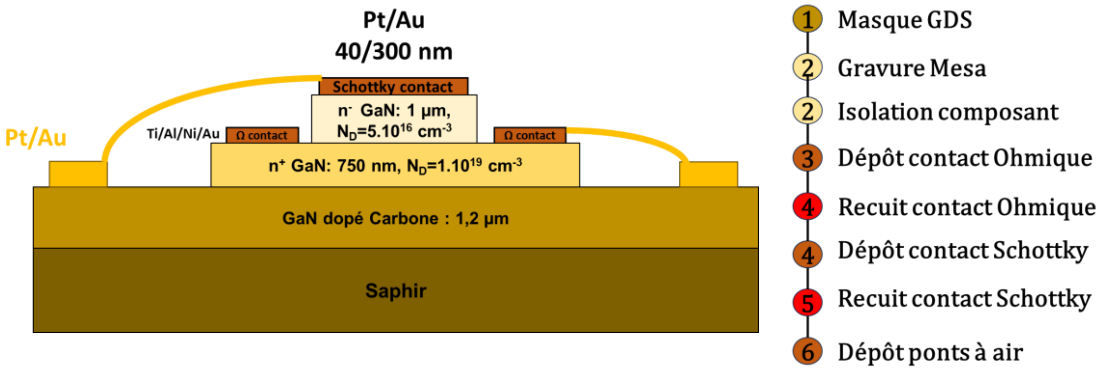


Figure IV-10 Structure finale de la diode Schottky GaN/saphir pour les applications en hyperfréquences et les principales étapes de fabrication associées.

Les diodes finales obtenues à l'issue de ce procédé sont présentées dans la Figure IV-11.

L'image présente la structure complète de la diode, comprenant les lignes d'accès coplanaires (CPW) reliant les contacts d'anode et de cathode. On distingue clairement le pont à air assurant la connexion entre l'anode et la ligne centrale tout en maintenant une isolation vis-à-vis du plan de masse. Cette configuration coplanaire permet une adaptation optimale en haute fréquence et illustre la qualité du procédé de fabrication développé.

Les diodes fabriquées présentent une métallisation en Pt/Au, un choix de métal conventionnel retenu dans un premier temps afin de valider le procédé technologique de fabrication intégrant les ponts à air. Cette étape constitue une phase préliminaire avant l'intégration des métallisations à base de métaux réfractaires (Molybdène et Tungstène) développés au cours de cette thèse.

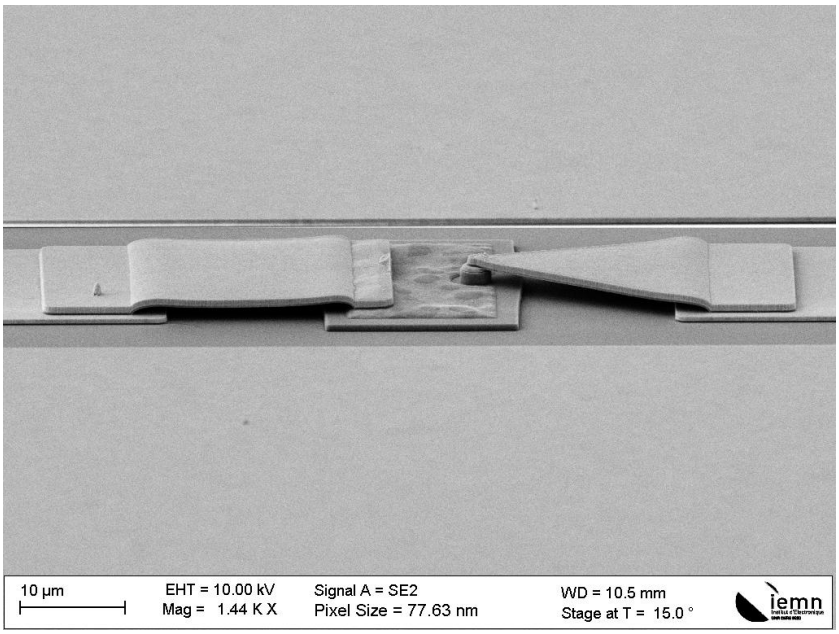


Figure IV-11 Vue MEB globale d'une diode Schottky pour les appliactions RF

La Figure IV-12 ci-après met en évidence la zone active de la diode, dont l'anode présente un diamètre d'environ 3 µm. On observe la grande précision du procédé de fabrication, notamment dans le positionnement du pont à air, parfaitement aligné au niveau de l'anode sans décalage ni déformation. La structure obtenue ne présente aucun court-circuit ni résidu de dépôt, attestant du contrôle rigoureux des étapes de lithographie et de gravure. Cette maîtrise technologique garantit la reproductibilité du procédé.

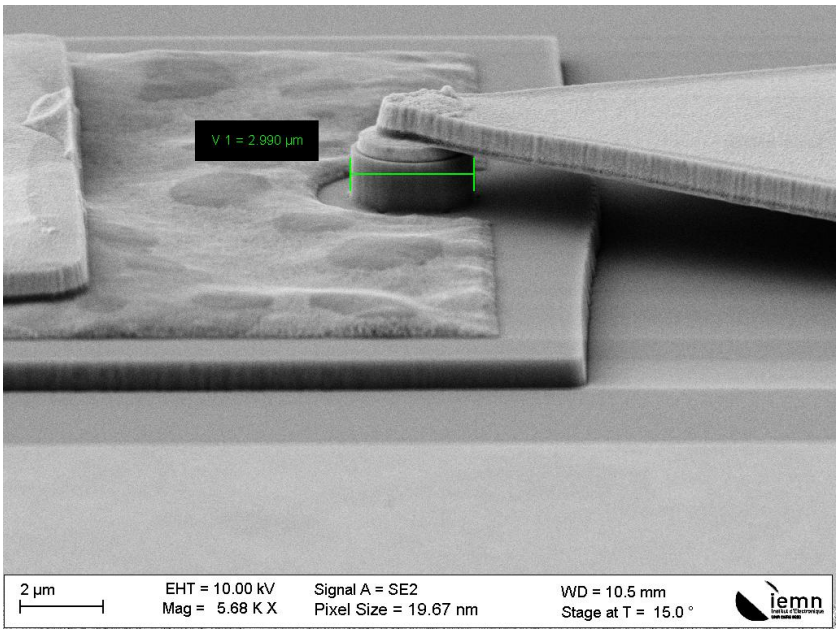


Figure IV-12 Vue de près d'une diode d'un diamètre d'environ 3 µm

La qualité de la réalisation technologique, confirmée par les observations précédentes, permet d'envisager une caractérisation hyperfréquence des diodes Schottky fabriquées. La section suivante expose les mesures hyperfréquences réalisées au sein du groupe sur les diodes Schottky destinées aux applications RF. Elle détaille le processus d'extraction des paramètres S permettant de déterminer la fréquence de coupure du composant.

IV.3.2 Mesures hyperfréquences 67 GHz : extraction de paramètres S

Afin d'évaluer les performances des composants en régime haute fréquence, des mesures de paramètres S ont été effectuées à l'aide d'un analyseur de réseau vectoriel (VNA) Agilent E8361A relié à des pointes coplanaires. Ces mesures visent à déterminer le comportement en réflexion et en transmission du dispositif, et à en extraire les principaux paramètres électriques, tels que la résistance série et la capacité de jonction.

L'extraction des paramètres électriques de la diode a été menée à partir de mesures hyperfréquences réalisées sur une plage fréquentielle comprise entre 250 MHz et 67 GHz.

La Figure IV-13 ci-après présente la répartition des différentes résistances et capacités identifiées au sein de la diode Schottky. On distingue notamment la résistance de jonction R_j associée à la couche déplétée n^-, la résistance associée à la couche non-déplétée R_{n^-}, ainsi que la résistance d'accès $R_{accès}$ qui comprend les résistances entre la mésa et le contact ohmique (incluant aussi la résistance du contact ohmique R_Ω). La résistance série est donc donnée par la relation :

$$R_s = R_{n^-} + R_{accès} \qquad \text{IV-1}$$

Les principales contributions capacitives sont également représentées, à savoir la capacité de jonction (C_j), directement liée à la zone de déplétion sous le contact Schottky, et la capacité du pont à air (C_{fp}), issue de la géométrie du contact supérieur.

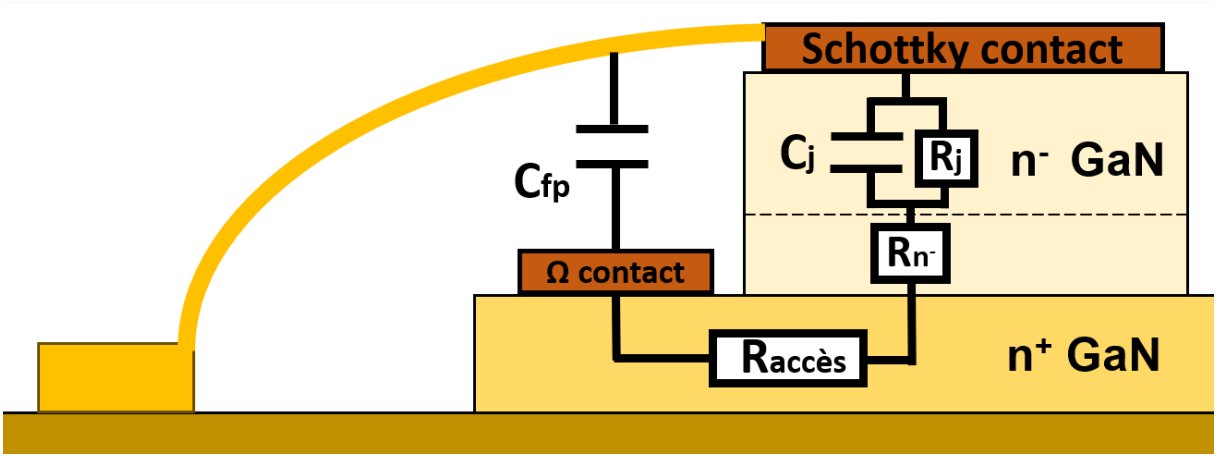


Figure IV-13 Représentation schématique de la diode Schottky indiquant la localisation des principales résistances et capacités

Cette modélisation physique permet d'établir une correspondance claire entre les éléments du dispositif et les paramètres électriques extraits des mesures haute fréquence. Le circuit équivalent d'une diode Schottky, illustré dans la Figure IV-14 peut être modélisé d'une manière simplifiée par une capacité de jonction C_j en parallèle avec une résistance dynamique R_j, représentant le comportement de la jonction Schottky, l'ensemble en série avec une résistance d'accès R_s associée aux zones d'accès et au contact ohmique et le tout en parallèle avec une capacité parasite C_{fp} entre le pont et le contact ohmique. Dans le cas d'une polarisation directe suffisante, l'inductance parasite du pont à air L_f devient négligeable devant les autres éléments du circuit.

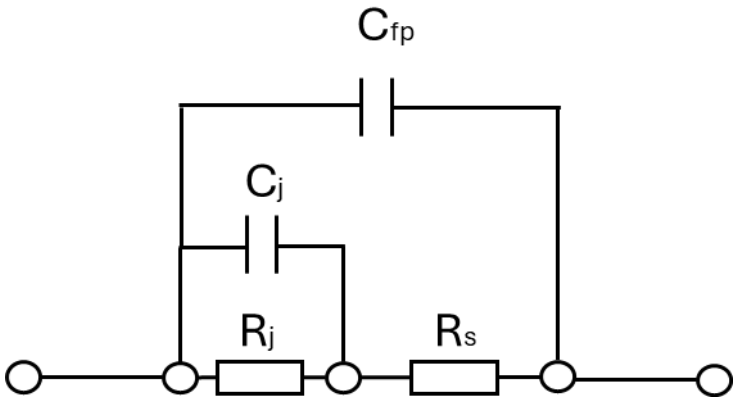


Figure IV-14 Circuit équivalent d'une diode Schotty

Pour une tension significativement supérieure à V_{bi}, R_j et C_j deviennent insignifiants devant R_s. Ceci permet de simplifier encore le circuit équivalent en une résistance série en parallèle avec une capacité C_p. La Figure IV-15 ci-après illustre ainsi le nouveau circuit équivalent.

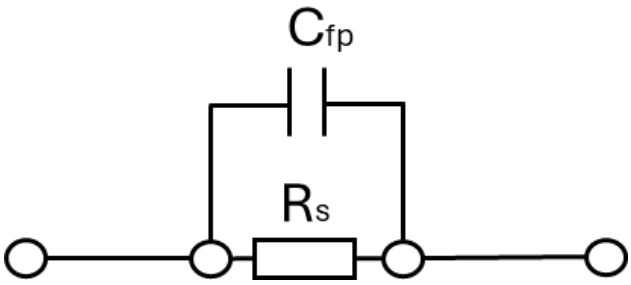


Figure IV-15 Circuit équivalent simplifié du dispositif

La matrice d'admittances correspondant à ce circuit peut alors s'écrire :

$$[Y] = \begin{bmatrix} Y_{11} & Y_{12} \\ Y_{21} & Y_{22} \end{bmatrix} = \begin{pmatrix} 1/R_s + jC_{fp}\omega & -1/R_s - jC_{fp}\omega \\ -1/R_s - jC_{fp}\omega & 1/R_s + jC_{fp}\omega \end{pmatrix} \quad \text{IV-2}$$

Où les éléments Y_{ij} sont obtenus à partir des mesures des paramètres S du dispositif. La résistance R_s peut être extraite à partir de la partie réelle de l'admittance mesurée dans le régime de forte polarisation directe, selon :

$$R_s = \frac{1}{\Re(-Y_{21})} \quad \text{IV-3}$$

Cette approche permet une évaluation directe de la résistance d'accès à partir des mesures hyperfréquences, tout en vérifiant la cohérence du modèle équivalent avec le comportement expérimental de la diode. Ainsi, en considérant une diode d'une surface d'anode de 45 µm², mesurée à l'aide du VNA, il est possible d'extraire R_s. Les résultats d'extraction sont présentés dans la Figure IV-16 ci-après. Celle-ci illustre l'évolution de R_s sur l'ensemble de la bande de fréquence pour un même composant, mesuré sous une tension de polarisation de 1,2 V.

Il est observé que la valeur extraite à 1,2 V parait pratiquement constante sur toute la bande, indiquant qu'elle devient quasi indépendante de la fréquence, à l'exception d'une légère diminution résiduelle à haute fréquence.

Nous pouvons relever que la résistance série est d'environ 190 Ω à 20 GHz. Cette valeur, qui peut paraitre importante, s'explique par les caractéristiques de la couche active. En effet, elle est, d'une part, relativement épaisse avec 1 µm et d'autre part son dopage est plutôt faible avec 1×10^{16} cm^{-3}. Ces deux caractéristiques expliquent la résistance série élevée provenant essentiellement de la zone non désertée de diode au travers de R_n-. Cette couche active, qui a servi à l'essentielle du développement de la technologie de cette thèse ou du développement de la technologie des ponts à air dans le groupe, s'avère n'être pas idéale pour les applications hyperfréquences. Il conviendra de faire évoluer dans le futur vers une structure plus fine et plus dopée, typiquement 200 nm et 1×10^{17} cm^{-3}.

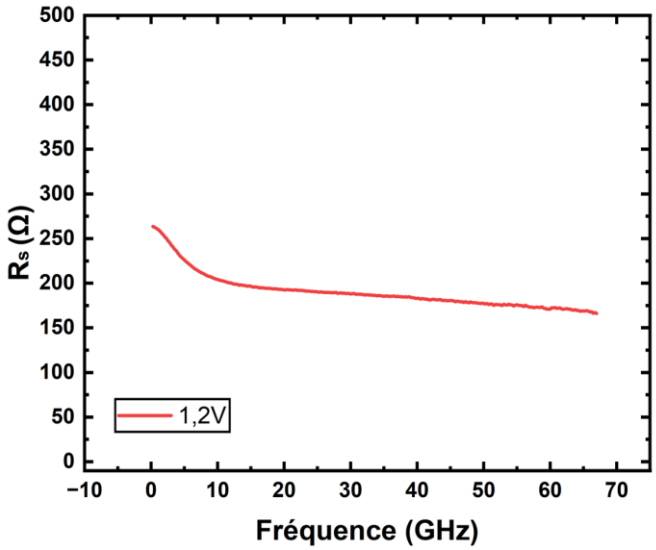


Figure IV-16 Evolution de la résistance série Rs en fonction de la fréquence pour une diode de 45 µm² sous une polarisation de 1,2 V.

De la même manière, une expression directe permettant d'extraire C_{tot} peut être formulée en se plaçant à basse fréquence et sous polarisation inverse. La relation suivante peut alors être déduite :

$$C_{tot} = C_j + C_{fp} = \frac{Im(-Y_{21})}{\omega} \qquad \text{IV-4}$$

L'extraction de la capacité à différents points de polarisation inverse (–1,2 V, –10 V et –20 V) mesurée sur la bande 0,25 à 67 GHz est présentée dans la Figure IV-17.

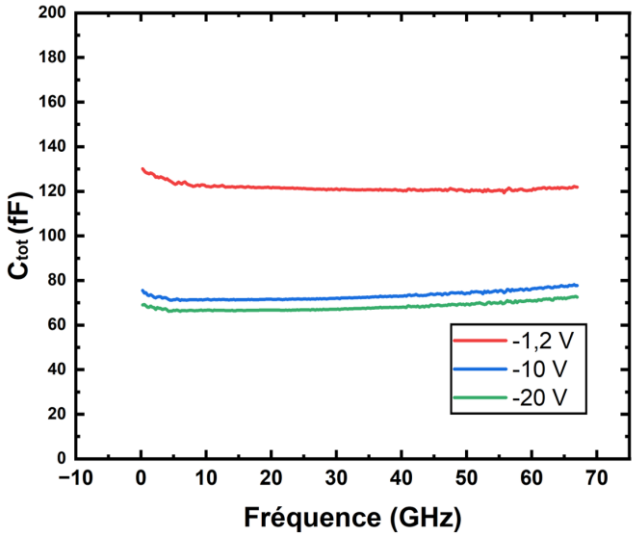


Figure IV-17 Capacité totale à différents points de polarisation pour une diode Pt/n-GaN de 45 µm² de surface d'anode

Les capacités minimale et maximale du composant ont été observées. On constate que la capacité diminue avec l'augmentation de la polarisation inverse ; toutefois, elle tend à se stabiliser à partir de –10 V, ce qui suggère une déplétion complète de la couche active. Par ailleurs, les mesures indiquent que

la capacité totale C_{tot} n'est pas parfaitement constante sur l'ensemble de la bande de fréquence, présentant une légère augmentation à partir de 40 GHz.

Après soustraction de la capacité parasite fixe déterminée C_{fp} = 57 fF, l'évolution de la capacité de jonction C_j en fonction de la fréquence a été obtenue (cf Figure IV-18). C_j reste globalement stable sur une large plage fréquentielle, ce qui confirme que la composante principale de la capacité mesurée provient bien de la jonction Schottky et non des effets parasites du montage. Cette stabilité de C_j valide la valeur extraite et confirme la cohérence du modèle équivalent utilisé pour la diode.

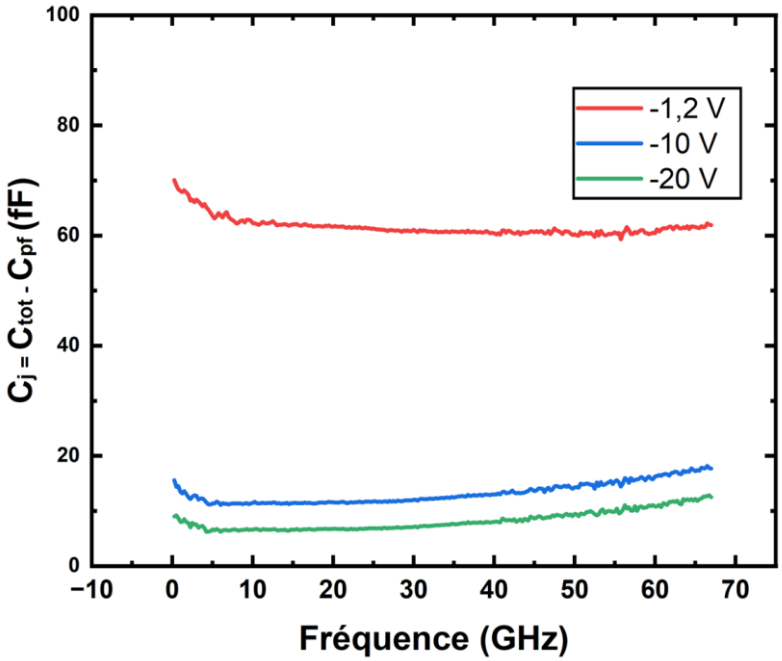


Figure IV-18 Évolution de la capacité de jonction C_j en fonction de la fréquence

La capacité à 0 V a été déterminée par extrapolation de la courbe de tendance du graphe C(V) mesuré à 20 GHz, ce qui permet d'estimer la valeur de C_j en absence de polarisation appliquée. Cette valeur est égale à 11,6 fF.

Ainsi, les mesures hyperfréquences réalisées jusqu'à 67 GHz ont permis d'extraire les paramètres équivalents de la diode Schottky, notamment la résistance série R_s et la capacité de jonction C_j. À partir de ces valeurs, la fréquence de coupure du composant a été estimée à 72,4 GHz.

Des activités parallèles dans le groupe ont aussi menées à la réalisation de diodes Schottky GaN sur substrat GaN/GaN, et les principaux paramètres extraits sont résumés dans le tableau suivant.

TABLEAU IV-2 PARAMETRES EXTRAITS DES DIODES SCHOTTKY GAN/SAPHIR ET GAN/GAN.

Structure	n^- (nm)	d (µm)	N_D (cm^{-3})	R_s (Ω)	C_{j0} (fF)	F_c (GHz)
GaN/Saphir	1000	37,6	5×10^{16}	190	11,6	72,4
GaN/GaN	620	2,5	1×10^{17}	133	7,2	166

On constate que la diode GaN/GaN présente une résistance série plus faible et une capacité de jonction plus réduite que la diode GaN/saphir, ce qui conduit à une fréquence de coupure significativement plus élevée (166 GHz contre 72,4 GHz). Cette amélioration résulte principalement de la diminution de l'épaisseur de la couche active (620 nm) et de la réduction de la taille des anodes (2,5 µm), qui limitent la résistance d'accès. Par ailleurs, la densité de dopage plus élevée (1×10^{17} cm^{-3}) dans la structure GaN/GaN contribue également à la diminution de la résistance série, favorisant ainsi de meilleures performances en régime hyperfréquence.

Les différences d'épaisseur de couche active, de dopage et de géométrie ne permettent pas d'inférer la qualité cristalline à partir des seuls résultats précédents. Néanmoins, les structures GaN/GaN présentent un potentiel intrinsèquement plus élevé pour les applications RF, y compris à épaisseur et dopage équivalents ; ces points seront discutés et argumentés en détail dans la section suivante.

IV.4 Le potentiel des composants GaN/GaN

Les résultats présentés tout au long de ce manuscrit ont été obtenus à partir de structures épitaxiées GaN déposées sur substrats de saphir (Al_2O_3), une approche historiquement dominante dans l'industrie GaN en raison de son coût réduit et de la maturité des procédés MOCVD associés. Néanmoins, cette configuration présente des limites intrinsèques en raison du désaccord de maille important (~13 %) et du fort décalage en conductivité thermique (~56 %) entre le GaN et le saphir, induisant d'une part une densité élevée de dislocations (10^8–10^9 cm^{-2}), et d'autre part des contraintes résiduelles importantes et une dissipation thermique limitée.

L'émergence de substrats GaN massifs ou quasi-massifs (GaN bulk ou GaN pseudo-substrat obtenu par HVPE) présentés dans la section I.3.2.1 ouvre une voie technologique prometteuse. En réduisant drastiquement la densité de défauts et en assurant une meilleure compatibilité thermique (cohérence du coefficient de dilatation thermique et une meilleure conductivité thermique entre le substrat et les couches épitaxiées), le système GaN/GaN permet d'envisager des dispositifs à plus haute performance à haute température, répondant directement aux contraintes des applications que vise le travail présenté dans cette thèse.

Dans les dispositifs Schottky réalisés sur Saphir, les dislocations filetées et défauts d'empilement jouent un rôle prépondérant dans les courants de fuite, la dispersion des caractéristiques I–V et la stabilité thermique. Les dislocations constituent des chemins préférentiels de conduction, en particulier à haute température, favorisant les mécanismes de courant par génération–recombinaison et le tunneling assisté par pièges. En revanche, dans les structures GaN/GaN, la densité de défauts cristallin et de dislocations est réduite de plusieurs ordres de grandeur, ce qui induit une mobilité électronique plus élevée (≈1000–1200 $cm^2 \cdot V^{-1} \cdot s^{-1}$) que les structures GaN/saphir (≈300–600 $cm^2 \cdot V^{-1} \cdot s^{-1}$). Cette différence se traduit par

une réduction de la résistance série et une amélioration des performances RF des diodes réalisées sur GaN/GaN.

Cette diminution des défauts est aussi favorable à la stabilité après recuit, un aspect essentiel pour les diodes étudiées dans cette thèse, destinées à des environnements à haute température (>300 °C).

IV.4.1 Implications pour les diodes Schottky GaN de ce travail

Les résultats expérimentaux de ce travail ont montré que, malgré une bonne reproductibilité globale, les diodes sur saphir restent limitées par une forte augmentation des courants de fuite, particulièrement à haute température in-situ (>200 °C). Cette augmentation, directement liée à la densité élevée de dislocations et à la présence de contraintes résiduelles, se traduirait sur GaN/GaN par une stabilité électrique nettement accrue et une réduction d'un ordre de grandeur du courant inverse, comme rapporté dans la littérature récente sur les diodes Schottky GaN/GaN [188], [189].

Le **TABLEAU IV-3** synthétise les principaux verrous technologiques observés dans les dispositifs Schottky réalisés sur substrat GaN/Saphir, ainsi que les améliorations substantielles attendues lors du passage à une configuration GaN/GaN homoépitaxiée.

TABLEAU IV-3 AVANTAGES TECHNOLOGIQUES ANTICIPES DES DISPOSITIFS SCHOTTKY SUR SUBSTRAT GAN/GAN.

Limitation observée sur GaN/Saphir	Amélioration attendue sur GaN/GaN
Courants de fuite accrus à haute température	Réduction d'un ordre de grandeur du courant inverse
Dispersion entre dispositifs	Uniformité améliorée grâce à la réduction des dislocations
Sensibilité aux recuits à >850 °C	Meilleure tenue thermique des interfaces métal–semiconducteur
Mauvaise dissipation de la chaleur	Dissipation efficace → réduction du *self-heating*
Difficulté d'intégration de structures verticales	Faisabilité accrue (GaN massif semi-isolant)
Mobilité limitée	Haute mobilité, R_s ↘ et f_c ↗

La diminution drastique des dislocations sur substrat GaN (de 10^9 cm^{-2} à $<10^6$ cm^{-2}) permet d'obtenir une barrière Schottky plus homogène et une distribution d'énergie des états de pièges plus étroite. Ceci améliore non seulement le facteur d'idéalité, mais aussi la tension de claquage en réduisant les chemins de conduction non désirés le long des défauts. De plus, la performance des contacts métalliques développés dans cette thèse (notamment en Mo/Pt/Au et W/Au) devrait être renforcée sur GaN/GaN : la surface plus régulière et moins sujette à la diffusion interfaciale limite la dégradation du contact lors de recuits à haute température (>850 °C).

Ainsi, les procédés de métallisation réfractaire étudiés dans cette thèse (Mo, W, Pt, etc.) trouveraient sur substrat GaN/GaN un environnement plus favorable : formation accrue de l'interface métal–GaN,

moindre diffusion interfaciale, et courants de fuite intrinsèquement plus faibles. De plus, l'amélioration de la conduction thermique du substrat permettrait de repousser les limites de température de fonctionnement, ouvrant potentiellement la voie à des dispositifs opérants au-delà de 300 °C.

IV.4.2 Vision prospective et axes de développement futurs

Les composants **GaN sur substrat GaN** constituent donc la prochaine étape logique dans l'évolution de l'électronique à large bande interdite, et s'inscrivent ainsi dans la continuité naturelle des travaux présentés dans cette thèse. Les perspectives de recherche suivantes méritent une attention particulière :

1. **Compatibilité thermique** : mener des études approfondies sur la stabilité métal–GaN des diodes GaN/GaN à très haute température (jusqu'à 1000 °C).
2. **Optimisation du procédé « Schottky first »** : affiner le procédé élaboré dans cette étude et l'adapter à des structures homoépitaxiées GaN/GaN.
3. **Applications RF et puissance** : explorer l'utilisation de métallisations réfractaires (molybdène, tungstène) dans des diodes submicroniques pour la multiplication de fréquence, le redressement haute puissance et les convertisseurs DC–DC à haut rendement, en les adaptant aux architectures GaN/GaN.

En synthèse, la transition vers des structures homoépitaxiées GaN sur substrat GaN représente une avancée majeure pour l'électronique de puissance et les dispositifs opérant à haute température. Les limitations inhérentes aux structures GaN/Saphir pourraient ainsi être considérablement atténuées. Les travaux futurs devront donc viser la transposition des procédés développés dans cette étude (métallisations Mo/Pt/Au, W/Au, traitements Ar, recuits jusqu'à 1000 °C) sur substrats GaN, afin de valider expérimentalement les gains attendus en performance.

Références bibliographiques

[1] T. Kachi, « Recent progress of GaN power devices for automotive applications », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 53, nº 10, p. 100210, sept. 2014, doi: 10.7567/JJAP.53.100210.

[2] M. R. Fairchild, R. B. Snyder, C. W. Berlin, et D. H. R. Sarma, « Emerging Substrate Technologies for Harsh-Environment Automotive Electronics Applications », présenté à SAE 2002 World Congress & Exhibition, mars 2002, p. 2002-01-1052. doi: 10.4271/2002-01-1052.

[3] « (Ultra)wide-bandgap semiconductors for electric vehicles | MRS Bulletin ». Consulté le: 29 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://link-springer-com.ressources-electroniques.univ-lille.fr/article/10.1557/s43577-024-00750-5

[4] M. H. Wong, O. Bierwagen, R. J. Kaplar, et H. Umezawa, « Ultrawide-bandgap semiconductors: An overview », *Journal of Materials Research*, vol. 36, nº 23, p. 4601-4615, déc. 2021, doi: 10.1557/s43578-021-00458-1.

[5] A. F. Veneruso, C. Arnold, et R. S. Simpson, « High temperature electronics and instrumentation seminar proceedings », Sandia National Labs., Albuquerque, NM (USA); Houston Univ., TX (USA). Dept. of Electrical Engineering, SAND-80-0834C; CONF-791248-, mai 1980. Consulté le: 21 mai 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.osti.gov/biblio/5083473

[6] A. F. Veneruso, « Sourcebook on high-temperature electronics and instrumentation », Sandia National Lab. (SNL-NM), Albuquerque, NM (United States), SAND-81-2112, oct. 1981. doi: 10.2172/5687773.

[7] P. L. Dreike, D. M. Fleetwood, D. B. King, D. C. Sprauer, et T. E. Zipperian, « An overview of high-temperature electronic device technologies and potential applications », *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology: Part A*, vol. 17, nº 4, p. 594-609, déc. 1994, doi: 10.1109/95.335047.

[8] J. Watson et G. Castro, « A review of high-temperature electronics technology and applications », *J Mater Sci: Mater Electron*, vol. 26, nº 12, p. 9226-9235, déc. 2015, doi: 10.1007/s10854-015-3459-4.

[9] M. H. Dickson et M. Fanelli, *Geothermal energy: utilization and technology*. Routledge, 2013. Consulté le: 21 mai 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://api.taylorfrancis.com/content/books/mono/download?identifierName=doi&identifierValue=10.4324/9781315065786&type=googlepdf

[10] « DC-DC Converters for Space Applications ». Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.how2power.com/dc-dc/space.php

[11] « Space-Grade DC-DC Converters ». Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.microchip.com/en-us/products/power-management/dc-dc-switching-converters-and-controllers/dc-dc-switching-converters-and-regulators/space-grade-dc-dc-converters

[12] « Meeting the needs of space missions with DC-DC converters | GlobalSpec ». Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://insights.globalspec.com/article/21778/meeting-the-needs-of-space-missions-with-dc-dc-converters

[13] H. Bouillaud, « Fabrication et optimisation des caractéristiques thermiques de diodes Schottky de la filière GaAs et reportées sur SiHR pour des applications de multiplication de fréquences », These de doctorat, Université de Lille (2022-....), 2023. Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.fr/2023ULILN043

[14] R. E. Lipsey et S. H. Jones, « Accurate design equations for 50-600 GHz GaAs Schottky diode varactor frequency doublers », *IEEE Transactions on Electron Devices*, vol. 45, nº 9, p. 1876-1882, sept. 1998, doi: 10.1109/16.711350.

[15] « Space Qualified DC-DC Converter Applications | VPT, Inc. » Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.vptpower.com/applications/space

[16] M. Ko, S. V. Uchaikin, B. I. Ivanov, J. Kim, S. Oh, et V. Gkika, « Expanding Scanning Frequency Range of Josephson Parametric Amplifier Axion Haloscope Readout with Schottky Diode Bias Circuit », in *2023 IEEE 24th International Conference of Young Professionals in Electron Devices and Materials (EDM)*, juin 2023, p. 810-813. doi: 10.1109/EDM58354.2023.10225136.

[17] P. H. Siegel, « Terahertz technology », *IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques*, vol. 50, nº 3, p. 910-928, mars 2002, doi: 10.1109/22.989974.

[18] M. Tonouchi, « Cutting-edge terahertz technology », *Nature Photon*, vol. 1, nº 2, p. 97-105, févr. 2007, doi: 10.1038/nphoton.2007.3.

[19] D. T. Leisawitz *et al.*, « The Origins Space Telescope: mission concept overview », in *Space Telescopes and Instrumentation 2018: Optical, Infrared, and Millimeter Wave*, H. A. MacEwen, M. Lystrup, G. G. Fazio, N. Batalha, E. C. Tong, et N. Siegler, Éd., Austin, United States: SPIE, juill. 2018, p. 40. doi: 10.1117/12.2313823.

[20] M. C. Wiedner *et al.*, « A Proposed Heterodyne Receiver for the Origins Space Telescope », *IEEE Transactions on Terahertz Science and Technology*, vol. 8, nº 6, p. 558-571, nov. 2018, doi: 10.1109/TTHZ.2018.2876093.

[21] « GaN Schottky diode on sapphire substrate for THz frequency multiplier applications - ScienceDirect ». Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www-sciencedirect-com.ressources-electroniques.univ-lille.fr/science/article/pii/S0749603621003177

[22] A. J. Seeds, H. Shams, M. J. Fice, et C. C. Renaud, « TeraHertz Photonics for Wireless Communications », *Journal of Lightwave Technology*, vol. 33, nº 3, p. 579-587, févr. 2015, doi: 10.1109/JLT.2014.2355137.

[23] K. B. Cooper, R. J. Dengler, N. Llombart, B. Thomas, G. Chattopadhyay, et P. H. Siegel, « THz Imaging Radar for Standoff Personnel Screening », *IEEE Transactions on Terahertz Science and Technology*, vol. 1, nº 1, p. 169-182, sept. 2011, doi: 10.1109/TTHZ.2011.2159556.

[24] B. S. Williams, « Terahertz quantum-cascade lasers », *Nature Photon*, vol. 1, nº 9, p. 517-525, sept. 2007, doi: 10.1038/nphoton.2007.166.

[25] A. Maestrini *et al.*, « Schottky diode-based terahertz frequency multipliers and mixers », *Comptes Rendus. Physique*, vol. 11, nº 7-8, p. 480-495, juill. 2010, doi: 10.1016/j.crhy.2010.05.002.

[26] E. H. Armstrong, « A New System of Short Wave Amplification », *Proceedings of the Institute of Radio Engineers*, vol. 9, nº 1, p. 3-11, févr. 1921, doi: 10.1109/JRPROC.1921.220092.

[27] A. Maestrini *et al.*, « Design and Characterization of a Room Temperature All-Solid-State Electronic Source Tunable From 2.48 to 2.75 THz », *IEEE Transactions on Terahertz Science and Technology*, vol. 2, nº 2, p. 177-185, mars 2012, doi: 10.1109/TTHZ.2012.2183740.

[28] J. C. Pearson *et al.*, « Terahertz-frequency receiver instrumentation for Herschel's heterodyne instrument for far infrared (HIFI) », in *IR Space Telescopes and Instruments*, SPIE, mars 2003, p. 650-661. doi: 10.1117/12.461757.

[29] G. J. Melnick et E. A. Bergin, « The legacy of SWAS: Water and molecular oxygen in the interstellar medium », *Advances in Space Research*, vol. 36, nº 6, p. 1027-1030, janv. 2005, doi: 10.1016/j.asr.2005.05.110.

[30] D. M. Melgar, « Design and optimization at the highest frequency of a heterodyne receiver at 1.2 THz for the JUICE-SWI instrument », phdthesis, Université Pierre et Marie Curie - Paris VI, 2017. Consulté le: 26 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.hal.science/tel-01980578

[31] J. Treuttel *et al.*, « 1200 GHz High Spectral Resolution Receiver Front-End of Submillimeter Wave Instrument for JUpiter ICy Moon Explorer: Part I - RF Performance Optimization for Cryogenic Operation », *IEEE Transactions on Terahertz Science and Technology*, vol. 13, nº 4, p. 324-336, juill. 2023, doi: 10.1109/TTHZ.2023.3263623.

[32] S. Gulkis *et al.*, « MIRO: Microwave Instrument for Rosetta Orbiter », *Space Sci Rev*, vol. 128, nº 1, p. 561-597, févr. 2007, doi: 10.1007/s11214-006-9032-y.

[33] C. Yoo *et al.*, « Demonstration of a tunable antenna-coupled intersubband terahertz (TACIT) mixer », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 116, nº 1, p. 013504, janv. 2020, doi: 10.1063/1.5129801.

[34] E. H. Armstrong, « The Super-Heterodyne-Its Origin, Development, and Some Recent Improvements », *Proceedings of the Institute of Radio Engineers*, vol. 12, nº 5, p. 539-552, oct. 1924, doi: 10.1109/JRPROC.1924.219990.

[35] G. Gay *et al.*, « Submillimeter wavelength radiometry dedicated to spectral analysis of planetary atmospheres: Low noise system development at Paris Observatory », in *2023 17th European Conference on Antennas and Propagation (EuCAP)*, mars 2023, p. 1-5. doi: 10.23919/EuCAP57121.2023.10133490.

[36] J. Treuttel *et al.*, « A 520–620-GHz Schottky Receiver Front-End for Planetary Science and Remote Sensing With 1070 K–1500 K DSB Noise Temperature at Room Temperature », *IEEE Transactions on Terahertz Science and Technology*, vol. 6, nº 1, p. 148-155, janv. 2016, doi: 10.1109/TTHZ.2015.2496421.

[37] F. W. Taylor, H. Svedhem, et J. W. Head, « Venus: The Atmosphere, Climate, Surface, Interior and Near-Space Environment of an Earth-Like Planet », *Space Sci Rev*, vol. 214, nº 1, p. 35, janv. 2018, doi: 10.1007/s11214-018-0467-8.

[38] V. I. Moroz, W. T. Huntress, et I. L. Shevalev, « Planetary Missions of the 20th Century* », *Cosmic Research*, vol. 40, nº 5, p. 419-445, sept. 2002, doi: 10.1023/A:1020690700050.

[39] C. P. Florensky *et al.*, « Venera 13 and Venera 14: Sedimentary Rocks on Venus? », *Science*, vol. 221, nº 4605, p. 57-59, juill. 1983, doi: 10.1126/science.221.4605.57.

[40] Yu. A. Surkov, V. L. Barsukov, L. P. Moskalyeva, V. P. Kharyukova, et A. L. Kemurdzhian, « New data on the composition, structure, and properties of Venus rock obtained by Venera 13 and Venera 14 », *Journal of Geophysical Research: Solid Earth*, vol. 89, nº S02, p. B393-B402, 1984, doi: 10.1029/JB089iS02p0B393.

[41] L. Colin, « The Pioneer Venus Program », *Journal of Geophysical Research: Space Physics*, vol. 85, nº A13, p. 7575-7598, 1980, doi: 10.1029/JA085iA13p07575.

[42] R. Kwok et W. T. K. Johnson, « Block adaptive quantization of Magellan SAR data », *IEEE Transactions on Geoscience and Remote Sensing*, vol. 27, nº 4, p. 375-383, juill. 1989, doi: 10.1109/36.29557.

[43] R. R. Herrick, D. L. Stahlke, et V. L. Sharpton, « Fine-scale Venusian topography from Magellan stereo data », *Eos, Transactions American Geophysical Union*, vol. 93, nº 12, p. 125-126, 2012, doi: 10.1029/2012EO120002.

[44] L. S. Glaze, C. F. Wilson, L. V. Zasova, M. Nakamura, et S. Limaye, « Future of Venus Research and Exploration », *Space Sci Rev*, vol. 214, nº 5, p. 1-37, août 2018, doi: 10.1007/s11214-018-0528-z.

[45] J. S. Greaves *et al.*, « Phosphine gas in the cloud decks of Venus », *Nat Astron*, vol. 5, nº 7, p. 655-664, juill. 2021, doi: 10.1038/s41550-020-1174-4.

[46] « Veritas », NASA Jet Propulsion Laboratory (JPL). Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.jpl.nasa.gov/missions/veritas/

[47] S. Lebonnois, J. Garvin, S. Getty, G. Arney, N. Johnson, et E. Kohler, « The DAVINCI mission to Venus : in situ insights on Venus atmospheric composition », présenté à 45th COSPAR Scientific Assembly, juill. 2024, p. 418. Consulté le: 27 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/2024cosp...45..418L

[48] « ESA - Envision ». Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.esa.int/Science_Exploration/Space_Science/Envision

[49] J. Helbert *et al.*, « The VenSpec suite on the ESA EnVision mission to Venus », in *Infrared Remote Sensing and Instrumentation XXVII*, SPIE, sept. 2019, p. 18-32. doi: 10.1117/12.2529248.

[50] A. G. Straume-Lindner, M. D. Schulte, et A. Pacros, « The EnVision Mission to Venus – mission overview and science preparations », Copernicus Meetings, EPSC-DPS2025-850, juill. 2025. doi: 10.5194/epsc-dps2025-850.

[51] R. F. Jurgens, « High-Temperature Electronics Applications in Space Exploration », *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, vol. IE-29, nº 2, p. 107-111, mai 1982, doi: 10.1109/TIE.1982.356645.

[52] L. S. Glaze, C. F. Wilson, L. V. Zasova, M. Nakamura, et S. Limaye, « Future of Venus Research and Exploration », *Space Sci Rev*, vol. 214, nº 5, p. 1-37, août 2018, doi: 10.1007/s11214-018-0528-z.

[53] J. Sauder, E. Hilgemann, J. Kawata, K. Stack, A. Parness, et M. Johnson, « Automation rover for extreme environments (AREE) », *Jet Propuls. Lab., California Inst. Technol., Pasadena, CA, USA, Tech. Rep*, 2017, Consulté le: 27 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://pdfs.semanticscholar.org/17e4/f535785683c536ab6cb35d2544e3d4562765.pdf

[54] M. R. Werner et W. R. Fahrner, « Review on materials, microsensors, systems and devices for high-temperature and harsh-environment applications », *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, vol. 48, nº 2, p. 249-257, avr. 2001, doi: 10.1109/41.915402.

[55] S. Chakraborty et T.-W. Kim, « Investigation of Mean-Time-to-Failure Measurements from AlGaN/GaN High-Electron-Mobility Transistors Using Eyring Model », *Electronics*, vol. 10, nº 24, p. 3052, janv. 2021, doi: 10.3390/electronics10243052.

[56] L. Gatilova *et al.*, « Exhaustive qualification and endurance testing of the 300 GHz frequency doubler of the sub-millimeter instrument of the Jupiter Icy Moon Explorer mission », in *Millimeter, Submillimeter, and Far-Infrared Detectors and Instrumentation for Astronomy XI*, SPIE, août 2022, p. 880-888. doi: 10.1117/12.2630402.

[57] S. Strite, M. E. Lin, et H. Morkoç, « Progress and prospects for GaN and the III–V nitride semiconductors », *Thin Solid Films*, vol. 231, nº 1, p. 197-210, août 1993, doi: 10.1016/0040-6090(93)90713-Y.

[58] S. C. Binari et H. B. Dietrich, « III-V Nitride Electronic Devices », in *GaN and Related Materials*, CRC Press, 1997.

[59] M. Z. Baten, S. Alam, B. Sikder, et A. Aziz, « III-Nitride Light-Emitting Devices », *Photonics*, vol. 8, nº 10, p. 430, oct. 2021, doi: 10.3390/photonics8100430.

[60] C. Yuan, R. Hanus, et S. Graham, « A review of thermoreflectance techniques for characterizing wide bandgap semiconductors' thermal properties and devices' temperatures », *J. Appl. Phys.*, vol. 132, nº 22, déc. 2022, doi: 10.1063/5.0122200.

[61] S. M. Sze, Y. Li, et K. K. Ng, *Physics of Semiconductor Devices*. John Wiley & Sons, 2021.

[62] J. C. Zolper, « A review of junction field effect transistors for high-temperature and high-power electronics », *Solid-State Electronics*, vol. 42, nº 12, p. 2153-2156, déc. 1998, doi: 10.1016/S0038-1101(98)00210-X.

[63] *Materials for High-Temperature Semiconductor Devices*. Washington, D.C.: National Academies Press, 1995. doi: 10.17226/5023.

[64] C. Jacoboni, C. Canali, G. Ottaviani, et A. Alberigi Quaranta, « A review of some charge transport properties of silicon », *Solid-State Electronics*, vol. 20, nº 2, p. 77-89, févr. 1977, doi: 10.1016/0038-1101(77)90054-5.

[65] L. R. Weisberg, « Anomalous Mobility Effects in Some Semiconductors and Insulators », *J. Appl. Phys.*, vol. 33, nº 5, p. 1817-1821, mai 1962, doi: 10.1063/1.1728839.

[66] U. V. Bhapkar et M. S. Shur, « Monte Carlo calculation of velocity-field characteristics of wurtzite GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 82, nº 4, p. 1649-1655, août 1997, doi: 10.1063/1.365963.

[67] S. M. S. H. Rafin, R. Ahmed, M. A. Haque, M. K. Hossain, M. A. Haque, et O. A. Mohammed, « Power Electronics Revolutionized: A Comprehensive Analysis of Emerging Wide and Ultrawide Bandgap Devices », *Micromachines*, vol. 14, nº 11, p. 2045, nov. 2023, doi: 10.3390/mi14112045.

[68] R. Wang *et al.*, « InGaN Channel High-Electron-Mobility Transistors with InAlGaN Barrier and fT/fmax of 260/220 GHz », *Appl. Phys. Express*, vol. 6, nº 1, p. 016503, déc. 2012, doi: 10.7567/APEX.6.016503.

[69] P. Godignon *et al.*, « SiC Schottky Diodes for Harsh Environment Space Applications », *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, vol. 58, nº 7, p. 2582-2590, juill. 2011, doi: 10.1109/TIE.2010.2080252.

[70] « Operational Testing of 4H-SiC JFET ICs for 60 Days Directly Exposed to Venus Surface Atmospheric Conditions | IEEE Journals & Magazine | IEEE Xplore ». Consulté le: 27 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://ieeexplore-ieee-org.ressources-electroniques.univ-lille.fr/abstract/document/8571187

[71] S. R. Eisner *et al.*, « Extended Exposure of Gallium Nitride Heterostructure Devices to a Simulated Venus Environment », in *2021 IEEE Aerospace Conference (50100)*, mars 2021, p. 1-12. doi: 10.1109/AERO50100.2021.9438131.

[72] S. Luo *et al.*, « Investigation of vertical GaN-on-GaN p–n diode with regrown p-GaN for operation in Venus and other extreme environments », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 123, nº 24, p. 243504, déc. 2023, doi: 10.1063/5.0173535.

[73] H. Kim, J. Bagherzadeh, et R. G. Dreslinski, « SiC Processors for Extreme High- Temperature Venus Surface Exploration », in *2022 Design, Automation & Test in Europe Conference & Exhibition (DATE)*, mars 2022, p. 406-411. doi: 10.23919/DATE54114.2022.9774769.

[74] « Physics understanding of high temperature behavior of Gallium Nitride power transistor | IEEE Conference Publication | IEEE Xplore ». Consulté le: 27 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://ieeexplore-ieee-org.ressources-electroniques.univ-lille.fr/abstract/document/7799961

[75] « Gallium-Nitride Semiconductor Technology and Its Practical Design Challenges in Power Electronics Applications: An Overview ». Consulté le: 27 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.mdpi.com/1996-1073/12/14/2663

[76] J. Wang, « Beyond earth: Evaluating SiC and GaN as next-generation semiconductors for Venus exploration », *J. Phys.: Conf. Ser.*, vol. 2798, nº 1, p. 012032, juill. 2024, doi: 10.1088/1742-6596/2798/1/012032.

[77] U. K. Mishra, P. Parikh, et Y.-F. Wu, « AlGaN/GaN HEMTs-an overview of device operation and applications », *Proceedings of the IEEE*, vol. 90, nº 6, p. 1022-1031, juin 2002, doi: 10.1109/JPROC.2002.1021567.

[78] J. V. Siles *et al.*, « A High-Power 105–120 GHz Broadband On-Chip Power-Combined Frequency Tripler », *IEEE Microw. Wireless Compon. Lett.*, vol. 25, nº 3, p. 157-159, mars 2015, doi: 10.1109/LMWC.2015.2390539.

[79] G. Soubercaze-Pun, J. G. Tartarin, L. Bary, J. Rayssac, S. Delage, et G. Graffeuil, « Robust GaN Electronics for Highly Reliable BF and RF Analog Systems in Aerospace Applications », présenté à CANEUS 2006: MNT for Aerospace Applications, American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, août 2008, p. 81-87. doi: 10.1115/CANEUS2006-11012.

[80] S. J. Pearton, R. Deist, F. Ren, L. Liu, A. Y. Polyakov, et J. Kim, « Review of radiation damage in GaN-based materials and devices », *J. Vac. Sci. Technol. A*, vol. 31, nº 5, sept. 2013, doi: 10.1116/1.4799504.

[81] « Direct experimental determination of the spontaneous polarization of GaN | Phys. Rev. B ». Consulté le: 5 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://journals.aps.org/prb/abstract/10.1103/PhysRevB.86.081302

[82] M. Mocanu, C. Unger, M. Pfost, P. Waltereit, et R. Reiner, « Thermal Stability and Failure Mechanism of Schottky Gate AlGaN/GaN HEMTs », *IEEE Transactions on Electron Devices*, vol. 64, nº 3, p. 848-855, mars 2017, doi: 10.1109/TED.2016.2633725.

[83] D. Maier *et al.*, « Testing the Temperature Limits of GaN-Based HEMT Devices », *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, vol. 10, nº 4, p. 427-436, déc. 2010, doi: 10.1109/TDMR.2010.2072507.

[84] P. Altuntas, « Fabrication et caractérisation de dispositifs de type HEMT de la filière GaN pour des applications de puissance hyperfréquence », thesis, Lille 1, 2015. Consulté le: 30 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.fr/2015LIL10131

[85] L. Y. Lee, M. Frentrup, M. J. Kappers, R. A. Oliver, C. J. Humphreys, et D. J. Wallis, « Effect of growth temperature and V/III-ratio on the surface morphology of MOVPE-grown cubic zincblende GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 124, nº 10, p. 105302, sept. 2018, doi: 10.1063/1.5046801.

[86] S. C. Lee, Y.-B. Jiang, M. Durniak, C. Wetzel, et S. R. J. Brueck, « Initial stage of cubic GaN for heterophase epitaxial growth induced on nanoscale v-grooved Si(001) in metal-organic vapor-phase epitaxy », *Nanotechnology*, vol. 30, nº 2, p. 025711, nov. 2018, doi: 10.1088/1361-6528/aae9a2.

[87] H. Qin, X. Luan, C. Feng, D. Yang, et G. Zhang, « Mechanical, Thermodynamic and Electronic Properties of Wurtzite and Zinc-Blende GaN Crystals », *Materials*, vol. 10, nº 12, p. 1419, déc. 2017, doi: 10.3390/ma10121419.

[88] C. Lynsky *et al.*, « Role of V-defect density on the performance of III-nitride green LEDs on sapphire substrates », *Journal of Crystal Growth*, vol. 560-561, p. 126048, avr. 2021, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2021.126048.

[89] D. C. Look, G. C. Farlow, P. J. Drevinsky, D. F. Bliss, et J. R. Sizelove, « On the nitrogen vacancy in GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 83, nº 17, p. 3525-3527, oct. 2003, doi: 10.1063/1.1623009.

[90] K. Grabianska, A. Jaroszynska, A. Sidor, M. Bockowski, et M. Iwinska, « GaN Single Crystalline Substrates by Ammonothermal and HVPE Methods for Electronic Devices », *Electronics*, vol. 9, nº 9, p. 1342, sept. 2020, doi: 10.3390/electronics9091342.

[91] « Gan Templates ». Consulté le: 10 octobre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.kymatech.com/sub-divided-products/gan-templates

[92] « Structural Analysis of Low Defect Ammonothermally Grown GaN Wafers by Borrmann Effect X-ray Topography ». Consulté le: 10 octobre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.mdpi.com/1996-1944/14/19/5472

[93] Y. Zhang *et al.*, « Investigation of pits in Ge-doped GaN grown by HVPE », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 58, nº 12, p. 120910, nov. 2019, doi: 10.7567/1347-4065/ab56f5.

[94] B. Łucznik, B. Pastuszka, J. L. Weyher, G. Kamler, I. Grzegory, et S. Porowski, « Bulk GaN crystals and wafers grown by HVPE without intentional doping », *physica status solidi c*, vol. 6, nº S2, p. S297-S300, 2009, doi: 10.1002/pssc.200880794.

[95] F. Kawamura *et al.*, « Growth of a Large GaN Single Crystal Using the Liquid Phase Epitaxy (LPE) Technique », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 42, nº 2B, p. L208, févr. 2003, doi: 10.1143/JJAP.42.L208.

[96] Y. Mori *et al.*, « Growth of bulk GaN crystal by Na flux method under various conditions », *Journal of Crystal Growth*, vol. 350, nº 1, p. 72-74, juill. 2012, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2011.12.026.

[97] G. Huang *et al.*, « Simultaneous growth of multiple GaN crystals and numerical optimization in the Na-flux liquid phase method », *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 1027, p. 180582, mai 2025, doi: 10.1016/j.jallcom.2025.180582.

[98] R. Dwiliński *et al.*, « Bulk ammonothermal GaN », *Journal of Crystal Growth*, vol. 311, nº 10, p. 3015-3018, mai 2009, doi: 10.1016/j.jcrysgro.2009.01.052.

[99] Y. Mikawa *et al.*, « Recent progress of large size and low dislocation bulk GaN growth », in *Gallium Nitride Materials and Devices XV*, SPIE, févr. 2020, p. 1128002. doi: 10.1117/12.2540737.

[100] T. Hashimoto, E. Letts, et D. Key, « Near-Equilibrium Ammonothermal (NEAT) Growth of Low-Dislocation GaN for Power Devices », in *Gallium Nitride and Related Materials: Device Processing and Materials Characterization for Power Electronics Applications*, I. C. Kizilyalli, J. Han, J. S. Speck, et E. P. Carlson, Éd., Cham: Springer Nature Switzerland, 2025, p. 71-86. doi: 10.1007/978-3-031-83056-3_4.

[101] S. Nakamura *et al.*, « InGaN/GaN/AlGaN-based laser diodes with modulation-doped strained-layer superlattices grown on an epitaxially laterally overgrown GaN substrate », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 72, nº 2, p. 211-213, janv. 1998, doi: 10.1063/1.120688.

[102] S. A. Safvi, J. M. Redwing, M. A. Tischler, et T. F. Kuech, « GaN Growth by Metallorganic Vapor Phase Epitaxy: A Comparison of Modeling and Experimental Measurements », *J. Electrochem. Soc.*, vol. 144, nº 5, p. 1789, mai 1997, doi: 10.1149/1.1837681.

[103] Z. J. Biegler, E. Farzana, et J. S. Speck, « MBE Grown GaN P-N Diodes », in *Gallium Nitride and Related Materials: Device Processing and Materials Characterization for Power Electronics*

Applications, I. C. Kizilyalli, J. Han, J. S. Speck, et E. P. Carlson, Éd., Cham: Springer Nature Switzerland, 2025, p. 201-222. doi: 10.1007/978-3-031-83056-3_9.

[104] T. S. Zheleva, O.-H. Nam, W. M. Ashmawi, J. D. Griffin, et R. F. Davis, « Lateral epitaxy and dislocation density reduction in selectively grown GaN structures », *Journal of Crystal Growth*, vol. 222, nº 4, p. 706-718, févr. 2001, doi: 10.1016/S0022-0248(00)00832-0.

[105] T. Narita *et al.*, « Progress on and challenges of p-type formation for GaN power devices », *J. Appl. Phys.*, vol. 128, nº 9, p. 090901, sept. 2020, doi: 10.1063/5.0022198.

[106] O. Gelhausen, « Dissociation of H-related defect complexes in Mg-doped GaN », *Phys. Rev. B*, vol. 69, nº 12, 2004, doi: 10.1103/PhysRevB.69.125210.

[107] G. Miceli, « Self-compensation due to point defects in Mg-doped GaN », *Phys. Rev. B*, vol. 93, nº 16, 2016, doi: 10.1103/PhysRevB.93.165207.

[108] 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 : application aux HEMTs métamorphiques », thesis, Lille 1, 2001. Consulté le: 22 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.fr/2001LIL10106

[109] Y. Sun *et al.*, « Review of the Recent Progress on GaN-Based Vertical Power Schottky Barrier Diodes (SBDs) », *Electronics*, vol. 8, nº 5, p. 575, mai 2019, doi: 10.3390/electronics8050575.

[110] Q. Z. Liu et S. S. Lau, « A review of the metal–GaN contact technology », *Solid-State Electronics*, vol. 42, nº 5, p. 677-691, mai 1998, doi: 10.1016/S0038-1101(98)00099-9.

[111] V. Portz, « Electron affinity and surface states of GaN m-plane facets: Implication for electronic self-passivation », *Phys. Rev. B*, vol. 97, nº 11, 2018, doi: 10.1103/PhysRevB.97.115433.

[112] J. I. Pankove et H. Schade, « Photoemission from GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 25, nº 1, p. 53-55, juill. 1974, doi: 10.1063/1.1655276.

[113] J. Bardeen, « Surface States and Rectification at a Metal Semi-Conductor Contact », *Phys. Rev.*, vol. 71, nº 10, p. 717-727, mai 1947, doi: 10.1103/PhysRev.71.717.

[114] A. M. Cowley et S. M. Sze, « Surface States and Barrier Height of Metal-Semiconductor Systems », *J. Appl. Phys.*, vol. 36, nº 10, p. 3212-3220, oct. 1965, doi: 10.1063/1.1702952.

[115] N. Yıldırım, K. Ejderha, et A. Turut, « On temperature-dependent experimental I-V and C-V data of Ni/n-GaN Schottky contacts », *J. Appl. Phys.*, vol. 108, nº 11, déc. 2010, doi: 10.1063/1.3517810.

[116] « Thermal Enhancement of GaN Schottky Diodes Annealed at 600°C for High Power and High Temperature RF Applications - Orfao - 2025 - Electronics Letters - Wiley Online Library ». Consulté le: 6 juillet 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://ietresearch.onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1049/ell2.70307

[117] H. B. Michaelson, « The work function of the elements and its periodicity », *J. Appl. Phys.*, vol. 48, nº 11, p. 4729-4733, nov. 1977, doi: 10.1063/1.323539.

[118] T. Sawada, Y. Ito, K. Imai, K. Suzuki, H. Tomozawa, et S. Sakai, « Electrical properties of metal/GaN and SiO2/GaN interfaces and effects of thermal annealing », *Applied Surface Science*, vol. 159-160, p. 449-455, juin 2000, doi: 10.1016/S0169-4332(00)00060-X.

[119] S. N. Mohammad, « Contact mechanisms and design principles for Schottky contacts to group-III nitrides », *J. Appl. Phys.*, vol. 97, nº 6, mars 2005, doi: 10.1063/1.1856226.

[120] J. D. Guo, F. M. Pan, M. S. Feng, R. J. Guo, P. F. Chou, et C. Y. Chang, « Schottky contact and the thermal stability of Ni on n-type GaN », *J. Appl. Phys.*, vol. 80, nº 3, p. 1623-1627, août 1996, doi: 10.1063/1.363822.

[121] Z. Benamara, B. Akkal, A. Talbi, et B. Gruzza, « Electrical transport characteristics of Au/n-GaN Schottky diodes », *Materials Science and Engineering: C*, vol. 26, nº 2, p. 519-522, mars 2006, doi: 10.1016/j.msec.2005.10.016.

[122] M. A. Kadaoui, W. B. Bouiadjra, A. Saidane, S. Belahsene, et A. Ramdane, « Electrical parameters of Au/n-GaN and Pt/n-GaN Schottky diodes », *Superlattices and Microstructures*, vol. 82, p. 269-286, juin 2015, doi: 10.1016/j.spmi.2015.02.007.

[123] B. Akkal, Z. Benamara, H. Abid, A. Talbi, et B. Gruzza, « Electrical characterization of Au/n-GaN Schottky diodes », *Materials Chemistry and Physics*, vol. 85, nº 1, p. 27-31, mai 2004, doi: 10.1016/j.matchemphys.2003.11.007.

[124] L. Wang, M. I. Nathan, T.-H. Lim, M. A. Khan, et Q. Chen, « High barrier height GaN Schottky diodes: Pt/GaN and Pd/GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 68, nº 9, p. 1267-1269, févr. 1996, doi: 10.1063/1.115948.

[125] K. J. Reddy, V. R. Reddy, et P. N. Reddy, « Effects of thermal annealing on electrical and structural characteristics of Pd/n-GaN Schottky diode ».

[126] V. Rajagopal Reddy, M. Ravinandan, P. Koteswara Rao, et C.-J. Choi, « Electrical and structural properties of rapidly annealed Pd/Mo Schottky contacts on n-type GaN », *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 23, nº 9, p. 095026, sept. 2008, doi: 10.1088/0268-1242/23/9/095026.

[127] « Handbook of Refractory Carbides and Nitrides | ScienceDirect ». Consulté le: 6 juillet 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www-sciencedirect-com.ressources-electroniques.univ-lille.fr/book/9780815513926/handbook-of-refractory-carbides-and-nitrides?utm_source=chatgpt.com

[128] M. A. Meyers et K. K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge University Press, 2008.

[129] R. Burman, « Properties and Applications of Molybdenum », in *Refractory Metals and Their Industrial Applications*, vol. STP849-EB, R. Smallwood, Éd., ASTM International, 1984, p. 0. doi: 10.1520/STP32629S.

[130] S. M. Cardonne, P. Kumar, C. A. Michaluk, et H. D. Schwartz, « Tantalum and its alloys », *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 13, nº 4, p. 187-194, janv. 1995, doi: 10.1016/0263-4368(95)94023-R.

[131] C. Laverick, « Niobium demand and superconductor applications: An overview », *Journal of the Less Common Metals*, vol. 139, nº 1, p. 107-122, avr. 1988, doi: 10.1016/0022-5088(88)90334-7.

[132] H. Su *et al.*, « Research on high-temperature mechanical properties and microstructure of powder metallurgical rhenium », *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 106, p. 105861, août 2022, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2022.105861.

[133] C. Jin, M. Zaknoune, D. Ducatteau, et D. Pavlidis, « E-beam Fabricated GaN Schottky diode: High-frequency and non-linear properties », in *2013 IEEE MTT-S International Microwave Symposium Digest (MTT)*, juin 2013, p. 1-4. doi: 10.1109/MWSYM.2013.6697734.

[134] M. Mamor, K. Bouziane, H. Chakir, et P. Ruterana, « On the temperature dependence of the current conduction mode in non-homogeneous Pt/*n*-GaN Schottky barrier diode », *Physica B: Condensed Matter*, vol. 684, p. 415965, juill. 2024, doi: 10.1016/j.physb.2024.415965.

[135] L.-Z. Hsieh et D.-H. Yeh, « Comparative analysis of platinum diffusion parameters in GaAs and GaN semiconductors », *Journal of Applied Physics*, vol. 102, nº 2, p. 024507, juill. 2007, doi: 10.1063/1.2756512.

[136] J. Gao *et al.*, « Schottky-MOS Hybrid Anode AlGaN/GaN Lateral Field-Effect Rectifier With Low Onset Voltage and Improved Breakdown Voltage », *IEEE Electron Device Letters*, vol. 38, nº 10, p. 1425-1428, oct. 2017, doi: 10.1109/LED.2017.2737520.

[137] T. Zhang *et al.*, « A 1.9-kV/2.61-m \textmØmega\cdot cm2 Lateral GaN Schottky Barrier Diode on Silicon Substrate With Tungsten Anode and Low Turn-ON Voltage of 0.35 V », *IEEE Electron Device Letters*, vol. 39, nº 10, p. 1548-1551, oct. 2018, doi: 10.1109/LED.2018.2864874.

[138] C. K. Ramesh, V. R. Reddy, et C.-J. Choi, « Electrical characteristics of molybdenum Schottky contacts on n-type GaN », *Materials Science and Engineering: B*, vol. 112, nº 1, p. 30-33, sept. 2004, doi: 10.1016/j.mseb.2004.05.005.

[139] J. Chen *et al.*, « Effects of thermal annealing on the electrical and structural properties of Mo/Au schottky contacts on n-GaN », *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 853, p. 156978, févr. 2021, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.156978.

[140] W. M. Haynes, Éd., *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, 97e éd. Boca Raton: CRC Press, 2016. doi: 10.1201/9781315380476.

[141] J. R. Hayes, D.-W. Kim, H. Meidia, et S. Mahajan, « Thermal stability of TaN Schottky contacts on n-GaN », *Acta Materialia*, vol. 51, nº 3, p. 653-663, févr. 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(02)00444-5.

[142] H. S. Venugopalan et S. E. Mohney, « Thermally stable rhenium Schottky contacts to *n* -GaN », *Applied Physics Letters*, vol. 73, nº 9, p. 1242-1244, août 1998, doi: 10.1063/1.122140.

[143] K. Shiojima, D. T. McInturff, J. M. Woodall, P. A. Grudowski, C. J. Eiting, et R. D. Dupuis, « Electrical characteristics and thermal stability of W, WSiN, and Nb contacts to p- and n-type GaN », *J. Electron. Mater.*, vol. 28, nº 3, p. 228-233, mars 1999, doi: 10.1007/s11664-999-0019-9.

[144] C.-S. Lee, E.-Y. Chang, L. Chang, C.-Y. Fang, Y.-L. Huang, et J.-S. Huang, « Study of Titanium Tungsten Nitride and Tungsten Nitride Schottky Contacts on n-GaN », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 42, nº Part 1, No. 7A, p. 4193-4196, juill. 2003, doi: 10.1143/JJAP.42.4193.

[145] A. Molina, I. E. Campbell, T. N. Walter, A. D. Agyapong, et S. E. Mohney, « Molybdenum carbonitride deposited by plasma atomic layer deposition as a Schottky contact to gallium nitride », *Applied Physics Letters*, vol. 119, nº 10, p. 102102, sept. 2021, doi: 10.1063/5.0062140.

[146] J.-P. Ao, A. Suzuki, K. Sawada, S. Shinkai, Y. Naoi, et Y. Ohno, « Schottky contacts of refractory metal nitrides on gallium nitride using reactive sputtering », *Vacuum*, vol. 84, nº 12, p. 1439-1443, juin 2010, doi: 10.1016/j.vacuum.2009.12.006.

[147] H. Wang, « Conception et modélisation de circuits monolithiques à diode Schottky sur substrat GaAs aux longueurs d'onde millimétriques et submillimétriques pour des récepteurs hétérodynes multi-pixels embarqués sur satellites et dédiés à l'aéronomie ou la planétologie. ».

[148] P. Mondal *et al.*, « Estimation of Input Power Handling Capability of Next-Generation GaN Schottky Diodes for Millimeter Wave Frequency Multipliers ».

[149] P. Mondal, J. Treuttel, L. Gatilova, A. Maestrini, G. Di Gioia, V-K. Chinni, M. Samnouni, Y. Cordier, Y. Roelens, G. Ducournau, and M. Zaknoune, « Millimeter-wave GaN Schottky Varactor Tripler Study for High Power Handling », présenté à European Microwave Week, EuMW, Utrecht, Netherlands, 2020.

[150] P. Mondal *et al.*, « Sources térahertz pour l'astronomie et l'astrophysique et perspectives des multiplicateurs GaN Schottky », *La Revue de l'électricité et de l'électronique*, mars 2022, Consulté le: 12 octobre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://hal-obspm.ccsd.cnrs.fr/obspm-04001782

[151] A. Al Abdallah, « Elaboration d'un radiomètre en technologie GaN pour détection à haute température de la présence d'eau dans l'atmosphère de Vénus », thesis, Université de Lille (2022-....). Consulté le: 12 octobre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.fr/s352339

[152] L. L. Smith, S. W. King, R. J. Nemanich, et R. F. Davis, « Cleaning of GaN surfaces », *J. Electron. Mater.*, vol. 25, nº 5, p. 805-810, mai 1996, doi: 10.1007/BF02666640.

[153] J. X. Zhang et K. Hoshino, « Fundamentals of nano/microfabrication and scale effect », *Molecular Sensors and Nanodevices*, p. 43-111, 2019.

[154] « HSQ / FOX16 resists », EPFL. Consulté le: 1 juin 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://www.epfl.ch/research/facilities/cmi/equipment/ebeam-lithography/raith-ebpg5000/ebeam-resists-available-in-cmi/hsq-fox16-resists/

[155] J. R. Waldrop, « Schottky-barrier height of ideal metal contacts to GaAs », *Applied Physics Letters*, vol. 44, nº 10, p. 1002-1004, mai 1984, doi: 10.1063/1.94599.

[156] J. R. Mileham, S. J. Pearton, C. R. Abernathy, J. D. MacKenzie, R. J. Shul, et S. P. Kilcoyne, « Patterning of AlN, InN, and GaN in KOH-based solutions », *Journal of Vacuum Science & Technology A*, vol. 14, nº 3, p. 836-839, mai 1996, doi: 10.1116/1.580399.

[157] S. Yamada *et al.*, « Formation of highly vertical trenches with rounded corners via inductively coupled plasma reactive ion etching for vertical GaN power devices », *Applied Physics Letters*, vol. 118, nº 10, p. 102101, mars 2021, doi: 10.1063/5.0040920.

[158] Y. Zhang *et al.*, « Trench formation and corner rounding in vertical GaN power devices », *Applied Physics Letters*, vol. 110, nº 19, p. 193506, mai 2017, doi: 10.1063/1.4983558.

[159] W. M. Haynes, Éd., *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, 97e éd. Boca Raton: CRC Press, 2016. doi: 10.1201/9781315380476.

[160] R. Özmenteş, N. Y. Jamil, L. M. Al Taan, et J. A. Abbas, « The Influence of Ag Metal Thickness on Barrier Height in Ag/n-CdSe Schottky Diodes », *Semiconductors*, vol. 58, nº 8, p. 631-636, août 2024, doi: 10.1134/S1063782624600694.

[161] A. F. Özdemir, T. Göksu, N. Yıldırım, et A. Turut, « Effects of measurement temperature and metal thickness on Schottky diode characteristics », *Physica B: Condensed Matter*, vol. 616, p. 413125, sept. 2021, doi: 10.1016/j.physb.2021.413125.

[162] P. Seyidov *et al.*, « Thermal Stability of Schottky Contacts and Rearrangement of Defects in β-Ga2O3 Crystals », *Advanced Electronic Materials*, vol. 11, nº 1, p. 2300428, 2025, doi: 10.1002/aelm.202300428.

[163] V. R. Reddy, C. K. Ramesh, et C. Choi, « Structural and electrical properties of Mo/n-GaN Schottky diodes », *Physica Status Solidi (a)*, vol. 203, nº 3, p. 622-627, févr. 2006, doi: 10.1002/pssa.200521313.

[164] L. Brewer, R. H. Lamoreaux, R. Ferro, et R. Marazza, « The Mo-Pt system (Molybdenum-Platinum) », *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, vol. 1, nº 2, p. 89-92, sept. 1980, doi: 10.1007/BF02881200.

[165] P. Mendes, K. Lorenz, E. Alves, S. Schwaiger, F. Scholz, et S. Magalhães, « Measuring strain caused by ion implantation in GaN », *Materials Science in Semiconductor Processing*, vol. 98, p. 95-99, août 2019, doi: 10.1016/j.mssp.2019.04.001.

[166] S. Barbet *et al.*, « Surface potential of n- and p-type GaN measured by Kelvin force microscopy », *Applied Physics Letters*, vol. 93, nº 21, p. 212107, nov. 2008, doi: 10.1063/1.3028639.

[167] T. Nakamura, N. Ishida, K. Sagisaka, et Y. Koide, « Surface potential imaging and characterizations of a GaN p-n junction with Kelvin probe force microscopy », *AIP Advances*, vol. 10, nº 8, août 2020, doi: 10.1063/5.0007524.

[168] A. Axt, I. M. Hermes, V. W. Bergmann, N. Tausendpfund, et S. A. L. Weber, « Know your full potential: Quantitative Kelvin probe force microscopy on nanoscale electrical devices », *Beilstein J. Nanotechnol.*, vol. 9, nº 1, p. 1809-1819, juin 2018, doi: 10.3762/bjnano.9.172.

[169] « Effects of surface treatment on Fermi level pinning at metal/GaN interfaces formed on homoepitaxial GaN layers - IOPscience ». Consulté le: 22 août 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://iopscience-iop-org.ressources-electroniques.univ-lille.fr/article/10.35848/1347-4065/ab8024/meta

[170] « Impact of surface treatment on metal-work-function dependence of barrier height of GaN-on-GaN Schottky barrier diode | AIP Advances | AIP Publishing ». Consulté le: 5 juillet 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://pubs-aip-org.ressources-electroniques.univ-lille.fr/aip/adv/article/8/11/115011/127177/Impact-of-surface-treatment-on-metal-work-function

[171] S. G. Rosenberg *et al.*, « Low temperature surface preparation of GaN substrates for atomic layer epitaxial growth: Assessment of ex situ preparations », *J. Vac. Sci. Technol. A*, vol. 37, nº 2, p. 020908, janv. 2019, doi: 10.1116/1.5080090.

[172] Y. Huaiyue *et al.*, « Chemical mechanical polishing of freestanding GaN substrates », *J. Semicond.*, vol. 30, nº 2, p. 023003-4, févr. 2009, doi: 10.1088/1674-4926/30/2/023003.

[173] J. Wang *et al.*, « Impact of growth parameters on the background doping of GaN films grown by ammonia and plasma-assisted molecular beam epitaxy for high-voltage vertical power switches », *APL Mater.*, vol. 9, nº 8, p. 081118, août 2021, doi: 10.1063/5.0060154.

[174] S. Mukhopadhyay, S. Sanyal, G. Wang, C. Gupta, et S. S. Pasayat, « First Demonstration of Extrinsic C-Doped Semi-Insulating N-Polar GaN Using Propane Precursor Grown on Miscut Sapphire Substrate by MOCVD », *Crystals*, vol. 13, nº 10, p. 1457, oct. 2023, doi: 10.3390/cryst13101457.

[175] « Pulsed Force Kelvin Probe Force Microscopy | ACS Nano ». Consulté le: 22 août 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://pubs.acs.org/doi/abs/10.1021/acsnano.0c00767

[176] N. Yıldırım, K. Ejderha, et A. Turut, « On temperature-dependent experimental I-V and C-V data of Ni/n-GaN Schottky contacts », *J. Appl. Phys.*, vol. 108, nº 11, p. 114506, déc. 2010, doi: 10.1063/1.3517810.

[177] T. Maeda *et al.*, « Temperature dependence of barrier height in Ni/n-GaN Schottky barrier diode », *Appl. Phys. Express*, vol. 10, nº 5, p. 051002, avr. 2017, doi: 10.7567/APEX.10.051002.

[178] J. H. Werner et H. H. Güttler, « Barrier inhomogeneities at Schottky contacts », *J. Appl. Phys.*, vol. 69, nº 3, p. 1522-1533, févr. 1991, doi: 10.1063/1.347243.

[179] J. A. Thornton, « The microstructure of sputter-deposited coatings », *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, vol. 4, nº 6, p. 3059-3065, nov. 1986, doi: 10.1116/1.573628.

[180] D. Choi *et al.*, « Phase, grain structure, stress, and resistivity of sputter-deposited tungsten films », *J. Vac. Sci. Technol. A*, vol. 29, nº 5, p. 051512, août 2011, doi: 10.1116/1.3622619.

[181] A. Chargui *et al.*, « Influence of Thickness and Sputtering Pressure on Electrical Resistivity and Elastic Wave Propagation in Oriented Columnar Tungsten Thin Films », *Nanomaterials*, vol. 10, nº 1, p. 81, janv. 2020, doi: 10.3390/nano10010081.

[182] K. Fuchs, « The conductivity of thin metallic films according to the electron theory of metals », *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, vol. 34, nº 1, p. 100-108, janv. 1938, doi: 10.1017/S0305004100019952.

[183] E. H. Sondheimer, « The mean free path of electrons in metals », *Advances in Physics*, vol. 50, nº 6, p. 499-537, sept. 2001, doi: 10.1080/00018730110102187.

[184] A. F. Mayadas, M. Shatzkes, et J. F. Janak, « ELECTRICAL RESISTIVITY MODEL FOR POLYCRYSTALLINE FILMS: THE CASE OF SPECULAR REFLECTION AT EXTERNAL SURFACES », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 14, nº 11, p. 345-347, juin 1969, doi: 10.1063/1.1652680.

[185] J. Kim, F. Ren, A. G. Baca, et S. J. Pearton, « Thermal stability of WSix and W Schottky contacts on n-GaN », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 82, nº 19, p. 3263-3265, mai 2003, doi: 10.1063/1.1576506.

[186] R. Khanna, S. J. Pearton, F. Ren, I. Kravchenko, C. J. Kao, et G. C. Chi, « W2B-based ohmic contacts to *n*-GaN », *Applied Surface Science*, vol. 252, nº 5, p. 1826-1832, déc. 2005, doi: 10.1016/j.apsusc.2005.03.143.

[187] « Contact mechanisms and design principles for alloyed ohmic contacts to n-GaN | Journal of Applied Physics | AIP Publishing ». Consulté le: 29 septembre 2025. [En ligne]. Disponible sur: https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/95/12/7940/779949/Contact-mechanisms-and-design-principles-for

[188] V. Maurya *et al.*, « New insights in vertical GaN-on-GaN Schottky diode by Raman, cathodoluminescence and electrical characterizations », *Materials Science in Semiconductor Processing*, vol. 198, p. 109681, nov. 2025, doi: 10.1016/j.mssp.2025.109681.

[189] P. V. Raja *et al.*, « Comprehensive characterization of vertical GaN-on-GaN Schottky barrier diodes », *Microelectronics Journal*, vol. 128, p. 105575, oct. 2022, doi: 10.1016/j.mejo.2022.105575.

Liste des figures

Figure I-1 (a) Les modules de puissance utilisés dans les véhicules électriques/hybdrides (adapté de [1]) et (b) Profil thermique du compartiment du moteur (adapté de [2]). 16
Figure I-2 Chaine typique d'un système de diagraphie (adapté de [8]) 18
Figure I-3 Positionnement des ondes THz dans le spectre des ondes électromagnétiques 21
Figure I-4 Le « gap » térahertz du point de vue des technologies de source. Adapté de [25] 22
Figure I-5 (a) Chaine d'un multiplicateur de fréquence avec filtres et (b) Modèle simplifié d'un doubleur de fréquence à base de diode Schottky 23
Figure I-6 Circuit superhétérodyne (adapté de [27]). 24
Figure I-7 Histogramme représentant le nombre de missions lancées par vague d'intérêt 26
Figure I-8 Tracé d'Arrhenius du MTTF en fonction de l'inverse de la température (1000/K) pour une tension de fonctionnement de 10 V pour un dispositif AlGaN/GaN (adapté de [55]). 30
Figure I-9 Densité intrinsèque de porteurs n_i en fonction de la température pour différents semiconducteurs (Si, GaAs, lnN,6H SiC, GaN, Diamant/ AlN). Reproduit de [62] 33
Figure I-10 Mobilité électronique Vs température dans le GaN de type n ($N_D = 1.10^{17}$ cm^{-3}) [66] 36
Figure I-11 Structures cristallines du GaN : (a) phase wurtzite, (b) phase zinc-blende, et (c) relation entre les axes cristallographiques a, b, c et les directions associées. Figure reprise de [87] 38
Figure I-12 La structure épitaxiale à buffer épais (GaN NID) retenue pour la technologie des diodes Schottky GaN sur substrat saphir. 43
Figure I-13 Diagrammes de bandes d'énergie du contact métal–semi-conducteur (a) Système séparé et (b) après contact (adapté de [61]). 45
Figure I-14 Diagrammes de bandes avant (partie gauche) et après (partie droite) la mise en contact (a) Blocage du niveau de Fermi par les états de surface avec couche diélectrique et (b) Pénétration des MIGS, blocage du niveau de Fermi et courbure locale. 48
Figure I-15 Récepteur hétérodyne compact incluant 1 tripleur à 90 GHz et 2 mélangeurs subharmoniques à 183 GHz 55
Figure II-1 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN quasi-verticales avec une métallisation en Platine. 61
Figure II-2 (a) Vue d'ensemble du masque principal des diodes Schottky. (b) Détail des diodes de grandes dimensions (44, 70 et 140 µm de diamètre), appelées « diodes Jumbo ». (c) et (e) présentent les diodes de petites dimensions, dites « mini ». (d) Schéma des espacements entre les différentes couches. (f) Agrandissement sur les marques d'alignement de 25 × 25 µm². 62
Figure II-3 Visuel de la distribution du facteur de dose pour les marques d'alignement de 8x8 µm² et de 25x25 µm². 64
Figure II-4 Images optiques de motifs de marques d'alignement de 50×50 , 25×25 et 8×8 µm², après révélation, obtenues après différentes doses d'exposition: (a) 1800 µC/cm² (b) 2400 µC/cm² (c) 2700 µC/cm² et (d) 3000 µC/cm² 65
Figure II-5 (a) Schéma des interactions possibles des électrons dans une résine [7] ; (b) illustration de leurs effets sur les motifs d'alignement ; (c) image optique des marques affectées. 66
Figure II-6 (a) Images optiques de motifs de marques d'alignement de 50×50 , 25×25 et 8×8 µm², après révélation, obtenues après une dose d'exposition de 1200 µC avec un agrandissement sur (b) les marques de 25x25 µm² et (c) les marques de 8x8 µm². 67
Figure II-7 Images MEB du masque en HSQ après développement : (a) motifs des marques d'alignement, (b) motifs « jumbo ». 68
Figure II-8 Images MEB du masque en HSQ après développement des motifs « mini » 69
Figure II-9 Gravure par ICP-RIE du GaN n^- avec la réaction chimique associée 70
Figure II-10 Profils gravés par plasma Cl_2/Ar à 5 mTorr (a), et à 15 mTorr (b). Images MEB obtenues avec ZEISS Ultra55 et Supra55VP. 72
Figure II-11 Mésa n^--GaN obtenu : (a) après gravure ICP-RIE sous 15 mTorr ; (b) après retrait sélectif du masque FOX-16 72
Figure II-12 (a) Image MEB d'un motif gravé de 3 µm accompagnée d'un schéma illustrant ses dimensions caractéristiques et (b) la relation entre l'angle de gravure α et la tangente, tan(α). 73
Figure II-13 Images MEB après retrait au BOE montrant des motifs de 4 µm aux flancs nets 73
Figure II-14 Images MEB du contact Ohmique (à droite) (a) avant recuit (vue en perspective) et (b) après recuit à 850 °C (vue de dessus) 76

Figure II-15 Le traitement de surface préalable (a) par traitement chimique au BHF et (b) par traitement physique à l'Argon. 76
Figure II-16 (a) dépôt Pt/Au par évaporation e-beam et retrait de la résine. (b) Retrait de la résine et (c) Recuit du contact Schottky à différentes températures. 77
Figure II-17 Image MEB de la diode complète avec l'empilement Schottky en Pt/Au de 40/400 nm 77
Figure II-18 Courbes courant-tension des diodes Schottky GaN avec métallisation Platine, mesurées avant recuit et après recuits à différentes températures : 400 °C (courbe bleue), 500 °C (courbe orange), 550 °C (courbe rouge) et 700 °C (courbe verte fluorescent). (a) courant direct linéaire, (b) courant inverse. 78
Figure II-19 Courant direct- tension en échelle logarithmique 79
Figure III-1 Séquence de fabrication des diodes Schottky utilisant un empilement Mo/Au pour l'anode 82
Figure III-2 Vue d'ensemble du masque principale de diodes Schottky pour l'empilement Mo/Au 82
Figure III-3 Images MEB des contacts Schottky de grande taille « Jumbo » (à gauche) et de petite taille « mini » à droite (a) avant recuit ; (b) après recuit à 400 °C ; (c) après recuit à 500 °C et (d) après recuit à 600 °C 84
Figure III-4 (a) courbe de courant direct - tension et (b) de courant inverse – tension pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 140 µm de diamètre, mesurées avant recuit (courbe grise) et après recuit à 400 °C (courbe rouge), 500 °C (courbe bleue), 600 °C (courbe verte) et 700 °C (courbe violette). 85
Figure III-5 Méthode de longueur de transfert (Transmission Line Method) explicitée avec (a) Illustration du trajet des électrons dans le GaN (b) L'extrapolation de la résistance de contact et (c) Le masque GDS utilisé aveec les différents espacements de contacts ohmiques 87
Figure III-6 Mesures de la résistance de contact en fonction de différentes températures de recuit de l'empilement Ti/Al/Ni/Au sur le GaN n^+ 89
Figure III-7 (a) Mesures I-V deux pointes entre -2 et 2 V des contacts ohmiques (TLM rectangulaires) espacés de 10 µm à base de Ti/Mo/Au sur GaN n^+ (b) Image MEB correspondante 90
Figure III-8 (a) Vue d'ensemble du masque principal pour la fabrication des diodes Schottky par le nouveau procédé « COMORES » (b) Agrandissement de la zone supérieure du masque 91
Figure III-9 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN quasi-verticales avec une métallisation en Platine. 93
Figure III-10 Images MEB des diodes Schottky fabriquées, avec un gros plan sur l'empilement Mo/Pt/Au de 45/30/300 nm (a) état initial non-recuit (b) Après recuit à 600 °C (c) Après recuit à 700 °C et (d) Après recuit à 850 °C 96
Figure III-11 Images MEB des diodes Schottky à empilement Mo/Pt/Au de 45/30/300 nm après recuit à 1000 °C (a) Montrant l'état global du composant et (b) Grossissement sur le motif exposant la dilatation de la couche d'or 96
Figure III-12 Courbes de (a) courant inverse – tension (b) courant direct - tension en échelle logarithmique et (c) courant direct – tension en échelle linéaire pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurées après recuit à 600 °C. 97
Figure III-13 Courbes (a) courant inverse – tension (b) courant direct - tension en échelle logarithmique et (c) courant direct – tension en échelle linéaire pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesuré après recuit à 700 °C 99
Figure III-14 Courbes (a) courant inverse – tension (b) courant direct - tension en échelle logarithmique et (c) courant direct – tension en échelle linéaire pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesuré après recuit à 850 °C pendant 30 sec. 100
Figure III-15 Courbes de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension pour les diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurée avant recuit (courbe grise) et après recuit à 600 °C (courbe Verte), 700 °C (courbe orange) et 850 °C (courbe rouge), avec ln(I(V)) en inset. 102
Figure III-16 Etat de l'art du champ de claquage (V/µm) des diodes Schottky GaN avec le Molybdène comme anode en fonction de la température de recuit. 105
Figure III-17 (a) Image HAADF à large champ de la jonction après dépôt, avant recuit. (b) Clichés de diffraction électronique ponctuelle (SAED) de chaque couche. 107
Figure III-18 Profil EDX de l'empilement Mo/Pt/Au avant recuit 107
Figure III-19 Images HAADF de l'empilement Mo/Pt/Au après recuit à 850 °C : (a) vue d'ensemble et (b) vue agrandie de l'interface MoPt/GaN. 108
Figure III-20 Profil EDX de l'empilement Mo/Pt/Au après recuit à 850 °C 109
Figure III-21 Images MET accompagnées des cartographies élémentaires EDX de l'empilement d'anode Mo/Pt/Au : (a) État non-recuit ; (b) Après recuit à 850 °C. 110

Figure III-22 (a) le microscope à force atomique (AFM) D3100 + NSIV et (b) le microscope à force de Kelvin (KPFM) ICON + NSV 111
Figure III-23 Cartographie AFM de la surface GaN n- de référence 113
Figure III-24 Cartographie AFM de la surface GaN n- traitée à l'UV ozone 114
Figure III-25 Rugosité de surface (RMS) en fonction du traitement de surface : Référence (violet claire), traité à l'UV ozone (vert), traité à l'argon 150 V 10 mA (bleu), traité à l'argon 300 V 25 mA (violet foncé), traité à l'argon 400 V 25 mA (rose), et traité à l'argon 400 V 52 mA (rouge) avec (a) les cartographies et (b) la courbe RMS – puissance de gravure Argon correspondante.....115
Figure III-26 (a) Schéma du montage expérimental utilisé pour les mesures KPFM. (b) Illustration du principe de fonctionnement : condition « Feedback ON » où VDC = VCPD et courbe « Feedback OFF » amplitude–fréquence. (c) Cartographie du CPD obtenue sur la structure de référence Al/Si/Au utilisée pour la calibration. 117
Figure III-27 Mesures KPFM réalisées sur GaN : échantillon de référence (violet clair), après traitement UV-ozone (vert), et après plasma d'argon appliqué à 150 V – 10 mA (bleu), 300 V – 25 mA (violet foncé), 400 V – 25 mA (rose) et 400 V – 52 mA (rouge). (a) Cartographies de potentiel de surface (CPD) correspondantes. (b) Évolution de la différence de CPD entre le GaN et le HOPG en fonction des traitements de surface. 118
Figure III-28 Caractéristiques I–V des diodes Schottky Mo/n-GaN selon les différentes configurations de gravure à l'argon, après un recuit à 700 °C pendant 1 minute : (a) polarisation inverse jusqu'à –10 V, (b) polarisation directe en échelle logarithmique, et (c) polarisation directe en échelle linéaire. 121
Figure III-29 Caractéristiques I–V des diodes Schottky Mo/n-GaN selon les différentes configurations de gravure à l'argon, après un recuit à 850 °C pendant 30 secondes : (a) polarisation inverse à –10 V. (b) polarisation directe en échelle logarithmique et (c) polarisation directe en échelle linéaire..... 122
Figure III-30 (a) Caractéristiques I–V en polarisation inverse jusqu'au claquage des diodes Schottky Mo/n-GaN selon les conditions de gravure Ar, après recuit à 700 °C (1 min). (b) Etat de l'art de lu champ de claquage (V/µm) des diodes Mo/n-GaN en fonction du traitement thermique. 124
Figure III-31 Vue en coupe de diodes fabriquées par le procédé « Goldless annealing » avec la séquence de fabrication correspondante 125
Figure III-32 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN avec le nouveau procédé « Goldless annealing » 126
Figure III-33 (a) Masque principal des diodes Schottky adapté au procédé de fabrication « Goldless annealing» avec une grosse vue sur (b) Les diodes Schottky en motif « haricot » ; (c) Les dimensions d'espacement entre les différentes couches ; (d) les diodes Schottky dites en « Matriochka » et e) les TLMs circulaires pour les mesures de la résistance de contact. 129
Figure III-34 Images MEB de la gravure des couches n- GaN pour la définition de la mésa (avant retrait du masque HSQ) avec (a) Mesas pour les diodes dites « jumbos » (b) Mesas pour les diodes « mini », ici d'une largeur de 3.5 µm ; (c) et (d) Définition des mesas après retrait du masque HSQ 130
Figure III-35 Images MEB de diodes Schottky à base de GaN après dépôt des métallisations (a) Mo/Pt (45/30 nm) et c) Mo (45 nm), puis b) et d) après recuit à 850 °C respectif de chaque métallisation. 131
Figure III-36 Images MEB de diodes Schottky à base de GaN recuites à 1000 °C (a) Mo/Pt (45/30 nm) et (b) Mo (45 nm)..... 132
Figure III-37 Images MEB de diodes Schottky Mo/n-GaN élaborées par l'approche « Goldless annealing », suivie d'un épaississement métallique Ti/Au (100/400 nm) après recuit à 1000 °C. (a) Vue d'ensemble des diodes; (b) Grossissement sur une diode d'anode de 44 µm de diamètre ; (c) Dimensions nominales définies dans le masque GDS ; et (d) Espacements réels mesurés par MEB. 132
Figure III-38 Courbes de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension de diode Schottky GaN d'un empilement anode en Mo/Pt de 45/30 nm de 44 µm de diamètre, fabriqué avec le process Goldless annealing avec recuit à 850 °C pendant 30 secondes 133
Figure III-39 I-V de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension de diode Schottky GaN d'empilements anodes en Mo/Pt de 45/30 nm (courbe rouge) Vs en Mo de 45 nm (courbe orange), de 44 µm de diamètre chacune, fabriquée avec le process Goldless annealing avec recuit de 850 °C pendant 30 secondes . 134
Figure III-40 Courbe de courant - tension entre -10 et 1 V des diodes Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurées après recuit à 1000 °C pour une durée de 5 sec. 136
Figure III-41 Courbes de (a) courant inverse - tension et (b) courant direct - tension de diode Schottky GaN d'un empilement anode en Mo de 45 nm et de 44 µm de diamètre, fabriqué avec le process Goldless annealing avec un recuit à 1000 °C pendant 5 secondes..... 137

Figure III-42 (a) Boîtier utilisé pour les mesures à haute température ; (b) vue des pattes latérales associées aux pads ; (c) correspondance entre pads et pattes. 138
Figure III-43 (a) Substrat GaN/saphir intégré dans le boîtier ; (b) champ complet de diodes fabriquées par le procédé Goldless annealing ; (c) agrandissement d'une cellule de diodes en géométrie « haricot ». 139
Figure III-44 Vue par microscopie optique du substrat GaN/saphir monté dans le boîtier et interconnecté par wedge bonding or. 139
Figure III-45 Configuration de mesure quatre pointes avec connexion indirecte de l'anode via un pad secondaire. 140
Figure III-46 Exemples de bonds réalisés sur plusieurs diodes. 140
Figure III-47 Profil température–temps : alimentation manuelle (114 h, bleu) et alimentation par SMU (26,5 h, rouge). 141
Figure III-48 Caractéristiques I-V des diodes Mo/n-GaN mesurées in-situ entre –5 V et +1 V pour différentes températures (27 à 300 °C). 142
Figure III-49 I-V (0 à 1 V) des diodes Mo/n-GaN mesurées in-situ jusqu'à 300 °C. 143
Figure III-50 ln(I)-V (0 à 1 V) des diodes Mo/n-GaN mesurées in-situ jusqu'à 300 °C. 143
Figure III-51 Evolution de ΦB en fonction de 1/T 145
Figure III-52 I-V des diodes Mo/n-GaN dans l'état initial et après le cycle de recuit (a) entre –5 et +1 V et (b) entre 0 et +0,5V 147
Figure III-53: Organigramme du protocole de recuit des films de tungstène. Séquence : dépôt (flux Ar/épaisseurs variables), mesures initiales, recuits à l'air (200 °C / 400 °C), analyses morphologiques et mesures de résistivité. 150
Figure III-54 : Images MEB des couches de tungstène déposées sous différents débits de gaz argon : (a) 18 sccm, (b) 24 sccm, (c) 30 sccm, d) 36 sccm, (e) 48 sccm, et (f) 60 sccm. Dépôts réalisés à puissance constante en mode DC, fixée à 100 W. 151
Figure III-55: Diagramme des zones structurales de Thornton (SZM), montrant l'influence conjointe de la température de dépôt et de la pression sur la morphologie des films minces. (Reproduit de [179]). 152
Figure III-56 Images MEB de films de tungstène (~185 nm) avant et après recuit à l'air ambiant. (a) Film de référence non recuit ; (b) après recuit à 200 °C : surface inchangée ; (c) après recuit à 400 °C : formation d'une couche d'oxyde visible (~61 nm). 153
Figure III-57 Évolution de la résistivité électrique : (a) selon le débit de gaz argon, avec comparaison à la résistivité du tungstène massif, (b) en fonction de l'épaisseur des films obtenus après dépôt à un débit d'argon de 24 sccm 155
Figure III-58 : Spectres d'analyse par spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS) des couches de WN déposées 158
Figure III-59 : Cartographies élémentaires EDS montrant les concentrations de : (a) tungstène (W) ; (b) azote (N) ; et (c) oxygène (O) dans un film de WN déposé d'épaisseur 4,5 µm. 159
Figure III-60 Comparaison du dépôt par (a) évaporation par faisceau d'électrons et (b) Pulvérisation cathodique en courant continu (DC) 160
Figure III-61 Image MEB du motif après lift-off par pulvérisation cathodique avec une présence visible d'oreillettes. 161
Figure III-62 (a) Configuration bicouche optimisée, incluant le surdéveloppement de la résine et l'ajustement de la hauteur (b) Image MEB du dépôt métallique obtenu après mise en œuvre des optimisations proposées (avec une épaisseur de tungstène de 50 nm). 162
Figure III-63 Images MEB des diodes Schottky W/n-GaN : (a) état initial après dépôt (b) Après recuit à 600 °C et (c) Après recuit à 700 °C 164
Figure III-64 I(V) des diodes Schottky W/n-GaN de 44 µm de diamètre d'anode, avant recuit (courbe noir), après recuit à 600 °C (courbe rouge) et à 700 °C (courbe blue). (a) courant inverse et (b) courant direct 165
Figure III-65 Caractéristiques I–V directe (a) et inverse (b) à 600 °C – Empilements 30/30/300 nm (bleu) et 20/30/300 nm (rouge). 168
Figure III-66 Caractéristiques I–V directe (a) et inverse (b) à 850 °C – Empilements 30/30/300 nm (bleu) et 20/30/300 nm (rouge). 170
Figure IV-1 Masque principal des diodes Schottky adapté au procédé de fabrication « Schottky first » 178
Figure IV-2 (a) traitement chimique BHF (1 min 30 s), (b) traitement Argon (1 min 30 s), (c) dépôt du contact Schottky, (d) lift-off. 179
Figure IV-3 Première étape de la séquence « Schottky first » : (a) vue globale de l'anode, (b) agrandissement mettant en évidence l'empilement Mo/Pt/Au 179

Figure IV-4 Etape de définition de mésa : (a) Résinage HSQ (b) exposition électronique (c) révélation au TMAH (d) Gravure physique par ICP-RIE Cl2/Ar et (e) Retrait humide par BHF 180
Figure IV-5 Images MEB montrant le motif obtenu après gravure avec la résine HSQ : (a) vue d'ensemble et (b) vue agrandie. 180
Figure IV-6 Séquence complète de fabrication de diodes Schottky GaN dites « Schottky First » avec une métallisation préliminaire en Mo/Pt/Au 181
Figure IV-7 Image MEB d'une diode Schottky GaN « Schottky first » après recuit à 850 °C 181
Figure IV-8 (a) courant inverse – tension ; (b) courant direct - tension en ln(I(V)) et (c) courant direct-tension en échelle linéaire pour la diode Schottky Mo/n-GaN de 44 µm de diamètre, mesurée avant recuit (gris), après recuit à 700 °C (vert), 800 °C (orange) et 850 °C (rouge). 182
Figure IV-9 Images MEB de motifs gravés montrant : (a) vue d'ensemble des motifs de taille réduite (500 à 100 nm) ; (b) agrandissement sur le motif de 500 nm ; (c) agrandissement sur le motif de 200 nm ; et (d) agrandissement sur le motif de 100 nm. 185
Figure IV-10 Structure finale de la diode Schottky GaN/saphir pour les applications en hyperfréquences et les principales étapes de fabrication associées. 185
Figure IV-11 Vue MEB globale d'une diode Schottky pour les appliactions RF 186
Figure IV-12 Vue de près d'une diode d'un diamètre d'environ 3 µm 187
Figure IV-13 Représentation schématique de la diode Schottky indiquant la localisation des principales résistances et capacités 188
Figure IV-14 Circuit équivalent d'une diode Schotty 188
Figure IV-15 Circuit équivalent simplifié du dispositif 189
Figure IV-16 Evolution de la résistance série Rs en fonction de la fréquence pour une diode de 45 µm² sous une polarisation de 1,2 V. 190
Figure IV-17 Capacité totale à différents points de polarisation pour une diode Pt/n-GaN de 45 µm² de surface d'anode 190
Figure IV-18 Évolution de la capacité de jonction C_j en fonction de la fréquence 191

Liste des tableaux

Tableau I-1Extrêmes de température dans l'automobile reproduit de [2]..... 17
Tableau I-2 Points cles de la difference entre les dispositifs DC-DC et les dispositifs RF 19
Tableau I-3 Impact de la temperature sur le comportement electrique de certains capteurs et dispositifs semiconducteurs, adapte de [54] 28
Tableau I-4 Proprietes et limitations technologiques des principaux semi-conducteurs pour applications a haute temperature 31
Tableau I-5 Mobilite electronique et dependance en temperature dans differents semi-conducteurs 35
Tableau I-6 Résumé des critères de comparaison (adapté de [76]**)**..... 37
Tableau I-7 Propriétés cristallographiques, thermiques et désaccord de maille du GaN avec différents substrats (Saphir, SiC, Si, GaN). 40
Tableau I-8 Synthese internationale des procedes et acteurs de la production de substrats massifs de GaN 41
Tableau I-9 Comparaison des principales methodes de croissance du GaN massif 42
Tableau I-10 Propriete physiques pertinentes des metaux refractaires pour les contacts Schottky 52
Tableau I-11 État de l'art des diodes Schottky a anode en metaux refractaires 53
Tableau I-12 État de l'art et positionnement de la these sur les dispositifs Schottky GaAs/GaN pour applications millimetriques et terahertz. 56
Tableau II-1 Doses minimales d'exposition et courants d'écriture appliqués aux motifs des différentes couches du masque, pour les diodes Jumbo et Mini. 67
Tableau II-2 Valeurs des angles de gravure mesures pour differentes tailles de motifs .. 73
Tableau II-3 Resume des conditions de gravure et des vitesses correspondantes du GaN et du masque HSQ pour les batis Oxford Plasmalab 100 ICP et Sentech. 74
Tableau II-4 caracteristiques electriques des diodes Schottky (44 µM) a base d'empilement Pt/Au 40/400 nm sur n-GaN en fonction des differentes temperatures de recuit 79
Tableau III-1 Caracteristiques electriques des premieres diodes Mo/n-GaN fabrique par procede conventionnel en fonction des differentes temperatures de recuit 85
Tableau III-2 Resistance de contact en fonction du recuit de formation 89
Tableau III-3 Influence des empilements Mo/Pt/Au sur les caracteristiques electriques des diodes Schottky sur N-GaN recuites a 600 °C 98
Tableau III-4 Influence des empilements Mo/Pt/Au sur les caracteristiques electriques des diodes Schottky sur N-GaN recuites a 700 °C 99
Tableau III-5 Influence des empilements Mo/Pt/Au sur les caracteristiques electriques des diodes Schottky sur N-GaN recuites a 850 °C 101
Tableau III-6 caracteristiques electriques des diodes Schottky a base d'empilement Mo/Pt/Au 45/30/300 nm sur n-GaN en fonction des differentes temperatures de recuit 102
Tableau III-7 Parametres statiques extraits de contacts Schottky Mo sur GaN : comparaison these/Litterature 104
Tableau III-8 Travail de sortie (travail de sortie) du GaN pour differents traitements de surface 118
Tableau III-9 Influence des parametres du traitement a l'argon sur les performances electriques des diodes Mo/n-GaN de 44 µM recuites a 700 °C pendant 1 min 122
Tableau III-10 Influence des parametres de gravure a l'argon sur les performances electriques des diodes Mo/n-GaN recuites a 850 °C pendant 30 secondes 123
Tableau III-11 Parametres electriques des diodes Mo/n-GaN recuites a 850 °C par le procede « Goldless annealing » (Mo/Pt vs. Mo) 135
Tableau III-12 caracteristiques electriques des diodes Mo/n-GaN recuites a 1000 °C 136
Tableau III-13 Parametres electriques extraits des diodes Schottky et leur evolution en fonction de la temperature. 144
Tableau III-14 Resistivite des couches de tungstene depose a 24 sccm de flux d'argon apres differents recuits 156

Tableau III-15 Resistivite des couches de tungstene deposees a 30 sccm de flux d'argon apres differents recuits 157
Tableau III-16 Resistivite des couches de tungstene deposees a 36 sccm de flux d'argon apres differents recuits 157
Tableau III-17 Parametres electriques extraits des diodes Schottky a base de tungstene apres differents traitements de recuit. 166
Tableau III-18 Parametres electriques extraits des diodes Schottky a base de tungstene apres recuit a 600 °C pour deux configurations d'empilement metallique 169
Tableau III-19 Parametres electriques extraits des diodes Schottky a base de tungstene apres recuit a 850 °C pour deux configurations d'empilement metallique 170
Tableau III-20 Parametres statiques extraits de contacts Schottky W et W–Pt sur GaN : comparaison these/litterature. 173
Tableau IV-1 caracteristiques electriques des diodes Mo/n-GaN en fonction des differentes temperatures de recuit 182
Tableau IV-2 Parametres extraits des diodes Schottky GaN/Saphir et GaN/GaN. 191
Tableau IV-3 Avantages technologiques anticipes des dispositifs Schottky sur substrat GaN/GaN. 193

Résumé

Les exigences croissantes en électronique haute température, motivées par des applications telles que le forage profond, l'aéronautique hypersonique ou encore l'exploration spatiale, imposent le développement de dispositifs capables de fonctionner au-delà des limites thermiques des technologies silicium traditionnelles. Dans le contexte particulier de l'exploration spatiale, l'exploration de Vénus exige des dispositifs pouvant fonctionner à des températures allant jusqu'à 460 °C. Dans ce contexte, la technologie GaN (nitrure de gallium) se distingue par son potentiel à opérer efficacement à haute température sans nécessiter de systèmes de refroidissement externes. Ce travail vise la conception d'un radiomètre à haute température destiné à la détection de vapeur d'eau dans l'atmosphère de Vénus, s'appuyant sur la diode Schottky GaN pour la multiplication de fréquence dans les circuits hétérodynes. Les travaux portent donc sur l'optimisation technologique et thermique de cette diode afin d'assurer un fonctionnement dans des conditions extrêmes de température. La démarche scientifique adoptée repose sur une approche itérative de conception, fabrication et caractérisation de la diode Schottky GaN en exploitant les métaux réfractaires tels que le Molybdène et Tungstène, permettant la fonctionnalité des dispositifs après des recuits allant jusqu'à 1000 °C et leur mesure in situ jusqu'à 300 °C. Des études approfondies de traitement de surface ont ainsi été menées afin d'affiner les procédés de fabrication. Les résultats obtenus ouvrent des perspectives vers des diodes submicroniques pour la multiplication de fréquence en gamme THz et des plateformes GaN dédiées à l'électronique spatiale.

Abstract

The growing demand for high-temperature electronics, driven by applications such as deep-well drilling, hypersonic aerospace systems, and space exploration, requires the development of devices capable of operating beyond the thermal limits of traditional silicon-based technologies. In the particular context of Venus exploration, electronic systems are expected to function at temperatures reaching up to 460 °C. In this framework, gallium nitride (GaN) technology stands out for its potential to operate efficiently at high temperatures without the need for external cooling systems. This work focuses on the design of a high-temperature radiometer intended for the detection of water vapor in the Venusian atmosphere, relying on GaN Schottky diodes for frequency multiplication in heterodyne receivers. The study addresses the technological and thermal optimization of this diode to ensure reliable operation under extreme conditions. The adopted scientific approach follows an iterative process of design, fabrication, and characterization of devices, exploring new metallic architectures that integrate refractory metals such as Molybdenum and Tungsten. These metals enable device functionality after annealing up to 1000 °C and in situ electrical measurements up to 300 °C. Advanced surface treatment studies are also carried out to refine the understanding and control of fabrication processes. The results open promising perspectives toward submicron Schottky diodes for frequency multiplication in Thz range and GaN platforms dedicated to space electronics.