



HAL
open science

Analyse des différentes stratégies de procédés de gravure de grille métal – high k pour les noeuds technologiques 45 nm et 32 nm

Olivier Luere

► To cite this version:

Olivier Luere. Analyse des différentes stratégies de procédés de gravure de grille métal – high k pour les noeuds technologiques 45 nm et 32 nm. Micro et nanotechnologies/Microélectronique. Université Joseph-Fourier - Grenoble I, 2009. Français. NNT: . tel-00555387

HAL Id: tel-00555387

<https://theses.hal.science/tel-00555387>

Submitted on 13 Jan 2011

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

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

THESE

présentée par

Olivier LUERE

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE JOSEPH FOURIER DE GRENOBLE

Discipline : Physique

Spécialité : Microélectronique

Analyse des différentes stratégies de procédés de gravure de grille métal – high k pour les nœuds technologiques 45 nm et 32 nm

Soutenue publiquement le 23 novembre 2009 devant le jury composé de :

Président :

Gilbert Vincent

Professeur UJF, Grenoble

Rapporteurs :

Patrice Raynaud

Directeur de recherche CNRS, LAPLACE, Toulouse

Laïfa Boufendi

Professeur PUCVL, GREMI, Orléans

Directeur de thèse :

Olivier Joubert

Directeur de recherche CNRS, LTM, Grenoble

Examineurs :

Erwine Pargon

Chargée de recherche CNRS, LTM, Grenoble

Sophie Bouchoule

Chargée de recherche CNRS, LPN, Marcousis

Ferdinand Bell

Infineon, Munich

Cette thèse a été préparée au **Laboratoire des Technologies de la Microélectronique**
(LTM/CNRS) sous la direction d'Olivier JOUBERT, sur le site du CEA/LETI

Remerciements

Tout d'abord, je souhaite témoigner ma plus sincère reconnaissance à monsieur Olivier Joubert, pour avoir accepté de diriger ma thèse, pour ses précieux conseils et pour toutes les connaissances qu'il a su me faire partager.

Je tiens également à adresser des remerciements tout particuliers à mademoiselle Erwine Pargon. Je lui suis très reconnaissant du temps qu'elle a consacré à encadrer ce travail de thèse et de l'aide considérable qu'elle m'a apportée. Ce travail n'aurait pas abouti sans toi, merci.

Merci aussi à monsieur Laurent Vallier pour son soutien constant et la confiance qu'il m'a accordée. Bien des expériences n'auraient pas été possibles sans son appui.

Je remercie les membres du jury d'avoir accepté d'évaluer mon travail de thèse. En particulier mes rapporteurs, monsieur Patrice Raynaud et monsieur Laïfa Boufendi, ainsi que mes examinateurs, madame Sophie Bouchoule, monsieur Gilbert Vincent, et monsieur Ferdinand Bell.

Merci à l'entreprise Freescale d'avoir financé ce travail de thèse et d'avoir tenu ses engagements malgré une situation économique très difficile.

J'aimerais également remercier l'ensemble des personnes que j'ai côtoyé quotidiennement au laboratoire, sur lesquelles j'ai pu compter et dont la sympathie et la compétence m'ont rendu la vie agréable : Bernard (un grand merci pour l'XPS entre autre), Elodie, Mika (merci pour l'AFM3D), Kevin, Thierry C, Thierry L, Dave, Laurène, Thomas, Xavier, Camille, Maxime, Frédéric, Emmanuelle, Gilles, Raphaël, Sébastien, Arnaud, Jumana, Régis, Malou, Stéphanie et Sylvaine.

Enfin, un grand merci à toute ma famille et à mes amis, en particulier ma mère, mon père et mes grands-parents, pour leurs soutiens et leurs encouragements dans les moments heureux et difficiles.

Table des matières

CHAPITRE I	11
CONTEXTE GENERAL	11
Introduction	12
1.1. La technologie CMOS	13
1.1.1. Le transistor MOS	13
1.1.2. Les limites de la technologie actuelle.....	16
1.1.3. Les nouveaux matériaux de grille	18
1.1.4. La problématique de la rugosité de bord de ligne	21
1.2. La gravure plasma	23
1.2.1. Les plasmas ICP (inductively coupled plasma)	23
1.2.2. Les principes de la gravure plasma	24
1.3. Problématiques introduites par la gravure de grille métallique	27
1.4. Objectifs de thèse	29
1.5. Bibliographie du chapitre I	30
CHAPITRE II	33
LES DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX	33
2.1. La plateforme de gravure	34
2.1.1. Le réacteur DPS 200 mm	34
2.1.2. Le réacteur DPS 300 mm	35
2.2. Les outils de diagnostic in situ ou quasi in situ	35
2.2.1. L'interférométrie	35
2.2.2. La Spectroscopie de photoélectrons X	36
2.2.3. La spectrométrie de masse.....	45
2.3. Les outils de diagnostic ex situ	46
2.3.1. La microscopie électronique à balayage (MEB)	46
2.3.2. Le microscope à force atomique (AFM)	47
2.3.3. Le microscope à force atomique en 3 dimensions (AFM3D)	48
2.4. Les empilements de grille utilisés	55

2.4.1. Description des empilements utilisés.....	55
2.4.2. La gravure du masque dur.....	57
2.5. Bibliographie du chapitre II.....	59
CHAPITRE III.....	61
LES MECANISMES DE GRAVURE DU SILICIUM	61
3.1. Etude des interactions plasma/surface	62
3.1.1. Cinétique de gravure du Si dans un plasma de SF ₆ /CH ₂ F ₂ /Ar	62
3.1.2. Composition chimique de la surface de Si exposée à un plasma de SF ₆ /CH ₂ F ₂ /Ar.....	65
3.1.3. Composition de la phase gazeuse des plasmas de SF ₆ /CHF ₃ /Ar lors de la gravure de Si.....	71
3.1.4. Mécanismes de gravure mis en jeu lors de la gravure de Si par des plasmas de SF ₆ /CH ₂ F ₂ /Ar	73
3.2. Etude des profils de grille.....	74
3.2.1. Anisotropie de gravure.....	74
3.2.2. Analyse des couches de passivation.....	76
3.2.3. Les mécanismes de passivation	80
3.2.4. Conclusion	86
3.3. L'influence du facteur d'aspect des structures	87
3.4. Comparaison entre les plasmas de gravure de SF₆/CH₂F₂/Ar et les plasmas de HBr/Cl₂/O₂.....	91
3.5. Conclusion du chapitre III.....	94
3.6. Bibliographie du chapitre III.....	95
CHAPITRE IV.....	99
ETUDE DE LA GRAVURE D'UNE GRILLE POLYSILICIUM/METAL POUR LE NŒUD 32 NM.....	99
4.1. La gravure du nitrure de titane	100
4.1.1. Présentation du TiN	100
4.1.2. Etat de l'art.....	102
4.1.3. Gravure du TiN avec un plasma de SF ₆ /CH ₂ F ₂ /Ar.....	103
4.1.4. Gravure du TiN par un plasma de HBr/Cl ₂	113
4.2. La gravure du Molybdène	117
4.2.1. Caractérisation des couches de molybdène	117
4.2.2. Etude de la gravure du molybdène avec un plasma de SF ₆ /CH ₂ F ₂ /Ar	120
4.2.3. Etude de la gravure du molybdène avec un plasma de HBr/Cl ₂	127
4.2.4. Etude de la gravure du molybdène avec un plasma de HBr/Cl ₂ /O ₂	129

4.3. Conclusion du chapitre IV	135
4.4. Bibliographie du chapitre IV	136
CHAPITRE V.....	139
ETUDE DU TRANSFERT DE RUGOSITE DE BORD DE LIGNE DURANT LA GRAVURE D'UNE GRILLE EN POLYSILICIUM AVEC UN MASQUE DUR EN CARBONE AMORPHE	139
5.1. Introduction.....	140
5.2. Protocole expérimental	142
5.2.1. Présentation des mesures	142
5.2.2. Reproductibilité des mesures et calcul des marges d'erreur.....	143
5.2.3. Choix du type de pointe	145
5.2.4. Précision des mesures.....	146
5.3. Etude du transfert de rugosité lors de la gravure d'un empilement polysilicium/carbone amorphe/SiO ₂	147
5.3.1. Silicium gravé avec un plasma de SF ₆ /CHF ₃ /Ar	147
5.3.2. Silicium gravé avec un plasma de HBr/Cl ₂ /O ₂	150
5.3.3. Synthèse des résultats.....	152
5.4. Etude du procédé de <i>cure</i>	153
5.4.1. Impact du procédé de <i>cure</i> sur les motifs de résine	153
5.4.2. Transfert de rugosité après un procédé de <i>cure</i>	155
5.5. Etude du procédé de <i>resist trimming</i>	159
5.5.1. Impact du procédé de <i>resist trimming</i> sur les motifs de résine.....	159
5.5.2. Transfert de rugosité après un procédé de <i>resist trimming</i>	162
5.6. Etude de la séquence (<i>cure + resist trimming</i>)	165
5.6.1. Impact du procédé de (<i>cure + trim</i>) sur les motifs de résine	165
5.6.2. Transfert de rugosité après le procédé de <i>cure + trim</i>	168
5.7. Conclusion du chapitre V	171
5.8. Bibliographie du chapitre V	173
CONCLUSION GENERALE	175

Notes préliminaires

Index des sigles et abréviations utilisés :

AFM	Microscopie à force atomique
ARDE	Gravure plasma dépendante du facteur d'aspect (Aspect Ratio Dependent Etching)
a.u.	unité arbitraire (arbitrary unit)
Capping	Couche de SiO ₂ servant de DARC
Cure	Procédé plasma utilisé pour augmenter la résistance à la gravure de la résine
DARC	Couche anti-reflet
Bow	Déformation concave des flancs des structures au cours de la gravure plasma
CD	Dimension critique des motifs (Critical Dimension)
C.N.T.P.	Conditions Normales de Température et de Pression (1,013.10 ⁵ Pa & 273,15°K)
c.p.s.	Coups par seconde
CVD	Dépôt chimique en phase vapeur (Chemical Vapor Deposition)
DFA	Détection de Fin d'Attaque
DPS	Decoupled Plasma Source : source plasma permettant de contrôler indépendamment la densité des ions et leur énergie
EBL	Lithographie par faisceaux d'électrons (E-Beam Lithography)
ER	Vitesse de gravure (Etch Rate)
Front End	Etapes technologiques qui concernent la réalisation des dispositifs actifs
FWHM	Largeur à mi-hauteur (Full Width at Half Maximum)
High-K	Terme générique des matériaux à haute permittivité diélectrique
HM	masque dur (Hard Mask)
ICP	Plasma produit par couplage inductif (Inductively Coupled Plasma)
ITRS	International Technology Roadmap for Semiconductors
LWR	Rugosité de bord de ligne (Line Width Roughness)
Masque dur	Matériau résistant à la gravure dans lequel sont transférés les motifs de résine
ME	Etape de gravure principale (Main Etch)
M.E.B.	Microscopie Electronique à Balayage
Notch	Encoche dans un profil de grille résultante d'une gravure latérale
OE	Sur-gravure (OverEtch)
PECVD	Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (Plasma Enhanced CVD)
PVD	Dépôt par pulvérisation physique du matériau à déposer (Physical Vapor Deposition)

Resist trimming	Procédé plasma utilisé pour réduire la dimension des motifs de résine
RF	Radio-Fréquence
RIE	Gravure ionique réactive (Reactive Ion Etching)
RT	Réduction de cote résine (Resist Trimming)
sccm	cm ³ .min ⁻¹ dans les C.N.T.P. (Standard Cubic Centimeter per Minute)
SL	Etape d'atterrissage sélectif sur une sous-couche (Soft Landing)
TEOS	Tetra Ethyl Ortho Silane (Si(OH) ₄)
XPS	Spectroscopie de photo-électrons X (X-rays Photoelectrons Spectroscopy)

Conversion des unités utilisées en micro-électronique dans le système international :

Grandeur concernée	Unité couramment utilisée en micro-électronique	Unité du système international (S.I.)
Longueur	1 pouce	0,0254 m
Longueur	1 pied	0,3048 m
Pression	1 mTorr	0,13329 Pa
Pression	1 Torr	133,29 Pa
Energie des ions	1 eV	$1,6 \cdot 10^{-19}$ J
Débits de gaz	1 sccm @ C.N.T.P.	$1,667 \cdot 10^{-8}$ m ³ .s ⁻¹ @ C.N.T.P.
Température électronique (k.T _e)	1 eV	11600°K

Chapitre I

Contexte général

Introduction

L'industrie de la microélectronique a connu une croissance extraordinaire depuis l'invention du premier transistor en 1948 par J. Bardeen, W. Brattain et W. Schokley. Cette croissance a été portée par de nombreuses innovations successives (Premier transistor en silicium en 1954, mise au point de la technologie planar en 1959, premier transistor MOS (Metal Oxyde Semiconducteur) élaboré en 1960) qui ont permis à l'industrie microélectronique de suivre la fameuse loi de Moore selon laquelle le nombre de transistors sur une puce est doublé tous les 18 mois.

Les progrès considérables obtenus dans le domaine de la miniaturisation des transistors ont entraîné une augmentation drastique des performances des circuits intégrés et une chute de leur prix si bien qu'ils sont aujourd'hui présents dans de nombreux domaines (automobile, télécommunication etc.). Le chiffre d'affaire de la microélectronique n'a cessé de croître, atteignant 214 milliards de dollars en 2005 et générant des retombées induites considérables (de l'ordre de 6000 milliards de dollars pour un PNB mondial de 28 000 milliards de dollars). L'adoption de la technologie CMOS (pour Complementary Metal-Oxide-Semiconductor) a joué un rôle important dans ce succès du fait de ses nombreux avantages (rapidité des transistors, faible consommation statique, forte densité d'intégration).

Aujourd'hui, la course à la miniaturisation des dispositifs continue. Les objectifs à atteindre sont définis par un consortium international d'entreprises dans une feuille de route, l'ITRS (*International Technology Roadmap for Semiconductors*) (cf. tableau 1.1.).

Year of Production	2008	2009	2010	2011	2012	2013
DRAM ½ Pitch (nm) (contacted)	59	52	45	40	36	32
MPU (MicroProcessor Unit) Physical Gate Length (nm)	29	27	24	22	20	18
MPU gate in resist length	47	41	35	31	28	25
Low frequency line width roughness (nm, 3 sigma)	3,7	3,2	2,8	2,5	2,2	2

Tableau 1.1. Extrait de l'ITRS 2008¹

Les différentes générations de dispositifs, ou nœud technologiques, sont caractérisées par la dimension du demi-pas d'une cellule DRAM (« Dynamic Random Access Memory »), plus petit dispositif d'un circuit intégré. On atteindra ainsi en 2010 le nœud technologique 45 nm pour lequel la longueur de grille des transistors composant les MPU (MicroProcessor Unit) sera de 24 nm. Ces objectifs sont très ambitieux d'autant plus que les procédés de fabrication doivent être très reproductibles : La variation de la longueur de grille des transistors, au sein d'une même puce (notamment entre les zones de forte et de faible densité de transistors), au sein d'un même plaque (notamment au bord et au centre du wafer) ou au sein du même lot de plaques doit être inférieure à 10% de sa valeur soit ici 2 nm. Les procédés de fabrication choisis doivent donc permettre un contrôle dimensionnel

des structures extrême. Les dimensions visées sont si faibles que la rugosité de la grille ne peut plus être ignorée. Elle est, en effet, désormais de l'ordre de grandeur des variations de longueur de grille tolérées et induit de nombreux effets parasites. Son contrôle est aujourd'hui devenu un problème à part entière. Par ailleurs, au-delà des difficultés de fabrication, la réduction d'échelle des dispositifs se heurte aujourd'hui à de nombreux problèmes physiques. Les architectures MOS classiques atteignent leur limite. Les solutions envisagées passent par l'introduction de nouveaux matériaux (métaux, oxyde « high-k ») voir de nouvelles architectures mais ne sont pas encore clairement définies.

Ce travail de thèse vise à répondre au besoin de la microélectronique pour les nœuds technologiques 45 nm et 32 nm. Dans un premier temps nous avons étudié une nouvelle chimie de gravure du polysilicium, basée sur des plasmas fluorocarbonés, permettant d'atteindre le contrôle dimensionnel requis. Nous avons ensuite étudié la gravure de deux métaux, le nitrure de titane et le molybdène en vue de leur intégration dans la grille de transistor. Enfin nous nous sommes intéressés aux problèmes liés à la rugosité de bords des dispositifs et à l'impact de différents traitements plasmas sur ces derniers.

1.1. La technologie CMOS

Le transistor MOS (Metal Isolant Semiconducteur) est le composant de base le plus utilisé par l'industrie des semi-conducteurs. Il dispose, en effet, de deux avantages importants. D'une part il dissipe peu de puissance, notamment par rapport à un transistor bipolaire, car il est commandé en tension et non en courant ; cela lui permet également d'être moins sensible au bruit. D'autre part, il présente un faible encombrement sur le substrat, favorisant ainsi une intégration dense.

1.1.1. Le transistor MOS

1.1.1.1. Structure et principe de fonctionnement

Le principe de fonctionnement du transistor MOS consiste à moduler la densité de charge permettant le passage d'un courant le long d'une interface isolant-semiconducteur. Un transistor MOS peut être de type N ou P suivant le type de porteur assurant la conduction du courant : des électrons dans le cas du n-MOS et des trous dans le cas du p-MOS. La technologie CMOS (Complementary Metal Oxide Semiconductor) repose sur l'utilisation simultanée de transistors n-MOS et p-MOS fabriqués sur un même substrat. Nous décrirons, par la suite, le principe de fonctionnement d'un transistor de type N. Le transistor de type P a un fonctionnement identique en inversant les polarisations.

Le transistor est constitué d'un substrat faiblement dopé, de type P, dans lequel sont épitaxiées deux zones appelées source et drain, fortement dopées, de type N. La grille, en polysilicium dopé à dégénérescence, est séparée du substrat par un diélectrique, généralement un oxyde de silicium comme le montre la figure 1.2.

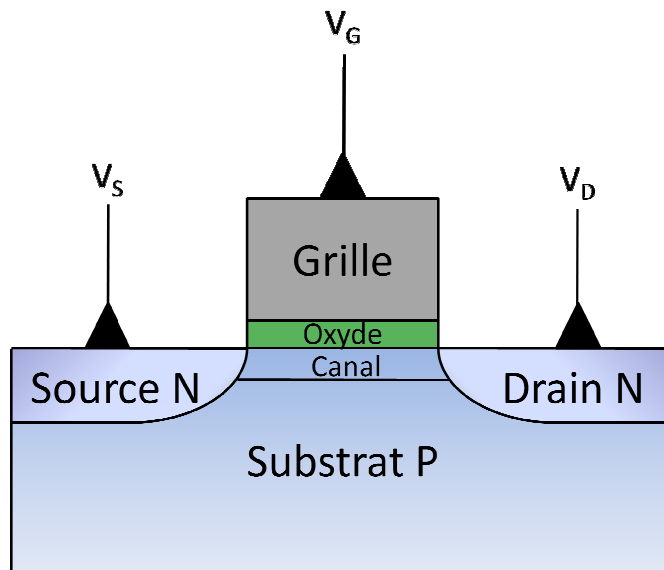


Figure 1.2. Structure simplifiée d'un transistor MOS

Lorsque la grille n'est pas polarisée l'ensemble source-canal-drain est équivalent à deux diodes tête-bêche (jonction N^+PPN^+) et aucune conduction n'est alors possible.

Lorsque la grille est polarisée par une tension (V_G) qui dépasse une valeur seuil (V_{TH}), il apparaît une zone d'inversion à l'interface oxyde-semiconducteur : les électrons de la source et du drain s'accumulent à l'interface isolant-semiconducteur. Ces charges peuvent alors être mises en mouvement et assurer ainsi le passage d'un courant électrique entre la source et le drain. L'intensité du courant est contrôlée par la tension de grille. Une description plus complète du fonctionnement du transistor MOS est disponible dans l'ouvrage de S.M. Sze².

1.1.1.2. Etapes de fabrication d'un circuit intégré

Le circuit intégré est constitué d'une puce associée à un boîtier permettant d'une part d'en assurer la protection et d'autre part de la connecter à une carte électronique. La puce est composée de millions de composants élémentaires (principalement des transistors et des condensateurs) connectés entre eux pour réaliser des fonctions logiques (porte « et », porte « ou » etc.) autorisant ainsi la réalisation de calculs complexes.

La fabrication d'un circuit intégré requiert souvent plus d'une centaine d'étapes différentes mais de nombreuses puces sont réalisées simultanément sur un même substrat si bien que le coût de fabrication d'une seule puce est très faible. On distingue les étapes de fabrication des composants élémentaires (dites de *front end*), des étapes permettant de relier les composants entre eux (dites de *back end*). Les problématiques abordées dans cette thèse sont toutes liées aux étapes de *front end*.

Le front end

Le substrat initial est en silicium monocristallin. Les plaques utilisées dans l'industrie ont généralement un diamètre de 200 mm ou de 300 mm. Les étapes successives permettant la réalisation d'un transistor sont :

- Isolation des dispositifs entre eux à l'aide de tranchées remplies d'oxyde

- Formation des caissons de type N ou P par implantation ionique
- Dépôt du diélectrique de grille (SiO_2 ou oxyde high-k)
- Dépôt des matériaux constituant l'électrode de grille (polysilicium seul ou métal puis polysilicium)
- Dépôt de résine puis formation du masque par photolithographie
- Gravure de l'électrode et de l'oxyde de grille par plasma
- Réalisation des zones de source et de drain par implantation ionique
- Formation des espaceurs en SiO_2 ou Si_3N_4 permettant d'isoler l'électrode de grille
- Siliciuration des zones de source, de drain et de grille et réalisation des premières interconnexions

La structure classique du transistor MOS ainsi obtenue est présentée sur la figure 1.3.

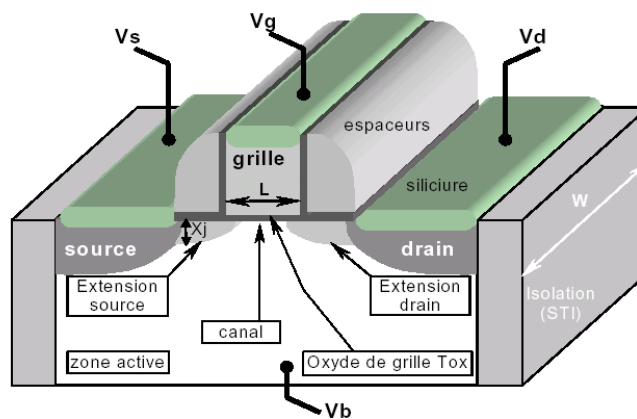


Figure 1.3. Schéma d'un transistor MOS après les étapes de front-end

Le back end

Le back end fait référence aux étapes permettant la réalisation des interconnexions métalliques entre les différents composants de la puce. Ces interconnexions sont rassemblées par niveaux correspondant à des tailles de pistes croissantes comme le montre la coupe de circuit intégré présentée sur la figure 1.4.

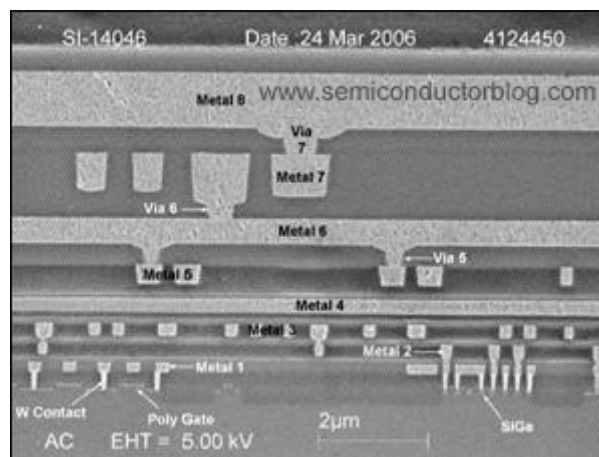


Figure 1.4. Image MEB des interconnexions métalliques d'une puce « yonah » d'Intel (2006)

Les circuits les plus complexes possèdent aujourd'hui plus de 12 niveaux d'interconnexions. La longueur totale des pistes est, de fait, importante et le temps de propagation du signal électrique dans ces pistes non négligeable. Il est proportionnel au produit RC avec R la résistance du métal (proportionnelle à sa résistivité) et C la capacité de l'oxyde séparant les pistes métalliques (proportionnelle à sa permittivité). La problématique du back end consiste donc à trouver le couple de matériaux intégrables possédant la résistivité et la permittivité les plus faibles possibles. Actuellement les matériaux retenus sont le cuivre et le SiOC poreux.

1.1.2. Les limites de la technologie actuelle

Les performances des transistors sont caractérisées par trois grandeurs :

- ✚ le courant délivré à l'état passant (I_{ON}), qui influe sur la vitesse de commutation des portes logiques. Il doit être le plus élevé possible.
- ✚ le courant de fuite (I_{OFF}), qui impacte la consommation statique du transistor. Il doit être le plus faible possible.
- ✚ la longueur de grille L, dont dépend la fréquence de fonctionnement. Elle doit être la plus petite possible.

Différents modèles² montrent que pour maximiser I_{ON} il faut diminuer L ou augmenter la capacité de l'oxyde de grille C_{OX} . De même, pour minimiser I_{OFF} , il faut augmenter C_{OX} .

1.1.2.1. Les effets de canaux courts

Diminuer L entraîne, malheureusement, ce que l'on appelle les effets de canaux courts. Ces effets apparaissent lorsque la longueur de grille devient de l'ordre de grandeur de l'épaisseur des zones de charges d'espace des jonctions de source et de drain. Dans ce cas ces zones de charges d'espace se recouvrent et la densité de porteurs à l'interface isolant-semiconducteur n'est plus uniquement fonction de la tension de grille. Cette zone étant déjà partiellement déplétée, la tension de seuil nécessaire pour créer la zone d'inversion diminue³ (cf. Figure 1.5.). Un courant substantiel peut donc circuler entre la source et le drain même à l'état bloqué. Ce phénomène est encore amplifié quand une tension est appliquée au drain car l'épaisseur des zones de charges d'espace des jonctions de source et de drain est fonction de la tension source-drain. On parle alors d'effet DIBL (Drain induced Barrier Lowering).

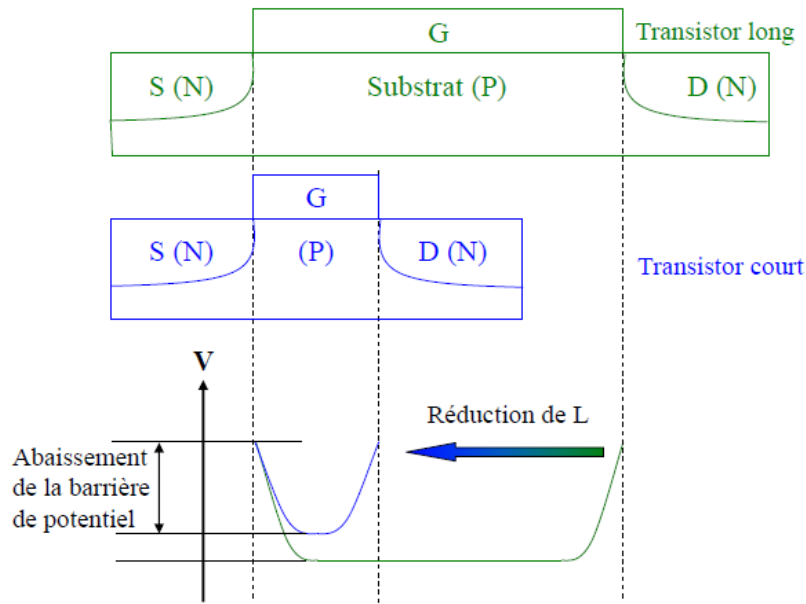


Figure 1.5. Abaissement de la barrière de potentiel en fonction de la longueur du canal

On peut montrer⁴ que la diminution de la tension seuil due aux effets de canaux courts est proportionnel à l'inverse de la capacité du diélectrique de grille. Diminuer L s'accompagne donc nécessairement d'une augmentation de C_{OX} sous peine de sévèrement dégrader le fonctionnement du transistor

1.1.2.2. Les courants de fuite à travers le diélectrique de grille

La capacité surfacique du diélectrique de grille s'écrit :

$$C_{OX} = \frac{\epsilon_{OX}}{T_{OX}}, \text{ avec:}$$

ϵ_{OX} Permittivité diélectrique de l'isolant de grille

T_{OX} Epaisseur du diélectrique de grille

Pour augmenter C_{OX} on peut donc soit diminuer l'épaisseur du diélectrique, soit augmenter la permittivité diélectrique de l'isolant de grille, ce qui impose de changer le matériau constituant ce diélectrique (nous y reviendrons dans le paragraphe consacré aux oxydes high-k).

Le matériau le plus utilisé comme oxyde de grille est à l'heure actuelle l'oxyde de silicium. Il a l'avantage d'être réalisé simplement, en oxydant le silicium sous jacent, et de présenter un excellent état d'interface. Cependant les oxydes utilisés sont de plus en plus minces (1.1 nm pour le nœud technologique 65 nm). Or, à partir d'une épaisseur minimale, la barrière de potentiel devient trop mince, et les électrons traversent l'oxyde de grille par effet tunnel⁵. Le courant de fuite à travers le diélectrique de grille ne peut donc plus être négligé. Au-delà de l'effet tunnel, Muller et al⁶ ont montré que pour une épaisseur inférieure à 7 Å, le SiO_2 ne peut plus être considéré comme un isolant. En effet, à une telle dimension, on observe un recouvrement des états d'interface et donc des courants de fuite très

importants. Le SiO₂ a donc atteint ses limites et pour augmenter la capacité C_{OX} il n’y a plus d’autres possibilités que d’adopter de nouveaux matériaux à forte permittivité diélectrique.

1.1.2.3. La déplétion de grille

La capacité de grille ne dépend, à priori, que des caractéristiques (épaisseur et permittivité) de l’oxyde, mais un second phénomène vient en réalité la perturber : la déplétion de grille. La grille du transistor est réalisée à l’aide de silicium polycristallin fortement dopé de manière à ce que le matériau se comporte, du point de vue électrique, comme un métal. Cependant la densité d’états dans un semiconducteur est limitée. De ce fait lors de l’application de la tension de grille, une zone de déplétion (appauvrissement en charges mobiles) est créée à l’interface grille/oxyde de grille, ce qui crée une capacité parasite en série avec la capacité de l’oxyde de grille (cf. Figure 1.6.). La capacité de l’oxyde de grille équivalente s’en trouve donc diminuée et le courant de saturation du transistor s’en trouve altéré. Pour éviter ce phénomène, il convient donc de remplacer le polysilicium par du métal dont la densité d’état est nettement plus élevée.

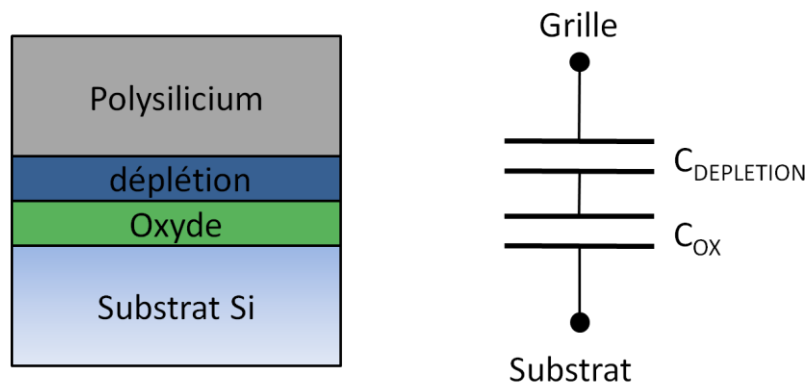


Figure 1.6. Capacité parasite formée lors de la déplétion de grille

1.1.3. Les nouveaux matériaux de grille

1.1.3.1. Les oxydes high-k

Comme nous l’avons vu il est important d’augmenter la valeur de la capacité de grille afin de limiter les effets de canaux courts et d’augmenter le courant de drain à saturation, et d’accroître l’épaisseur du diélectrique de grille pour minimiser les courants de fuite. Pour ce faire, l’idée est de remplacer l’oxyde de silicium par des diélectriques à haute permittivité, encore appelés « high-k ». En effet, de par leur constante diélectrique élevée, ces matériaux présentent une épaisseur physique plus élevée qu’un oxyde de silicium pour une capacité équivalente. Rappelons l’expression de la capacité surfacique C_i d’un matériau i de permittivité relative ε_{ri}, d’épaisseur d_i, (avec ε₀, la permittivité du vide) :

$$C_i = \frac{\epsilon_0 \epsilon_{ri}}{d_i}$$

A capacité surfacique équivalente on a donc :

$$\frac{d_{mat}}{d_{SiO_2}} = \frac{\epsilon_{mat}}{\epsilon_{SiO_2}}, \text{ avec :}$$

- ϵ_{SiO_2} constante diélectrique relative de SiO_2
- d_{SiO_2} épaisseur de SiO_2 en nm
- ϵ_{mat} constante diélectrique relative du matériau
- d_{mat} épaisseur du matériau en nm

Si l'oxyde high-k possède une permittivité 4 fois plus élevée, on peut donc déposer une couche d'oxyde 4 fois plus épaisse. La permittivité du SiO_2 est de 3.9 tandis que celle des matériaux high-k les plus prometteurs, le HfO_2 et le ZrO_2 est de l'ordre de 20. On obtient donc un gain conséquent.

Cependant une permittivité élevée n'est pas le seul critère caractérisant un bon oxyde high-k. Il faut également un gap important et correctement aligné par rapport à celui du silicium, une bonne stabilité thermique avec le silicium et une faible densité de défauts d'interface.

Une permittivité élevée n'est, en effet, pas suffisante pour assurer des courants de fuite faibles. Yeo et al⁷ ont montré que le courant de fuite dépend du terme $\Phi^{0.5}.k$, ou Φ est la hauteur de barrière entre l'oxyde et le silicium. Le gap de l'oxyde doit donc être important et correctement aligné par rapport à celui du silicium ($\Delta E_c > 1$ eV). Ainsi l'utilisation de certains matériaux comme le Ta_2O_5 ou le $SrTiO_3$ présentant des permittivités allant de 25 à plus de 150 occasionnent d'importants courants de fuite. Les matériaux disposant d'un Gap adéquat sont présentés sur la figure 1.7.

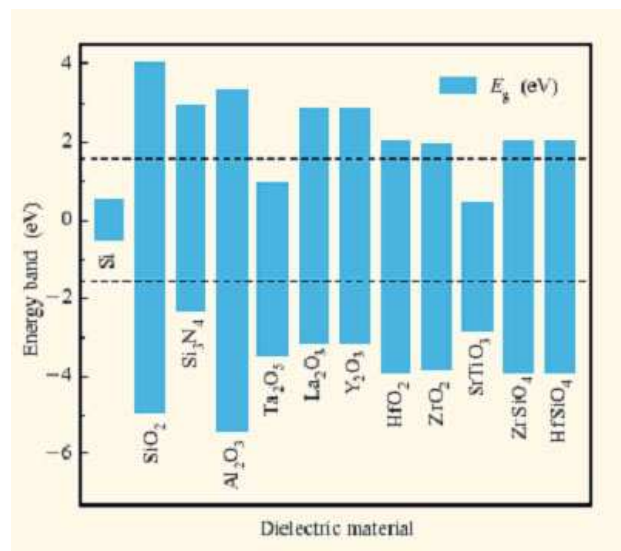


Figure 1.7. Alignement du Gap de plusieurs oxyde par rapport à celui du Silicium⁷

Le diélectrique doit également présenter une bonne stabilité thermique avec le silicium. Dans le cas contraire, il se forme une couche de SiO_2 à l'interface oxyde / silicium⁸, et l'on

obtient alors deux capacités en série dont l'épaisseur équivalente se trouve drastiquement réduite. La table 1.8. répertorie les matériaux dont les oxydes sont stables avec le silicium cristallin⁵.

1	IA																	0
2		3 Li	4 Be															
3			12 Mg	13 Al														
4			20 Ca	21 Sc														
5			38 Sr	39 Y	40 Zr													
6			56 Ba	57 La	72 Hf													
7																		

* Lanthanide Series

58	59	60	62	63	64	65	66	67	68	69	70	71
Ce	Pr	Nd	Sm	Eu	Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu

+ Actinide Series

Table 1.8. Eléments dont les oxydes sont stables avec le silicium

Cependant même avec un matériau considéré comme stable, la formation d'un oxyde de silicium très fin à l'interface oxyde/silicium est inévitable. L'épaisseur de cette couche d'oxyde est d'environ 7 Å, la permittivité du diélectrique choisi doit donc être très élevée pour que la capacité équivalente de l'empilement de ces deux couches soit significativement plus importante qu'une simple couche d'oxyde de silicium de faible dimension. Ainsi les matériaux Si_3N_4 , Al_2O_3 , ZrSiO_4 , HfSiO_4 et Y_2O_3 dont la permittivité est comprise entre 7.6 et 14 ne peuvent convenir.

Enfin le diélectrique doit posséder une faible densité de défaut d'interface sous peine de voir le courant de drain chuter⁵.

Les oxydes high-k les plus satisfaisants vis à vis de ces critères sont le ZrO_2 et le HfO_2 . Durant mes travaux de thèse, j'ai utilisé principalement du HfO_2 .

1.1.3.2. Les grilles métalliques

La densité de porteurs est beaucoup plus importante dans un métal que dans du polysilicium, même fortement dopé. Remplacer le polysilicium par du métal permet donc de s'affranchir des problèmes de déplétion de grille. Cela permet également de diminuer la résistivité de la grille en polysilicium qui devient trop élevée pour les applications haute-fréquences. Enfin le polysilicium n'est de toute façon pas compatible avec l'utilisation d'oxydes high-k : sous sa forme amorphe le silicium réagit très facilement avec ces oxydes et l'on observe la formation d'une couche de SiO_2 à l'interface grille / diélectrique ce qui fait chuter la capacité équivalente du diélectrique de grille.

Il y a trois choix techniques possibles pour réaliser une grille métal. On peut choisir un métal dont la fonction de sortie est proche du milieu du gap du silicium (TiN par exemple), dans le but de réaliser des grilles N et P avec le même métal⁹. On parle de métal « midgap ».

Cependant, le gap du silicium étant de 1,1 eV, la tension de seuil (V_{TH}) d'une grille métal utilisant un des ces métaux dit « midgap » serait supérieure à 0,5 V. Comme les tensions d'alimentation des transistors des nœuds technologiques 45 nm et au delà, est prévue pour être plus faible qu'un volt, cette tension de seuil est donc trop importante.

Une autre approche consiste à n'utiliser toujours qu'un seul métal, mais à en ajuster son travail de sortie par implantation. Par exemple en implantant des ions azote dans du molybdène¹⁰.

Enfin, on peut choisir deux types de métaux différents, de telle manière que leurs niveaux de Fermi soient proches de la bande de valence et de la bande de conduction du silicium, comme le MoN et le TaC par exemple. Les travaux de sortie de différents métaux sont résumés sur la figure 1.9.

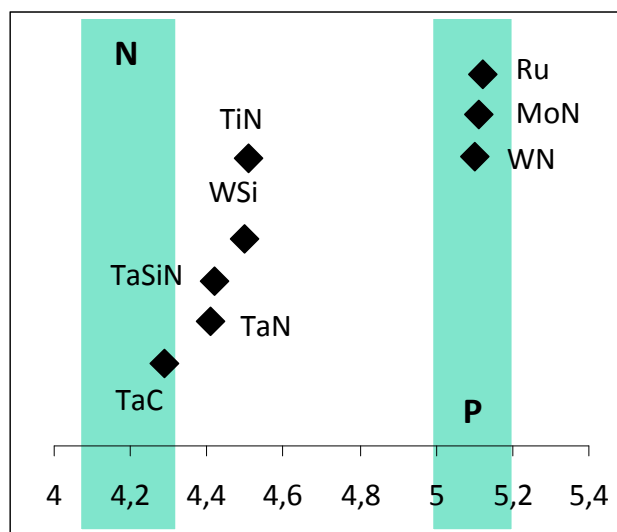


Figure 1.9. Travail de sortie de différents métaux (en eV)

Il est à noter que dans une grille métal actuelle, le métal lui-même est déposé sous forme d'une couche de 5 à 10 nm sur l'oxyde high-k. Le reste de la grille est toujours en polysilicium. Durant nos travaux de thèse, les métaux retenus ont été le TiN et le Mo. Le Mo est un métal de type P tandis que le TiN déposé au CEA-LETI est un métal de type N.

1.1.4. La problématique de la rugosité de bord de ligne

Lorsque l'on mesure un motif de dimension donnée, à une hauteur de motif donnée, on constate que la valeur de cette dimension varie en fonction de l'endroit où l'on fait la mesure. On parle alors de rugosité de bord ou LWR (Line Width Roughness). Ce phénomène est présenté sur la figure 1.10.

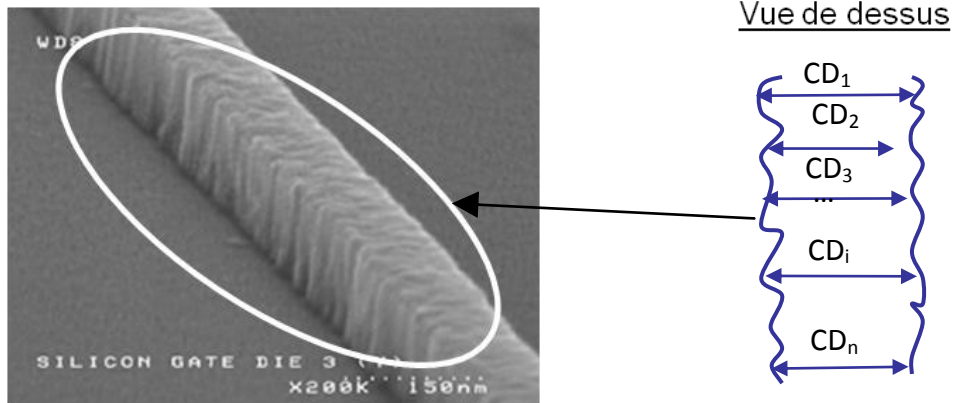


Figure 1.10. Caractérisation de la rugosité de bord de ligne d'un grille en polysilicium

La rugosité de bord de ligne est exprimée mathématiquement comme l'écart type à 3σ de la dimension du motif. Elle s'écrit donc :

$$LWR = 3 \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (CD_i - \overline{CD})^2}{n}}$$

On considère, en effet, que les différentes valeurs de CD mesurées pour un motif donné se répartissent autour d'une valeur moyenne suivant une courbe de Gauss. Prendre l'écart type à 3σ nous permet donc de prendre en compte 99.7% des valeurs de CD et donc d'estimer correctement la rugosité de bord comme le montre la figure 1.11.

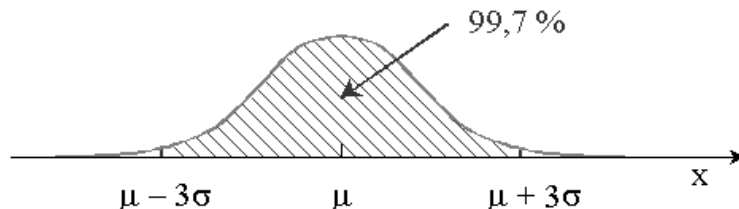


Figure 1.11. Probabilité pour qu'une mesure d'un phénomène aléatoire soit comprise dans un intervalle de 3σ autour de la valeur moyenne

Avec la miniaturisation constante des composants, la rugosité de bord de ligne devient un paramètre critique qui nécessite d'être contrôlé au nanomètre près. En effet, à cause de la rugosité de bord de ligne, la dimension du canal, situé sous la grille, varie. Cela entraîne une fluctuation des performances des transistors^{11,12,13} et dégrade en particulier le courant de saturation et augmente le courant de fuite. Cela introduit également une fluctuation des paramètres électriques, si bien que des transistors censés être identiques présentent des caractéristiques différentes. L'étude de la rugosité de bord de ligne est abordée dans le chapitre 5.

1.2. La gravure plasma

Le plasma est un gaz partiellement ionisé constitué de neutres (atomes, molécules ou radicaux), de photons, d'ions et d'électrons présentant un comportement collectif. Le terme plasma a été proposé par Langmuir en 1929. C'est le 4^{ième} état de la matière, et le plus répandu puisque 99% de la matière visible de l'univers se présente sous cette forme.

On distingue plusieurs types de plasma suivant leur degré d'ionisation. Lorsque le degré d'ionisation est proche de 1, les interactions entre particules chargées sont alors dominantes dans le plasma. On parle de plasmas « chauds ». Lorsque le degré d'ionisation est plus faible, de l'ordre de 10^{-2} , les particules chargées du plasma interagissent principalement avec les espèces neutres. On parle de plasmas « froids ».

Les plasmas froids peuvent être subdivisés en deux groupes suivant que les différentes espèces les constituant sont à l'équilibre thermodynamique entre elles ou non. Lorsque ces espèces sont à l'équilibre, comme dans le cas des arcs électriques par exemple, on parle de plasmas « thermiques ». Lorsque ces espèces ne sont pas à l'équilibre on parle de plasmas « hors équilibre thermodynamique ». Les plasmas mis en jeu en microélectronique font partie de cette dernière catégorie

1.2.1. Les plasmas ICP (inductively coupled plasma)

Cette thèse a pour but de graver des structures nanométriques sur des substrats à l'aide de réacteur de gravure plasma. L'ensemble des travaux ayant trait à la gravure microélectronique présenté dans cette thèse a été réalisé dans des réacteurs de gravure ICP. Dans ces réacteurs, le plasma est entretenu par des décharges inductives à basse pression (1 à 100 mTorr). On fait circuler un courant variable dans une antenne, séparée du plasma par une paroi diélectrique. Ce courant induit dans la chambre du réacteur un champ magnétique qui induit à son tour un champ électrique. On obtient un champ haute fréquence (de l'ordre de 10 MHz) dont l'énergie est essentiellement transmise aux électrons¹⁴ (l'inertie des ions est trop importante, ils ne peuvent « suivre » les variations du champ électrique dans cette gamme de fréquence, et n'acquiescent donc que peu d'énergie). Les électrons énergétiques entrent ensuite en collision avec les espèces neutres du plasma et entraînent de nombreuses réactions physico-chimiques, notamment la dissociation de molécules aboutissant à la création de radicaux très réactifs, et l'ionisation de molécules ou d'atomes. Dans un plasma ICP la densité de neutres est 100 à 10000 fois plus importante que la densité de particules chargées. Par ailleurs la température de ces espèces reste faible (de l'ordre de 600 K)

Un réacteur ICP permet donc d'obtenir deux types d'espèces très intéressantes pour la gravure : des radicaux, très réactifs à faible température, qui vont pouvoir enclencher des réactions chimiques au contact des surfaces à graver et des ions qui vont pouvoir être accélérés et ainsi apporter de l'énergie sur ces surfaces. Par ailleurs, et c'est là la grande force des plasmas ICP, bien que les relations entre espèces chimiques dans un plasma ICP soient très complexes, les principales caractéristiques du plasma peuvent se piloter de façon relativement aisée. Lieberman et al¹⁴ ont ainsi montré que la densité d'ions et de radicaux dépend essentiellement de la pression dans la chambre du réacteur et de la puissance dissipée dans l'antenne générant le plasma (on parle de puissance source). L'énergie des

ions se contrôle, elle, à l'aide d'une électrode placée sous le substrat à graver. En polarisant cette électrode (on parle de puissance de polarisation) on crée une différence de potentiel entre le plasma et le substrat. Les ions se trouvent donc accélérés perpendiculairement au substrat. On obtient ainsi un effet directionnel très important pour la gravure en microélectronique comme nous le verrons par la suite. Il est à noter que pour des raisons de neutralité électrique, il existe une différence de potentiel entre le substrat et le plasma même lorsque le substrat n'est pas polarisé. Dans nos réacteurs cette différence de potentiel est de l'ordre de 15 V. Donc même à puissance de polarisation nulle, les ions sont accélérés perpendiculairement au substrat (ainsi qu'aux autres surfaces exposées au plasma comme les parois du réacteur) et acquièrent une énergie de l'ordre de 15 eV. La polarisation de cette électrode crée également un couplage capacitif entre le plasma et l'électrode mais l'on peut montrer que mise à part l'énergie transmise aux ions, son impact sur le reste du plasma (potentiel plasma, taux d'ionisation ou de dissociation etc.) est, au premier ordre, négligeable.

1.2.2. Les principes de la gravure plasma

1.2.2.1. Les mécanismes de gravure

L'objectif de la gravure en microélectronique est de transférer un motif défini par lithographie dans une résine polymère dans les couches actives des dispositifs, pour réaliser, par exemple la grille d'un transistor (cf. Fig. 1.16.). Les dimensions actuelles sont de l'ordre de la vingtaine de nanomètres et sont amenées à diminuer significativement dans les prochaines années. La dimension de ces motifs ne doit pas changer lors du transfert. La gravure doit donc être la plus anisotrope possible. La gravure par plasma s'est imposée sur les autres modes de gravure (gravure humide par exemple) car elle permet un très bon contrôle dimensionnel.

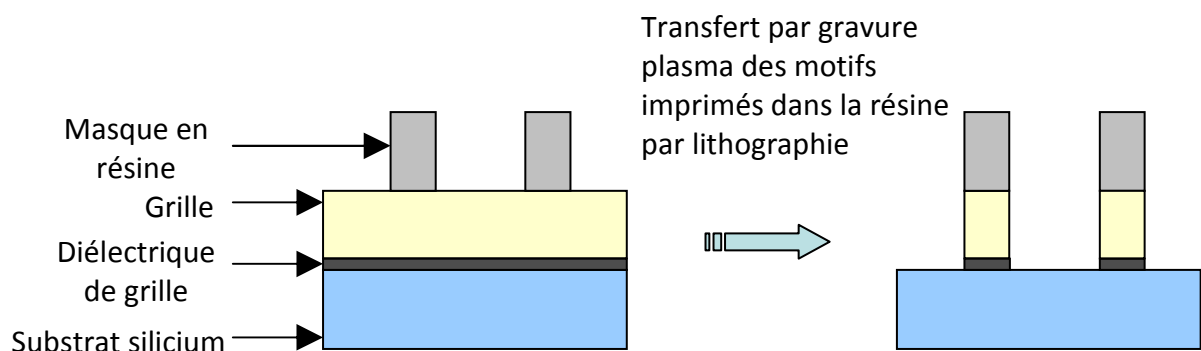
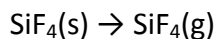
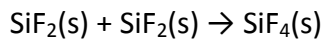
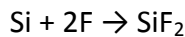
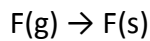
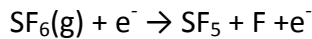


Figure 1.16. Schéma de principe du transfert par gravure plasma de motifs imprimés par lithographie.

La gravure par plasma résulte de la combinaison d'une gravure dite chimique et d'une gravure physique. La gravure chimique est provoquée par les radicaux réactifs présents dans le plasma suite à la dissociation de molécules par les électrons comme nous l'avons vu précédemment¹⁵. Ces radicaux sont d'abord adsorbés sur la surface à graver, puis ils réagissent avec le matériau pour former un produit de gravure qui désorbe ensuite. Il faut

donc choisir un couple gaz/matériau de telle manière que les produits de gravure formés soient les plus volatils possibles. Par exemple lors de la gravure du silicium par un plasma de SF₆ on observe les réactions suivantes (les lettres g ou s indiquent l'état, gaz ou solide, des produits concernés):



Ce type de gravure présente l'intérêt d'être potentiellement sélectif car un radical peut très bien réagir différemment avec deux matériaux donnés, gravant l'un rapidement et l'autre lentement.

La gravure physique est due aux ions qui bombardent le substrat¹⁶. Ces ions sont accélérés vers le substrat sous l'influence de la différence de potentiel entre le plasma et le substrat et peuvent acquérir une énergie très importante (>100 eV) lorsque ce dernier est polarisé. Ils cèdent cette énergie au substrat lors de l'impact et si cette énergie dépasse une énergie seuil, le matériau peut être pulvérisé. Les ions étant accélérés perpendiculairement au substrat, la gravure résultante est anisotrope. Cependant la valeur de cette énergie seuil de pulvérisation ne varie pas beaucoup d'un matériau à l'autre et ce type de gravure est donc peu sélectif. Par ailleurs même si l'énergie des ions est inférieure à l'énergie seuil de pulvérisation et qu'il n'y a donc pas de gravure proprement dite, le bombardement ionique peut entraîner la pulvérisation d'espèces adsorbées en surface ou provoquer le déplacement d'atomes de surface.

La gravure par plasma est donc la combinaison d'une gravure chimique et d'une gravure physique, mais elle est bien plus que leur simple somme. Il existe un effet de synergie¹⁷ car plusieurs étapes de la gravure chimique peuvent être facilitées par le bombardement ionique. Celui-ci crée, par exemple, des liaisons pendantes à la surface du matériau, facilitant l'adsorption des espèces gazeuses. En déplaçant les atomes en surface et en apportant de l'énergie, il peut accélérer les réactions des espèces adsorbées. Les vitesses de gravure obtenues sont ainsi 10 à 30 fois plus élevées que celle obtenues par gravure chimique ou physique uniquement. Néanmoins seules les surfaces exposées au bombardement ionique bénéficient de ces effets. La gravure est donc potentiellement anisotrope tout en conservant le caractère sélectif de la gravure chimique.

1.2.2.2. La passivation des flancs des motifs

La gravure par plasma est par nature anisotrope. Cependant la gravure latérale des motifs, qui ne sont pas exposés au bombardement ionique, n'est a priori pas nulle. L'anisotropie des motifs générés peut donc être perturbée par cette gravure latérale. Pour atteindre les objectifs ambitieux définis par l'industrie de la microélectronique, il est nécessaire de maîtriser un deuxième mécanisme fondamental des plasmas : le dépôt des couches de passivation sur le flanc des motifs.

Lors de la gravure d'un motif, différentes espèces peu réactives générées par le plasma peuvent venir se déposer sur les flancs des motifs et les protéger des espèces réactives. On parle de couche de passivation.

La maîtrise du mécanisme de passivation mis en jeu est importante car la pente générée dans le silicium durant la gravure résulte d'une compétition entre la vitesse de dépôt sur les flancs des structures et la vitesse de gravure latérale (cf. Figure 1.17.). Si la vitesse de gravure latérale (L) est supérieure à la vitesse de dépôt (D), les structures sont gravées latéralement, on observe alors une gravure sous le masque. Si ces deux vitesses sont identiques, le profil obtenu est parfaitement anisotrope et si la vitesse de dépôt est supérieure à la vitesse de gravure latérale, on observe un profil pentu.

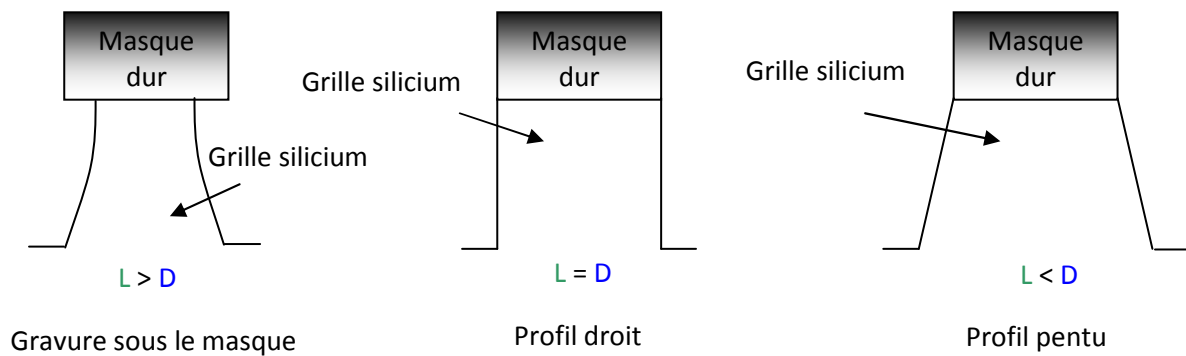


Figure 1.17. Influence de la vitesse de dépôt et de la vitesse de gravure latérale sur les profils de gravure

La passivation des flancs de motifs est un phénomène complexe mettant en jeu différents mécanismes pouvant varier selon les chimies de gravure utilisées. Elle a une forte influence sur les profils de gravure obtenus. Pour atteindre les objectifs fixés par l'ITRS, il est donc nécessaire d'acquérir une compréhension très fine des mécanismes mis en jeu.

1.2.2.3. Les critères des procédés de gravure plasma

Les structures utilisées en microélectronique sont de plus en plus petites, les matériaux à graver de plus en plus variés et disposés en couches de plus en plus fines. La gravure plasma doit donc répondre à des objectifs de plus en plus ambitieux caractérisés par plusieurs critères et effets que nous aborderons régulièrement dans ce manuscrit. Ils sont décrits en détail ci-dessous.

🚦 La sélectivité

La sélectivité (S) caractérise la capacité d'un procédé plasma à graver une couche de matériau sans endommager la couche sous jacente (par exemple lorsque l'on veut graver la couche de métal d'une grille sans détériorer la couche de diélectrique). La sélectivité s'exprime comme le rapport des vitesses de gravure des deux matériaux :

$$S = \frac{V_{MAT_1}}{V_{MAT_2}}$$

🚧 Le contrôle dimensionnel

La dimension d'un motif (appelée CD pour critical dimension) peut varier lors de la gravure. On utilise le terme CD_{BIAS} pour caractériser cette variation. Il correspond à la différence de dimension entre le sommet et le bas d'un motif. Par ailleurs, on peut être amené, suivant les circuits intégrés à réaliser, à définir, sur le substrat, des zones plus ou moins denses de motifs. Le CD_{BIAS} des motifs denses peut différer de celui des motifs peu denses (comme on l'a vu par exemple dans le cas d'une gravure par un plasma chloré). Pour caractériser cette variation on utilise le terme $CD_{MICROLOADING}$ qui représente la différence entre le CD_{BIAS} d'un motif isolé et celui d'un motif dense. Ces notions sont résumées sur la figure 1.18.

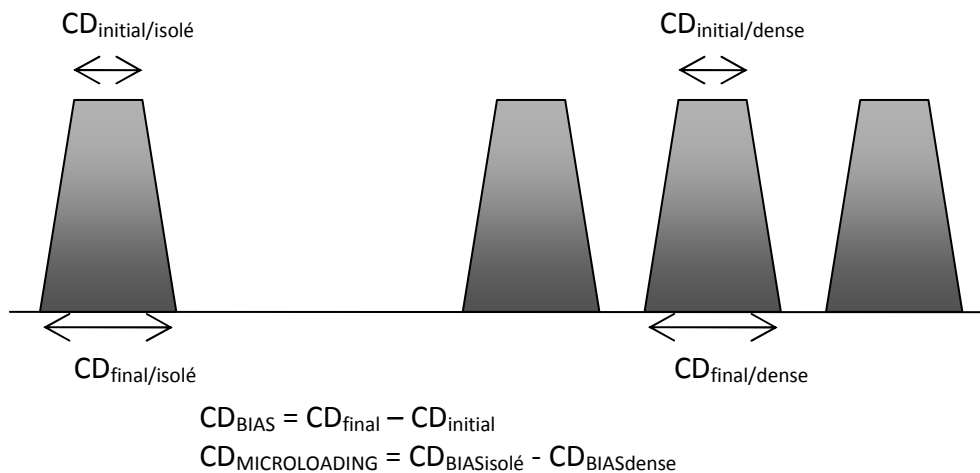


Figure 1.18. Définition du CD_{BIAS} et $CD_{MICROLOADING}$

🚧 Les effets ARDE

L'ARDE (Aspect Ratio Dependent Etching) caractérise le fait que la vitesse de gravure d'un motif peut être modifiée par son facteur d'aspect (le rapport entre la hauteur du motif et l'espace séparant deux motifs consécutifs). La quantité d'espèces susceptibles d'atteindre le front de gravure, c'est à dire le fond d'un motif, est, en effet, impactée par l'angle solide de collection de ces espèces donc par la hauteur de ce motif et l'espace entre deux motifs consécutifs.

1.3. Problématiques introduites par la gravure de grille métallique

La gravure d'une grille métallique s'accompagne de deux difficultés majeures. Il faut :

- 🚧 Veiller à la compatibilité des chimies de gravure du métal et du polysilicium
- 🚧 Maintenir une bonne sélectivité vis-à-vis de l'oxyde high-k sous jacent

Compatibilité des chimies de gravure

Dans un premier temps, il faut veiller à ce que la chimie utilisée pour graver le polysilicium n'entraîne pas d'interactions néfastes avec le métal. Par exemple, les plasmas à base d'oxygène sont souvent bannis car l'oxygène réagit avec la plupart des métaux pour former des oxydes non volatils et difficiles à graver. La présence du métal réduit donc les choix possibles pour graver le polysilicium ou oblige à développer des étapes de gravure spécifiques.

Dans un deuxième temps, il faut développer une chimie de gravure permettant d'obtenir des profils de gravure anisotropes dans le métal sans endommager le profil de polysilicium. C'est assez délicat car, comme le montre la figure 4.1., les produits de gravure du polysilicium sont systématiquement plus volatils¹⁸ que ceux des métaux fréquemment utilisés dans les grilles métalliques (Ti, W, Mo). Il faut donc développer des chimies de gravure peu agressives envers les couches de passivation qui protègent le polysilicium et éventuellement modifier les chimies de gravure du polysilicium pour renforcer cette protection.

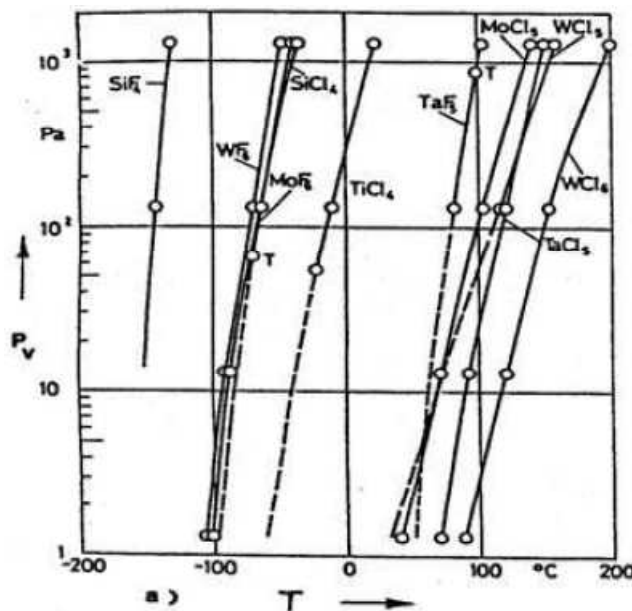


Figure 4.1. Pression de vapeur saturantes des halogénures métalliques¹⁸

Sélectivité vis-à-vis de l'oxyde high-k sous jacent

Les oxydes de grilles sont aujourd'hui très fins. L'épaisseur des couches est souvent inférieure à trois nanomètres et celle-ci devrait encore diminuer pour les prochains nœuds technologiques. Ils sont, par conséquent, très facilement endommagés. Il nous faut donc développer des chimies très sélectives de manière à graver le métal sans laisser de résidus ni détériorer l'oxyde.

1.4. Objectifs de thèse

Avec la réduction des dimensions caractéristiques des transistors, assurer un bon contrôle dimensionnel devient de plus en plus ardu. Pour le nœud technologique 32 nm le CD_{BIAS} et le $CD_{MICROLOADING}$ devront être inférieurs à 2 nm. A ce stade de nombreux effets affectant les profils de gravure autrefois négligeables ne peuvent plus être ignorés. De ce fait, les chimies de gravure fondées sur l'utilisation de mélange d' $HBr/Cl_2/O_2$ atteignent aujourd'hui leurs limites, notamment car elles génèrent un $CD_{MICROLOADING}$ important. Elles sont donc peu à peu remplacées par des chimies fluorocarbonées encore mal connues. Par ailleurs, comme nous l'avons vu précédemment, le couple silicium/oxyde de silicium montre désormais plusieurs inconvénients et l'utilisation de métal dans la grille et d'oxyde à haute permittivité s'impose peu à peu. Enfin, les problématiques liées à la rugosité de bord de lignes deviennent chaque jour plus prépondérantes. Notre travail de thèse s'inscrit dans la lignée de ces problématiques.

Le chapitre 3 est ainsi consacré à l'étude des mécanismes de gravure mis en jeu lors de la gravure de grilles en polysilicium avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$. A l'aide d'études de contrôle dimensionnel corrélées à des analyses XPS nous avons expliqué l'influence des paramètres du plasma sur les cinétiques de gravure, déterminé le mécanisme de passivation mis en jeu et étudié son impact sur les profils de grille.

Le chapitre 4 est consacré à l'étude de la gravure des métaux. Aucun métal ou oxyde high-k ne s'est encore imposé de manière indiscutable en microélectronique mais le CEA-LETI, en partenariat avec le LTM, s'intéresse beaucoup au couple TiN/HfO_2 . Freescale a également montré un vif intérêt pour le molybdène. Nous avons élaboré des chimies de gravure permettant de graver ces métaux de manière anisotrope, tout en veillant à ne pas endommager la couche d'oxyde sous-jacente et le polysilicium de grille. La gravure de HfO_2 fait l'objet d'une autre thèse présentée par Elodie Sungauer¹⁹ et nous ne nous y sommes donc pas plongés plus avant.

Enfin, le chapitre 5 est consacré à l'étude de la rugosité de bord de ligne, en particulier son évolution durant les différentes étapes de gravure de la grille et l'impact de plusieurs traitements plasmas visant à la réduire.

1.5. Bibliographie du chapitre I

- ¹ <http://www.itrs.net/Links/2008ITRS/Home2008.htm>, page consultée en Septembre 2009
- ² S.M. Sze, "Striations Physics of Semiconductor Devices", 2nd ed, John Wiley & Sons (New-York) (1981)
- ³ T. N. Nguyen and J. D. Plummer, "Physical mechanisms responsible for short channel effects in MOS devices", Electron Devices Meeting, Volume 27, 596 (1981)
- ⁴ T. Skotnicki, G. Merckel and T. Pedron, "The voltage doping transformation: a new approach to the modelling of MOSFET short channel effects", IEEE Electron Devices Letter, V9, 3, 109-112 (1988)
- ⁵ M. L. Green, E. P. Gusev, R. Degraeve, and E. L. Garfunkel, "Ultrathin (<4 nm) SiO₂ and Si-O-N gate dielectric layers for silicon microelectronics: Understanding the processing, structure, and physical and electrical limits", J. Appl. Phys. 90, 2057 (2001)
- ⁶ D. A. Muller, T. Sorsch, S. Moccio, and F. H. Baumann, "The electronic structure at the atomic scale of ultrathin gate oxides", Nature 399, 758 (1999)
- ⁷ Y.C. Yeo, T.J. King, and C. Hu, "Direct tunneling leakage current and scalability of alternative gate dielectrics", Appl. Phys. Lett. 81, 2091 (2002)
- ⁸ G. B. Alers, D. J. Werder, Y. Chabal, T. Gustafsson, and R. S. Urdahl, "Intermixing at the tantalum oxide/silicon interface in gate dielectric structures", Appl. Phys. Lett. 73, 1517 (1998)
- ⁹ G. D. Wilk, R. M. Wallace, and J. M. Anthony, "High- k gate dielectrics: Current status and materials properties considerations", J. of Appl. Phys., Vol 89, No 10, (2001)
- ¹⁰ D. Ha, P. Ranade, Y.-K. Choi, J.-S. Lee, T.-J. King and C. Hu, "Molybdenum gate work function engineering for ultra-thin-body silicon-on-insulator (UTB SOI) MOSFETs", Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 42 1979 (2003)
- ¹¹ J. A. Croon, "Line edge roughness: characterization, modelling, and impact on device behavior", Proceeding of IEMN (2002)
- ¹² H.-W. Kim, J.-Y. Lee, J. Shin, S.-G. Woo, H.-K. Cho and J.-T. Moon, "Experimental investigation of the impact of LWR on sub-100-nm device performance", IEEE Trans. Electron Devices 51 (12), 1984 (2004)
- ¹³ C. H. Diaz, H.-J. Tao, Y.-C. Ku, A. Yen and K. Young, "An experimentally validated analytical model for gate line edge roughness (LER) effects on technology scaling", IEEE Trans. Electron Devices 22 (6), 287 (2001)
- ¹⁴ M. A. Lieberman and A. J. Lichtenberg, "Principles of plasma discharges and materials processing – second edition", Wiley, New York (2005)
- ¹⁵ H. F. Winters, J. W. Coburn and T. J. Chuang, "Surface processes in plasma-assisted etching environments", J. Vac. Sci. Technol. B 1, 469 (1983)
- ¹⁶ P. Sigmund, "Theory of sputtering. 1. Sputtering yield of amorphous and polycrystalline targets", Phys. Rev., Vol 184, 383-416 (1969)

- ¹⁷ J. W. Coburn and H. F. Winters, "Ion- and electron-assisted gas-surface chemistry – An important effect in plasma etching", J. Appl. Phys. 50, 3189 (1979)
- ¹⁸ J. Arnold, H. Sawin, M. Dalvie et al., "Simulation of surface topography evolution during plasma etching by the method of characteristics", J. Vac. Sci. Technol. A12, 620 (1994)
- ¹⁹ E. Sungauer, "Etude et développement de procédés de gravure par plasma de HfO₂ pour transistors CMOS sub-45 nm", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble, (2009)

Chapitre II

Les dispositifs expérimentaux

2.1. La plateforme de gravure

Toutes les études réalisées dans le cadre de cette thèse l'ont été dans deux réacteurs industriels commercialisés par la société Applied Materials installés dans les salles blanches du CEA-LETI. Ces bâtis de gravures ont été modifiés afin d'accueillir des outils de diagnostics in situ ou quasi in situ nous permettant de caractériser l'impact des procédés plasmas développés. Chaque réacteur est notamment relié, sous vide, à une chambre d'analyse XPS (*X-ray Photoelectron Spectroscopy*).

2.1.1. Le réacteur DPS 200 mm

Le réacteur DPS est un réacteur à couplage inductif (ICP pour « *Inductively Coupled Plasma* »). Il accepte des substrats de 200 mm introduits par l'intermédiaire d'une chambre robotisée où la pression ne dépasse pas 20 mTorr.

La chambre de gravure est constituée d'une enceinte cylindrique (35 cm de diamètre et 25 cm de hauteur) surmontée par un dôme (cf. Figure 2.1.). Les parois sont en alumine (Al_2O_3), un matériau très résistant à la gravure.

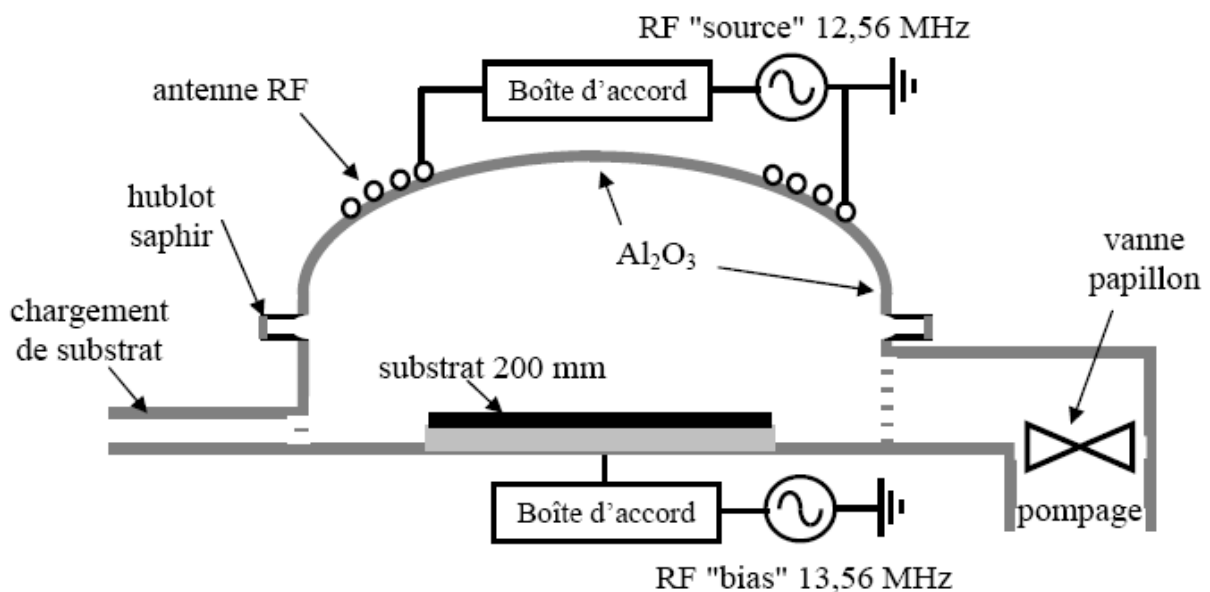


Figure 2.1. Schéma du réacteur de gravure DPS

Une antenne, enroulée autour du dôme, est alimentée par un générateur RF de fréquence 12.56 MHz délivrant une puissance de 200 à 1500 W. Cette puissance, dite puissance source, permet par couplage inductif, de créer et d'entretenir le plasma. Elle contrôle notamment la densité électronique dans l'enceinte et le flux ionique atteignant le substrat.

Le substrat est maintenu sur le porte-substrat par un clamage électrostatique¹ dont la température est régulée à 50°C par un liquide thermostaté. Les transferts thermiques entre

le substrat et le porte-substrat sont assurés par la présence d'un film d'hélium à 8 Torr. Le porte-substrat est relié à un deuxième générateur RF, par l'intermédiaire d'une boîte d'accord, délivrant une puissance de 0 à 250 W à une fréquence de 13.56 MHz, légèrement différente de celle du premier générateur afin d'éviter toutes interférences. Cette puissance, dite puissance de polarisation, permet de contrôler l'énergie des ions bombardant le substrat.

Les différents gaz disponibles dans le réacteur (Cl_2 , HBr , O_2 , N_2 , He-O_2 , CF_4 , SF_6 , CH_2F_2 et Ar) sont injectés dans l'enceinte par quatre orifices disposés symétriquement et pompés à l'aide d'une pompe primaire et d'une pompe turbo-moléculaire (2000 l/s). La pression dans la chambre de gravure est régulée par l'intermédiaire d'une vanne papillon. On est ainsi capable de maintenir une pression adaptée aux procédés plasmas (de 4 à 120 mTorr) et un flux de gaz élevé (jusqu'à 200 sccm (Standard Cubic Centimeter per Minute)).

Enfin, la température des parois est maintenue à 80°C par un liquide thermostaté tandis que le dôme est maintenu à 60°C en étant, selon les besoins, chauffé par des lampes infrarouges ou refroidi par air.

La chambre de gravure est reliée, par l'intermédiaire d'une chambre robotisée sous vide, à un analyseur XPS qui nous permet de caractériser la composition chimique des surfaces gravées.

2.1.2. Le réacteur DPS 300 mm

Ce réacteur est extrêmement similaire au précédent si ce n'est qu'il accepte des substrats de 300 mm. Ce réacteur présente l'avantage d'être connecté à un spectromètre de masse, en plus d'un analyseur XPS, ce qui nous permettra d'analyser la composition des ions présents dans le plasma durant nos gravures. Malheureusement les gaz disponibles ne sont pas strictement identiques puisque le CH_2F_2 est ici remplacé par du CHF_3 . Les procédés de gravure développés dans le réacteur 200 mm seront adaptés en conséquence pour le réacteur 300 mm.

2.2. Les outils de diagnostic in situ ou quasi in situ

2.2.1. L'interférométrie

L'interférométrie est une technique permettant de déterminer l'épaisseur restante d'une couche à graver.

Un rayon lumineux, de longueur d'onde λ , produit par une lampe au xénon est envoyé en incidence normale sur le substrat. L'onde lumineuse est réfléchiée à la surface de la couche à graver, d'indice n , et à l'interface entre cette couche et la couche sous-jacente. On obtient ainsi deux ondes réfléchies en décalage de phase dont la somme est une fonction périodique de période $D=\lambda/2n$. En traçant cette fonction on peut donc suivre en temps réel l'épaisseur gravée. Lorsque la totalité de la couche est gravée, il n'y a plus d'interférence et le signal cesse de fluctuer.

La longueur d'onde utilisée dépend du matériau gravé (il ne doit pas absorber l'onde à la longueur d'onde considéré). Pour le silicium on utilise une longueur d'onde de 505 nm (cf Figure 2.2.). Le nitrure de titane, le molybdène et le carbone amorphe absorbent les ondes émises par notre système quelle que soit la longueur d'onde considérée. On ne peut donc déterminer en temps réel l'épaisseur des couches métalliques. On peut néanmoins utiliser ce système pour déterminer la fin de gravure : lorsque les couches sont suffisamment fines (< 10 nm), elles n'absorbent plus la totalité de l'onde incidente et l'on observe à nouveau des interférences. Le signal le plus net est obtenu pour les longueurs d'onde de 230 nm. Pour plus de détails sur l'empilement gravé, le lecteur peut se reporter au paragraphe 2.4.

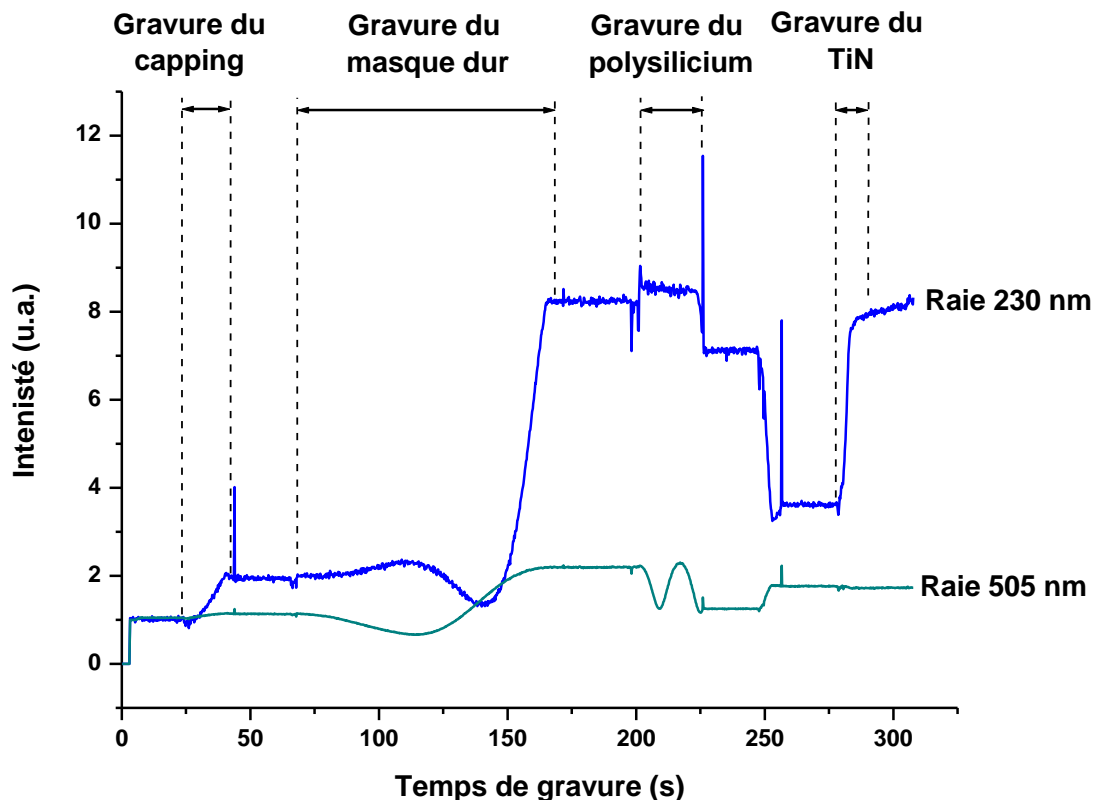


Figure 2.2. Figure interférométrique obtenue durant la gravure d'une grille Poly-Si/TiN

2.2.2. La Spectroscopie de photoélectrons X

La spectroscopie de photoélectrons $X^{4,5,6,7,8,9}$, ou XPS (pour *X-Ray Photoelectron Spectroscopy*) est une technique permettant de déterminer la composition chimique d'une surface

2.2.2.1. Principe de fonctionnement

Cette technique est basée sur le principe de la photoémission, c'est-à-dire l'éjection d'électron d'un atome suite à l'absorption d'un photon. Lorsqu'un matériau est irradié par un rayonnement électromagnétique X d'énergie $h\nu$, les électrons de cœur peuvent être excités et émettent, en se désexcitant un photoélectron. L'énergie cinétique E_c du

photoélectron est reliée à l'énergie de liaison E_L entre l'électron et l'atome par la formule d'Einstein:

$$E_C = h\nu - E_L$$

En mesurant l'énergie cinétique des photoélectrons, on peut donc déterminer leur énergie de liaison, elle-même caractéristique de chaque élément du matériau et de son environnement chimique.

La spectroscopie de photoélectrons X est une technique d'analyse de surface. Les rayons X peuvent pénétrer de plusieurs microns dans le matériau irradié, mais les photoélectrons émis subissent de nombreuses collisions inélastiques et seul un faible pourcentage peut s'en échapper. La probabilité P , qu'un photoélectron, émis à une profondeur z sous la surface, quitte le solide dans une direction θ par rapport à la normale, est⁷ :

$$P \propto \exp\left(\frac{-z}{\lambda \cos \theta}\right) \text{ (avec } \lambda \text{ le libre parcours moyen du photoélectron)}$$

95% des photoélectrons émis à une profondeur supérieure à $3\lambda \cos \theta$ sont ainsi perdus avant d'atteindre la surface. On considère que cela représente la profondeur maximale analysée. Le libre parcours moyen d'un photoélectron dépend de son énergie et du matériau analysé mais est de l'ordre du nanomètre. La profondeur analysée n'excède donc pas 10 nm.

En enregistrant à l'aide d'un spectromètre l'énergie cinétique de l'ensemble des photoélectrons émis par la surface on obtient un spectre XPS comme montre la figure 2.3. Par habitude ces spectres sont tracés en fonction de l'énergie de liaison et non en fonction de l'énergie cinétique. Outre les pics correspondant à la photoémission des électrons de cœur de chaque matériau, on remarque la présence d'un fond continu créé par les photoélectrons ayant subi de nombreuses collisions et qui sortent du matériau avec une énergie cinétique variable plus faible que leur énergie initiale. On note également la présence de pics Auger résultants de la désexcitation des électrons de couches supérieures.

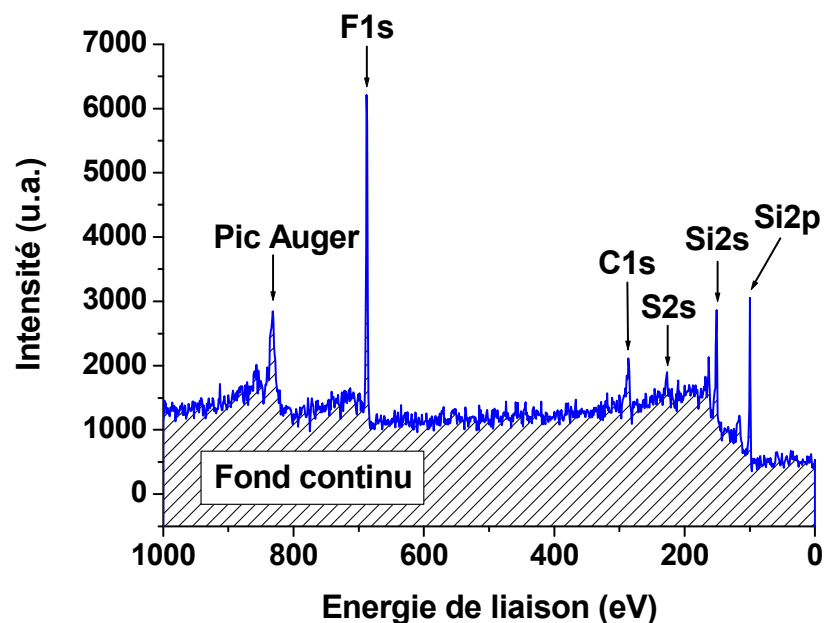


Figure 2.3. Spectres XPS d'une surface de silicium gravé avec un plasma fluorocarboné

Dans la pratique, les spectres peuvent être quelque peu décalés par rapport aux valeurs tabulées car, d'une part, on ne peut mesurer directement les énergies cinétiques par rapport au niveau d'énergie du vide (on utilise en fait le niveau de Fermi du spectromètre, variable d'une machine à l'autre) et d'autre part, il peut se développer des charges de surface sur le matériau analysé dont découle un potentiel qui ralentit les photoélectrons. On se sert donc d'un pic de référence pour recadrer l'ensemble du spectre. Dans le cadre de cette thèse nous avons utilisé la liaison carbone-carbone à 284.5 eV.

La concentration d'un élément dans un matériau analysé est proportionnelle à l'aire du pic XPS relevé. Afin d'obtenir une mesure précise, on soustrait d'abord la composante de fond continu par la méthode semi-empirique de Shirley. On déconvolue ensuite le pic suivant ses différentes composantes, correspondant aux différents environnements chimiques. L'intensité d'un pic XPS pour un matériau homogène d'épaisseur infinie s'écrit :

$$I_{\infty} \propto N\sigma_A\lambda T\xi \text{ avec :}$$

N	Densité volumique d'atome
σ_A	Facteur de Scofield (grandeur tabulée)
λ	Libre parcours moyen des photoélectrons dans le matériau considéré
T	Fonction de transmission du spectromètre
ξ	Efficacité du détecteur à l'énergie considérée

λ n'est pas connu mais on suppose qu'il est fonction de l'énergie cinétique E_c du photoélectron et suit une loi en $E_c^{0.6}$. Un calcul plus détaillé avec une explicitation de tous les termes contribuant au pic XPS est donné dans la revue « technique de l'ingénieur »⁷.

On peut alors écrire la concentration C_A d'un élément A dans le matériau :

$$C_A = \frac{\frac{I_A}{\sigma_A T_A \xi_A E_A^{0.6}}}{\sum_i \frac{I_i}{\sigma_i T_i \xi_i E_i^{0.6}}}$$

Où la sommation au dénominateur est effectuée sur tous les éléments détectés.

2.2.2.2. Dispositif expérimental

Le dispositif connecté au système de gravure 200mm

Le dispositif expérimental (Fisons surface systems ESCALAB 220i) est présenté sur la figure 2.4. Il est constitué d'un analyseur de photoélectrons X, de deux sources de photons X, et d'un canon à électrons (VG modèle 41) le tout sous ultra vide (10^{-10} Torr). Il comporte également un système de chargement permettant de transférer sous vide des plaques de 200 mm provenant du réacteur DPS. Les plaques gravées peuvent donc être analysées sans être modifiées par une remise à l'air.

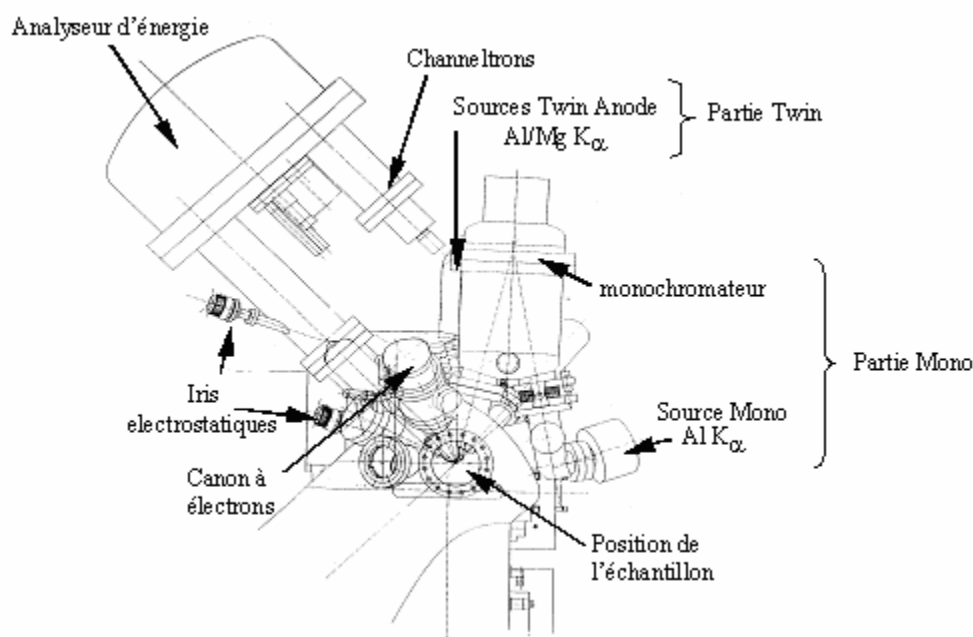


Figure 2.4. Chambre d'analyse XPS 200mm

La première source X est appelée la « twin anode ». Des électrons émis par effet thermoélectrique sont accélérés jusqu'à une énergie de 15 keV vers l'anode en magnésium et arrachent des électrons des couches profondes du métal. Des électrons des couches externes prennent alors leur place tout en émettant des photons X. Le spectre d'émission est constitué d'une raie principale (1253.6 eV), de différentes raies moins intenses et d'un fond continu constituant le rayonnement de freinage. Elle n'est donc pas monochromatique, ce qui a pour effet d'introduire sur les spectres XPS des pics parasites.

La deuxième source X, appelée mono anode a un fonctionnement similaire à la première si ce n'est que l'anode est en aluminium (raie à 1486.6 eV) et que le rayonnement X est rendu monochromatique par réflexion sur un miroir de Bragg. Les raies parasites et le fond continu sont ainsi supprimés et la résolution des spectres XPS est améliorée car la largeur à mi-hauteur de la raie d'excitation est sensiblement réduite de 1 eV à 0.3 eV. Par ailleurs le faisceau est focalisé ce qui permet d'analyser des surfaces de dimensions réduites (1mm x 1mm).

L'analyseur permet de collecter et d'analyser les photoélectrons s'échappant avec un angle de $45^\circ (\pm 6^\circ)$ par rapport à l'angle de la surface.

Le dispositif connecté au système de gravure 300mm

Le spectromètre est un modèle Theta 300 modifié de la société Thermo-Fisher. Il comporte un analyseur de photoélectrons X, un canon à électrons (FEG02) et une source monochromatique dont l'anode est en aluminium (1486.6 eV), le tout à nouveau relié sous vide à la machine de gravure. Le fonctionnement est similaire au système 200 mm si ce n'est pour la lentille de collection des photoélectrons et son système de détection qui permet de collecter les électrons sur une large gamme d'angles (de 20° à 80° par rapport à la normale à la surface) tout en conservant l'information angulaire de chaque électron collecté. Les photoélectrons sont ensuite dirigés sur un détecteur à deux dimensions x et y qui permet de discriminer les photoélectrons selon leur énergie en x (128 canaux) et leur angle de

collection en γ (96 canaux), comme le montre la figure 2.5. Il est donc possible d'acquérir plusieurs d'angles d'analyse simultanément. Par exemple, pour une analyse en 12 angles, les 60° de collection sont divisés en 12 secteurs qui collecteront chacun les photoélectrons sur un secteur angulaire de 5° .

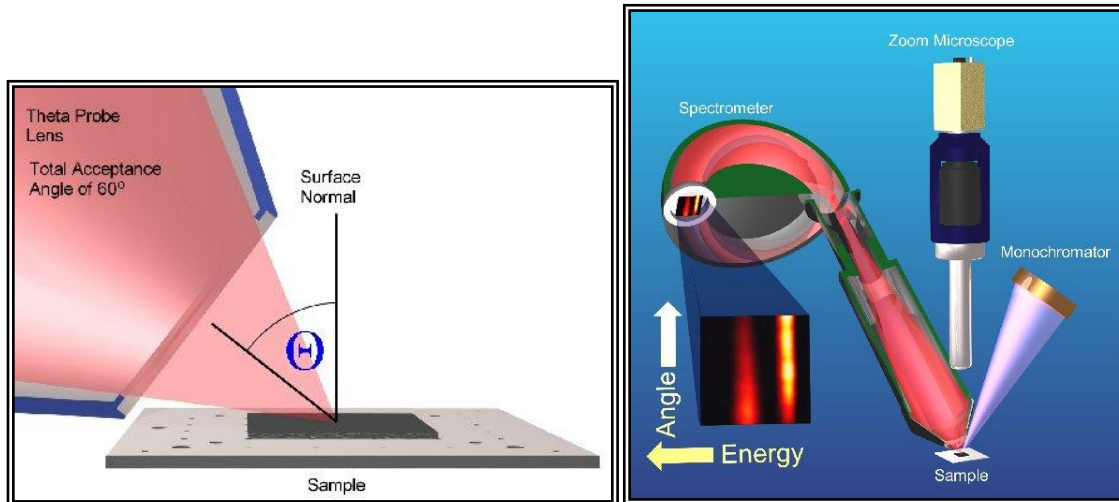


Figure 2.5. Principe de l'analyseur angulaire du Théta 300

Les angles d'émission des photoélectrons sont reliés à la profondeur à laquelle les photoélectrons ont été émis (cf. 2.2.2.1.). Les photoélectrons émis en incidence rasante (par rapport à la surface) permettant de caractériser très précisément la surface tandis que ceux émis en incidence normale donne d'avantage d'information sur le volume du matériau. On peut donc remonter à la concentration des éléments en fonction de la profondeur analysée. La figure 2.6. présente une application de ce principe dans le cas d'une couche de 10 nm de SiO_2 sur un substrat de silicium. L'angle θ est compté par rapport à la normale à la surface. Pour un angle θ élevé (soit un photoélectron émis en incidence rasante par rapport à la surface), on ne distingue que le pic relatif au SiO_2 , pour un angle θ faible on voit apparaître la contribution du Si.

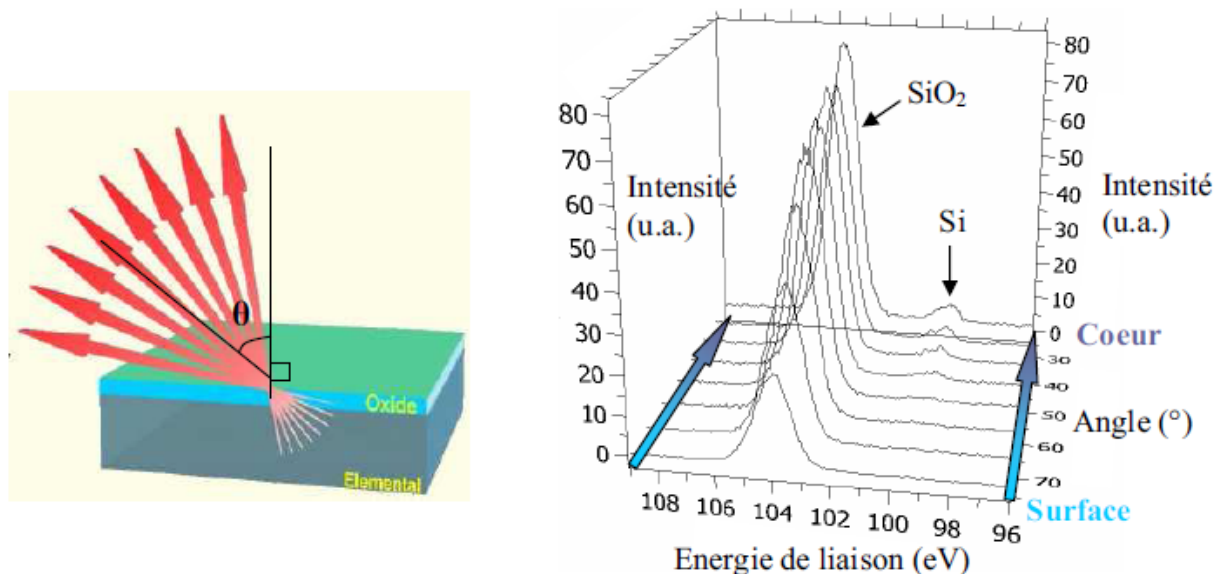


Figure 2.6. Analyse XPS angulaire : exemple du SiO_2 (10 nm) sur Si

2.2.2.3. L'analyse topographique chimique

La technique XPS standard nous permet d'analyser la composition chimique de surfaces planes et uniformes. Cependant il serait très intéressant de pouvoir analyser les flancs et le fond des motifs gravés, notamment dans le but de comprendre plus finement les mécanismes de passivation mis en jeu durant la gravure. L'analyse topographique chimique a été développée dans ce but³.

Le faisceau de la source monochromatique est focalisé sur des réseaux de lignes de grandes dimensions (3mm x 3mm). Ces lignes sont ensuite placées perpendiculairement ou parallèlement à l'axe de l'analyseur de façon à masquer géométriquement les surfaces que l'on ne souhaite pas analyser (cf. Fig. 2.7.).

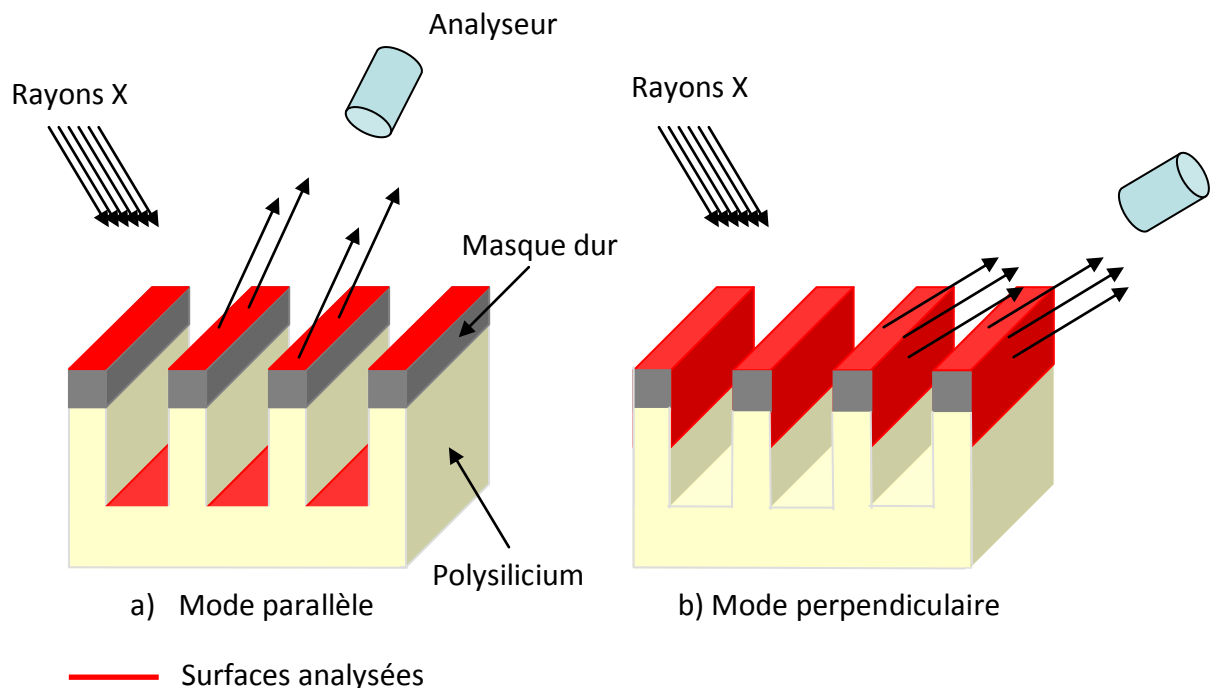


Figure 2.7. Principe de l'analyse topographique chimique.

En plaçant les lignes parallèlement à l'analyseur, seuls les photoélectrons provenant du fond des motifs et du sommet du masque dur peuvent être collectés. En plaçant les lignes perpendiculairement à l'analyseur, seuls les photoélectrons provenant du masque et des flancs de la structure peuvent être analysés à condition que la hauteur des motifs et l'espace entre deux motifs soient tels que le fond des motifs soit masqué. Comme l'angle d'acceptance de l'analyseur est de 45° il faut que la hauteur des motifs soit plus importante que l'espace entre deux motifs successifs.

Nous avons utilisé cette technique pour déterminer la composition des couches de passivation obtenues lors de la gravure d'une grille avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar (cf. chapitre III). Pour ce type d'étude il est nécessaire de séparer le signal provenant du masque dur de celui provenant des flancs en silicium des structures. Pour ce faire, on soumet l'échantillon à un flux d'électrons de faible énergie à l'aide d'un canon à électrons. Le masque dur est isolant et une charge électrostatique se développe donc à sa surface. L'énergie cinétique des photoélectrons qu'il émet s'en trouve ainsi augmentée et les pics

XPS résultant sont décalés vers les énergies de liaison plus faibles. Les flancs ou le fond des motifs en polysilicium sont conducteurs et les charges s'écoulent sans modifier les spectres XPS. La figure 2.8. présente ce phénomène. On y a représenté le spectre F1s du fluor obtenu lors de l'analyse des flancs d'une grille composée de silicium surmontée d'un masque dur en carbone amorphe. Le pic représentant le fluor présent sur le masque dur est fortement décalé (d'environ 11 eV) tandis que le pic du fluor déposé sur les flancs de grille n'est pas affecté.

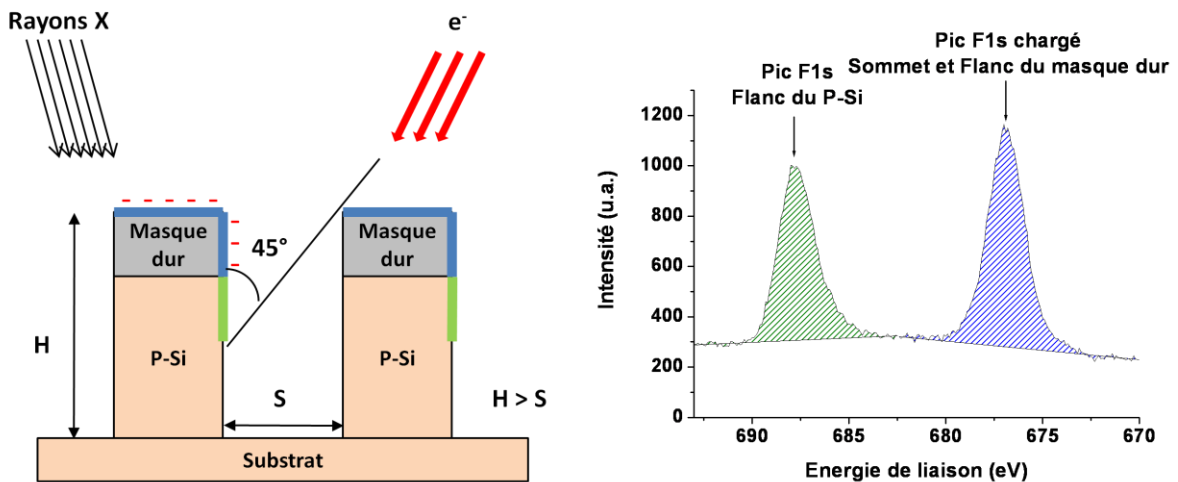


Figure 2.8. Spectre F1s d'un flanc de grille dont le masque dur en carbone amorphe est chargé par un canon à électrons.

2.2.2.4. La technique de l'échantillon flottant

Cette technique a été mise au point au laboratoire par Joubert et al¹⁰, afin d'analyser la composition chimique des dépôts se formant sur les parois du réacteur lors de procédés de gravure et de nettoyage (la paroi elle-même ne pouvant pas être directement analysée). Le principe consiste à placer un échantillon de quelques centimètres carrés d'Al₂O₃ dans un plasma de telle façon que les conditions plasmas auxquelles il est soumis et celles auxquelles sont soumises les parois soient identiques. Les interactions plasma-échantillon et plasma-parois sont alors similaires. En particulier, ce qui se dépose sur les parois se dépose dans les mêmes proportions sur l'échantillon. Cet échantillon peut ensuite être analysé par XPS.

Pour que les conditions plasmas soient identiques, il faut notamment que l'échantillon soit au potentiel flottant. Pour ce faire on place l'échantillon sur la plaque à graver en le surélevant à l'aide de rouleau de KlaptionTM, un matériau isolant et adhésif résistant aux gravures plasmas. L'échantillon est surélevé de 4 mm. Cette valeur a été calculée comme suit :

Lors des procédés de gravure la plaque est polarisée par une tension V_{RF} . Il se forme alors une gaine électrostatique à la surface de la plaque et la chute de potentiel dans cette gaine vaut¹¹ :

$$V^{DC} = 0.83 * V^{RF} + V_p \text{ avec } V_p \text{ le potentiel plasma}$$

De même, il se forme une gaine électrostatique à la surface de l'échantillon et la chute de potentiel entre le plasma et l'échantillon vaut :

$$V_{GAINE}^{DC} = 0.83 * V_{GAINE}^{RF} + V_P$$

On définit C_{GAINE} comme la capacité équivalente pour la gaine entre l'échantillon et le plasma. On appelle C_{VIDE} la capacité entre la plaque et l'échantillon. Comme C_{GAINE} et C_{VIDE} sont en série, on a :

$$V_{GAINE}^{RF} = \frac{C_{VIDE}}{C_{VIDE} + C_{GAINE}} V^{RF}$$

Or, La chute de potentiel entre les parois et le plasma vaut V_p . Pour que le bombardement subi par l'échantillon soit identique à celui subi par les parois, il faut donc que V_{GAINE}^{RF} soit très petit devant V_p , c'est à dire que C_{VIDE} soit très petite devant C_{GAINE} ou encore que la distance d entre la plaque et l'échantillon soit grande devant l'épaisseur de la gaine d_{GAINE} . d_{GAINE} est calculée de deux façons différentes suivant que la chute de tension dans la gaine est petite devant la température électronique T_e du plasma (exprimée en Volt) ou non. Dans le premier cas d_{GAINE} s'écrit :

$$d_{GAINE} = \lambda_D = \sqrt{\frac{\epsilon_0 k T_e}{en_e}} \text{ avec } n_e \text{ la densité électronique}$$

Dans le deuxième cas on obtient :

$$d_{GAINE} = \frac{\sqrt{3}}{2} \lambda_D \left(\frac{2V_{GAINE}^{DC}}{kT_e} \right)^{3/4}$$

Ramos et al¹³ ont calculé l'évolution de la chute de potentiel entre l'échantillon et le plasma en fonction de la distance entre l'échantillon et la plaque pour des conditions plasmas habituelles¹². La figure 2.9. résume les résultats obtenus.

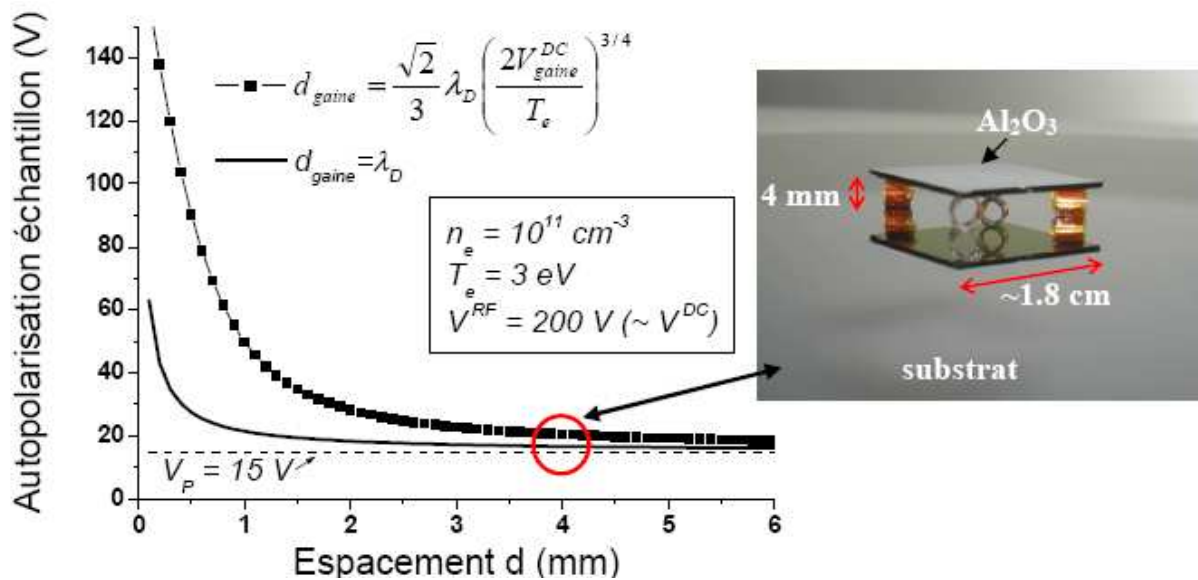


Figure 2.9. Chute de potentiel (en V) entre l'échantillon flottant d' Al_2O_3 et le plasma en fonction de son espacement par rapport au substrat gravé (calculée pour deux modèles d'épaisseur de gaine).

Dans les deux cas, un écart de 4mm est suffisant pour considérer que l'échantillon est au potentiel flottant.

Cependant pour que les dépôts sur l'échantillon soient représentatifs des dépôts sur les parois il faut également que la température de l'échantillon soit proche de celle des parois, ou du moins qu'elle reste inférieure à la température des parois (dans ce dernier cas la quantité déposée sera surévaluée, mais l'information sur la composition chimique du dépôt restera valide). Malheureusement le bombardement ionique apporte une énergie importante à l'échantillon qu'il ne peut dissiper que par rayonnement vers les parois du réacteur et la plaque sous jacente (il est isolé thermiquement de la plaque). A long terme la température de l'échantillon va donc dépasser celle des parois. Ramos et al¹³ ont calculé l'évolution théorique de la température de l'échantillon en fonction du flux d'ions l'atteignant et l'a vérifié expérimentalement lors de la gravure de silicium par un plasma d'HBr/Cl₂/O₂. Les résultats obtenus sont résumés sur la figure 2.10.

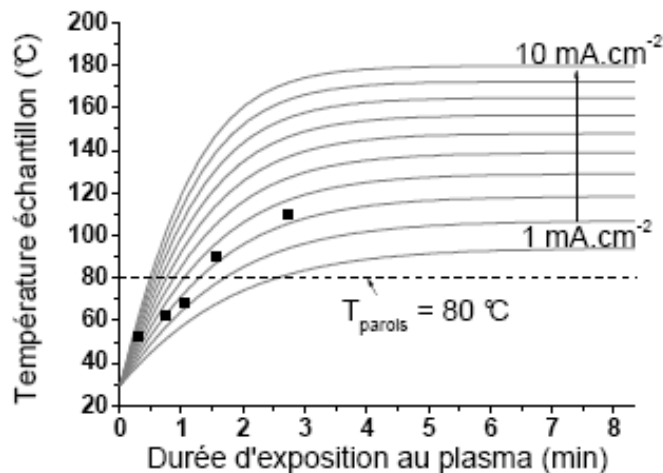


Figure 2.10. Température de l'échantillon flottant en fonction de la durée d'exposition au plasma, calculée pour différents flux ioniques (traits plein), et mesurée pendant la gravure de Si en plasma HBr/Cl₂/O₂ (■)

Si les temps de gravure sont assez courts (< 45s) la température de l'échantillon reste faible par rapport à celle des parois. Nous avons veillé à respecter cette condition lorsque nous avons utilisé cette méthode.

Durant cette thèse, nous avons également utilisé cette méthode pour remonter à la composition chimique des éléments déposés sur les flancs des grilles isolées lors d'un procédé de gravure. En effet, les flancs de la grille ne sont pas soumis au bombardement ionique. Donc dans l'hypothèse où les dépôts qui s'y forment ne sont pas trop affectés par un bombardement ionique de faible énergie, ils seront similaires à ceux déposés sur l'échantillon flottant. Cette méthode reste relativement grossière. La composition chimique des dépôts n'est pas vraiment identique car, en réalité, le bombardement ionique a toujours un impact. Elle ne permet pas non plus de caractériser l'épaisseur des dépôts mais elle donne néanmoins une information utile lorsque l'on cherche à établir l'origine d'un dépôt plutôt que sa composition exacte. Nous l'avons utilisée lors de l'étude de la gravure du molybdène afin d'évaluer les proportions des différents produits de gravure (MoF_x, MoCl_x, MoOCl_x) se redéposant sur le flanc des motifs. Des explications plus détaillées sont fournies dans le chapitre IV.

2.2.3. La spectrométrie de masse

Le spectromètre de masse est un outil permettant de caractériser les espèces neutres et ionisées présentes dans le plasma. Le spectromètre est constitué de différentes parties permettant de séparer ces espèces suivant leurs masses et leurs énergies. Le modèle que nous avons utilisé est un Hiden Analytical EQP 500. Son schéma de principe est présenté sur la figure 2.11.

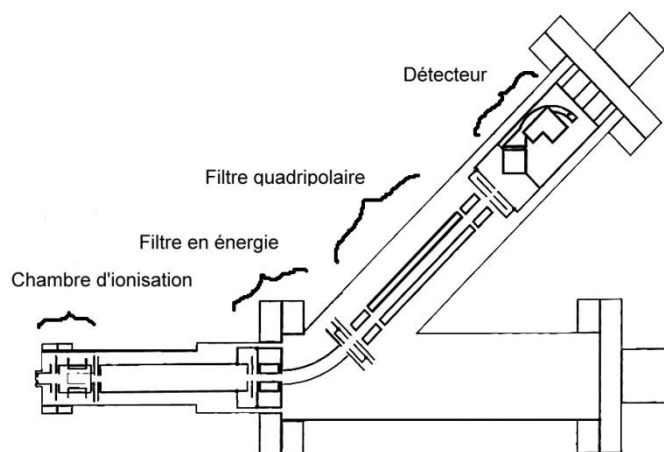


Figure 2.11. Schéma de principe du spectromètre de masse Hiden Analytical EQP 500

L'extracteur

L'extracteur permet la collecte et le tri des espèces à analyser. La dimension de l'orifice d'entrée est choisie de façon à maintenir une pression basse dans le spectromètre tout en assurant un flux d'espèces entrantes suffisant. On sélectionne le type d'espèces à analyser en appliquant un potentiel sur la tête d'extraction. Lorsque l'on souhaite analyser les neutres ou les ions négatifs, on applique un potentiel positif et l'on repousse ainsi les ions positifs. Au contraire, lorsque l'on souhaite analyser les ions positifs, on applique un potentiel légèrement négatif de manière à les attirer et à leur conférer une certaine énergie.

La source d'ions

Elle permet l'ionisation des espèces neutres afin de permettre leur analyse. Elle est constituée d'une cage à ions dans laquelle les neutres pénètrent par diffusion ou par flux moléculaire selon la pression, et d'un canon à électrons constitué d'un filament chauffant et d'une électrode d'extraction. Les neutres sont ionisés par les électrons émis par le filament (à une énergie de 70 eV) puis extraits à l'aide de l'électrode portée à un potentiel légèrement positif.

L'énergie d'ionisation est importante et entraîne parfois la dissociation de la molécule à ioniser. Cela peut amener à surestimer la quantité des espèces atomiques constituant la molécule mère.

Lorsque l'on souhaite n'analyser que les ions, ces derniers traversent cette chambre sans interaction.

L'analyseur en énergie à 45°

Il permet de filtrer les ions incidents en fonction de leur énergie. Il est constitué de deux parties courbes entre lesquelles on établit un champ électrique. Les ions qui le traversent sont donc soumis à une force électrique (dépendante du champ électrique) et à la force centrifuge (dépendante de l'énergie des ions). Si ces deux forces ne sont pas à l'équilibre les ions sont perdus sur les parois. La résolution en énergie du filtre est de 2.25 eV.

Le filtre de masse quadripolaire

Il permet de filtrer les ions en fonction de leur rapport masse/charge. Il est constitué de 4 barreaux cylindriques parallèles. Les barreaux opposés sont connectés électriquement ensemble et sont donc au même potentiel. La première paire de barreaux est portée au potentiel Φ et la seconde au potentiel $-\Phi$, où Φ est la somme d'un potentiel continu $U = U_0$ et d'un potentiel alternatif $V = V_0 \cos \omega t$. En fonction des paramètres U , V et ω et du rapport masse/charge des ions entrant dans le filtre, ces derniers peuvent avoir une trajectoire stable ou, au contraire, se perdre sur les barreaux. On peut donc filtrer les ions en faisant varier les voltages V et U .

Le facteur de transmission de ce type de filtre diminue pour des rapports masse/charge élevés. En effet, les ions entrant dans l'analyseur ont tous la même énergie, puisqu'ils ont été préalablement filtrés. Les ions de masse plus élevée ont donc une vitesse plus faible ($E = \frac{1}{2}mv^2$) et mettent plus de temps à traverser l'analyseur. Les chances qu'ils soient perdus sur les barreaux (à cause de l'imperfection des champs générés) sont donc plus importantes que celles des ions de masse faible.

Le détecteur

Il est constitué d'un multiplicateur d'électrons secondaires de type channeltron. Le channeltron est un tube aux extrémités desquelles on applique une forte différence de potentiel. Les ions sont fortement accélérés et créent de nombreux électrons secondaires lors de leur impact sur la paroi. Ces électrons sont à leur tour accélérés et donnent naissance à d'autres électrons par impact sur les parois (phénomène d'avalanche). Ces électrons sont ensuite collectés et un pic de courant est mesuré.

Le gain de notre détecteur est de l'ordre de 10^5 et permet un taux de comptage compris entre une dizaine de coups par seconde et $5 \cdot 10^6$ coups par seconde. Cependant ce gain et donc la sensibilité du détecteur, diminue lorsque l'état de surface du multiplicateur se dégrade. Il convient donc d'éviter la mesure de taux de comptage élevé ($>10^6$) sur de longues périodes.

2.3. Les outils de diagnostic ex situ

2.3.1. La microscopie électronique à balayage (MEB)

Le microscope électronique à balayage est un outil qui nous a permis d'observer la morphologie des profils gravés et d'estimer l'épaisseur des couches de passivation déposées sur leurs flancs. Le modèle que nous avons utilisé, un HITACHI S500, possède une résolution de 2 nm.

Le principe de la mesure consiste à balayer l'échantillon à analyser avec un faisceau d'électrons focalisés très énergétiques (30 keV). Ces électrons entrent en collision inélastique avec les électrons du matériau et la surface de ce dernier émet à son tour de nombreux électrons secondaires de faible énergie. Ils sont alors collectés et permettent de reconstruire une image topographique de la surface.

Pour estimer l'épaisseur des couches de passivation nous nous sommes inspirés d'une méthode mise au point par Detter et al¹⁴. Nous avons d'abord observé des motifs gravés tel quels puis nous avons retirés les couches de passivations formées sur les flancs des motifs à l'aide d'un plasma d'O₂, avant de les observer à nouveau (Nous verrons au chapitre 3 que les couches de passivation sont constituées de fluorocarbones qui sont gravés aisément par les plasmas d'O₂). Ces deux observations nous permettent de reconstruire le profil des motifs avec et sans la couche de passivation et ainsi d'en mesurer l'épaisseur (cf. Figure 2.12.).

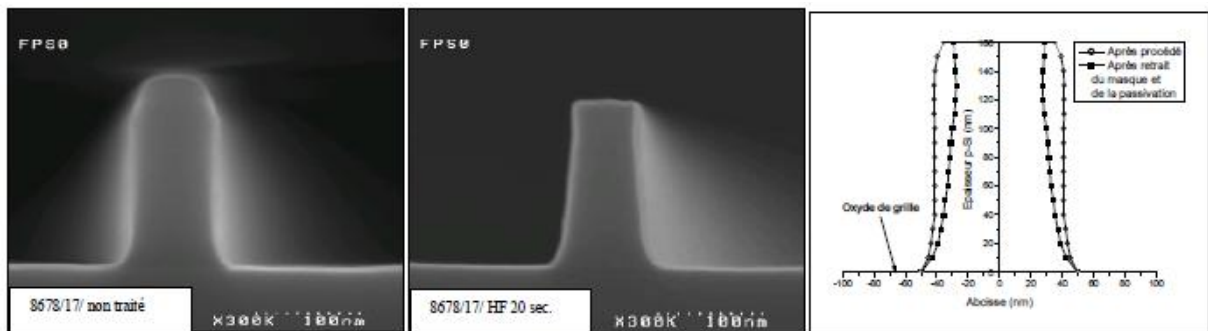


Figure 2.12. Photo MEB d'une grille en silicium gravée avec une chimie HBr/Cl₂/O₂ avec un masque dur a) après gravure b) après gravure et retrait des couches de passivation et du masque. c) Reconstruction des profils de la grille permettant la mesure de l'épaisseur des couches

2.3.2. Le microscope à force atomique (AFM)

C'est un moyen puissant permettant de caractériser la variation topographique des surfaces¹⁵. Au laboratoire, le modèle disponible est un Dimension 3100 de digital Instrument piloté par le logiciel Nanoscope III. Nous l'avons notamment utilisé pour mesurer l'impact de nos chimies de gravure des couches métalliques sur l'état de surface de la couche de HfO₂ sous jacente.

Son principe consiste à balayer une surface avec une micro pointe à faible rayon de courbure montée sur un levier. La pointe interagit avec la surface sous l'effet des forces d'attractions et des forces de Van der Waals.

Il existe trois modes de mesure : le mode contact, le mode non-contact et le mode contact intermittent dit « tapping ». Nous n'avons utilisé que ce dernier. Ce mode consiste à faire vibrer le levier à une fréquence légèrement inférieure à sa fréquence de résonance en asservissant sur l'amplitude d'oscillation. Lorsque la pointe interagit avec la surface, l'amplitude décroît car la fréquence de résonance change. Pour mesurer cette variation d'amplitude, un rayon laser est réfléchi sur le sommet du levier puis vient frapper un quadrant de photodiode (cf. Figure 2.13.).

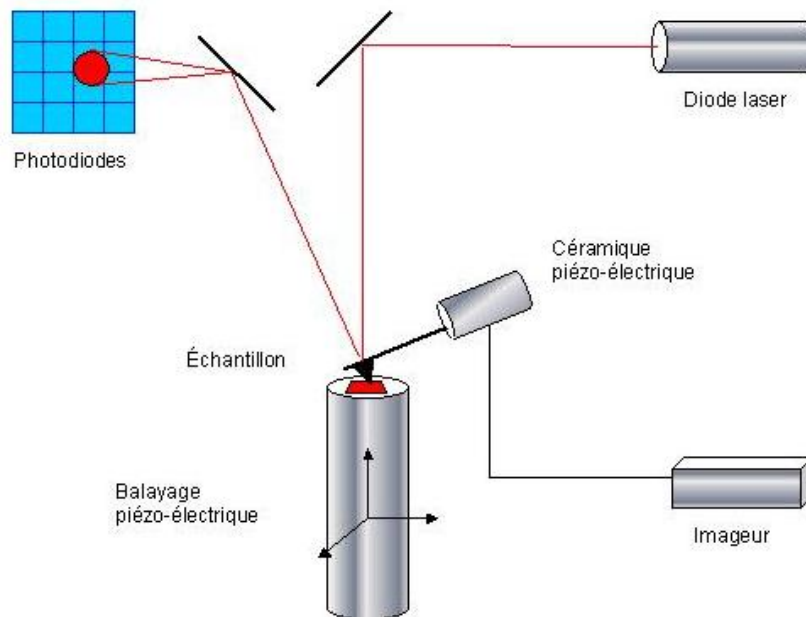


Figure 2.13. Principe de fonctionnement de l'AFM

Ce mode présente l'avantage de limiter l'usure de la pointe car le contact avec la surface n'est qu'intermittent. Il permet ainsi d'utiliser des pointes plus fines et d'obtenir une meilleure résolution (de l'ordre de l'angström, dans les cas optimaux). Il présente, par contre, l'inconvénient d'être plus sensible au bruit.

La planéité de la surface est caractérisée par la rugosité RMS (Root Mean Square). Une surface présentant une rugosité RMS inférieure à 1 nm est considérée, en microélectronique) comme très peu rugueuse.

2.3.3. Le microscope à force atomique en 3 dimensions (AFM3D)

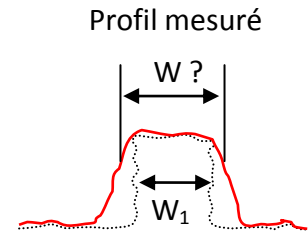
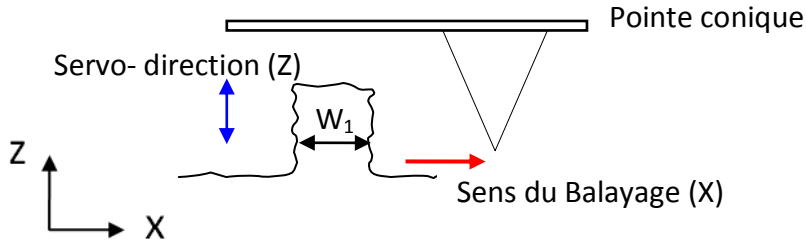
Dans le cadre de cette thèse nous avons étudié la rugosité de bord de ligne des motifs gravés. Ce type de mesure se fait généralement avec un CD-SEM, un microscope électronique à balayage qui prend des images des motifs en vue de dessus. Ce procédé fournit donc une information tronquée dans laquelle le sommet et le fond des motifs acquièrent une importance exagérée. Nous proposons ici, l'utilisation d'un AFM3D ou CD-AFM qui permet l'analyse et la reconstruction de motifs en trois dimensions.

2.3.3.1. Principe de fonctionnement

Le principe de mesure est toujours lié à l'interaction pointe-surface, mais l'utilisation de pointes évasées et la capacité de l'AFM3D à balayer l'espace suivant les directions X et Z nous permet désormais de scanner efficacement les structures verticales¹⁶ (cf Fig. 2.14.). Cet outil nous a été très utile pour mesurer la LWR des structures gravées. Le modèle que nous avons utilisé est le DimensionX3D de Veeco Instrument.

a) AFM standard – Pointe conique

La pointe oscille en Z



b) AFM3D – Pointe évasée

La pointe oscille en Z

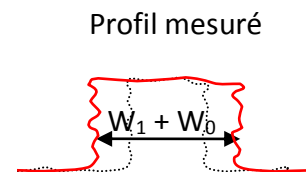
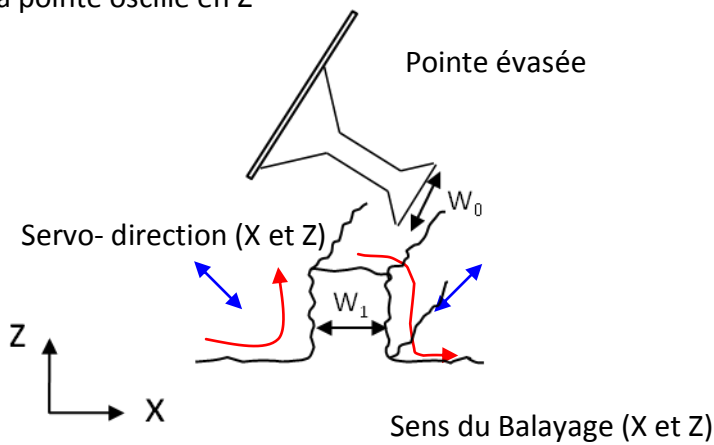


Figure 2.14. a) limitation de l'AFM standard : la pointe conique ne peut suivre le flanc de la structure ce qui dégrade la mesure de la dimension latérale et de l'angle des flancs. b) le CD-AFM avec sa pointe évasée permet de venir scanner les flancs des motifs.

La mesure se fait en plusieurs étapes qui sont résumées sur la figure 2.15.

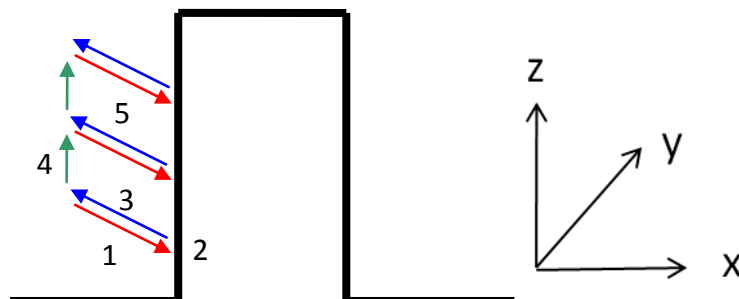


Figure 2.15. Schéma du principe de mesure

Dans un premier temps, la pointe qui oscille toujours suivant l'axe Z, comme dans un AFM classique en mode tapping, se rapproche de la surface (1). Lorsqu'elle en est

suffisamment proche, les forces attractives deviennent supérieures à la force de rappel du levier et la pointe se colle sur la surface (2). La machine détecte le moment où la pointe « saute » au contact sur la surface et note la position correspondante. La pente locale est ensuite calculée à partir des points de mesures précédents. Une impulsion est fournie à la pointe suivant une direction perpendiculaire à la surface de manière à décoller la pointe (3) puis celle-ci se déplace parallèlement à la surface (4) et la mesure peut se répéter.

Une fois la ligne de mesure faite, l'échantillon est déplacé suivant l'axe Y et une nouvelle ligne de mesure est effectuée. On peut ainsi balayer toute la surface (cf. Fig. 2.16.) et reconstruire le profil de la structure analysée en trois dimensions tout en mesurant précisément la hauteur et la dimension des motifs, ce qui nous permet ensuite de calculer la rugosité de bord de ligne. Cet outil nous permet d'obtenir une résolution de l'ordre du demi nanomètre^{17,18}.

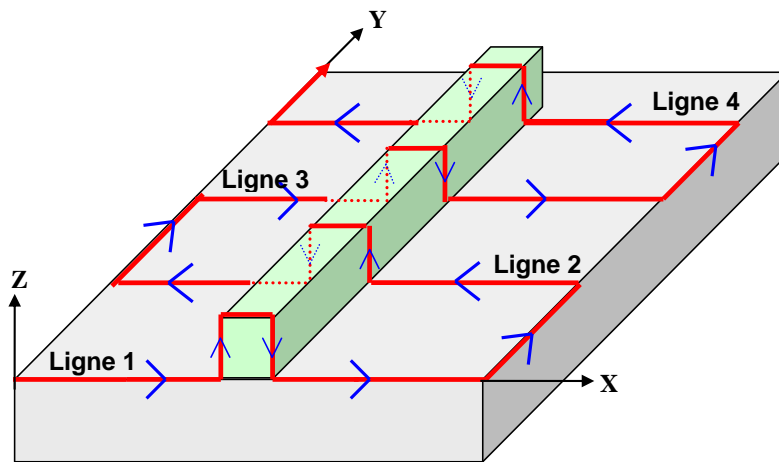


Figure 2.16. Principe de la mesure de dimension d'une structure

La mesure obtenue est en réalité le produit de convolution entre la forme de la ligne et celle de la pointe. Pour pouvoir les déconvoluer, il est donc nécessaire de mesurer précisément les caractéristiques de la pointe. Pour ce faire, on mesure avec la pointe deux types de structures connues (livrées en nombre important avec la machine). La première, appelée VPS (Vertical Parallel Structure) est une ligne de silicium de dimension parfaitement maîtrisée W , obtenue par croissance du silicium et non par gravure (cf. Fig 2.17.a.). Elle permet de déterminer le diamètre de la pointe. La seconde structure, appelée SOCS (Silicon Oxyde Characterization Structure) est un motif à profil fortement réentrant en forme de T avec un rayon de courbure de quelques nanomètres (cf. Fig 2.17.b.). Elle permet de déterminer la forme de la pointe

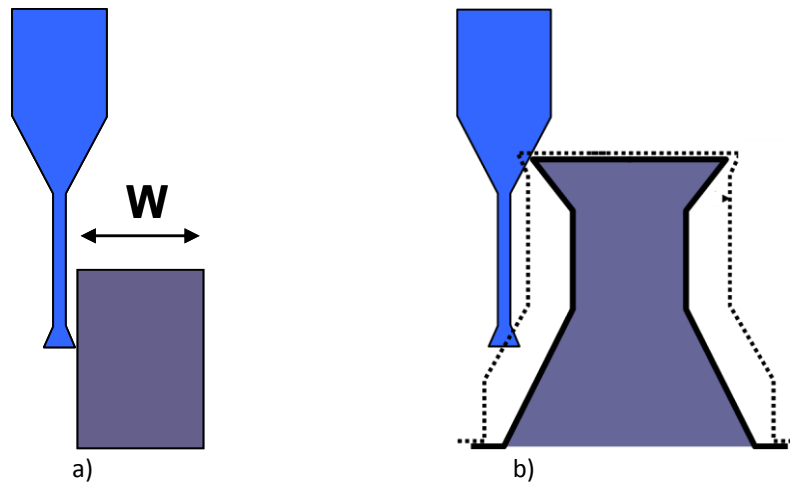


Figure 2.17. Motifs étalon de qualification de pointe : a) VPS et b) SOCS

Ces mesures nous permettent de reconstituer la pointe et d'en déterminer les paramètres essentiels (cf Fig 2.18.) :

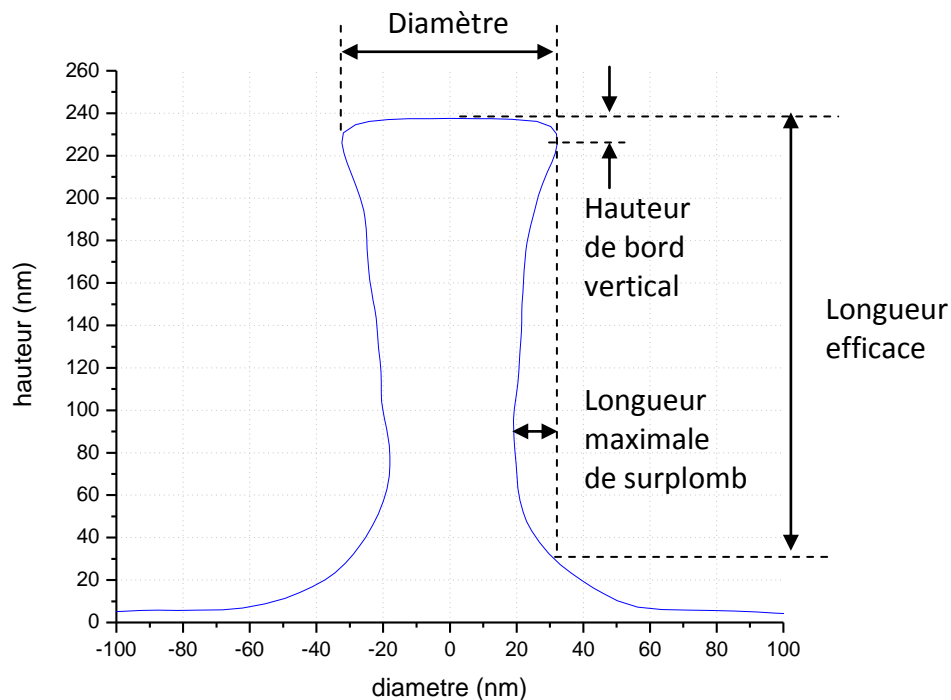


Figure 2.18. Reconstitution du profil d'une pointe de mesure

- ✚ Le diamètre (Tip Width), qui va nous permettre de caractériser l'usure de la pointe
- ✚ La hauteur de bord vertical qui correspond à la distance entre le haut de la pointe et la position en hauteur du surplomb (Vertical Edge Height). Ce paramètre nous renseigne directement sur la valeur du rayon de courbure. Nous verrons au chapitre V qu'il joue aussi sur la résolution de nos mesures.
- ✚ La longueur efficace (Effective Length) qui représente la hauteur maximale analysable.

- ✚ La longueur maximale du surplomb de la pointe (Max Overhang). Si un motif possède un profil rentrant dont la dimension est supérieure à cette valeur, il ne peut être scanné.
- ✚ La raideur (Tip Stiffness). Plus la raideur de la pointe est importante, plus il est facile de la décoller rapidement du motif analysé. Elle s'use donc moins et le bruit de mesure est plus faible.

Après la prise des mesures et la déconvolution de la pointe, le logiciel est alors capable de reconstruire le profil du motif mesuré en 3D. Un exemple est fourni sur la figure 2.19. Il est également capable de calculer un profil moyen et la rugosité de bord de ligne à différentes hauteurs du motif.

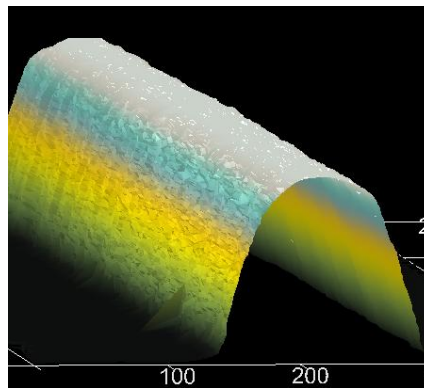


Figure 2.19. Exemple de profil 3D reconstruit par AFM3D

2.3.3.2. Les paramètres de mesure

Nous avons vu précédemment le principe de la mesure de la rugosité avec l'AFM3D. Cependant, la LWR étant une grandeur statistique, les valeurs obtenues dépendent de la longueur de la ligne analysée et du pas de mesure choisi. En effet, pour avoir une mesure fiable, il faut analyser un motif sur une longueur de ligne suffisamment importante pour prendre en compte l'ensemble des phénomènes entraînant la rugosité et ce avec une résolution acceptable. Par exemple, si un phénomène entraîne des variations de profils de type basse fréquence, on ne le détectera pas si la longueur de mesure le long du motif est trop faible. De même, si le pas de mesure est trop important, on risque de sous estimer les phénomènes haute-fréquence. Nous avons procédé à deux expériences différentes pour déterminer la valeur appropriée de ces paramètres¹⁹. Tout d'abord nous avons mesuré la rugosité de bord de ligne d'un motif en résine 193 nm en fixant le pas de mesure à 20 nm et en faisant varier la longueur de mesure le long du motif, comme le montre la figure 2.20.

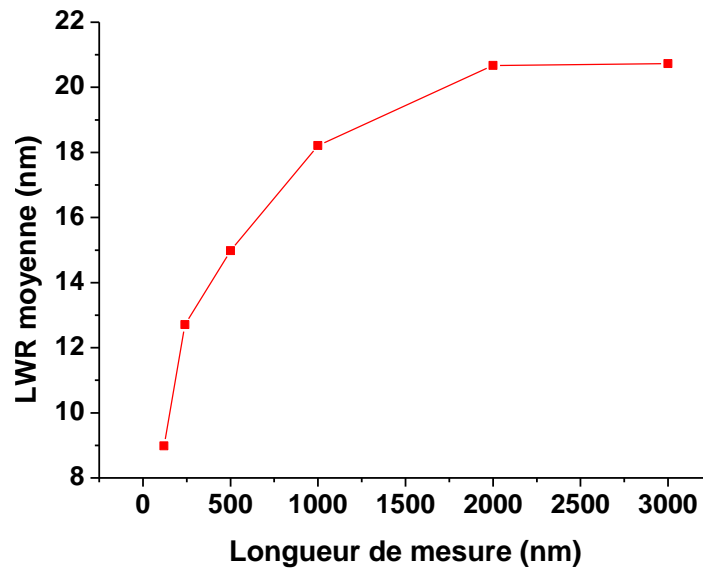


Figure 2.20. Evolution de la LWR en fonction de la longueur de mesure

Lorsque la longueur de mesure est trop faible, certaines composantes fréquentielles de la rugosité (les basses fréquences) ne sont pas prises en compte et la rugosité mesurée est sous-estimée. De ce fait, plus la longueur de mesure augmente, plus la valeur de rugosité augmente. Pour une longueur de mesure supérieure à 2 μm , toutes les composantes fréquentielles de la rugosité sont prises en compte. C'est donc la valeur que nous avons retenue pour l'ensemble de notre étude.

Nous avons ensuite mesuré la rugosité de bord de ligne d'un motif de résine 193 nm en fixant la longueur de mesure du motif à 2 μm et faisant varier le pas de mesure. Les résultats obtenus sont résumés sur la figure 2.21.

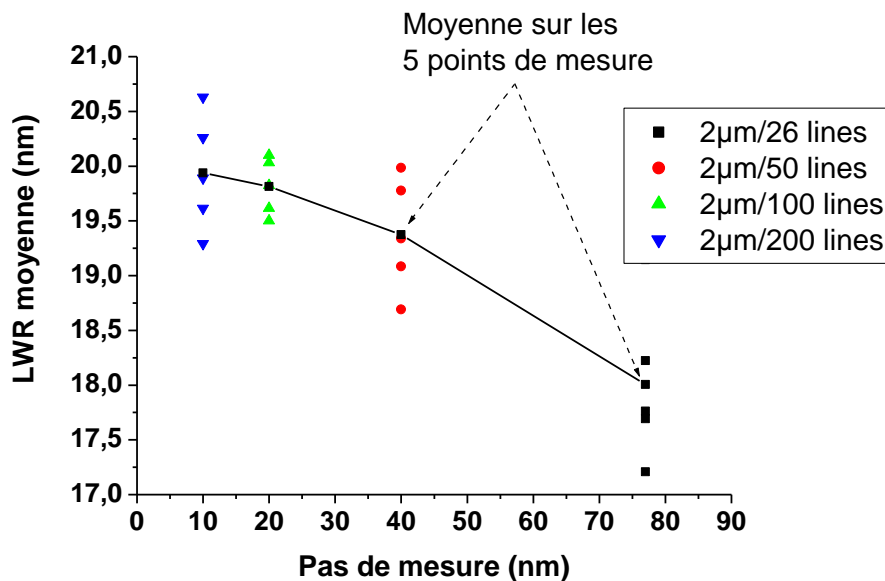


Figure 2.21. Evolution de LWR d'une ligne de 2 μm en fonction du pas de mesure

Si le pas de mesure est trop grand, certaines composantes fréquentielles de la rugosité (les hautes fréquences) ne sont pas prises en compte et la valeur de la rugosité est sous estimée. Ainsi, plus le pas de mesure augmente, plus la rugosité mesurée baisse. La valeur de rugosité se stabilise lorsque le pas de mesure est de l'ordre de grandeur du rayon de courbure de la pointe. Entre un pas de mesure de 10 nm et un pas de mesure de 20 nm la différence de rugosité mesurée est très faible mais le nombre de mesures et donc l'usure des pointes sont doublés. Un pas de mesure de 20 nm représente donc le meilleurs compromis¹⁹ ; c'est la valeur que nous avons retenue pour la suite de notre étude. Pour une longueur de mesure de 2 μm , nous prenons donc 100 mesures.

2.3.3.3. Les limitations de l'AFM3D

Les problèmes d'usure et de prise de particule

La mesure de LWR à l'aide de l'AFM3D n'est pas parfaite. En premier lieu, la résolution obtenue dépend des paramètres de la pointe, notamment la valeur des rayons de courbures. Cette valeur reste relativement élevée (>10nm) et les phénomènes les plus sensibles ne peuvent donc être étudiés. De plus, de par son principe de fonctionnement, les pointes se collent à la surface lors de la mesure. Les interactions pointe-surface sont donc très fortes ce qui n'est pas sans conséquence. Lorsqu'on mesure des matériaux mous, comme la résine, il existe un risque important de voir une particule parasite se déposer sur la pointe et y adhérer, modifiant ainsi son diamètre. De même, lorsque l'on mesure un matériau dur (comme le SiO_2 ou le carbone amorphe), la pointe peut s'user rapidement. L'algorithme de déconvolution ne prend en compte que la dimension de la pointe avant la mesure ; si celle-ci est modifiée durant la mesure, cette variation sera reportée sur la dimension de la ligne analysée, la faussant totalement. Il est donc indispensable de qualifier la pointe avant et après chaque mesure et de ne conserver cette dernière que si les variations des paramètres de pointe sont minimales. Nous avons décidé que le diamètre de la pointe ne devait pas varier de plus d'1 nm entre deux mesures et que les hauteurs de bord ne devaient pas dépasser 20 nm.

Les problèmes de reproductibilité

Mesurer l'évolution du transfert de la rugosité lors d'un procédé, ou l'impact de différents traitements n'a de sens que si les mesures obtenues sont reproductibles. Or, du fait des phénomènes d'usure et de prise de particule, les paramètres des pointes varient, et deux mesures successives ne peuvent jamais être effectuées dans des conditions strictement identiques. Par ailleurs, il est difficile de se replacer toujours au même endroit sur la ligne à mesurer. Comme la rugosité peut varier quelque peu suivant la position du point de mesure, c'est une source de non reproductibilité supplémentaire. Idéalement, compte tenu de ces problèmes et du caractère intrinsèquement statistique de la rugosité, il faudrait multiplier le nombre de mesures sur une même ligne et moyenniser les résultats obtenus. Malheureusement ces mêmes phénomènes d'usure et de prise de particule limitent drastiquement le nombre de mesures possibles (pour des questions de coût et de temps de mesure). Rechercher un compromis acceptable a été la première partie de notre travail. Nous verrons au chapitre V celui que nous avons retenu.

La mesure de la rugosité est donc sujette à certaines limitations. Il faut garder ces faits à l'esprit lorsque l'on cherchera à évaluer la variation de rugosité entre différentes étapes de procédés ou après différents traitements. En tout état de cause il serait vain de discuter de variations inférieures au demi-nanomètre (pour des valeurs à 3 sigmas).

La zone d'ombre au pied du motif

De par la forme de la pointe, il existe une zone au pied des motifs qui ne peut être mesurée (cf. Figure 2.22.). La hauteur de cette zone est égale à la hauteur de bord verticale, soit environ 20 nm. Ce problème est très handicapant, le pied des motifs étant la partie de la grille la plus intéressante à mesurer, pour caractériser la longueur du canal de grille, partie la plus sensible du transistor. C'est également un endroit clef lorsque l'on étudie le transfert de rugosité d'une couche à l'autre.

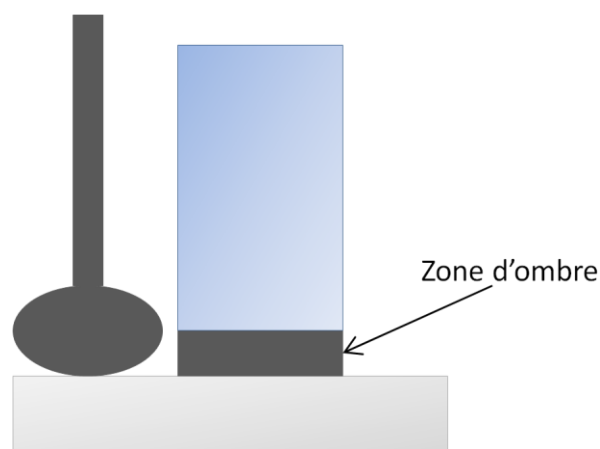


Figure 2.22. Zone d'ombre au pied du motif

2.4. Les empilements de grille utilisés

2.4.1. Description des empilements utilisés

Deux types d'empilements de grille ont été utilisés durant cette thèse ; l'un dédié à la gravure de grille métallique à base de nitrure de titane (métal de type n) et l'autre à la gravure de grille métallique à base de molybdène (métal de type p). Plus précisément ces empilements sont :

Polysilicium (100nm) / TiN (10 nm) / HfO₂ (3.5 nm)

Polysilicium (100nm) / TiN (10 nm) / Mo (10 nm) / HfO₂ (3.5 nm)

Les empilements étudiés sont décrits sur la figure 2.23. Pour les analyses XPS, il s'est avéré nécessaire de rajouter une couche d'oxyde de silicium sous le masque dur en carbone amorphe car ce dernier n'était pas assez isolant pour se charger correctement et nous permettre d'utiliser la technique de l'analyse topographique chimique, décrite dans la section 2.2.2.3.

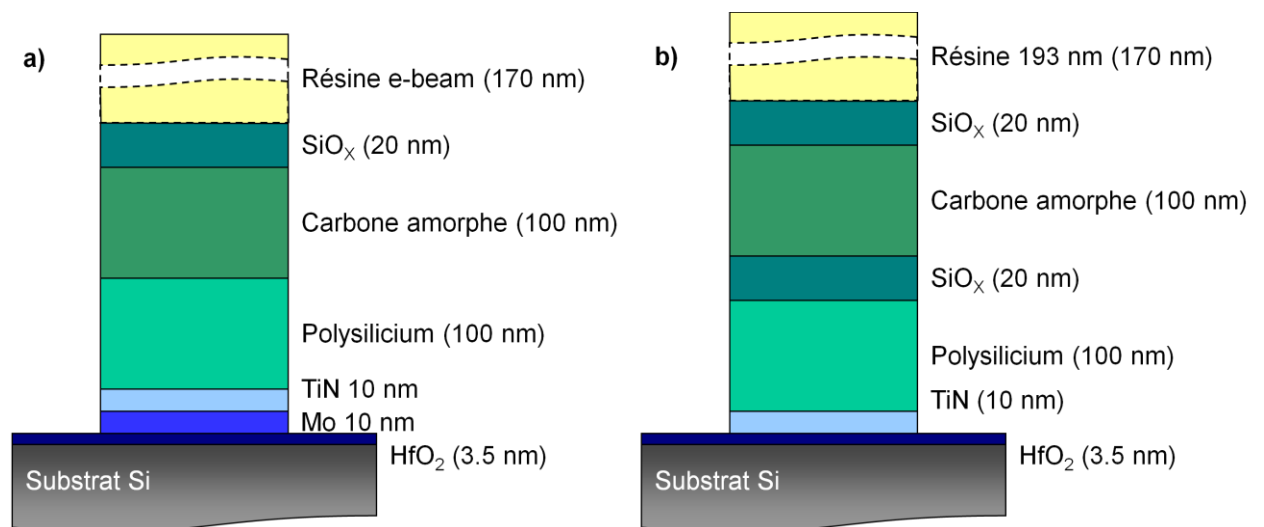


Figure 2.23. Empilements utilisés durant notre étude. a) Lots utilisés durant les études de profils. b) Lots utilisés durant les analyses XPS

Le substrat de silicium est soumis à une préparation de surface puis le HfO_2 est déposé sur l'oxyde interfacial par la technique ALCVD (« *Atomic Layer Chemical Vapor Deposition* »).

Une couche de 10 nm de molybdène est ensuite éventuellement déposée par PVD (*Physical Vapor Deposition*) en pulvérisant une cible de molybdène avec de l'argon à 200°C.

Une couche de 10 nm de TiN est ensuite déposée par CVD. Les gaz précurseurs sont le TiCl_4 et le NH_3 sous 10 Torr à 680°C. Dans le cas de grille à base de nitrure de titane, cette couche, au travers du travail de sortie du nitrure de titane, joue un rôle actif dans le comportement électrique du transistor. Dans le cas de grille à base de molybdène, cette couche n'a pas d'influence sur le comportement électrique du transistor mais est néanmoins nécessaire pour éviter la diffusion du polysilicium et la formation de siliciure de molybdène.

On dépose ensuite une couche de 100 nm de polysilicium fortement dopé ($2.9 \times 10^{20} \text{ at/cm}^3$) par LPCVD (*Low Pressure chemical vapor deposition*) dans une atmosphère de SiH_4 à 550°C.

Enfin, on définit, sur cet empilement, des motifs par photolithographie. Théoriquement Il nous suffirait de déposer une couche de résine photosensible. Cependant, la résine est un matériau peu résistant qui a tendance à se facetter facilement. L'épaisseur de résine utilisée serait donc très importante ce qui amplifierait les problèmes de non-uniformité de gravure liés au rapport d'aspect des structures. Pour limiter ce problème, on introduit une couche intermédiaire appelée masque dur, dans lesquels les motifs définis dans la résine seront transférés et qui servira ensuite de masque pour la gravure de l'ensemble des couches sous-jacentes.

Par ailleurs, il est nécessaire de déposer une couche supplémentaire, dites couche anti-réfléchissante (DARC, *Dielectric Anti-Reflective Coating*, aussi appelé « *capping* ») entre la résine et le reste de l'empilement. Sans cela, les UV utilisés pour insoler la résine se réfléchissent à la surface du masque dur et forment des ondes stationnaires dans la résine, dégradant ainsi les motifs insolés (cf. Figure 2.24.)

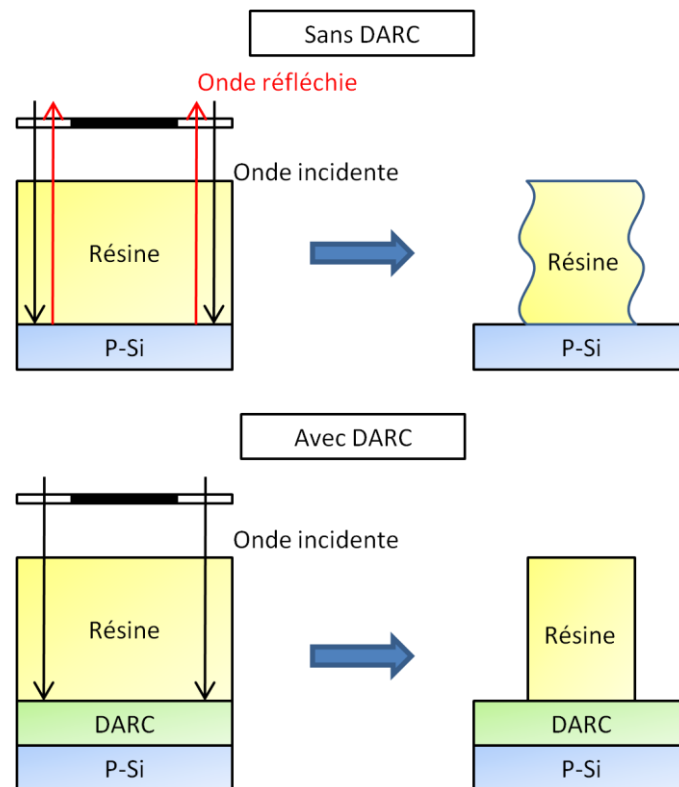


Figure 2.24. Impact des ondes stationnaires sur la définition d'un motif

Nous avons utilisé comme masque dur une couche de 100 nm de carbone amorphe déposée par PECVD. Le DARC est constitué d'une couche de 20 nm d'oxyde de silicium (capping), également déposée par PECVD. Enfin, pour les empilements servant à l'étude des profils, les motifs sont définis par faisceaux d'électrons (lithographie *e-beam*). Pour les empilements servant à l'analyse XPS, les motifs sont définis par lithographie optique dans une résine sensible à la longueur d'onde 193 nm (JSR1682)

Les motifs définis par lithographie *e-beam* ont une dimension de 80 nm tandis que ceux définis par lithographie optique ont une dimension de 150 nm.

2.4.2. La gravure du masque dur

Les deux étapes de gravure nécessaires à la gravure du DARC et du masque dur ont été développées à Crolles par STMicroelectronics puis adaptées dans les bâtis de gravure du LTM.

L'ouverture de SiO_2 se fait dans un plasma fluorocarboné (CF_4 : 40 sccm / CH_2F_2 : 20 sccm / Ar : 100 sccm / pression : 7 mTorr / puissance source : 200 W / puissance de polarisation : 250 W).

La gravure du carbone amorphe se fait dans un plasma oxygéné (O_2 : 18 sccm / HBr : 40 sccm / Ar : 40 sccm / pression : 4 mTorr / puissance source 350W / puissance de polarisation 120 W). L'ensemble de la résine est gravé durant cette étape qui est sélective vis-à-vis du polysilicium sous-jacent mais provoque son oxydation superficielle. Lorsque l'on grave le

polysilicium avec un plasma de $\text{HBr}/\text{Cl}_2/\text{O}_2$, il est alors nécessaire d'introduire une étape d'ouverture préalable dite *Breakthrough* (BT), en plasma fluorocarboné (CF_4 : 100 sccm / pression : 4 mTorr / puissance source : 1000 W / puissance de polarisation : 100 W), puisque le chlore ne grave pas facilement l'oxyde de silicium. Lorsque l'on utilise des plasmas fluorocarbonés, aucune étape supplémentaire n'est nécessaire.

La gravure du polysilicium fait l'objet du chapitre III tandis que la gravure de métaux est abordée dans le chapitre IV.

2.5. Bibliographie du chapitre II

- ¹ M. Nakasuji and H. Shimizu, "Low voltage and high speed operating electrostatic wafer chuck", *J. Vac. Sci. Technol. A* 10, 3573 (1992)
- ² G. Lipinski, "Mesures dimensionnelles par interférométrie laser", *Technique de l'ingénieur R 1320*
- ³ F. Bell, "Development and characterization of polysilicon gate patterning process in a high density plasma helicon source", Thèse de doctorat de l'université de Nantes, (1994)
- ⁴ D. Briggs and M.P. Seah, "Practical Surface Analysis by Auger and X-ray Photoelectron Spectroscopy", Ed. John Wiley and Sons (1983)
- ⁵ G. Hollinger et P. Pertosa, "Spectroscopies d'électrons", "Surfaces, Interfaces et films minces", Ed. Dunod. Chapitre 3, 1990, p129.
- ⁶ John F. Moulder, William F. Stickle, Peter E. Sobol and Kenneth D. Bomben, "Handbook of X-ray Photoelectrons Spectroscopy", Ed. Perkin-Elmer Corp. (1992)
- ⁷ T.M. Duc, "Analyse de surface par ESCA, Principe et instrumentation", *Technique de l'ingénieur P2 625*
- ⁸ T.M. Duc, "Analyse élémentaire et applications", *Technique de l'ingénieur P2 626*
- ⁹ J. Royer, "Etude par spectroscopie de photoélectrons de l'interaction entre de l'hexafluorure de soufre adsorbé et du silicium monocristallin à basse température", Thèse de doctorat de l'université de Nantes, (1994)
- ¹⁰ O. Joubert, G. Cunge, B. Pelissier, "Monitoring chamber walls coating deposited during plasma processes: Application to silicon gate etch processes", *J. Vac. Sci. Technol. A* 22, 553 (2004)
- ¹¹ M. A. Lieberman, and A. J. Lichtenberg, "Principles of plasma discharges and materials processing – second edition", Wiley, New York, 2005
- ¹² G. A. Hebner, M. G. Blain, T. W. Hamilton, C. A. Nichols, and R. L. Jarecki, "Surface dependent electron and negative ion density in inductively coupled discharges", *J. Vac. Sci. Technol. A* 17, 3172 (1999)
- ¹³ R. Ramos, "Interactions entre les plasmas de gravure à couplage inductif et les parois du réacteur", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble (2008)
- ¹⁴ L. Vallier, J. Foucher, X. Detter, E. Pargon, O. Joubert, G. Cunge and T.Lill, "Chemical topography analyses of silicon gates etched in HBr/Cl₂/O₂ and HBr/Cl₂/O₂/CF₄ high density plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. B* 21, 904 (2003)
- ¹⁵ G. Binnig, C. F. Quate and C. Gerber, "Atomic Force Microscope", *Phys. Rev. Lett.* 56, 930 (1986)
- ¹⁶ Y. Martin and H.K. Wickramasinghe, "Method for imaging sidewalls by atomic force microscopy", *Appl. Phys Letters* 64 (19), pp. 2498-2500 (1994)
- ¹⁷ D. Rugar and P. Hansma, "Atomic Force Microscopy", *Phys. Today* 43, 23 (1990)

¹⁸ M. Tortonese, R. C. Barrett, and C. F. Quate, "Atomic resolution with an atomic force microscope using piezoresistive detection", Appl. Phys. Lett. 62, 834 (1993)

¹⁹ J. Thiault, "Etude par microscopie à force atomique en trois dimensions de l'évolution de la rugosité de bord de ligne lors de la fabrication d'une grille de transistor MOS", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble, (2007)

Chapitre III

Les mécanismes de gravure du silicium

Ce chapitre est consacré à l'étude des interactions entre le silicium et les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$.

Dans une première partie nous étudierons les mécanismes mis en jeu durant la gravure du silicium. Nous observerons tout d'abord l'évolution de la cinétique et de l'uniformité de la gravure en fonction des deux principaux paramètres plasmas, l'énergie des ions et la concentration de fluor dans la phase gazeuse. Nous analyserons ensuite la composition chimique des surfaces exposées aux plasmas. A partir de ces analyses nous proposerons un mécanisme de gravure simple qui nous permettra d'optimiser le réglage des paramètres plasmas.

La seconde partie est consacrée à l'étude des mécanismes de passivation et leur influence sur les profils de grille. Dans un premier temps nous examinerons l'impact de l'énergie des ions et de la concentration de fluor sur l'anisotropie des profils de gravure. Nous analyserons ensuite la composition chimique de la couche de passivation déposée sur les flancs de grilles et nous identifierons le mécanisme de passivation mis en jeu. Nous verrons enfin l'influence de ce mécanisme sur le contrôle dimensionnel des structures et comparerons les performances des plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ et ceux de $HBr/Cl_2/O_2$.

3.1. Etude des interactions plasma/surface

Dans les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, le fluor atomique, issu principalement de la dissociation du SF_6 , est l'élément responsable de la gravure. Il est adsorbé à la surface du silicium et forme SiF_4 , un produit de gravure très volatil. La réaction est très favorable, même en l'absence de bombardement ionique. La gravure du silicium par du fluor pur est donc isotrope.

Le CH_2F_2 est un gaz polymérisant utilisé pour renforcer le caractère anisotropique de la gravure. En se dissociant, il crée des espèces fluorocarbonées résistantes à la gravure qui se déposent et protègent préférentiellement les surfaces non soumises au bombardement ionique.

Pour comprendre plus finement les interactions entre le fluor, les espèces fluorocarbonées et le silicium nous avons gravé des substrats de silicium dans des plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$. Nous avons fixé la pression à 5 mTorr et la puissance source à 450 W de manière à fortement dissocier les gaz introduits, puis nous avons mesuré l'influence de la puissance de polarisation, qui contrôle l'énergie des ions, et du rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ sur les cinétiques de gravure, la composition chimique de la surface gravée et la composition de la phase gazeuse. La majorité de ces expériences ont été menées dans la Centura 200, mais certaines d'entre elles, nécessitant un matériel spécifique, ont été réalisées dans la centura 300. Le CH_2F_2 , non disponible dans la centura 300, a alors été remplacé par CHF_3 . Le comportement de ces deux gaz polymérisants est similaire.

3.1.1. Cinétique de gravure du Si dans un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$

Nous avons d'abord étudié l'influence des paramètres plasmas sur la cinétique de gravure. L'évolution de la vitesse de gravure du silicium, au centre de la plaque, en fonction

de la puissance de polarisation est présentée sur la figure 3.1. Les conditions de gravure sont : flux total de SF₆ et CH₂F₂ : 40 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / pression : 5 mTorr.

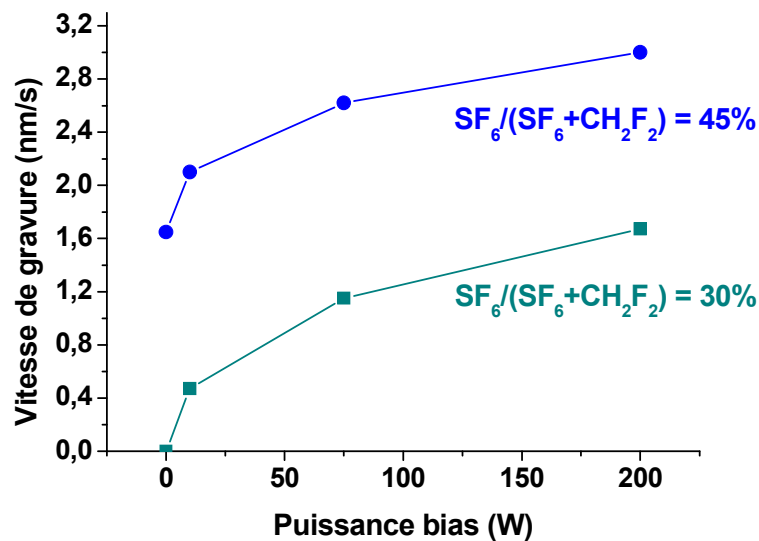


Figure 3.1. Evolution des vitesses de gravure du silicium dans un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar en fonction de la puissance de polarisation

Les vitesses de gravure dépendent de l'énergie apportée aux ions (donc de la puissance de polarisation, car dans notre réacteur ICP, la puissance de polarisation est proportionnelle à la tension appliquée au substrat) et de la concentration de fluor dans la phase gazeuse (donc du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂)).

Plus on augmente la puissance de polarisation, plus la vitesse de gravure augmente. La relation entre ces deux grandeurs n'est toutefois pas linéaire : la vitesse de gravure augmente d'abord rapidement avec la puissance de polarisation puis sature au-delà de 75 W. Par ailleurs, plus le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) est élevé, plus l'influence de la puissance de polarisation est faible : pour un rapport de 30%, la vitesse de gravure est multipliée par 3.5 en passant de 10 W à 200 W, tandis qu'elle n'est multipliée que par 1.4 pour un rapport de 45 %.

L'évolution de la vitesse de gravure du silicium en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) est présentée sur la figure 3.2. Les conditions de gravures sont : flux total de SF₆ et CH₂F₂ : 40 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / pression : 5 mTorr.

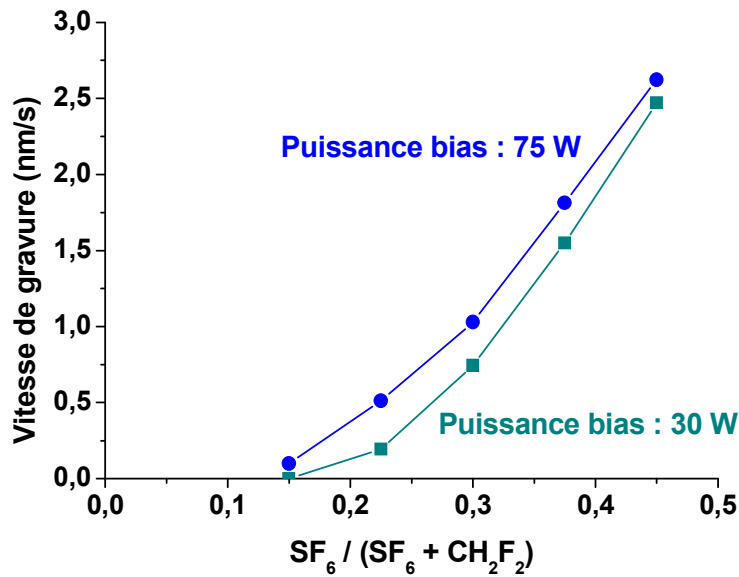


Figure 3.2. Evolution des vitesses de gravure du silicium dans un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂)

Pour une puissance de polarisation donnée, la vitesse de gravure est nulle en deçà d'un certain seuil de SF₆/(SF₆+CH₂F₂). Elle augmente ensuite lentement avec le ratio de SF₆/(SF₆+CH₂F₂). Au-delà d'un second seuil de SF₆/(SF₆+CH₂F₂), la vitesse de gravure est proportionnelle au rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂). Enfin, Plus le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) est élevé, plus l'influence de la puissance de polarisation sur la vitesse de gravure est faible.

Les paramètres plasmas influencent également l'uniformité de la gravure. La figure 3.3. présente l'évolution du rapport des vitesses de gravure au bord et au centre de la plaque en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂).

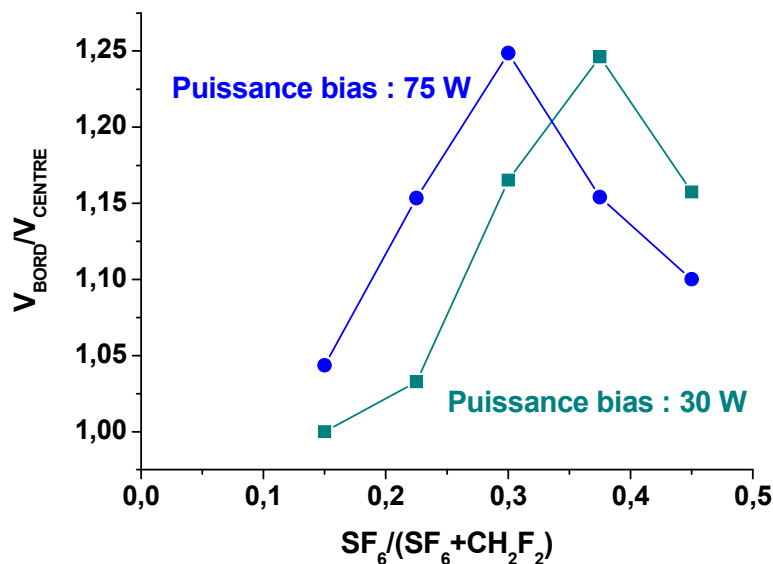


Figure 3.3. Evolution du rapport des vitesses de gravure du silicium au bord et au centre de la plaque dans un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂)

Les vitesses de gravure sont plus élevées au bord de la plaque qu'au centre. La courbe $V_{\text{BORD}}/V_{\text{CENTRE}}$ présente une forme de cloche ; faible initialement, elle augmente jusqu'à un maximum, qui dépend de la puissance de polarisation, puis diminue.

Les relations entre la vitesse de gravure, la puissance de polarisation et la concentration de fluor sont donc complexes, bien éloignées de la simplicité des plasmas de SF_6 purs. L'ajout de CH_2F_2 modifie de manière conséquente les mécanismes de gravure. Pour mieux les comprendre, nous avons analysé la composition chimique des surfaces de silicium exposées à des plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$.

3.1.2. Composition chimique de la surface de Si exposée à un plasma de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$

Dans un premier temps nous avons utilisé les capacités de résolution angulaire du système XPS Théta 300 pour déterminer non seulement la composition chimique de la surface mais également les positions relatives des différents éléments au sein de la couche analysée. Huit angles ont ainsi été acquis simultanément.

Une plaque de silicium a donc été gravée dans la Centura 300 qui ne dispose pas de CH_2F_2 mais de CHF_3 . Ces deux gaz ont des comportements très similaires : leurs dissociations entraînent la formation d'espèces polymérisantes fluorocarbonées (de formulation CH_xF_y). La nature des couches formées à la surface du silicium dans la Centura 200 et la Centura 300 est donc très proche. Les conditions de gravure sont: SF_6 : 10 sccm / CHF_3 : 50 sccm (le ratio $\text{SF}_6 / (\text{SF}_6 + \text{CHF}_3)$ est plus faible car le pouvoir passivant du CHF_3 est plus faible) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr. La quantification obtenue après traitement des données XPS est présentée sur la figure 3.4.

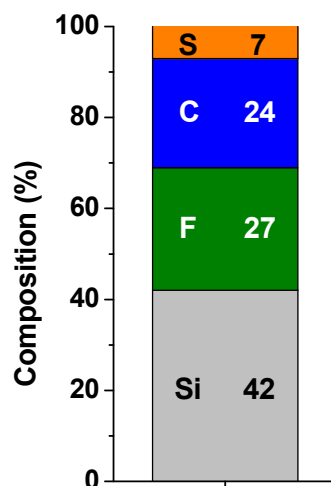


Figure 3.4. Composition chimique d'une surface de silicium exposée à un plasma de $\text{SF}_6/\text{CHF}_3/\text{Ar}$ pour un angle d'analyse de 45°

Quatre éléments sont détectés : du silicium, du fluor, du carbone et du soufre. Le détail des spectres XPS de ces éléments est présenté sur la figure 3.5.

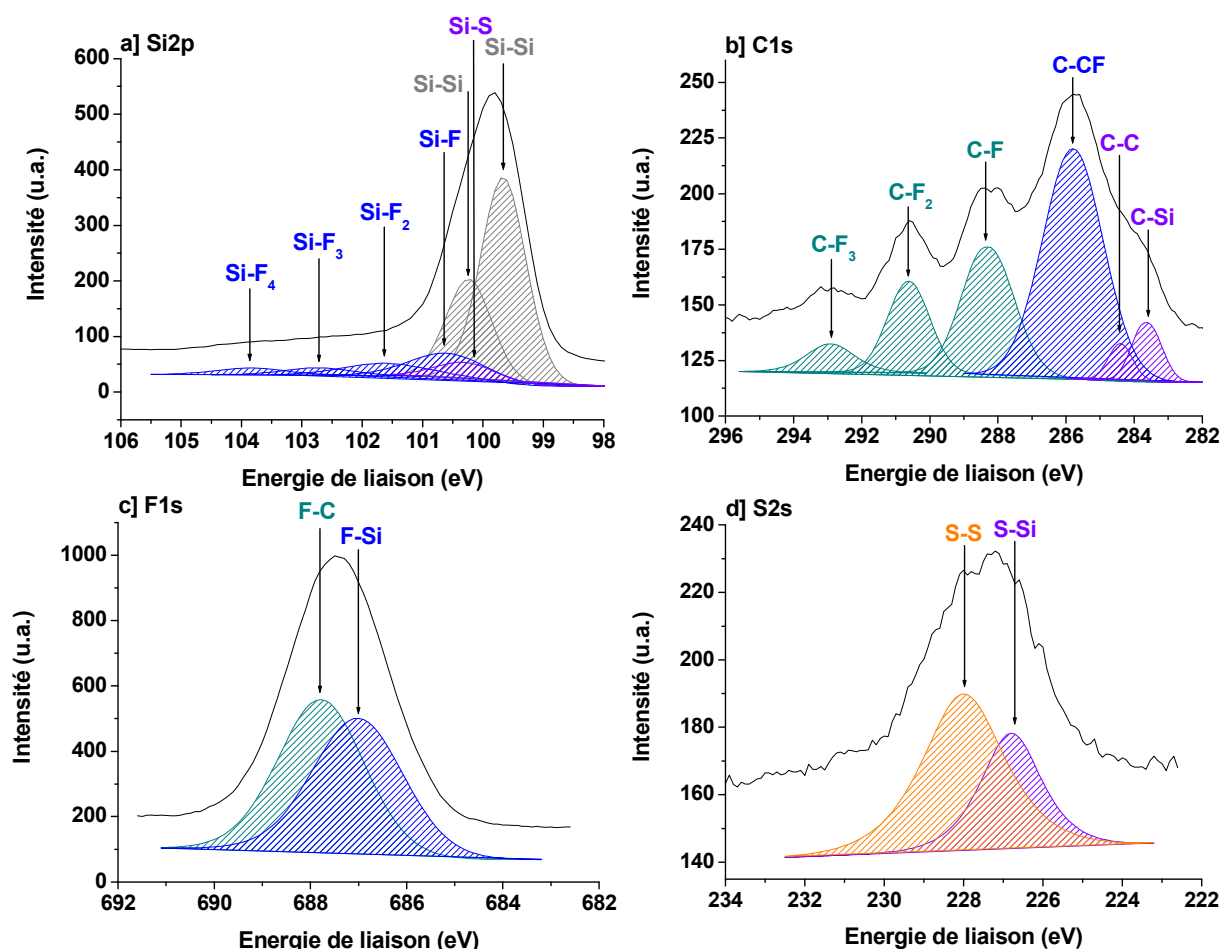


Figure 3.5. Détail des spectres a) Si2p, b) C1s, c) F1s and d) S2s issus de l'analyse par XPS d'une surface de silicium exposée à un plasma de SF₆/CHF₃/Ar, avec un rapport SF₆/(SF₆+CHF₃) de 17% et une puissance de polarisation de 75 W

Une couche composée de carbone, de silicium, de fluor et de soufre s'est formée à la surface du silicium et écranne partiellement le signal du substrat (caractérisé par les liaisons Si-Si) qui ne représentent plus que 31% du matériau analysé.

L'analyse des différents spectres XPS nous montre qu'outre le substrat, les espèces détectées peuvent être séparées en trois catégories :

- Les produits de gravure (24% du signal), issus de la réaction du fluor avec le silicium. Sur le spectre Si2p du silicium, on identifie ainsi les liaisons Si-F, Si-F₂ et Si-F₃ à 100.6 eV, 101.7 eV et 102.8 eV respectivement. Sur le spectre F1s du fluor la composante F-Si est positionnée à 687.2 eV.
- Des espèces, peu réactives vis-à-vis du silicium, en faible quantité (6% du signal), du carbone et du soufre lié au silicium créés lors de l'impact et de la neutralisation des ions SF_x⁺ et CF_y⁺ avec le silicium. Sur le spectre Si2p, les composantes Si-C et Si-S ne peuvent être différenciées et sont positionnées à 100.4 eV. Sur le spectre S2s du soufre, la composante S-Si est visible à 226.8 eV tandis que sur le spectre C1s du carbone, la composante C-Si apparait à 283.5 eV.
- Des espèces polymérisantes constituant la majeure partie de la couche (39% du signal), présentes sous formes de chaîne fluorocarbonées ou de soufre lié à lui-

même. Sur le spectre C1s on identifie ainsi les composantes C-F₃, C-F₂, C-F, C-CF et C-C à 292.8 eV, 290.5 eV, 288.2 eV, 285.7 eV et 284.5 eV respectivement, tandis que sur le spectre F1s la composante F-C est positionnée à 688 eV. Sur le spectre S2s on observe la composante S-S à 228 eV.

Ces résultats résumés dans le tableau 3.6. sont en accord avec la littérature¹⁻⁹.

Si2p					F1s		C1s						S2s	
Si-Si	Si-S	Si-F	Si-F ₂	SiF ₃	F-Si	F-C	C-Si	C-C	C-CF	CF	CF ₂	CF ₃	S-S	S-Si
99.6	100.4	100.6	101.7	102.8	687.2	688	283.5	284.5	285.7	288.2	290.5	292.8	228	226.8

Tableau 3.6. Energie de liaison des composantes de la couche formée à la surface d'un substrat de silicium exposé à un plasma de SF₆/CHF₃/Ar

Grace à la capacité de résolution angulaire du système XPS Théta 300, on peut remonter au profil de concentration des différentes espèces en fonction de la profondeur dans la couche analysée. il est présenté sur la figure 3.7.

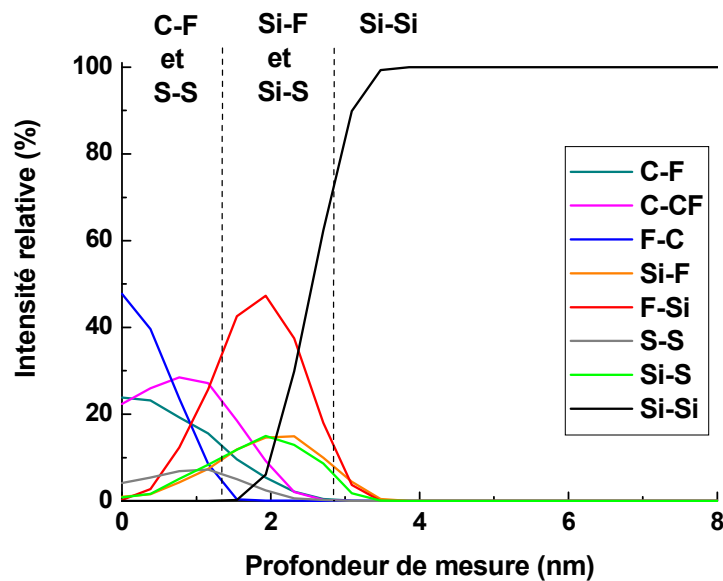


Figure 3.7. Profil de concentrations des espèces présentes à la surface d'un substrat de silicium exposé à un plasma de SF₆/CHF₃/Ar en fonction de la profondeur de mesure

On distingue trois régions : la première correspond au substrat Si-Si. La seconde est une couche intermédiaire située à l'interface avec le substrat, de un à deux nanomètres d'épaisseur, constituée d'espèces réactives (F et S) liées au silicium (Si-F et Si-S). Enfin la dernière est une couche fluorocarbonée et soufrée (C-F et S-S), de un à deux nanomètres d'épaisseur, située à la surface du silicium et dont le taux de fluorination augmente à mesure que l'on se rapproche de la surface. Ces résultats sont conformes à la littérature où il est établi qu'un film de nature fluorocarbonée se forme à la surface du silicium lors de sa gravure par un plasma fluorocarboné¹⁰⁻¹². La formation de ce film est principalement attribuée aux ions^{13,14} CF⁺, CF₂⁺ et CF₃⁺ : après leur neutralisation au contact de la surface, leur importante énergie cinétique permettrait la formation d'une couche fluorocarbonée en

surface du silicium. Le fluor, assisté par le bombardement ionique, diffuse à travers cette couche et réagit avec le silicium pour former des produits de gravure de type Si-F.

Désormais, pour plus de clarté, nous présenterons les résultats XPS d'analyses de surface de silicium gravé par des plasmas de SF₆/CHF₃/Ar ou de SF₆/CH₂F₂/Ar en regroupant les divers éléments comme suit : FC désignera à la fois le fluor lié au carbone et le carbone lié au fluor, SiF le fluor lié au silicium et le silicium lié au fluor et SiS le silicium lié aux soufre/carbone et le carbone/soufre lié au silicium et SiSi représentera le substrat de silicium. La composition chimique de la surface de silicium est ainsi représentée sur la figure 3.8.

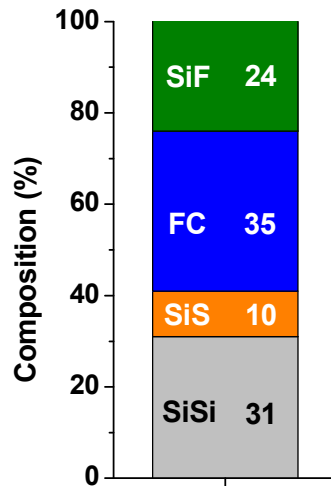


Figure 3.8. Composition chimique d'une surface de silicium exposée à un plasma de SF₆/CHF₃/Ar avec une puissance de polarisation de 75 W et un rapport SF₆/(SF₆+CHF₃) de 17% pour un angle d'analyse de 45°

Nous avons ensuite étudié l'influence de l'énergie des ions et de la concentration de fluor sur la composition chimique de la couche. Ces expériences ont été menées dans la Centura 200 ce qui implique l'utilisation de CH₂F₂. La figure 3.9. montre l'évolution de la composition chimique de la surface du silicium en fonction de la puissance de polarisation appliquée au substrat de silicium pour un rapport de SF₆ / (SF₆ + CH₂F₂) de 30%.

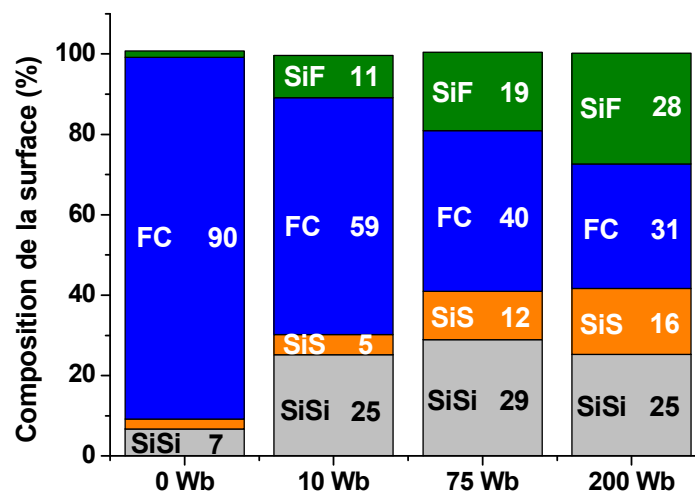


Figure 3.9. Evolution de la composition chimique d'une surface de silicium exposée à un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar en fonction de la puissance de polarisation

Les spectres XPS obtenus présentent les mêmes caractéristiques que ceux obtenus précédemment lors de la gravure dans la Centura 300, validant notre hypothèse quant aux comportements du CH_2F_2 et du CHF_3 .

Le signal représentant le substrat est de moins en moins écranté à mesure que la puissance de polarisation augmente tandis que celui représentant les espèces fluorocarbonées diminue fortement. Le bombardement ionique pulvérise donc chimiquement la couche fluorocarbonée, réduisant d'autant son épaisseur. Il favorise également la formation de Si-F.

Par ailleurs, L'examen des spectres C1s du carbone présentés sur la figure 3.10., montre que le bombardement ionique entraîne une défluorination de la couche de fluorocarbure, favorisant la formation de C-CF et de C-F au détriment de CF_2 et de CF_3 . La quantité de C-C et de C-Si générée augmente également avec la puissance de polarisation. Cette défluorination de la couche a déjà été établie par Standaert et al¹⁵.

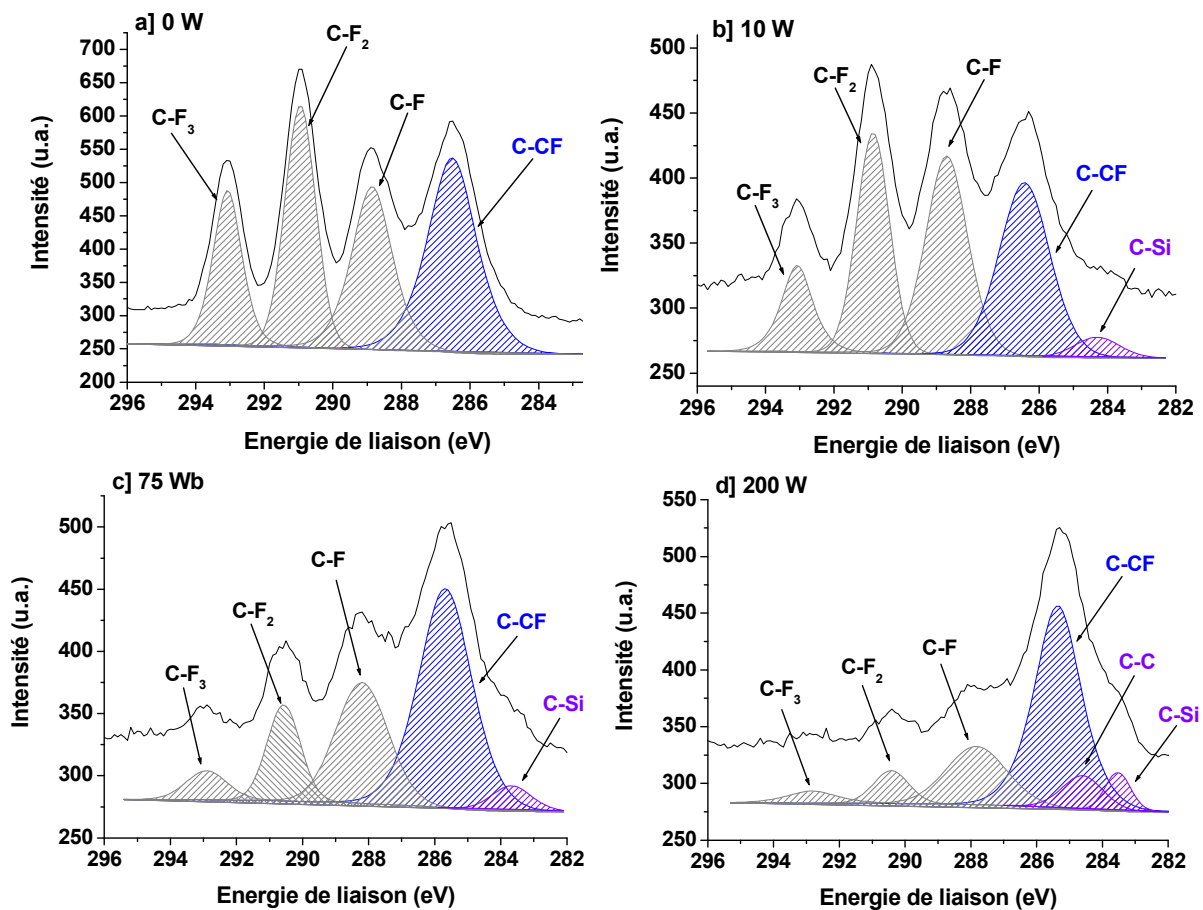


Figure 3.10. Détail des spectres C1s issus de l'analyse pas XPS d'une surface de silicium exposée à un plasma de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ en fonction de la puissance de polarisation

La figure 3.11. présente l'influence du rapport $\text{SF}_6/(\text{SF}_6+\text{CH}_2\text{F}_2)$ sur la composition chimique de la couche formée à la surface du silicium (pour une puissance de polarisation de 75 W).

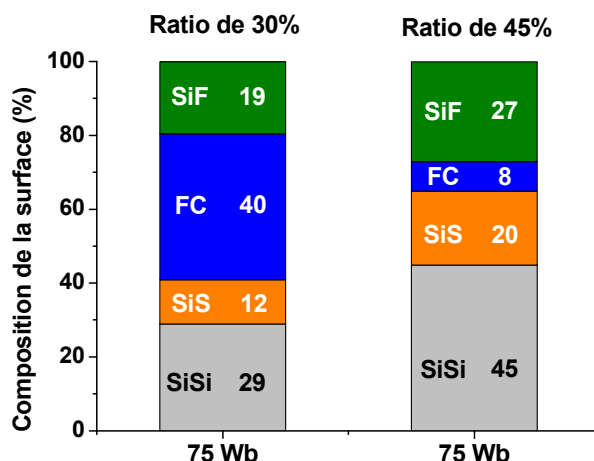


Figure 3.11. Evolution de la composition chimique d'une surface de silicium exposée à un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar avec une puissance de polarisation de 75 W en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂)

Le signal représentant le substrat est moins écarté lorsque le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) est élevé tandis que celui de la couche fluorocarbonée est nettement plus faible. La quantité de SiF, quant à elle, augmente. Le fluor atomique, assisté par le bombardement ionique, grave donc chimiquement la couche fluorocarbonée, diminuant d'autant son épaisseur.

En outre, le détail des spectres C1s présentés sur la figure 3.12. montre qu'augmenter la quantité de fluor dans la phase gazeuse conduit également à une défluorination de la couche.

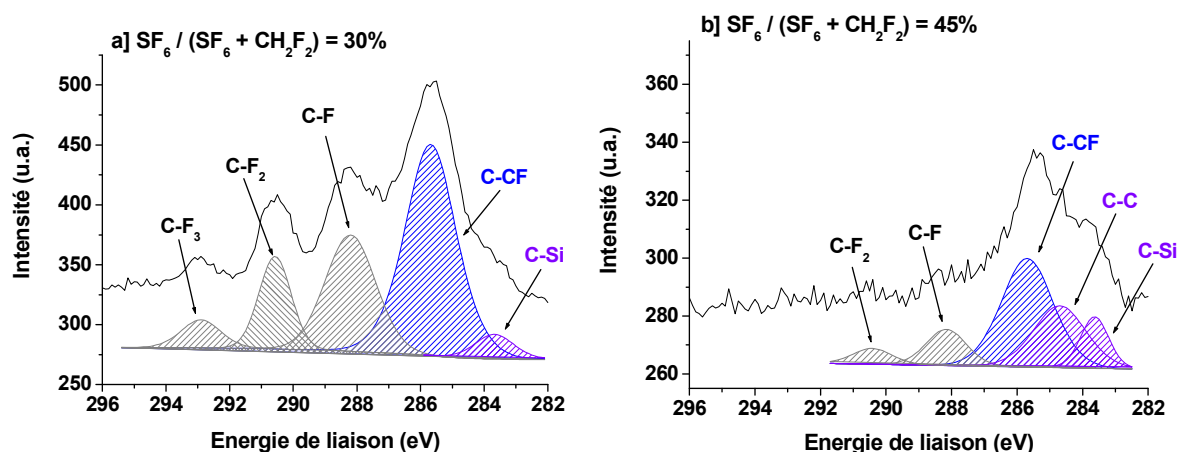


Figure 3.12. Détail des spectres C1s issus de l'analyse pas XPS d'une surface de silicium exposée à un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar avec une puissance de polarisation de 75 W en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂)

3.1.3. Composition de la phase gazeuse des plasmas de SF₆/CHF₃/Ar lors de la gravure de Si

Nous avons réalisé, dans la Centura 300, des analyses par spectrométrie de masse pour déterminer les espèces présentes dans le plasma durant la gravure du silicium en SF₆/CHF₃/Ar. Nous avons étudié les ions, représentatifs des espèces neutres.

Le facteur de transmission du spectromètre dépend de la masse M de la particule détectée : plus la masse est élevée, plus elle décroît. Cunge et al¹⁶ ont calibré la sensibilité S du spectromètre que nous avons utilisé dans le cadre de cette thèse. Ils ont conclu que la sensibilité S du spectromètre varie selon les masses M des espèces détectées. Elle suit la loi :

$$S = 1 \text{ pour } M \leq 40$$

$$S = 0.089 + 2.42\exp(-M/40.96) \text{ pour } M > 40$$

Les différents spectres présentés ci-après ont été corrigés avec ce facteur de sensibilité.

Le spectre de masse obtenu lors de la gravure du silicium par un plasma de SF₆/CHF₃/Ar à faible puissance de polarisation est présenté sur la figure 3.13. Les conditions de gravure sont : SF₆ : 15 sccm / CHF₃ : 35 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 20 W / pression : 5 mTorr.

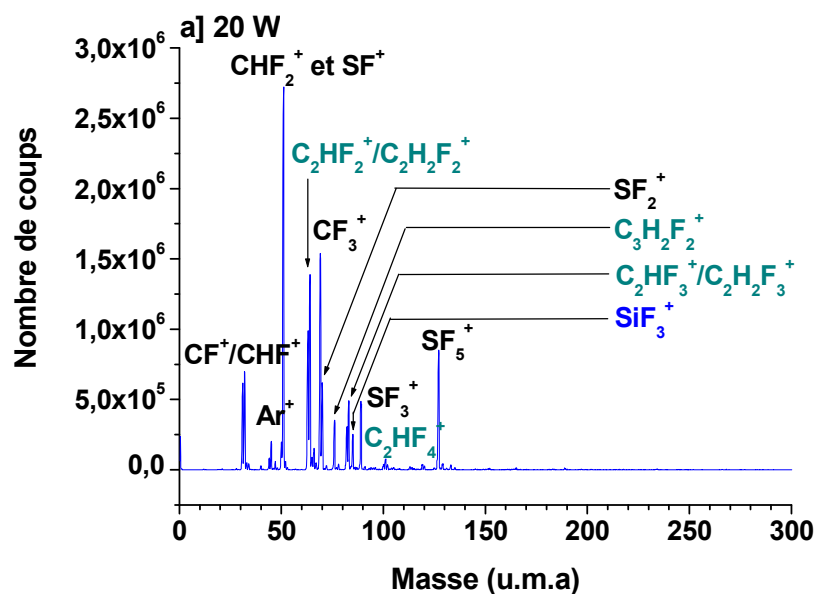


Figure 3.13. Spectres de masse en ions obtenu sur un substrat de silicium lors de la gravure par un plasma de SF₆/CHF₃/Ar avec un rapport SF₆/(SF₆+CHF₃) de 30% et une puissance de polarisation de 20 W

De nombreuses espèces différentes sont détectées. Elles peuvent être séparées en trois catégories :

- Les ions issus de la dissociation et de l'ionisation des gaz injectés dans le réacteur. Ils représentent la grande majorité des espèces observées (65%). La dissociation du SF₆ entraîne la formation de SF_x⁺ (x = 1, 2, 3, 5) et celle du CHF₃ la formation de CH_xF_y⁺. L'ionisation de l'Ar donne naissance à des ions Ar⁺. Certains ions, par

exemple SF^+ et CHF_2^+ ont la même masse atomique et ne peuvent être différenciés.

- Les espèces $C_xH_yF_z^+$ ($x > 1$) qui sont la signature de chaînes fluorocarbonées de grande taille présentes dans la phase gazeuse (33%). Ces chaînes n'ont pas pu se former spontanément dans le plasma (la probabilité de collisions entre deux molécule est faible du fait de la très faible pression dans la chambre de gravure). Elles sont émises depuis la surface de la plaque ou par les parois de la chambre.
- Les produits de gravure, présents en très faible quantité sous forme de SiF_3^+ (2%).

Nous avons ensuite augmenté la puissance de polarisation et répété l'acquisition. Le spectre de masse obtenu est présenté sur la figure 3.14. Les conditions de gravure sont : SF_6 : 15 sccm / CHF_3 : 35 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 200 W / pression : 5 mTorr.

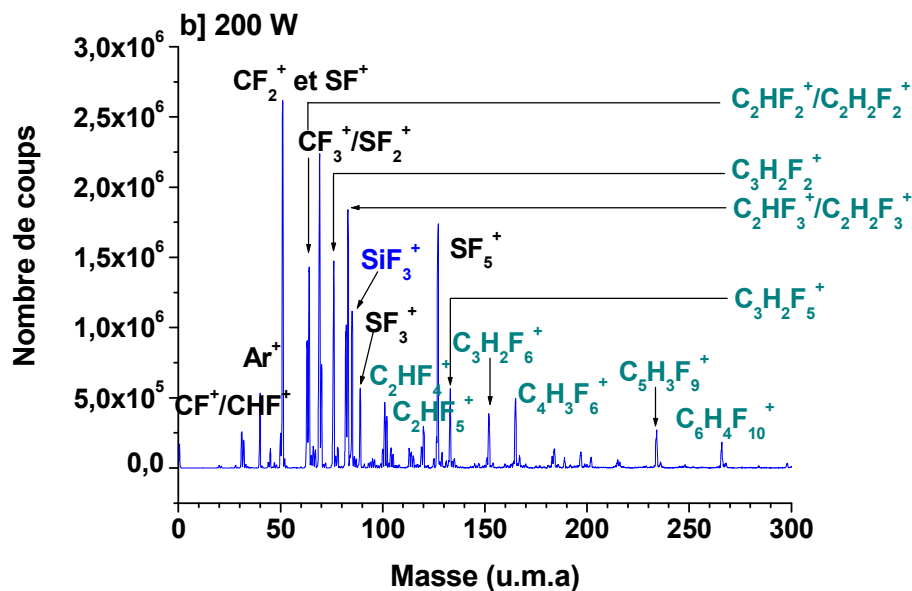


Figure 3.14. Spectres de masse en ions obtenu sur un substrat de silicium lors de la gravure par un plasma de $SF_6/CHF_3/Ar$ avec un rapport $SF_6/(SF_6+CHF_3)$ de 30% et une puissance de polarisation de 200 W

Lorsque l'on augmente la puissance de polarisation, la composition de la phase gazeuse change beaucoup. Les espèces détectées peuvent toujours être séparées en trois catégories, mais la quantité relative de chaînes fluorocarbonées a fortement augmenté ; elles représentent désormais 52% des espèces détectées (cf. Figure 3.1.13). Par ailleurs ces chaînes sont plus longues et plus lourdes. Ces résultats sont conformes à ceux obtenus par Vegh et al¹⁷ qui ont montré que les couches fluorocarbonées ont tendance à émettre des amas de C_yF_x lorsqu'elles sont soumises au bombardement ionique. La quantité de produit de gravure (SiF_3^+), quant à elle, triple mais reste faible (6%)

Ces résultats sont résumés dans le tableau 3.15.

Puissance de polarisation	Produits issus de la dissociation des gaz injectés	Chaîne fluorocarbonée	Produit de gravure
20 W	65 %	33 %	2 %
200 W	42 %	52 %	6 %

Figure 3.15. Répartitions des ions dans un plasma de SF₆/CHF₃/Ar selon la puissance de polarisation

3.1.4. Mécanismes de gravure mis en jeu lors de la gravure de Si par des plasmas de SF₆/CH₂F₂/Ar

Lors de la gravure du silicium par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar les ions issus de la dissociation de CH₂F₂ entraînent la formation d'une couche fluorocarbonée sur la surface. Cette couche pilote la gravure en contrôlant la diffusion du fluor atomique vers le silicium d'une part, et la désorption des produits de gravure d'autre part. Plus la couche est épaisse, plus les perturbations engendrées sont importantes. Néanmoins son impact dépend également de la puissance de polarisation et du rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) :

- ✚ Le bombardement ionique permet de pulvériser chimiquement la couche fluorocarbonée. Il représente également un apport d'énergie cinétique favorisant à la fois la gravure chimique de la couche, la diffusion du fluor et la désorption des produits de gravure.
- ✚ Le rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) détermine le rapport entre les espèces réactives et les espèces passivantes.

Lorsque le rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) et la puissance de polarisation sont faibles, la couche fluorocarbonée déposée à la surface du silicium est épaisse et saturée en fluor (comme le montre la quantité importante de CF₂ et CF₃ relevée par les analyses XPS de la figure 3.10.)). Le facteur limitant la gravure n'est pas la quantité de fluor disponible dans la phase gazeuse, mais sa capacité à atteindre la surface de silicium (donc le temps de transit du fluor atomique dans la couche fluorocarbonée). La puissance de polarisation a alors une influence prépondérante sur la vitesse de gravure tandis que le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) a une influence assez faible.

Lorsque le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) ou la puissance de polarisation sont élevés, la couche fluorocarbonée est relativement fine (cf. Fig. 3.11). Le fluor atomique et les produits de gravure diffusent aisément au travers. Le facteur limitant la gravure est désormais la quantité de fluor disponible dans la phase gazeuse. La puissance de polarisation n'influence presque plus la vitesse de gravure (d'où l'effet de saturation observé sur la figure 3.1.) qui évolue alors proportionnellement au rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂).

Par ailleurs, la vitesse de gravure est plus élevée au bord de la plaque qu'au centre car la concentration de fluor n'est pas homogène dans le réacteur (cf. Fig. 3.3.). Le fluor interagit peu avec les parois de la chambre. Il y est rarement consommé et y subit peu de recombinaison. Un atome situé au centre de la chambre a donc géométriquement plus de chance d'atteindre une surface (la plaque gravée) où il sera consommé. Par conséquent, la

concentration de fluor est plus faible au centre de la plaque qu'au bord. A contrario, les espèces passivantes se déposent tout autant sur les parois que sur la plaque, et leur concentration est donc homogène dans la chambre.

En travaillant avec une puissance de polarisation ou un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ élevé, on exacerbe l'influence de la concentration de fluor. Au contraire, en travaillant à faible puissance de polarisation et avec un faible rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ on limite l'influence et l'on parvient ainsi à diminuer l'inhomogénéité bord-centre. L'évolution de V_{BORD}/V_{CENTRE} en fonction du rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ n'est cependant pas linéaire. On atteint un pic lorsque l'on est dans des conditions telles que l'influence de la couche fluorocarbonée est encore notable au centre de la plaque alors qu'elle est nettement plus faible au bord.

3.2. Etude des profils de grille

Nous avons étudié l'évolution des profils de grille d'un empilement $HfO_2/TiN/Polysilicium/Carbone$ amorphe en fonction des différents paramètres plasmas. Dans cette partie nous ne nous sommes intéressés qu'à l'étape de gravure principale du polysilicium. La stratégie permettant d'atterrir sur la couche de TiN sous jacente est discutée au chapitre IV.

3.2.1. Anisotropie de gravure

Nous avons étudié l'influence des paramètres plasmas sur les profils de grille. Nous avons tout d'abord gravé trois profils identiques en fixant le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ à 30% et en faisant varier la puissance de polarisation entre 10 W, 30 W et 75 W. Les profils obtenus sont présentés sur la figure 3.16. Les conditions de gravure sont : SF_6 : 12 sccm / CH_2F_2 : 28 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / pression : 5mTorr.

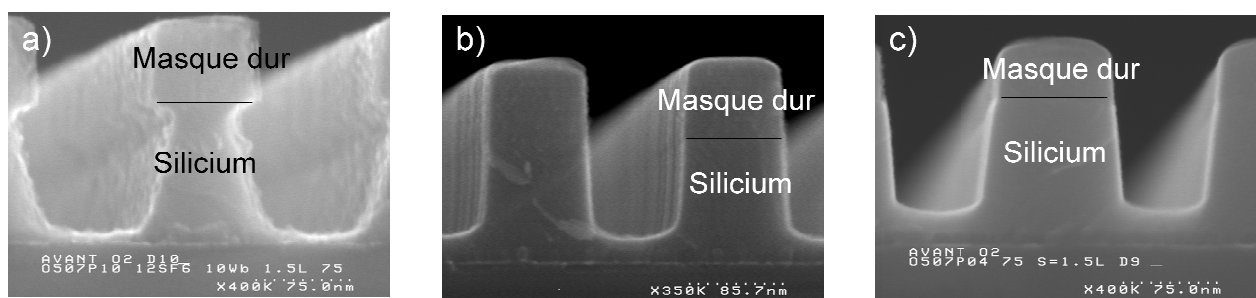


Figure 3.16. Evolution des profils de gravure obtenus avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ et un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30% en fonction de la puissance de polarisation a) 10 W, b) 30 W, c) 75 W

La puissance de polarisation a une grande influence sur les profils de grille. A faible puissance de polarisation (10 W), on observe une gravure sous le masque. En augmentant la puissance de polarisation à 30 W, on obtient un profil quasiment anisotrope. En augmentant encore la puissance de polarisation on crée des profils de plus en plus pentus. Ce résultat est

assez surprenant : dans le domaine de la gravure plasma, de manière générale, la puissance de polarisation est souvent vue comme un paramètre permettant de renforcer le caractère anisotrope de la gravure (en augmentant la directivité des ions). L'augmenter conduit souvent à diminuer les pentes générées, non à les accroître (sauf lorsque l'on commence à facetter le masque, ce qui n'est pas le cas ici).

Nous avons ensuite étudié l'influence de la concentration de fluor. Pour ce faire, nous avons gravé deux empilements identiques en fixant la puissance de polarisation à 75 W et en faisant varier le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30% à 45%. Les profils obtenus sont présentés sur la figure 3.17. Les conditions de gravure sont : $SF_6 + CH_2F_2$: 40 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression de 5 mTorr.

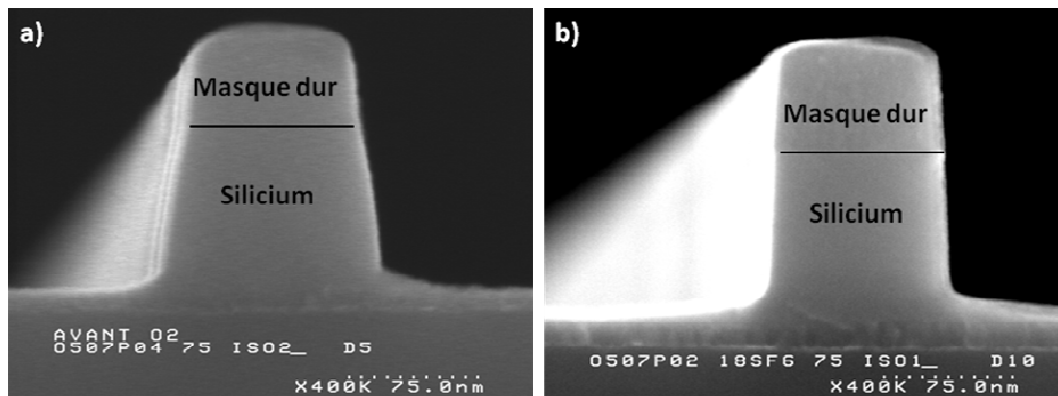


Figure 3.17. Evolution théorique des profils de gravure obtenus avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ et une puissance de polarisation de 75 W en fonction du rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ a) 30%, b) 45%

Le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ a également un fort impact sur les profils de grille. Lorsqu'il est faible, les profils sont pentus. En l'augmentant, on peut diminuer la pente générée jusqu'à atteindre un profil anisotrope. Passé ce stade, l'augmenter d'avantage provoque une gravure sous le masque. Ce résultat est, cette fois-ci, tout à fait normal : augmenter la concentration de l'espèce réactive responsable de la gravure conduit traditionnellement à en accroître le caractère isotrope.

Enfin nous avons étudié les variations de profil au sein d'une même puce, suivant la densité de motifs dans la zone considérée. Les profils obtenus dans une zone isolée et dans une zone dense sont présentés sur la figure 3.18. SF_6 : 18 sccm / CH_2F_2 : 22 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation 75 W / pression : 5mTorr.

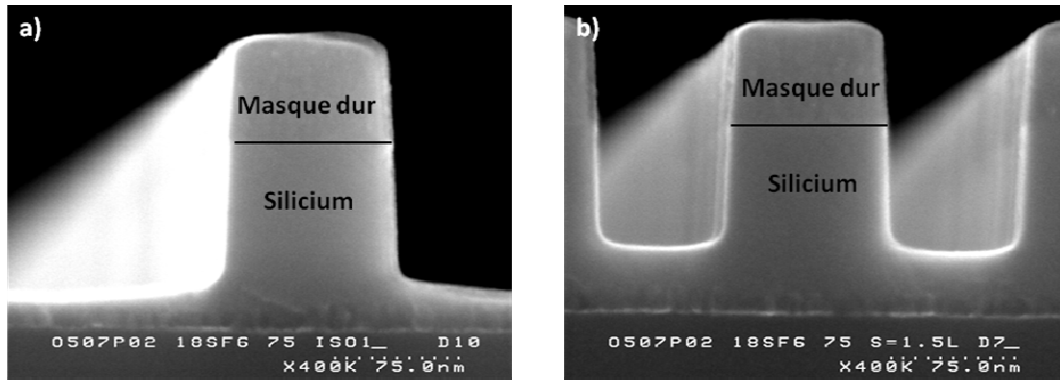


Figure 3.18. Profils de gravure observés avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, une puissance de polarisation de 75 W et un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 45% dans a) une zone isolée et b) une zone dense

La différence d'anisotropie de gravure est très faible. Le $CD_{MICROLOADING}$ est minimal ($< 1nm$), difficilement mesurable à partir d'analyses SEM. Par contre, Les vitesses de gravure verticales sont différentes dans les zones denses et dans les zones isolées (on parle d'ARDE, *Aspect Ratio Dependent Etching*). Nous reviendront en détail sur cet aspect dans le paragraphe 3.3.

L'anisotropie des profils dépend donc de deux paramètres clefs : la puissance de polarisation et le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$. Or les profils de grille sont eux-mêmes la résultante des mécanismes de passivation mis en jeu durant la gravure. Une gravure sous le masque indique que la couche de passivation déposée sur les flancs de grille était trop peu épaisse pour les protéger. Un profil pentu indique, au contraire, que le dépôt était trop important (cf. chapitre 2). Pour mieux comprendre les mécanismes de passivation et être ainsi capable de contrôler plus finement les profils de grille, nous avons analysé en détail la couche de passivation

3.2.2. Analyse des couches de passivation

Nous avons analysé la composition chimique de la couche de passivation en utilisant la technique de l'analyse topographique chimique présentée au chapitre II. Les résultats obtenus sont résumés sur la figure 3.19. Les conditions de gravure sont : SF_6 : 18 sccm / CH_2F_2 : 22 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation 75 W / pression : 5mTorr.

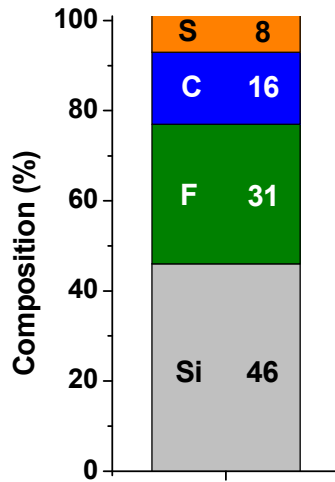


Figure 3.19. Composition chimique des flancs de grilles obtenues avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ avec une puissance de polarisation de 75 W et un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 45%

La couche est composée de silicium, de fluor, de carbone et de soufre. Le détail des spectres Si2p, F1s, C1s et S2s est présenté sur la figure 3.20.

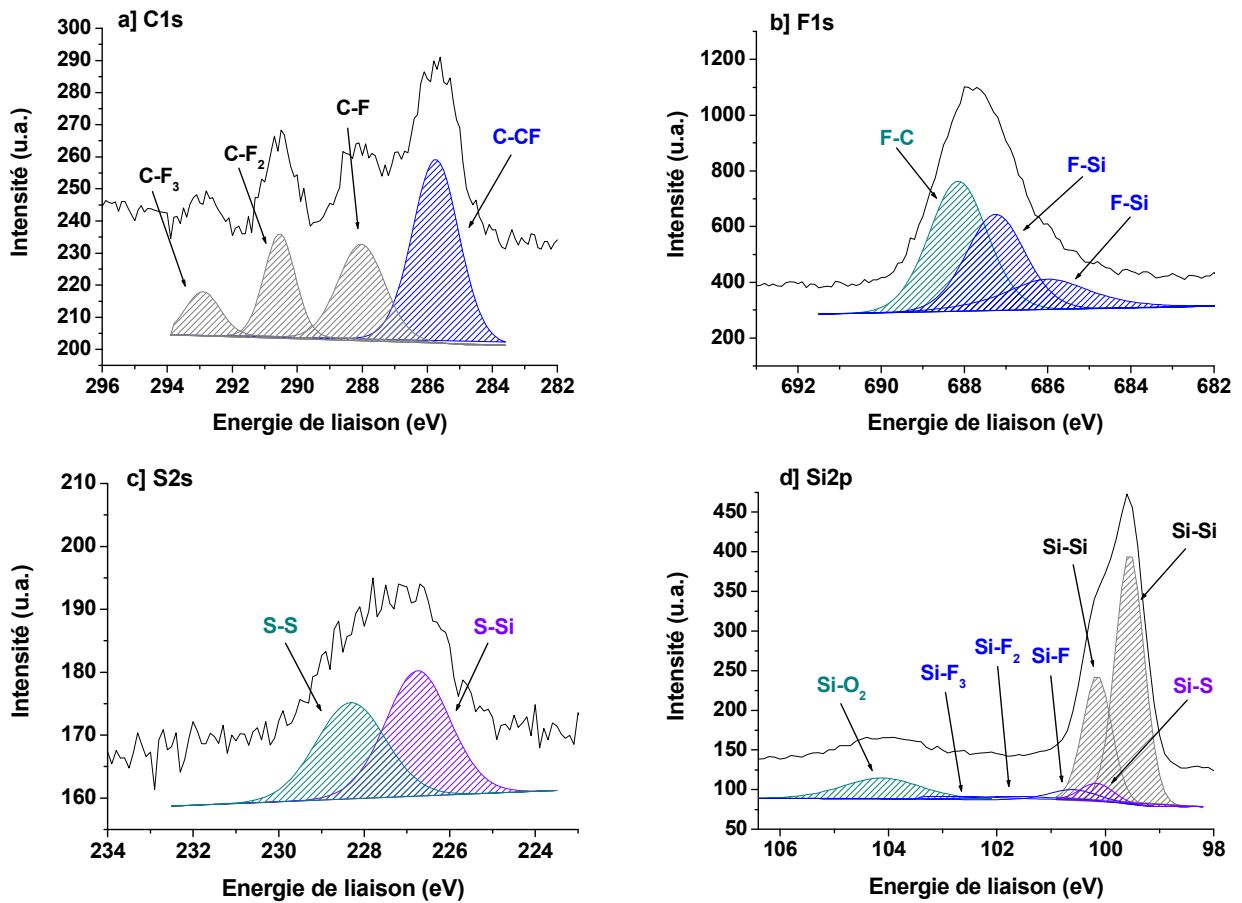


Figure 3.20. Spectres XPS a) du carbone C1s, b) du fluor F1s, c) du soufre S2s et d) du silicium Si2p des couches de passivation déposées sur les flancs de grilles obtenues avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ avec une puissance de polarisation de 75 W et un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 45%

La structure chimique de la couche de passivation est très similaire à celle de la couche formée à la surface de la plaque de silicium exposée au plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar (cf. section 3.1.2.). Elle est principalement constituée de chaînes fluorocarbonées.

Nous avons répété l'analyse en diminuant le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) de 45% à 30% de manière à obtenir des profils plus pentus. Les résultats obtenus sont résumés sur la figure 3.21. Comme précédemment, pour des questions de visibilité nous avons rassemblé les différents éléments détectés selon la nature de leurs liaisons chimiques : FC désigne ainsi à la fois le fluor lié au carbone et le carbone lié au fluor, SiF le fluor lié au silicium et le silicium lié au fluor et SiS le silicium lié aux soufre/carbone et le carbone/soufre lié au silicium. Les conditions de gravure sont : SF₆ : 12 sccm / CH₂F₂ : 28 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation 75 W / pression : 5mTorr.

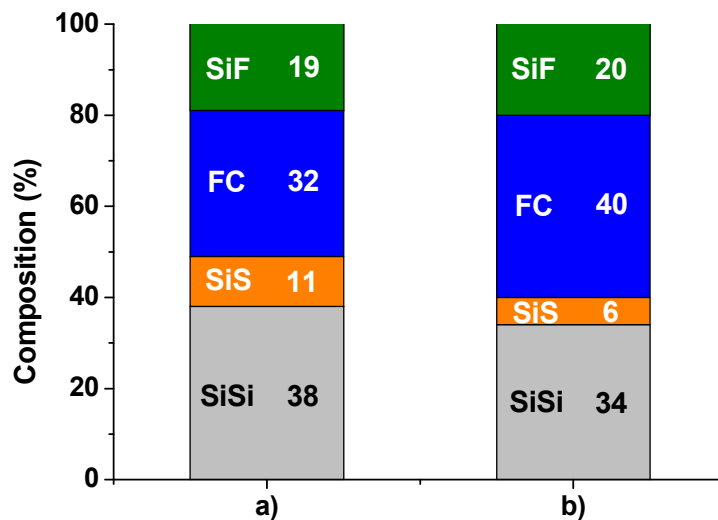


Figure 3.21. Composition chimique des flancs de grilles gravés avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, une puissance de polarisation de 75 W et un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égal à a) 45% et b) 30%

Les couches de passivation sont très similaires en composition malgré des profils différents. Le signal représentant le polysilicium de grille est écranté de la même manière dans les deux cas, ce qui tend à prouver que les deux couches de passivation ont des épaisseurs très proches. Nous avons tenté de mesurer l'épaisseur de la couche de passivation en observant au SEM nos profils de grille avant et après exposition à un plasma d'O₂. L'oxygène est en effet une espèce connue pour graver aisément les composés fluorocarbonés en réagissant avec le carbone pour former du CO et du CO₂. Les profils obtenus sont présentés sur la figure 3.22. Le profil a été reconstruit sur la partie droite de la figure pour plus de clarté

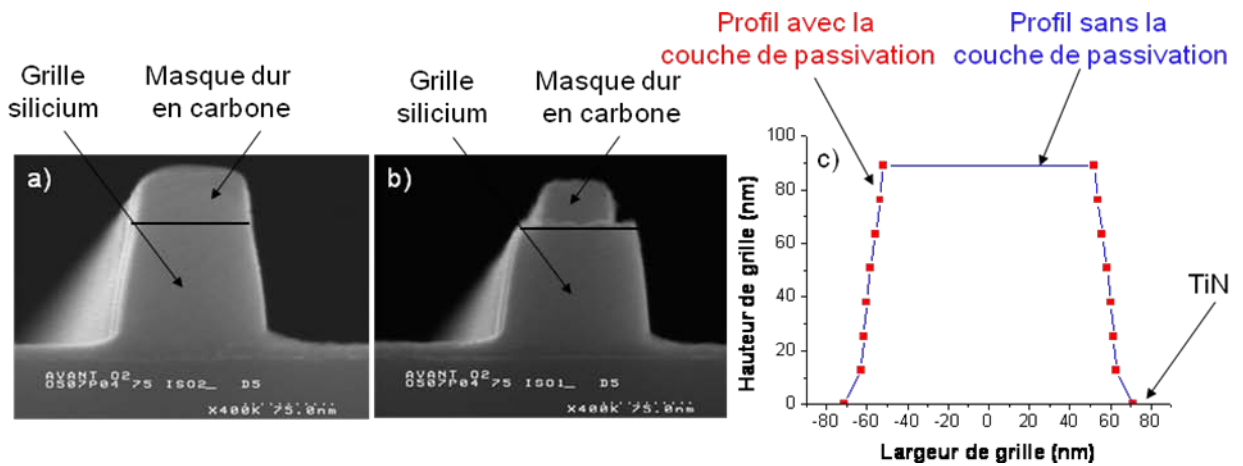


Figure 3.22. Profils de gravure obtenus avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, une puissance de polarisation de 75 W et un rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ égal à 30% observés a) avant et b) après exposition à un plasma d' O_2 . Le profil est reconstruit en c)

Le plasma d' O_2 a attaqué le masque dur en carbone amorphe mais les profils de grille sont inchangés. La couche de passivation est en fait trop fine (< 2 nm) pour être clairement observée et mesurée au microscope électronique à balayage. Elle n'est d'ailleurs discernable ni dans les zones denses, ni dans les zones isolées.

Pour mesurer plus précisément la couche de passivation nous avons utilisé un AFM3D qui permet de mesurer et de reconstruire un profil de grille avec une précision de 1 nm. Nous avons à nouveau mesuré nos profils de grille avant et après exposition à un plasma d' O_2 . Le plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ employé est légèrement différent puisque le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ vaut 37.5%. Le résultat est présenté sur la figure 3.23.

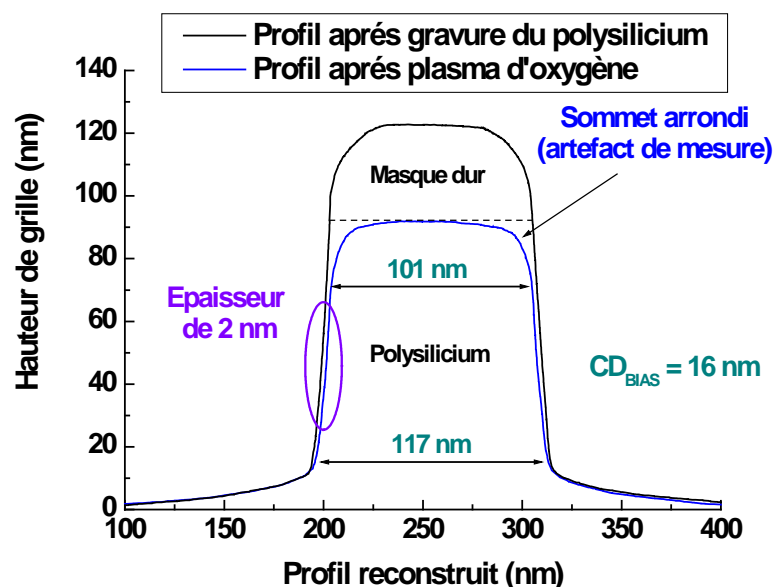


Figure 3.23. Profils de gravure obtenus avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, une puissance de polarisation de 75 W et un rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ égal à 37.5% observés à l'AFM3D avant et après exposition à un plasma d' O_2 .

Le sommet du motif de polysilicium est arrondi ce qui pourrait faire penser que la couche de passivation est épaisse au sommet. Cela n'est pas réel mais est lié au rayon de courbure des pointes utilisées par l'AFM3D. Sur le reste du motif la couche est fine et son épaisseur est relativement uniforme. Elle ne dépasse pas 2.5 nm tandis que le CD_{BIAS} est de 16 nm. Il ne semble donc pas y avoir de corrélation directe entre la pente générée dans le silicium et l'épaisseur de la couche de passivation. Ce résultat est très surprenant et va à l'encontre de ce qui est habituellement observé en gravure plasma (notamment lors de la gravure de grille de polysilicium par un plasma de $HBr/Cl_2/O_2$). Nous avons étudié plus en détail les différents mécanismes de passivation existants permettant d'expliquer les résultats observés.

3.2.3. Les mécanismes de passivation

La passivation est le phénomène par lequel des espèces résistantes à la gravure (dites espèces passivantes) se déposent sur les flancs des motifs et les protègent. Il existe, d'une manière générale, trois types de mécanisme de passivation possibles. Les espèces passivantes peuvent provenir de :

- ✚ La phase gazeuse
- ✚ La pulvérisation du masque dur
- ✚ La pulvérisation de la couche réactive formée à la surface du matériau gravé au pied des motifs

Examinons les plus en détails.

3.2.3.1. Mécanisme de dépôts à partir de la phase gazeuse

C'est le type de mécanismes mis en jeu durant la gravure de grille polysilicium par des plasmas de $HBr/Cl_2/O_2$, et nous allons nous servir de cet exemple pour en expliquer le fonctionnement. Les plasmas de $HBr/Cl_2/O_2$, ont été largement étudiés, y compris au sein du LTM, et l'origine de la passivation observée lors de la gravure de structure en silicium est bien connue¹⁸⁻²¹.

Le mécanisme est présenté sur la figure 3.24. Le Cl_2 , le HBr et l' O_2 injectés dans le réacteur de gravure sont d'abord dissociés pour former des radicaux de chlore, de brome et d'oxygène. Les radicaux de chlore et de brome gravent alors le silicium avec l'aide du bombardement et forment des produits volatils de type $SiCl_xBr_y$ qui sont relâchés dans la phase gazeuse. Ces produits se redéposent ensuite sur les parois des motifs où ils sont oxydés par l'oxygène et forment alors une couche de passivation non volatile de type $SiO_2Cl_xBr_y$ ²².

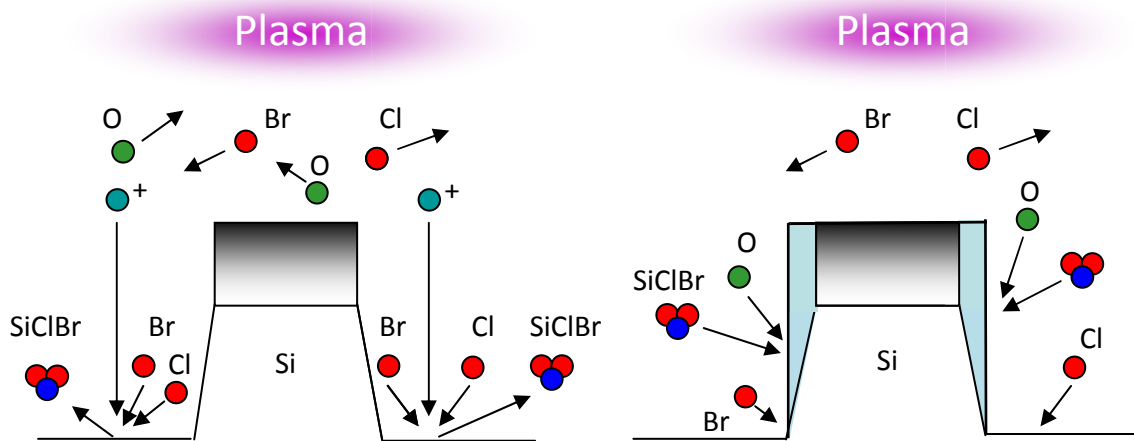


Figure 3.24. Mécanismes de formation de la couche de passivation sur le flanc des motifs lors de la gravure du silicium dans un plasma de $HBr/Cl_2/O_2$

En contrôlant la concentration d'oxygène introduite dans la phase gazeuse, on peut jouer sur la vitesse de formation de la couche de passivation et ainsi obtenir des profils anisotropes.

Ce type de mécanisme est fortement influencé par le rapport d'aspect des structures car la quantité d'espèces atteignant le flanc des structures dépend de l'angle solide de collection des espèces au point considéré. Pour une grille donnée, la couche est plus épaisse au sommet du motif qu'en bas, car cette partie de la structure a été exposée plus longtemps au plasma et l'angle de collection des espèces est plus important. En conséquence l'épaisseur de la couche de passivation décroît graduellement à partir du sommet du motif et présente une forme en triangle²³. Par ailleurs, avant le retrait de la couche de passivation le motif paraît anisotrope. La figure 3.25. présente une photo TEM d'une grille gravée avec un plasma $HBr/Cl_2/O_2$ où le profil de la couche de passivation est visible²⁰ ; le profil a été reconstruit sur la partie droite de la figure pour plus de clarté.

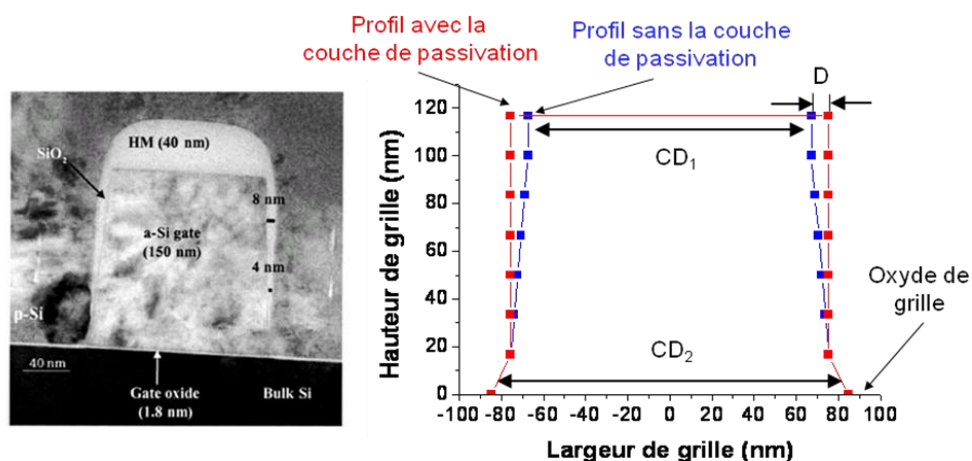


Figure 3.25. Profil obtenu en gravant une structure avec un plasma de $HBr/Cl_2/O_2$

Lorsque les espèces passivantes viennent de la phase gazeuse, elles se déposent de manière continue sur le flanc de la structure. Il existe donc une corrélation simple entre le

CD_{BIAS} induit durant la gravure et l'épaisseur D de la couche de passivation au sommet du motif :

$$CD_{BIAS} = CD_2 - CD_1 = 2D$$

En outre la vitesse de dépôt est plus importante sur les flancs des lignes isolées que sur les flancs des lignes denses. Les profils des lignes isolées sont donc plus pentus et le $CD_{MICROLOADING}$ peut être significatif (4 à 5 nm typiquement, ce qui est inadapté pour adresser les exigences dimensionnelles des futurs nœuds technologiques 32 nm).

Ce mécanisme n'est manifestement pas celui mis en jeu dans les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$: dans ces derniers il n'y a pas de relation directe entre l'épaisseur de la couche de passivation au sommet des motifs et le CD_{BIAS} , et les profils dans les zones denses et isolées sont similaires.

3.2.3.2. Mécanisme de dépôts basé sur la pulvérisation du masque dur

Les espèces passivantes pourraient provenir de la pulvérisation du masque dur en carbone amorphe. Sur les différents profils présentés précédemment, on constate, en effet, que le masque est un peu facetté et a été en partie gravé. Cependant si le masque dur est à l'origine de la passivation, modifier la composition chimique du masque dur modifiera la composition chimique de la couche de passivation. Pour vérifier cette hypothèse, nous avons analysé la composition chimique de la couche de passivation après avoir gravé deux types de grilles. Dans le premier cas le masque dur des grilles est en carbone amorphe, dans le second cas il est en oxyde de silicium. Les conditions de gravure sont : SF_6 : 12 sccm / CH_2F_2 : 28 sccm (rapport 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr. La figure 3.26. présente les résultats XPS obtenus et les profils de grille associés.

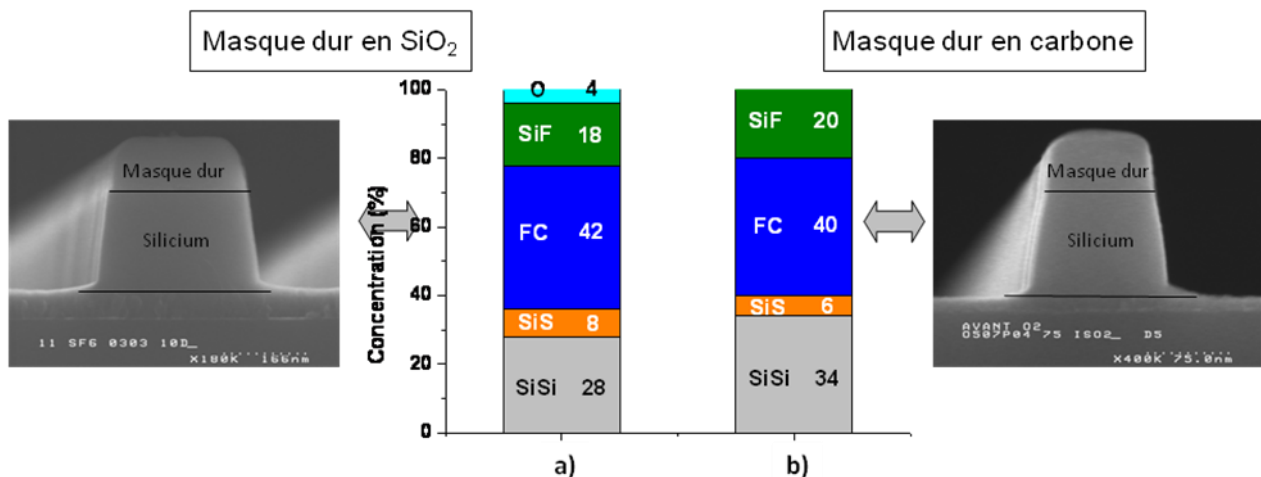


Figure 3.26. Profil et composition chimique de la couche de passivation associée obtenus après gravure d'une grille possédant a) un masque dur en oxyde de silicium et b) un masque dur en carbone amorphe avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30% et une puissance de polarisation de 75 W

La composition chimique des deux couches est similaire malgré la présence d'un peu d'oxygène lié à la gravure du masque en oxyde de silicium dans le premier cas. Même avec

un masque dur en SiO_2 , la couche de passivation est principalement composée de chaînes fluorocarbonées. La composition de la couche de passivation n'est donc pas liée à la composition du masque dur ; les espèces passivantes ne viennent pas de la pulvérisation de ce dernier.

3.2.3.3. Mécanisme de dépôts basé sur la pulvérisation de composés situés au pied des motifs

Les résultats que nous avons obtenus jusqu'à présent plaident en faveur de cette hypothèse. La composition de la couche fluorocarbonée située au pied des motifs et celle de la couche de passivation sont, en effet, très similaires. De plus, sous l'influence du bombardement ionique, la pulvérisation de la couche fluorocarbonée résulte en l'éjection, dans la phase gazeuse, de composés de $\text{C}_x\text{H}_y\text{F}_z$, qui sont d'autant plus lourds que la puissance de polarisation est élevée. Ces composés sont peu volatils et leur coefficient de collage sur le silicium est élevé. Il semble fort probable qu'ils se collent sur le flanc des motifs.

Pour valider cette hypothèse, nous allons, à partir d'un modèle mathématique simple, calculer l'évolution spatiale et temporelle théorique de la couche de passivation durant la gravure et comparer le résultat à divers profils obtenus en pratique.

Hübner²³ a calculé de manière générale l'évolution sur les flancs d'une grille d'un dépôt d'espèces provenant du fond de la grille. Dans ce modèle simple, la grille est supposée infiniment longue. L'espace entre deux grilles est noté B , H est la hauteur de la grille et M l'épaisseur du masque dur. P_w est le taux de dépôt en un point du flanc de grille (en $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$) et P_b est le taux de désorption d'un point situé au fond du motif. L'origine de la coordonnée z est prise à la base du masque dur, dirigé vers le fond du motif. Ces notations sont résumées sur la figure 3.27. P_w est une fonction de z et P_b .

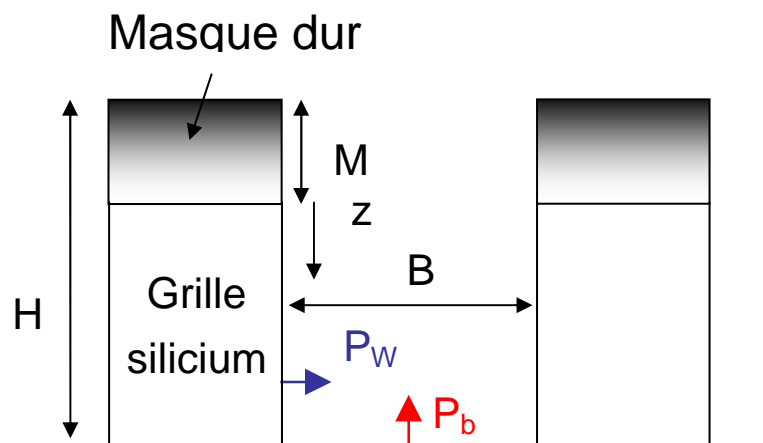


Figure 3.27. Schéma utilisé pour calculer l'évolution spatiale et temporelle de la couche de passivation

Si l'on admet que chaque espèce passivante atteignant la paroi s'y colle avec une probabilité de 1, les résultats d'Hübner nous montrent que P_w s'écrit :

$$P_w(z, P_b) = \frac{P_b}{2} \left(1 - \frac{H - M - z}{\sqrt{(H - M - z)^2 + B^2}} \right)$$

L'évolution de P_w/P_b en fonction de z a été tracée sur la figure 3.28. Les paramètres suivants ont été utilisés : $H-M = 100$ nm et $B = 50$ nm.

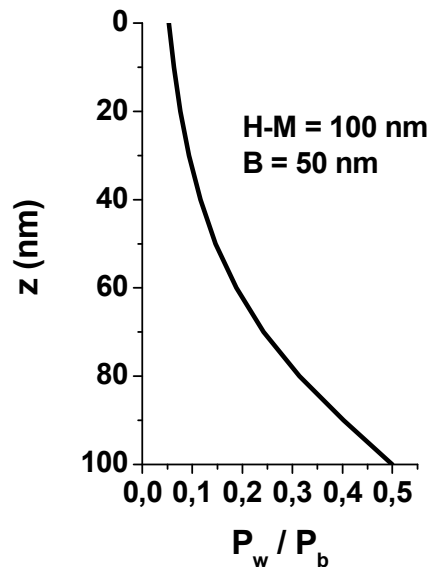


Figure 3.28. Tracé de P_w/P_b en fonction de z

La moitié de ce qui est pulvérisé au bas des motifs se redépose en bas de la grille, puis plus l'on se rapproche du sommet de la grille, plus la quantité d'espèces déposées chute rapidement. Au pied de la grille on peut donc avoir un taux de dépôt potentiellement élevé et ainsi générer une pente marquée (en fonction de la vitesse de gravure latérale).

Pour obtenir l'épaisseur de la couche de passivation au temps t en un point z $D(z,t)$, il faut intégrer l'expression précédente en fonction du temps. Il faut noter que H est une fonction du temps durant la gravure et qu'elle dépend de la vitesse de gravure supposée constante et notée R . Pour un point de coordonnée z , le dépôt commence au temps t_1 tel que $Rt_1 = z$. On a alors :

$$D(z, t) = \int_{z/R}^t P_w(z, t) dt$$

Soit :

$$D(z, t) = \begin{cases} \frac{P_b}{2R} (Rt - z + B - \sqrt{(Rt - z)^2 + B^2}) & \text{pour } t > \frac{z}{R} \\ 0 & \text{pour } t < \frac{z}{R} \end{cases}$$

L'évolution de l'épaisseur de la couche de passivation en fonction du temps est tracée sur la figure 3.29.

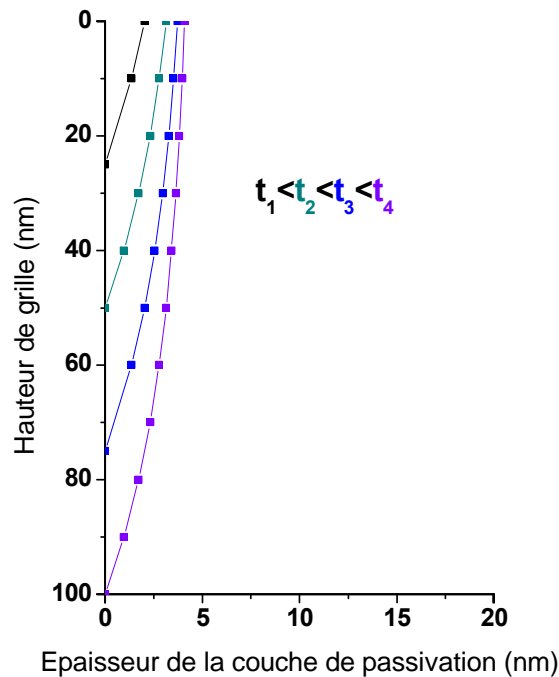


Figure 3.29. Evolution théorique de l'épaisseur de la couche de passivation durant la gravure

L'épaisseur de la couche de passivation sature rapidement et ne peut dépasser $D_{MAX} = P_b B / 2R$. La couche est plus épaisse au sommet de la grille mais reste, malgré tout, plus uniforme que dans le cas où les espèces déposées proviennent de la phase gazeuse.

Dans ce cas simple, la couche déposée sur le flanc des lignes isolées semble pouvoir être très épaisse - puisque D est alors quasi infini - mais ce n'est bien sûr pas le cas en pratique. Il faudrait utiliser un modèle plus complexe qui n'est pas abordé ici.

Ce modèle nous montre que ce mécanisme permet d'obtenir des couches fines et uniformes tout en étant capable de générer des pentes importantes, ce qui nous permet d'expliquer le profil présenté sur la figure 3.22.a). Dans ce cas particulier la pente générée forme un angle de 7° avec la verticale. On a donc :

$$\tan(7) = \frac{P_w}{R} = \frac{P_b}{2R}$$

D'où $D_{MAX} = 5 \text{ nm}$

L'épaisseur calculée est plus importante mais reste du même ordre de grandeur que l'épaisseur visualisée. La différence est liée au fait que le modèle tend à surestimer l'épaisseur (en considérant que chaque particule émise du fond vers la paroi atteint effectivement cette paroi et s'y colle forcément). D'autant plus qu'on ne prend pas en compte le fait que la couche déposée génère une pente et que le flanc de grille est alors soumis à un léger bombardement ionique pour le reste de la gravure. Or, comme nous l'avons vu, même un léger bombardement ionique tend à amincir la couche. Par ailleurs, la couche une fois déposée, est exposée au fluor atomique durant le reste de la gravure. Elle est donc susceptible d'être partiellement gravée.

3.2.4. Conclusion

Nous pouvons désormais expliquer l'influence de la puissance de polarisation et du rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ sur l'anisotropie des profils de gravure et ainsi pouvoir déterminer l'ensemble des conditions plasma permettant d'obtenir des profils anisotropes.

Pour visualiser l'impact de la puissance de polarisation, reprenons le cas présenté sur la figure 3.16.

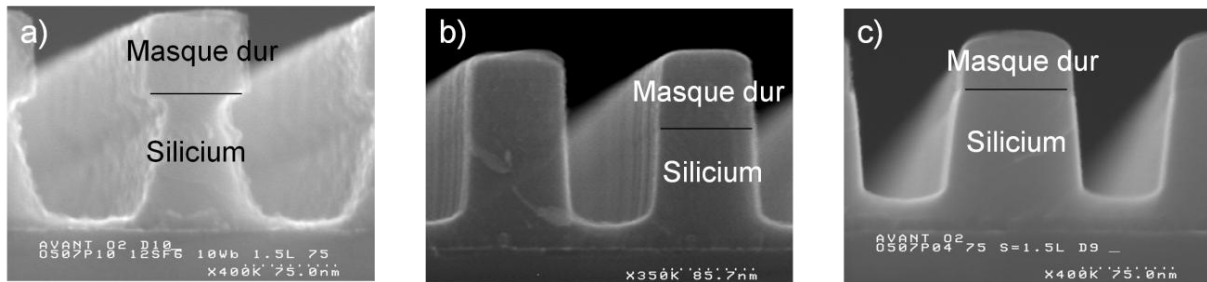


Figure 3.16.(bis) Evolution des profils de gravure avec la puissance de polarisation a) 10 W, b) 30 W, c) 75 W (rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30%)

A faible puissance de polarisation (10 W), Le bombardement ionique n'est pas assez important pour entraîner une pulvérisation significative de la couche fluorocarbonée située au fond des motifs. Il n'y a donc pas de couche de passivation. Les flancs de la grille ne sont pas protégés du fluor présent dans la phase gazeuse et on observe une gravure sous le masque. Lorsque la puissance de polarisation augmente, de plus en plus d'espèces sont pulvérisées et déposées sur les flancs de grilles. A 30 W, l'équilibre entre le taux de dépôt d'espèces passivantes et la vitesse de gravure latérale est presque atteint et le profil est quasiment anisotrope. A 75 W, le taux de dépôt est supérieur à la vitesse de gravure et le profil est pentu. Augmenter la puissance de polarisation entraîne donc une augmentation de la pente dans le silicium.

Pour visualiser l'impact de la puissance de polarisation, reprenons le cas présenté sur la figure 3.17.

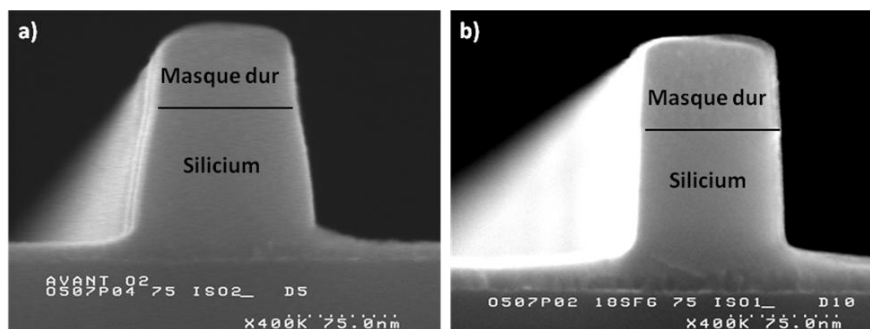


Figure 3.17.(bis) Evolution des profils de gravure en fonction du rapport $SF_6 / (SF_6 + CH_2F_2)$ a) 30%, b) 45%

Pour un rapport de 30% et une puissance de 75 W, le profil est pentu comme expliqué précédemment. Lorsque le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ augmente, la couche fluorocarbonée

située au fond des motifs est gravée et s'appauvrit en espèces de type CF_x . Il y a donc moins d'espèces passivantes pulvérisées et le taux de dépôt de ces espèces sur le flanc de grilles diminue donc. Par ailleurs la vitesse de gravure verticale augmente. Or, si α est l'angle que forme la pente avec la verticale, R la vitesse de gravure et P_w le taux de dépôt sur les flancs de grille, on a la relation :

$$\tan(\alpha) = \frac{P_w}{R}$$

Pour un taux P_w inchangé, augmenter la vitesse de gravure permet donc de diminuer la pente. Augmenter le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ entraîne donc une diminution de la pente dans le silicium.

Pour obtenir un profil anisotrope dans le silicium on peut donc jouer à la fois sur la puissance de polarisation et sur le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$. Il existe une infinité de combinaisons permettant d'obtenir des profils anisotropes. Plus on travaille avec un rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ élevé, plus la puissance de polarisation doit être élevée et réciproquement. Pour un rapport de 45% le profil est droit pour une puissance de polarisation de 75 W et pentu à 10 W ou 200 W (cf. Figure 3.30.).

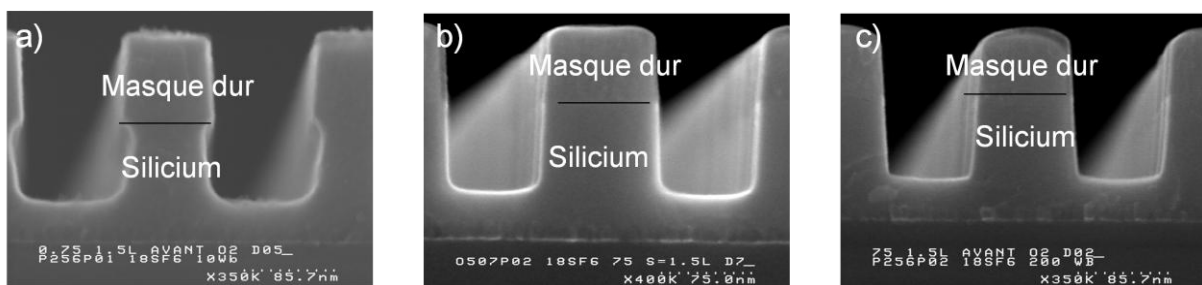


Figure 3.30. Evolution des profils de gravure avec la puissance de polarisation a) 30 W, b) 75 W, c) 200 W (rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 45%)

3.3. L'influence du facteur d'aspect des structures

Il existe un ensemble de paramètres puissance de polarisation/rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ nous permettant d'obtenir des profils anisotropes. Par ailleurs, pour obtenir une bonne uniformité bord-centre, il est préférable de travailler à faible puissance de polarisation, et donc avec un faible rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ (cf. partie 3.3.1.). Un autre aspect doit cependant être pris en compte : la variation des vitesses de gravure en fonction du rapport d'aspect des structures.

Cet effet plus connu sous le nom d'ARDE (*Aspect Ratio Dependent Etching*) a été largement étudié,²⁴⁻²⁷ mais les mécanismes mis en jeu restent encore discutés. Il a été mis en évidence dans de nombreux plasmas et est lié au fait que le rapport d'aspect des structures altère la quantité d'espèces réactives ou passivantes, la densité d'ions et l'énergie des ions susceptibles d'atteindre le fond des motifs.

Les effets d'ARDE sont assez marqués dans les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ car la vitesse de gravure est très sensible à la variation de la concentration de fluor atomique locale ainsi qu'à

la variation de la quantité d'espèces passivantes déposées. Gottscho et al²⁸ ont retenu deux mécanismes pour expliquer l'altération du transport des neutres :

- ✚ Le modèle de masquage des neutres
- ✚ Le modèle de transport de Knudsen

Selon le mécanisme du masquage des neutres, chaque neutrone entrant en contact avec une surface (flanc ou fond des motifs) réagit avec celle-ci et est consommé. Comme on travaille à très basse pression, on peut considérer que les neutres créés par des réactions de transfert de charge suite à des collisions neutrone-ion sont négligeables. Les neutres ont donc une distribution angulaire quasi-isotrope et seuls ceux provenant en ligne directe du plasma peuvent atteindre le fond des motifs. On a donc un masquage géométrique qui réduit fortement la quantité de fluor pouvant atteindre le fond des motifs (cf. Figure 3.31.).

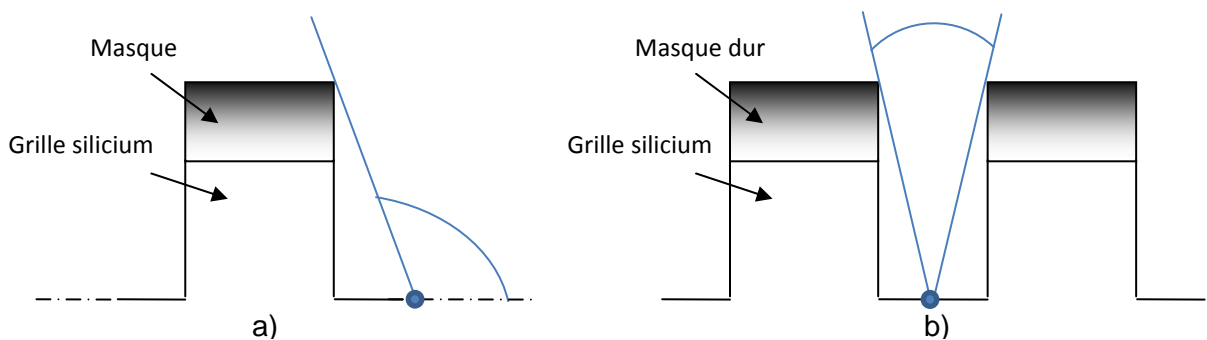


Figure 3.31. Angle de collection solide des espèces, a) au fond d'une structure isolée, b) au fond d'une structure dense.

Dans le modèle de Knudsen, au contraire, on considère que les neutres peuvent subir des réflexions sur les parois des motifs sans être consommés et peuvent ainsi atteindre le fond des motifs et participer à la gravure. Plusieurs études²⁹⁻³¹ suggèrent que le modèle de Knudsen est plus adapté pour décrire les plasmas fluorocarbonés, car le fluor réagit peu avec les composés fluorocarbonés formant la couche de passivation.

Gottscho et al²⁸ présentent également deux mécanismes pouvant affecter le transport des ions :

- ✚ Le masquage des ions
- ✚ Les effets de charges différentielles

Dans le premier cas on considère que les profils de gravure dépendent de la distribution angulaire des ions bombardant le substrat. Cette distribution dépend, elle-même, des collisions qui ont lieu dans la gaine formée à l'interface plasma/silicium. Or ces collisions sont affectées par des effets de proximité engendrés par la présence de motifs à la surface du silicium, et donc par la densité de ces derniers. Ces phénomènes complexes sont cependant supposés avoir une influence assez faible dans nos plasmas. Les effets de charges différentielles peuvent par contre avoir des effets plus significatifs. La distribution des ions est très anisotrope, mais celle des électrons l'est nettement moins (cf. figure 3.32.). Par conséquent, les différentes parties des structures gravées peuvent se charger différemment : le masque dur et les flancs des motifs ont tendance à se charger négativement tandis que le fond des motifs tend à se charger positivement. Les charges se

concentrent généralement sur le masque dur de par sa nature d'isolant. Le champ électrique dans l'intervalle entre deux motifs est donc distordu et la trajectoire des ions défléchit vers les flancs. Dans les plasmas où l'énergie apportée par les ions est un paramètre important de la gravure (comme dans les plasmas de $\text{HBr}/\text{Cl}_2/\text{O}_2$ par exemple) ce phénomène est à l'origine de profil dit en *bow* (les profils sont courbés vers l'intérieur des motifs) et de gravure préférentielle aux pieds des motifs (on parle alors de *trenching*)³². Il entraîne également une diminution de la vitesse de gravure puisque le bombardement ionique diminue. Dans nos plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2$, ce phénomène pourrait entraîner une perte de flux ionique au fond des structures et de ce fait diminuer le taux de pulvérisation des CF_x sur les flancs des structures. Cependant, dans le cas présent, ce phénomène d'effet de charge ne joue vraisemblablement qu'un rôle mineur.

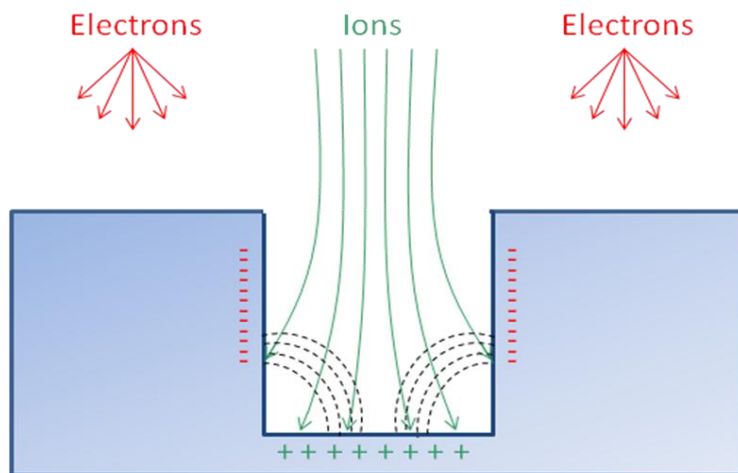


Figure 3.32. Origine et impact des effets de charges différentielles

Dans les plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$, la vitesse de gravure est plus faible dans les zones denses que dans les zones isolées. Ce n'est pas une surprise, les mécanismes influant sur la concentration en fluor atomique sont naturellement prépondérants. En utilisant la technique de l'analyse topographique chimique en mode parallèle, nous avons analysé la composition de la couche présente au fond de motifs denses (Sur notre masque XPS, les motifs les plus denses font environ 150 nm de haut après gravure (masque dur compris) et sont séparés par un espace de 140 nm, soit un rapport de presque 1 :1). Les conditions de gravure sont : SF_6 18 sccm / CH_2F_2 : 22 sccm (rapport de 45%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr. La quantité de CF_2 et CF_3 , relativement à celle de CF et C-CF, dans la couche située au fond des motifs denses est effectivement plus importante que celle observée dans une zone isolée comme on peut le constater sur la figure 3.33. ; cette différence est caractéristique d'une diminution de la quantité de fluor atteignant la surface.

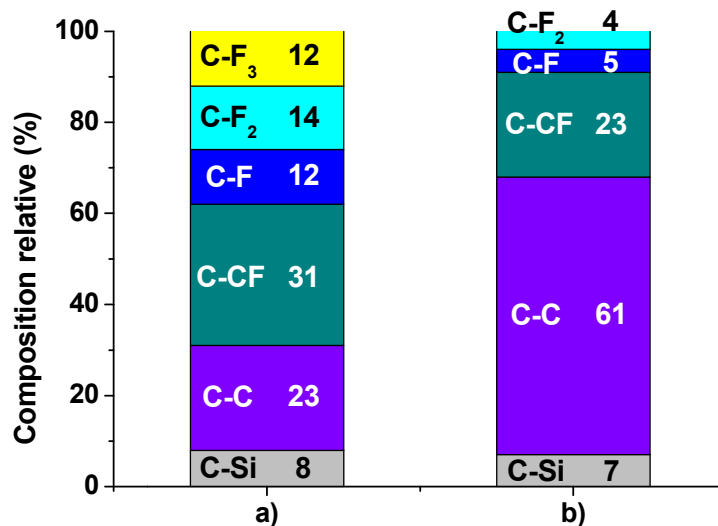


Figure 3.33. Répartition des espèces fluorocarbonées déposées à la surface du silicium a) au fond de motifs denses, b) dans une zone sans motif

Pour déterminer comment minimiser les phénomènes d'ARDE dans les plasmas de SF₆/CH₂F₂/Ar, nous avons gravé deux empilements, l'un à forte puissance de polarisation (75 W) et fort rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) (45%), et l'autre à faible puissance de polarisation (30 W) et faible rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) (30%). Nous avons utilisé un empilement spécial avec un masque dur et une couche de polysilicium très épaisse (respectivement 140 nm et 200 nm), de manière à amplifier l'impact des rapports d'aspect afin de les visualiser plus facilement. La figure 3.34. présente les résultats obtenus. Le bord de chaque réseau se grave à la vitesse d'une ligne isolée tandis que le reste du réseau se grave à la vitesse de lignes denses.

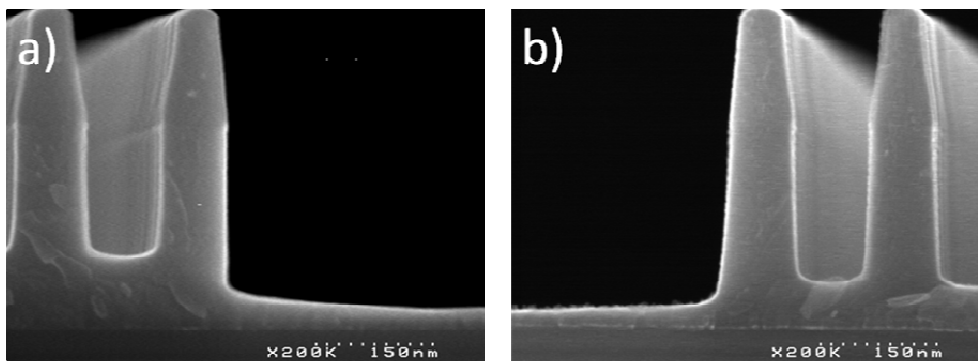


Figure 3.34. Influence des conditions plasmas sur les effets d'ARDE a) forte puissance de polarisation (75 W) et fort rapport de SF₆ / (SF₆ + CH₂F₂)(45%) et b) faible puissance de polarisation (30 W) et faible rapport de SF₆ / (SF₆ + CH₂F₂)(30%),

Le rapport V_{ISOLE}/V_{DENSE} est plus faible pour le couple faible puissance de polarisation/faible rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂). Comme nous l'avons vu dans la partie 3.3.1., travailler à forte puissance de polarisation et à fort rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) exacerbe la dépendance entre la vitesse de gravure et le taux de fluor atomique. Au contraire, à faible puissance de polarisation, la vitesse de gravure est influencée par l'épaisseur de la couche fluorocarbonée. Ce facteur supplémentaire tend à diminuer l'impact d'une variation de la concentration de fluor sur la vitesse de gravure et donc l'impact d'une variation du rapport

d'aspect des structures. Ainsi en travaillant avec une puissance de polarisation faible et un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ faible, on peut obtenir des profils anisotropes, minimiser les effets d'ARDE et limiter les inhomogénéités de gravure bord/centre.

3.4. Comparaison entre les plasmas de gravure de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ et les plasmas de $HBr/Cl_2/O_2$

Les mécanismes de gravure mis en jeu dans les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ et de $HBr/Cl_2/O_2$ sont différents. Par conséquent les performances de ces plasmas sont différentes. Nous les avons comparés en fonction des principaux paramètres intervenant en gravure plasma. Cependant, pour des questions de simplicité nous n'avons comparé que l'impact lié à l'étape de gravure principale.

Le plasma de $HBr/Cl_2/O_2$ que nous avons utilisé a été développé et optimisé au LTM. Les conditions de gravure sont : HBr : 120 sccm, Cl_2 : 40 sccm, $He-O_2$: 5 sccm, puissance source : 250 W, puissance de polarisation : 120 W, pression : 4 mTorr.

Les différents paramètres à comparer sont :

✚ Les inhomogénéités de vitesse de gravure bord/centre

Dans un plasma de $HBr/Cl_2/O_2$, le chlore et le brome atomiques se recombinaient sur les parois pour former du Cl_2 ou des produits de type $SiBr_xCl_y$. Le taux de chlore et de brome n'est donc pas plus élevé au bord qu'au centre, bien au contraire. La variation reste cependant faible et les inhomogénéités de vitesse de gravure bord/centre sont faibles dans ce type de plasma. Sur la centura 200 nous avons mesuré un rapport V_{BORD}/V_{CENTRE} égal à :

Pour le plasma de $HBr/Cl_2/O_2$: **0.98**

Pour le plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$: **1.16**

✚ Les effets d'ARDE

Avec le plasma de $HBr/Cl_2/O_2$ optimisé au LTM, les effets d'ARDE sont très faibles. Cependant en optimisant le plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ on parvient à fortement limiter les variations denses/isolées. Les performances des deux plasmas sont alors assez proches, comme le montre la figure 3.35.

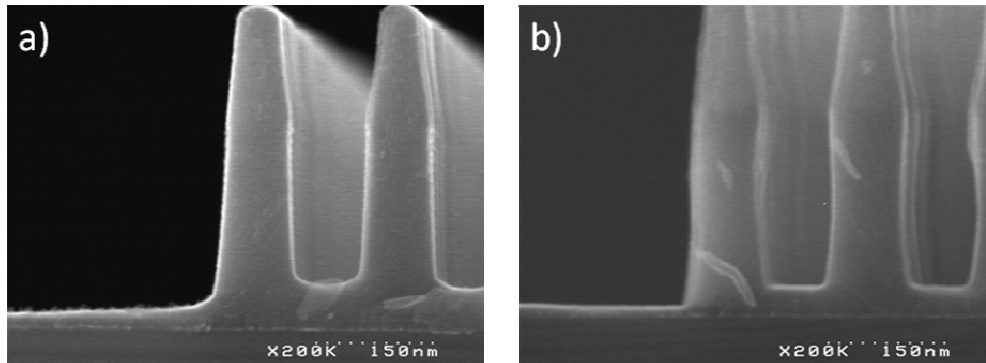


Figure 3.35. Effets d'ARDE observés après gravure de grilles en polysilicium dans des plasmas a) de SF₆/CH₂F₂/Ar et b) de HBr/Cl₂/O₂

Le rapport V_{ISOLEE}/V_{DENSE} vaut:

Pour le plasma de HBr/Cl₂/O₂ : **1.14**

Pour le plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar : **1.2**

Le CD_{MICROLOADING}

Pour nous affranchir des effets qui apparaissent au pied de la grille où la pente est généralement plus marquée (particulièrement en chimie HBr/Cl₂/O₂), ainsi que des effets d'ARDE et faire ressortir les conséquences des différents mécanismes de passivation, nous avons gravé les 70 premiers nanomètres de deux empilements et nous avons tracé l'évolution des profils sur les 50 premiers nanomètres (cf. Figure 3.36.). (La dimension des motifs définis dans la résine est un peu plus faible dans les zones isolées que dans les zones denses. Cela est lié à un léger défaut de l'étape de lithographie et non à une gravure latérale du motif). Il est possible d'obtenir un CD_{BIAS} faible avec les deux plasmas. Par contre, le CD_{MICROLOADING} est plus élevé lorsque l'on utilise un plasma de HBr/Cl₂/O₂, car la couche de passivation est plus épaisse dans les zones isolées que dans les zones denses. On obtient:

Pour le plasma de HBr/Cl₂/O₂ : CD_{MICROLOADING} : **4 nm**

Pour le plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar : CD_{MICROLOADING} : **0 nm**

Il faut également noter que, du fait de l'origine de la couche de passivation, il peut s'avérer difficile de bien passer le bas des grilles denses lorsque l'on utilise un plasma de HBr/Cl₂/O₂ (pour des raisons de masquage géométrique). Nous verrons les conséquences que cela entraîne au chapitre IV.

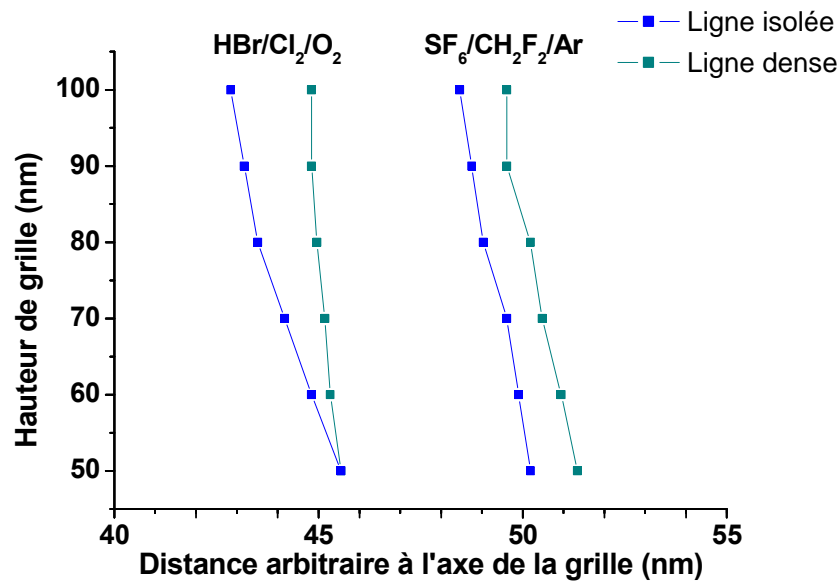


Figure 3.36. Evolution des demi profils de gravure selon le plasma employé pour graver les grilles

La sensibilité au dopage

La vitesse de gravure est affectée par le dopage du silicium et le profil de gravure peut donc être déformé si le dopage du silicium n'est pas homogène. D'après H. Y. Lee et al, ce phénomène est lié aux forces de Coulomb qui apparaissent entre les dopants du silicium et les atomes halogénés chimisorbés à sa surface³³. Lorsque le silicium est dopé N, ces forces sont positives et la vitesse de gravure s'accroît. Lorsque le silicium est dopé P, ces forces sont alors négatives et la vitesse de gravure diminue. Cet effet a principalement lieu lors de gravure par du chlore. Les variations de vitesse de gravure sont supposées plus faibles lorsque des atomes de fluor sont mis en jeu.

Dans les empilements que nous avons utilisés, le dopage du silicium est uniforme (contrairement aux grilles dopées par implantation) et nous n'avons donc pas pu mettre ce phénomène en évidence. Cependant il est clairement visible sur la figure 3.37. Ces photos MEB nous ont été fournies par Applied Materials. Deux empilements de grille similaires ont été gravés avec une chimie HBr/O₂ et une chimie SF₆/CH₂F₂. Le dopage est plus élevé dans la partie haute de la grille. Avec le plasma de HBr/O₂, on observe l'apparition d'une encoche très marquée. Avec celui de SF₆/CH₂F₂ elle est nettement plus limitée.

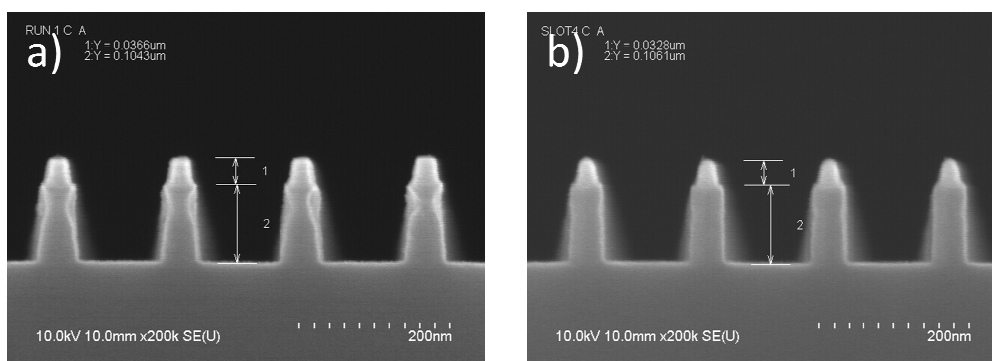


Figure 3.37. Encoche générée dans le silicium dopé n par a) une chimie de HBr/O₂ et b) une chimie de SF₆/CH₂F₂

3.5. Conclusion du chapitre III

Dans ce chapitre nous avons étudié la gravure du polysilicium par les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$. Nous avons analysé les mécanismes de gravure mis en jeu et montré qu'il se forme au fond des structures gravées une couche fluorocarbonée dont l'épaisseur est contrôlée par le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ (donc par le taux de fluor dans la phase gazeuse) et par la puissance de polarisation (donc par l'énergie conférée aux ions).

L'épaisseur de la couche a une influence prépondérante sur les vitesses de gravure car, selon les cas, on passe d'un régime où la vitesse de gravure est principalement déterminée par l'énergie apportée par les ions (lorsque la couche est épaisse) à un régime où elle dépend de la quantité de fluor atomique disponible dans la phase gazeuse (lorsque la couche est fine).

Nous avons également montré que les couches de passivation se déposant sur les flancs de grille proviennent de la pulvérisation et du redépôt de la couche fluorocarbonée déposée au bas des motifs et que, par conséquent, l'anisotropie des motifs est contrôlée par la puissance de polarisation et par le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ utilisés lors du procédé de gravure. Ainsi, pour un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ donné, il existe une puissance de polarisation telle que le profil de gravure obtenu soit anisotrope. (Par exemple le profil est anisotrope pour les deux conditions de gravure suivante : SF_6 : 18 sccm / CH_2F_2 : 22 sccm (rapport 45%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr et SF_6 : 12 sccm / CH_2F_2 : 28 sccm (rapport 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 30 W / pression : 5 mTorr). Nous avons ainsi obtenu des profils de grille dont le CD_{BIAS} est inférieur à 2 nm. En outre, ce mécanisme de passivation permet également, à la différence de celui mis en jeu dans les plasmas $HBr/Cl_2/O_2$, d'obtenir des couches de passivation fines dont l'épaisseur n'est pas corrélée au CD_{BIAS} et ne varie pas en fonction du rapport d'aspect des structures gravées. Les $CD_{MICROLOADING}$ obtenus sont donc très faibles (inférieurs à 1 nm). Enfin, dans les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, la vitesse de gravure est peu sensible au taux de dopage ce qui permet de graver simultanément des grilles n et p sans en détériorer le profil. Ces plasmas possèdent cependant quelques inconvénients : les effets ARDE sont plus marqués que dans les plasmas de $HBr/Cl_2/O_2$ et l'uniformité de gravure bord/centre est moins bonne.

Les plasmas de SF_6/CH_2F_2 présentent donc de nombreux avantages et sont plus adaptés que les plasmas de $HBr/Cl_2/O_2$ à la fabrication de grilles pour les nœuds technologiques 45 nm et 32 nm.

3.6. Bibliographie du chapitre III

- ¹ K. Kurihara, A. Egami and M. Nakamura, "Structure of surface reaction layer of poly-Si etched by fluorocarbon plasma", *J. Vac. Sci. Technol. A* 24 (2006)
- ² M. C. Peignon, Ch. Cardinaud, G. Turban, C. Charles and R. W. Boswell, "X-ray photoelectron study of the reactive ion etching of Si_xGe_{1-x} alloys in SF₆ plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. A* 14, (1996)
- ³ J. Royer, G. Turban and B. Grolleau, "Interaction of 100 eV and 5 keV electrons with a condensed layer of SF₆ on silicon at 100 K", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B* 72, 369 (1992)
- ⁴ H. Rhee, H. Kwon, C.-K. Kim, H. Kim, J. Yoo and Y. W. Kim, "Comparison of deep silicon etching using SF₆/C₄F₈ and SF₆/C₄F₆ plasmas in the Bosch process", *J. Vac. Sci. Technol. B* 26, (2008)
- ⁵ K. Ishikawa, K. Karahashi, H. Tsuboi, K.-I. Yanai and M. Nakamura, "Transitional change to amorphous fluorinated carbon film deposition under energetic irradiation of mass analyzed carbon monofluoride ions on silicon dioxide surfaces", *J. Vac. Sci. Technol. A* 21, (2003)
- ⁶ H.-S. Kim, W.-J. Lee, G.-Y. Yeom, J.-H. Kim and K.-W. Whang, "Etch-induced physical damage and contamination during highly selective oxide etching using C₄F₈/H₂ helicon waves plasmas", *Journal of the electrochemical society* 146 1517 (1999)
- ⁷ C. L. Timmons and D. W. Hess, "Electrochemical cleaning of post-plasma etch fluorocarbon residues using reductive radical anion chemistry", *Electrochemical and Solid-State Letters* 7, 302 (2004)
- ⁸ W. H. Chang, I. Bello and W. M. Lau, "X-ray photoelectron spectroscopy study of low energy CF⁺ ion interactions with silicon", *J. Vac. Sci. Technol. A* 11 (1993)
- ⁹ G. S. Oehrlein, Y. Zhang, D. Vender and M. Haverlag, "Fluorocarbon high-density plasmas. I. Fluorocarbon film deposition and etching using CF₄ and CHF₃", *J. Vac. Sci. Technol. A* 12(2) (1994)
- ¹⁰ D. J. Vitkavage and T. M. Mayer, "Residue formation on Si surfaces in a CHF₃ discharge environment", *J. Vac. Sci. Technol. B* 4, 1283 (1986)
- ¹¹ G. J. Coyle and G. S. Oehrlein, "Formation of silicon carbide in silicon substrates during CF₄/H₂ dry etching", *Appl. Surf. Sci* 25, 423 (1986)
- ¹² J. J. Vegh, D. Humbird and D. B. Graves, "Silicon etch by fluorocarbon and argon plasmas in the presence of fluorocarbon films", *J. Vac. Sci. Technol. A* 23 (2005)
- ¹³ E. Fuoco and L. Hanley, "Large fluorocarbon ions can contribute to film growth during plasma etching of silicon", *J. Appl. Phys.* 92 (2002)
- ¹⁴ C. F. Abrams and D. B. Graves, "Atomistics simulation of fluorocarbon deposition on Si by continuous bombardment with energetic CF⁺ and CF₂⁺", *J. Vac. Sci. Technol. A* 19 (2001)

- ¹⁵ T. E. F. M. Standaert, C. Hedlund, E. A. Joseph, G. S. Oehrlein and T. J. Dalton, "Role of fluorocarbon film formation in the etching of silicon, silicon dioxide, silicon nitride, and amorphous hydrogenated silicon carbide", *J. Vac. Sci. Technol. A* 22 (2004)
- ¹⁶ G. Cunge, R. L. Inglebert, O. Joubert, L. Vallier and N. Sadeghi, "Ion flux composition in HBr/Cl₂/O₂ and HBr/Cl₂/O₂/CF₄ chemistries during silicon etching in industrial high-density plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. B* 20 (2002)
- ¹⁷ J. J. Vegh, D. Humbird and D. B. Graves, "Silicon etch in the presence of a fluorocarbon overlayer: The role of fluorocarbon cluster ejection", *J. Vac. Sci. Technol. A* 19 (2001)
- ¹⁸ F.H. Bell, O. Joubert and L. Vallier, "Polysilicon gate etching in high density plasmas. II. X-ray photoelectron spectroscopy investigation of silicon trenches etched using a chlorine-based chemistry", *J. Vac. Sci. Technol. B* 14, 1796 (1996)
- ¹⁹ L. Vallier, J. Foucher, X. Detter, E. Pargon, O. Joubert, G. Cunge and T. Lill, "Chemical topography analyses of silicon gates etched in HBr/Cl₂/O₂ and HBr/Cl₂/O₂/CF₄ high density plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. B* 21, 904 (2003)
- ²⁰ L. Desvoivres, L. Vallier and O. Joubert, "X-ray photoelectron spectroscopy investigation of sidewall passivation films formed during gate etch processes", *J. Vac. Sci. Technol. B* 19 (2001)
- ²¹ K. V. Guinn, C. C. Cheng and V. M. Donnelly, "Quantitative chemical topography of polycrystalline Si anisotropically etched in Cl₂/O₂ high density plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. B* 13, 214 (1995)
- ²² M. Tuda, K. Shintani and H. Ootera, "Profile evolution during polysilicon gate etching with low-pressure high-density Cl₂/HBr/O₂ plasma chemistries", *J. Vac. Sci. Technol. A* 19 (2001)
- ²³ H. Hübner, "Calculations on Deposition and Redeposition in Plasma Etch Processes", *J. Electrochem. Soc.* 139, 3302 (1992)
- ²⁴ X. Detter, R. Palla, I. Thomas-Boutherin, E. Pargon, G. Cunge, O. Joubert and L. Vallier, "Impact of chemistry on profile control of resist masked silicon gates etched in high density halogen-based plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. B* 21 (2003)
- ²⁵ J. W. Coburn and H. F. Winters, "Conductance considerations in the reactive ion etching of high aspect ratio features", *Appl. Phys. Lett.* 55 (1989)
- ²⁶ A. D. Bailey III and R. A. Gottscho, "Aspect ratio independent etching: fact or fantasy", *Jpn. J. Appl. Phys.* 34 (1995)
- ²⁷ E. S. G. Shaqfeh and C. W. Jurgensen, "Simulation of reactive ion etching pattern transfer", *J. Appl. Phys.* 66 (1989)
- ²⁸ R. A. Gottscho, C. W. Jurgensen and D. J. Vitkavage, "Microscopic uniformity in plasma etching", *J. Vac. Sci. Technol. B* 10 (1992)
- ²⁹ M. A. Blauw, T. Zijlstra, R. A. Bakker and E. van der Drift, "Kinetics and crystal orientation dependence in high aspect ratio silicon dry etching", *J. Vac. Sci. Technol. B* 18 (2000)
- ³⁰ A. A. Ayon, T. Zijlstra, R. Braff C. C. Lin, H. H. Sawin and M. A. Schmidt, "Characterization of a Time Multiplexed Inductively Coupled Plasma Etcher", *J. Electrochem. Soc.* 146 (1999)

- ³¹ J. Kiihamaki and S. Franssila, "Pattern shape effects and artefacts in deep silicon etching", J. Vac. Sci. Technol. A 17 (1999)
- ³² S. G. Ingram, "The influence of substrate topography on ion bombardment in plasma etching", J. Appl. Phys. 68 (1990)
- ³³ H. Y. Lee and M. Chen, "Silicon doping effect in reactive plasma etching", J. Vac. Sci. Technol. B 4 (1986)

Chapitre IV

Etude de la gravure d'une grille polysilicium/métal pour le nœud 32 nm

Ce chapitre est consacré à la gravure des empilements Poly-Si/TiN/HfO₂ et Poly-Si/TiN/Mo/HfO₂.

Dans la première partie nous exposerons les problématiques induites par la présence de couches métalliques dans l'empilement. Nous détaillerons quelles sont les difficultés à surmonter et quelles sont les différentes stratégies possibles.

Dans la seconde partie nous aborderons la gravure du nitrure de titane. Nous testerons différentes chimies, principalement les chimies chlorées et fluorocarbonées, en étudiant, dans un premier temps, les mécanismes de gravure mis en jeu puis les profils obtenus.

Enfin dans une troisième partie nous étudierons la gravure du molybdène. Nous testerons, à nouveau, différents plasmas et comparerons leurs performances respectives.

4.1. La gravure du nitrure de titane

4.1.1. Présentation du TiN

Le TiN que nous avons utilisé au sein de nos empilements de grille ou pour l'étude des mécanismes de gravure est déposé par CVD à 680°C. Le dépôt se fait en trois étapes : la surface est préparée à l'aide d'un plasma de NH₃, puis le dépôt est effectué dans un mélange de TiCl₄/NH₃/N₂ et enfin, une dernière étape en plasma de NH₃ permet de réduire la concentration de chlore dans la couche à moins de 1%. Des études préalables de l'empilement P-Si/TiN/HfO₂ que nous avons utilisé, ont été réalisées durant la thèse d'Anne Legouil¹. A l'aide d'une photo TEM, que nous avons reproduit sur la figure 4.1., et d'analyses de spectroscopie par perte d'électrons, elle a montré que l'épaisseur de TiN déposée n'est pas homogène (elle varie de 7 à 14 nm) et que le titane situé à l'interface du polysilicium de grille est oxydé^{2,3}, car il est exposé à l'air avant le dépôt du polysilicium.

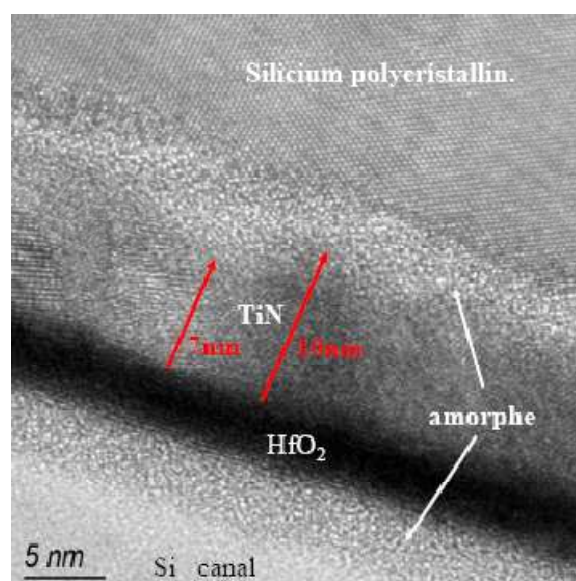


Figure 4.1. Photo TEM d'un empilement Poly-Si/TiN/HfO₂⁴

Pour étudier les interactions entre les plasmas de SF₆/CH₂F₂/Ar et le TiN nous avons utilisé des plaques de TiN de 10 nm déposé sur du HfO₂. Nous avons analysé par XPS leur composition chimique. Les résultats sont présentés sur la figure 4.2. et les détails des spectres Ti2p, N1s, C1s et O1s sont présentés sur la figure 4.3.

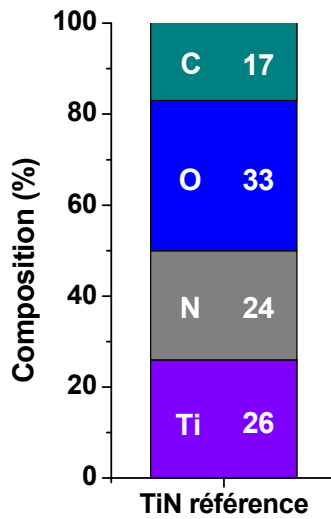


Figure 4.2. Composition chimique de la surface de TiN avant gravure

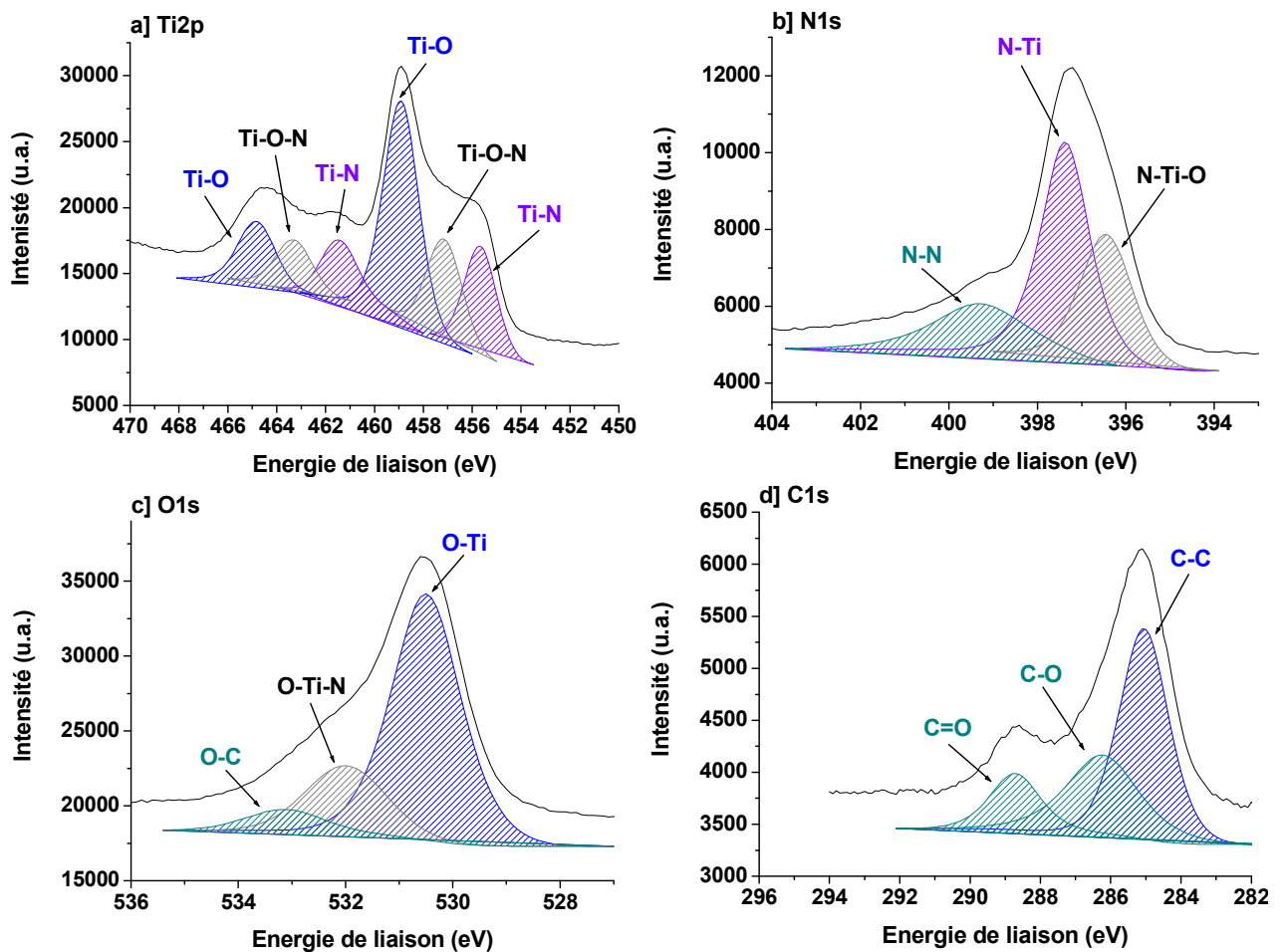


Figure 4.3. Détail des spectres XPS a) du titane Ti2p, b) de l'azote N1s c) de l'oxygène O1s et d) du carbone C1s, d'une couche de TiN avant gravure

Nous observons, dans la fenêtre Ti2p trois doublets avec un couplage spin orbite de 5.8 eV conformément aux résultats disponibles dans la littérature⁴⁻⁸. Saha et Tompkins⁵ ont montré que ces doublets peuvent être attribués aux liaisons du titane avec le nitrure (Ti-N à 455.5 eV), du titane avec l'oxygène (TiO₂ à 458.8eV) et à du titane partiellement oxydé (N-Ti-O à 457 eV). Esaka et al⁷ ont par ailleurs montré que dans l'état d'oxydation intermédiaire (N-Ti-O) l'oxygène n'est pas lié à l'azote. On retrouve ces différents états d'oxydation dans la fenêtre du nitrure et dans celle de l'oxygène.

Dans la fenêtre N1s on relève trois composantes attribuées au nitrure lié au titane (N-Ti à 397.4 eV) au nitrure lié au titane partiellement oxydé (N-Ti-O à 396.3 eV) et au nitrure lié à lui-même représentant différents états de chimisorption du nitrure dans la couche de TiN (N-N à 400 eV).

Dans la fenêtre O1s on retrouve les deux composantes de l'oxygène lié au titane (O-Ti et O-Ti-N à 530.4 eV et 531.7 eV respectivement) ainsi qu'une composante représentant le carbone lié à l'oxygène (C-O) à 533.8 eV.

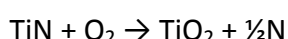
Enfin, Le carbone détecté dans la fenêtre C1s est un carbone de pollution présent sur la surface de la plaque sous forme de C-C (284.9 eV), de C-O (286.2eV) et de C=O (288.8 eV).

Ces résultats sont résumés dans le tableau 4.4.

Ti2p			N1s			O1s			C1s		
Ti-N	N-Ti-O	Ti-O	N-Ti-O	N-Ti	N-N	O-Ti	O-Ti-N	O-C	C-C	C-O	C=O
455.5	457	458.8	396.3	397.4	400	530.4	531.7	533.8	284.9	286.2	288.8

Tableau 4.4. Energie de liaison des composantes du TiN avant gravure

Le nitrure de titane s'oxyde suivant la relation :



Cette réaction est très favorable ; son énergie libre à température ambiante vaut $\Delta G^\circ = 582 \text{ J/mol}$. Le TiO₂ est donc difficile à graver chimiquement et risque d'entraîner la formation de résidus de TiO_x à la surface du HfO₂ après gravure. C'est un point important qu'il nous faudra prendre en compte durant la gravure du TiN.

4.1.2. Etat de l'art

La gravure du nitrure de titane, principalement par des plasmas de HBr/Cl₂, a déjà fait l'objet de nombreuses études¹⁵⁻¹⁷. Les recherches les plus complètes ont été menées par Anne Le Gouil qui a consacré sa thèse à la gravure du TiN^{1,18}. Dans cette étude, le polysilicium de grille est gravé avec un plasma de HBr/Cl₂/O₂.

Elle a d'abord développé une chimie permettant de graver de manière anisotrope le TiN. Les vitesses de gravure de TiN en Cl₂ pur sont élevées ce qui indique que la composante chimique de la gravure est importante. Les profils de gravure correspondants présentent une forte gravure latérale. Au contraire, les vitesses de gravure de TiN en HBr sont faibles ;

on est proche des cinétiques de pulvérisation et les profils de gravure correspondants sont très pentus. En combinant ces deux gaz dans des proportions bien choisies elle a obtenu des profils anisotropes.

Elle a ensuite étudié l'état de surface de HfO_2 après gravure du TiN. La réaction d'oxydation du TiN est très favorable et la couche est partiellement oxydée lors de la remise à l'air préalable à l'étape de dépôt du polysilicium. Le TiO_x présent en surface entraîne des phénomènes de micromasquage durant la gravure qui donnent lieu à la présence de résidus à la surface du HfO_2 . Ce phénomène est exacerbé lorsque le TiN est gravé avec une forte proportion de Cl_2 car la gravure est alors très chimique ; les différences de vitesses de gravure du TiN et du TiO_x sont donc très marquées. Au contraire, lorsque l'on grave le TiN avec une dominante de HBr, les vitesses de gravure du TiN et du TiO_x sont proches et la formation de résidus peut être très limitée. Par ailleurs le Cl_2 attaque les parois en Al_2O_3 du réacteur et libère de l'oxygène dans la phase gazeuse, favorisant ainsi la formation de TiO_x durant la gravure, tandis que le HBr a, au contraire, tendance à passiver les parois du réacteur.

Il existe donc des conditions plasmas permettant d'obtenir des profils anisotropes dans le TiN et un excellent état de surface du HfO_2 . Ces conditions sont : HBr : 100 sccm / Cl_2 : 50 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 4 mTorr.

Cependant, pour limiter l'oxydation du TiN, il faut veiller à ce qu'aucun plasma contenant de l'oxygène n'entre en contact avec le TiN. Il a donc été nécessaire de développer une étape de gravure spécifique permettant d'atterrir sur le TiN (on parle de *soft landing*), basée sur un plasma de HBr/ Cl_2 . Néanmoins, sans oxygène, les couches de passivation déposées sur les flancs sont fines et le polysilicium mal protégé. Le pied des motifs de polysilicium est donc souvent endommagé durant la gravure du TiN (on parle de *notch* ou d'encoche). Des stratégies de gravure visant à graver d'un bloc le polysilicium et le TiN, dans des plasmas de HBr/ Cl_2 , ont été développées et permettent de limiter ce problème. Malheureusement elles conduisent à augmenter soit le CD_{BIAS} soit le $\text{CD}_{\text{MICROLOADING}}$.

Nous nous sommes amplement inspirés de ces résultats pour notre présente étude. Toutefois afin de maximiser la compatibilité entre les chimies de gravure du polysilicium et du TiN, nous avons d'abord tenté de graver le TiN avec un plasma de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$.

4.1.3. Gravure du TiN avec un plasma de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$

4.1.3.1. Etude des mécanismes de gravure

Nous n'avons pas trouvé de résultats concernant la gravure du nitrure de titane par un plasma fluorocarboné dans la littérature. Nous avons donc commencé par étudier les mécanismes de gravure mis en jeu. Les figures 4.5. et 4.6. présentent l'évolution des vitesses de gravure du TiN en fonction de la puissance de polarisation et du rapport $\text{SF}_6/(\text{SF}_6+\text{CH}_2\text{F}_2)$. Les conditions de gravures sont : flux total de SF_6 et CH_2F_2 : 40 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / pression : 5 mTorr.

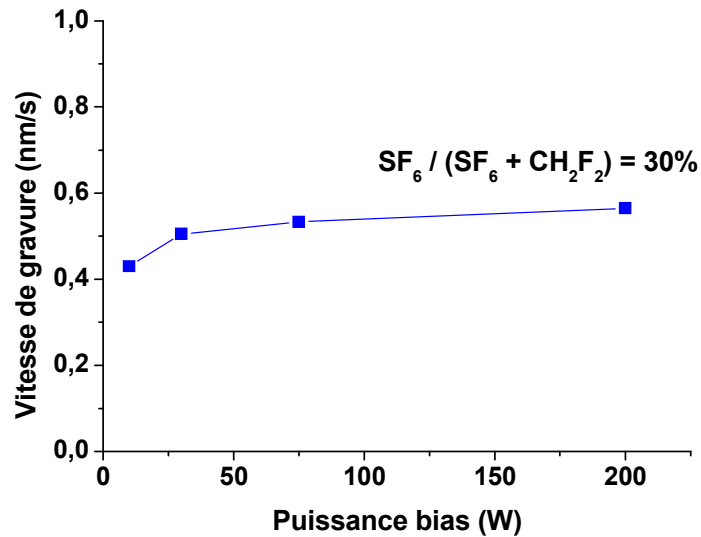


Figure 4.5. Evolution des vitesses de gravure du TiN dans un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar en fonction de la puissance de polarisation pour un rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) de 30 %

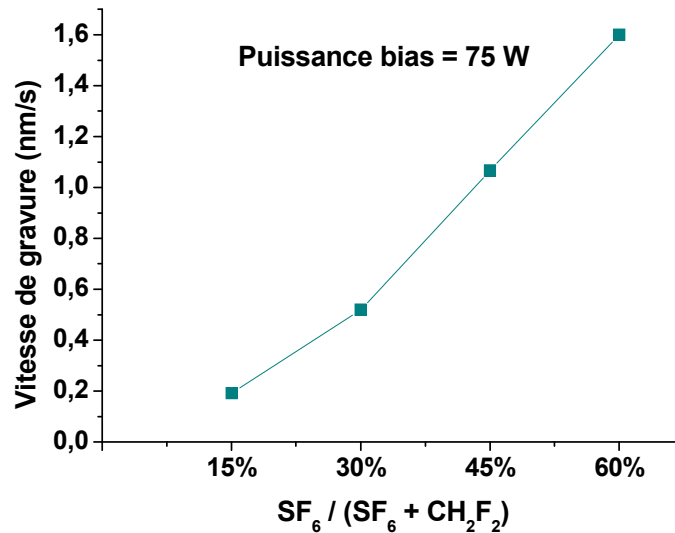


Figure 4.6. Evolution des vitesses de gravure du TiN dans un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) pour une puissance de polarisation de 75 W

Contrairement à ce qui a été observé lors de la gravure du silicium, le bombardement ionique n'a pas un impact significatif sur la cinétique de gravure du TiN. Elle dépend par contre très fortement de la quantité de fluor dans la phase gazeuse. La gravure, au caractère chimique très marqué, est limitée par le flux de neutres réactifs.

Pour comprendre pourquoi l'influence de la puissance de polarisation sur les cinétiques de gravure de silicium et du nitrure de titane est différente, nous avons analysé par XPS la composition chimique de la surface du TiN gravée avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar. Le résultat est présenté sur la figure 4.7. et le détail des spectres du titane et du carbone sont présentés sur la figure 4.8. Les conditions de gravure sont : SF₆ : 12 sccm / CH₂F₂ : 28 sccm (rapport de 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr / temps de gravure : 10 s.

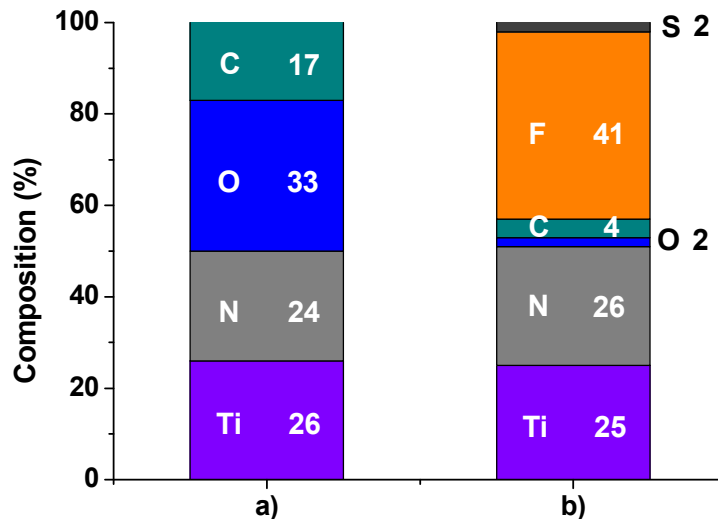


Figure 4.7. Composition chimique d'une couche de TiN a) non gravée et b) partiellement gravée par un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, une puissance de polarisation de 75 W et un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30 %

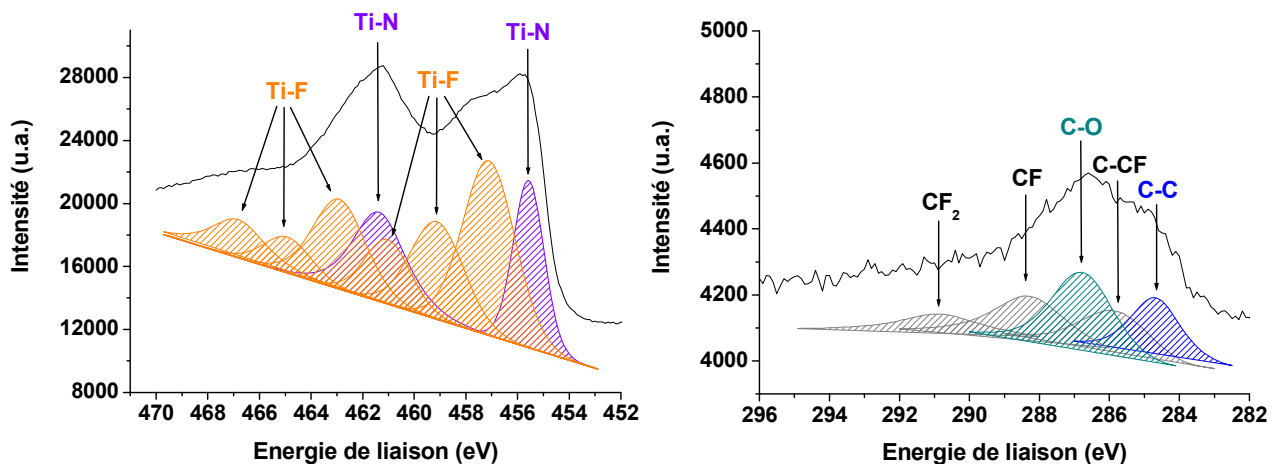


Figure 4.8. Spectres XPS a) $Ti2p$ et b) $C1s$ après gravure partielle du TiN par un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, une puissance de polarisation de 75 W et un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30 %

La nature chimique de la couche est fortement modifiée ; Dans la fenêtre $Ti2p$ du titane, on observe de nombreux composés de TiF_x à divers degrés de fluorination (457.1 eV, 459.2 et 461.1 eV), conformément à la littérature⁹⁻¹¹. Plus surprenant, dans la fenêtre $C1s$ du carbone, on n'observe que très peu de composés fluorocarbonés de type CF_x . On remarque par contre la formation de C-O.

On peut supposer qu'une partie des CF_x a été consommée par l'oxygène provenant du TiO_x pour former du CO_2 volatil. Il se peut également que le coefficient de collage des composés fluorocarbonés sur le titane soit faible. Enfin, comme la vitesse de gravure du TiN est faible (relativement à celle du silicium), il y a beaucoup de fluor atomique disponible dans la phase gazeuse pour graver les CF_x qui se déposeraient à la surface du TiN. La très faible quantité de composés fluorocarbonés déposée en surface explique la faible influence de la puissance de polarisation sur la cinétique de gravure : rien ne s'oppose à la diffusion du

fluor vers la surface de TiN et la réaction spontanée de formation du TiF_x ne nécessite pas d'apport en énergie supplémentaire.

Comme le caractère chimique de la gravure est très marqué nous avons vérifié si la présence de TiO_x se traduisait par des phénomènes de micromasquage et par conséquent une hausse de la rugosité de surface. Nous avons gravé partiellement deux plaques de TiN puis nous avons analysé leur état de surface avec un AFM. Les résultats sont présentés sur la figure 4.9. Les conditions de gravure sont : SF_6 : 12 sccm / CH_2F_2 : 28 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W et 160 W / pression : 5 mTorr.

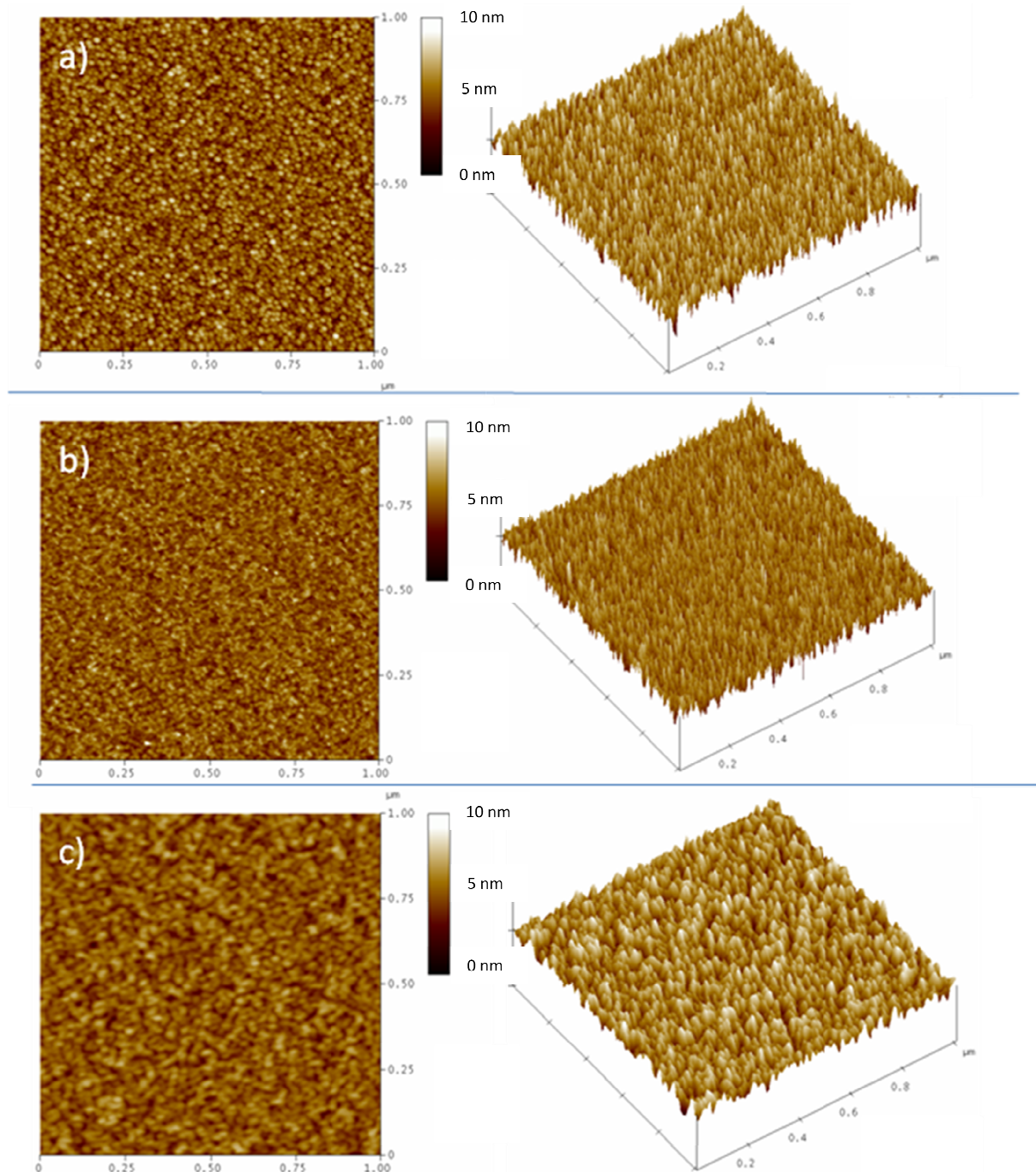


Figure 4.9. Image AFM de la surface de TiN non gravée a) et gravée avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ avec une puissance de polarisation de 75 W b) et de 160 W c)

Lorsqu'on utilise une puissance de polarisation moyenne (75 W), la topographie de la surface est très proche de celle d'origine et la rugosité RMS de surface est un peu plus faible (0.8 nm contre 1 nm avant gravure). On n'observe aucun résidu. Avec une très forte puissance de polarisation (160 W) la topographie de la surface change. On observe des grains plus importants mais toujours pas de résidus. La rugosité RMS de la surface diminue légèrement (0.8 nm). La gravure de TiN, même partiellement oxydée, dans un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar n'augmente pas la rugosité de surface du matériau. En effet, les plasmas de SF₆/CH₂F₂/Ar n'attaquent pas les parois du réacteur. Il n'y a donc pas de rejet d'O₂ durant la gravure ce qui limite les phénomènes de micromasquage.

4.1.3.2. Etude des profils de grille

Nous avons d'abord dû développer une étape de gravure du polysilicium spécifique nous permettant d'atterrir sur le TiN. En effet après atterrissage du plasma sur TiN en utilisant une des recettes définies au chapitre III, on dégrade le profil de polysilicium. La figure 4.10. met en exergue ce phénomène. Les conditions de gravure sont : SF₆ : 18 sccm / CH₂F₂ : 22 sccm (rapport de 45%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr.

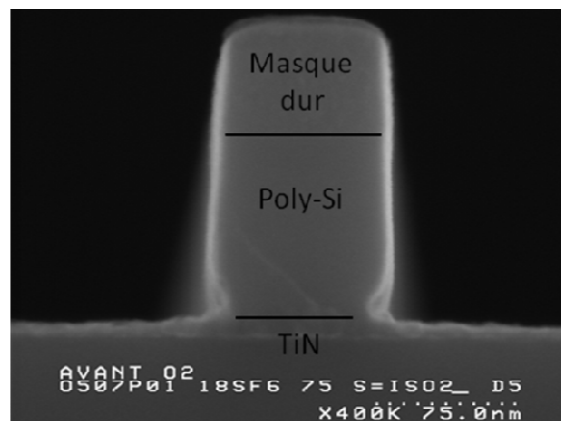


Figure 4.10. Encoche créée à l'interface polysilicium/TiN par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, une puissance de polarisation de 75W et un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) de 45%

Le fluor réagit moins facilement avec le TiN qu'avec le polysilicium. Lorsqu'on atteint le TiN, la concentration en fluor augmente (puisque'il est moins consommé) et attaque le pied des motifs. Pour éviter cette encoche, il faut renforcer la passivation, soit en augmentant la puissance de polarisation, soit en diminuant le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂).

Les conditions de gravure du soft landing permettant d'obtenir un profil anisotrope dans le polysilicium sont : SF₆ : 12 sccm / CH₂F₂ : 28 sccm (rapport de 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr.

Nous avons ensuite gravé le TiN avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, en conservant des conditions identiques à celles du soft landing. Le résultat est présenté sur la figure 4.11. Les conditions de gravure sont : SF₆ : 12 sccm / CH₂F₂ : 28 sccm (rapport de 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr.

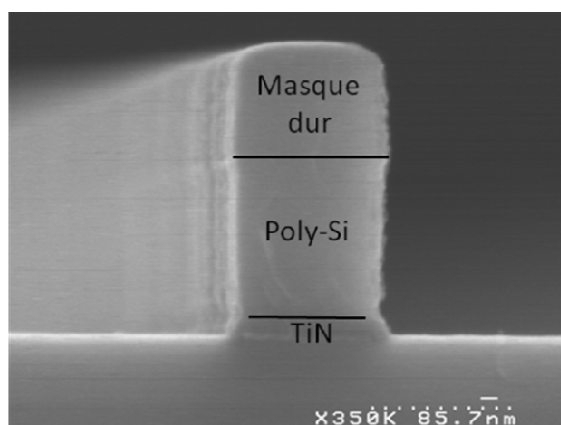


Figure 4.11. Profil de grille obtenu après gravure de la couche de TiN par un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, une puissance de polarisation de 75W et un rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30%

Le profil est pentu dans le TiN et on observe une encoche à l'interface polysilicium/TiN. Pour empêcher la formation de cette encoche, nous avons augmenté la puissance de polarisation durant l'étape de soft landing de manière à passer d'avantage le pied de grille. Pour obtenir un profil anisotrope dans le TiN, nous avons à nouveau augmenté la puissance de polarisation (augmenter le rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ conduit à élargir l'encoche). Le résultat est présenté sur la figure 4.12. Les conditions de gravure, pour le soft landing comme pour l'étape de gravure du TiN, sont : SF_6 : 12 sccm / CH_2F_2 : 28 sccm (rapport de 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 160 W / pression : 5 mTorr.

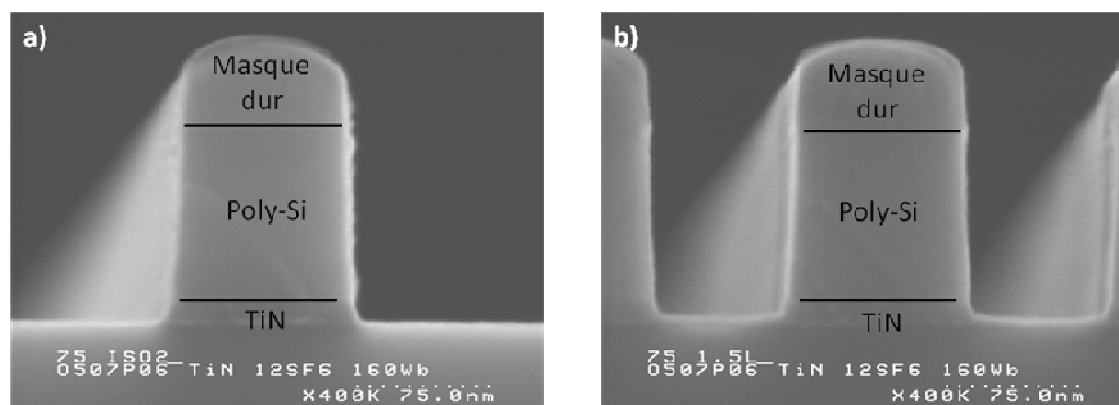


Figure 4.12. Profils de grille obtenus après gravure de la couche de TiN par un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, une puissance de polarisation de 160 W et un rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30% a) zone isolée, b) zone dense

La pente générée dans le TiN est encore importante mais l'encoche a disparu. Par ailleurs, tout le TiN n'est pas gravé dans les zones denses. Une étape de surgravure (par rapport à la gravure dans les zones peu denses) est donc nécessaire, mais elle ne doit pas endommager l'oxyde high-k. Nous avons mesuré la sélectivité du TiN vis-à-vis du HfO_2 pour différentes puissance de polarisation. Les résultats sont présentés sur la figure 4.13.

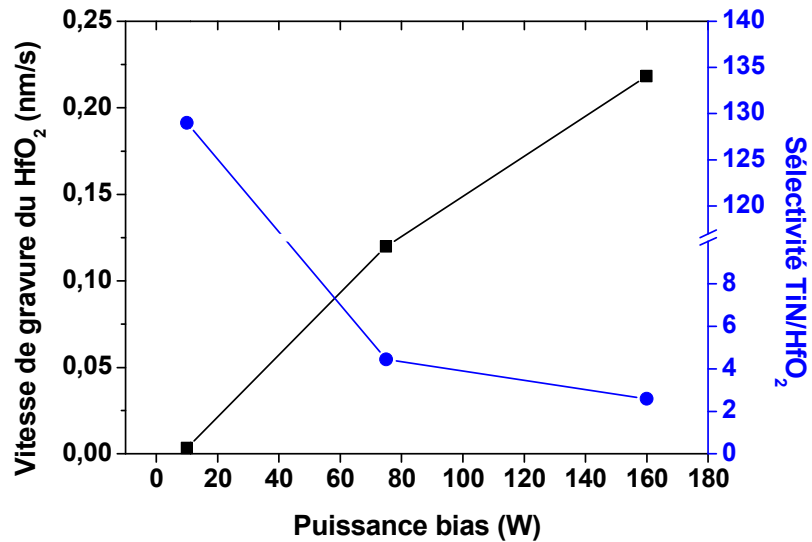


Figure 4.13. Sélectivité de TiN vis-à-vis du HfO₂ dans un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar pour un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) de 30 %

Pour une puissance de polarisation de 160 W la sélectivité est très faible. Terminer la gravure avec une puissance de polarisation de 160 w risque donc d'endommager l'oxyde. Diminuer la puissance de polarisation, durant cette dernière étape, permettrait d'augmenter la sélectivité mais accentuerait la pente générée dans le TiN. L'étape de surgravure ne peut donc se faire avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar. En utilisant un plasma de HBr/Cl₂ on parvient, en appliquant une surgravure de 10s à graver le TiN dans les zones denses. Le polysilicium de grille est cependant légèrement endommagé, particulièrement dans les zones isolées, tandis que le profil dans le TiN est redressé (cf. Figure 4.14.). Les conditions de surgravure sont : HBr : 100 sccm / Cl₂ : 50 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 4 mTorr.

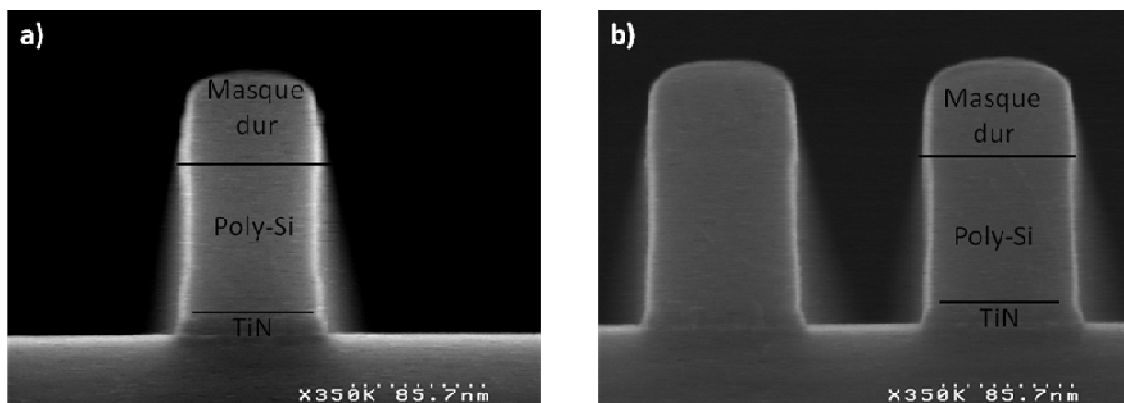


Figure 4.14. Profils de grille obtenus après surgravure par un plasma de HBr/Cl₂, a) zone isolée, b) zone dense

4.1.3.3. Etat de surface du HfO₂

L'étape de gravure en SF₆/CH₂F₂/Ar se fait à très haute puissance de polarisation. Il y a donc un risque d'endommager l'oxyde sous jacent. Nous avons mesuré par AFM la rugosité de surface du HfO₂ après cette étape. Les résultats sont présentés sur la figure 4.15.

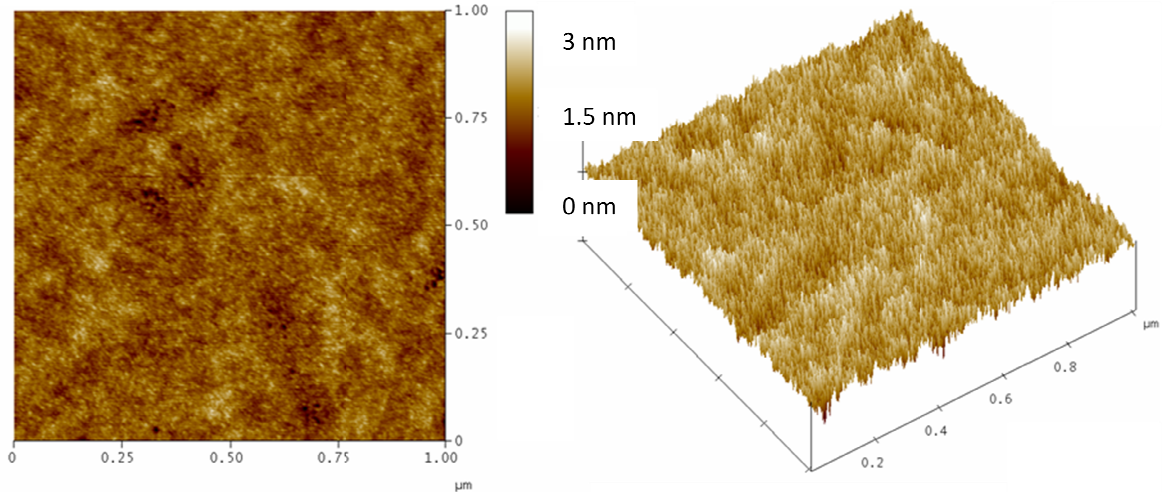


Figure 4.15. Image AFM de la surface du HfO₂ après gravure du TiN par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar avec un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égale à 30% et une puissance de polarisation de 160 W

La rugosité RMS de surface est très faible (0.2 nm). On ne note ni résidu, ni trou dans l'oxyde. Le HfO₂ est pourtant modifié chimiquement. Nous avons analysée par XPS la composition chimique de la couche de HfO₂ après gravure du TiN et nous l'avons comparée à la composition d'une couche de HfO₂ de référence. Les résultats sont présentés sur la figure 4.16.

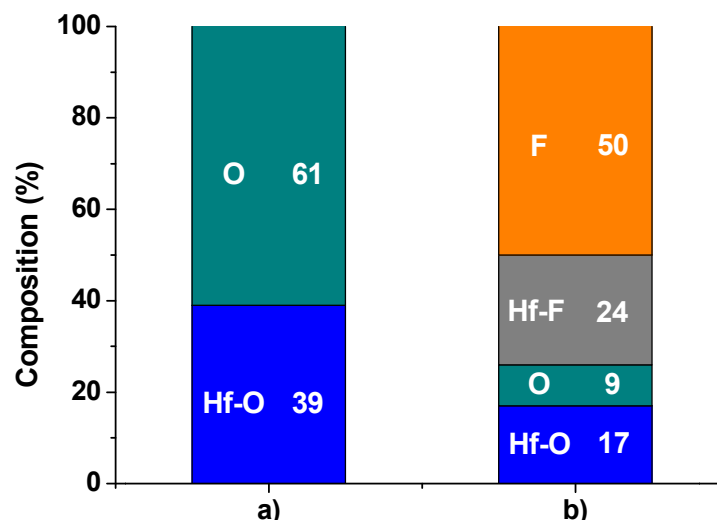


Figure 4.16. a) Composition chimique d'une couche de HfO₂ de référence et b) composition chimique du HfO₂ de grille après gravure du TiN par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar avec un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égale à 30% et une puissance de polarisation de 160 W

Une partie du HfO_2 est transformé en HfF . Ce résultat est attendu et conforme à ce qui est observé dans la littérature lorsqu'une couche de HfO_2 est exposé à un plasma fluorocarboné^{12,13}. Le HfF_4 est un composé solide dont les cinétiques de gravure sont, à priori, différentes de celle du HfO_2 . Les chimies développées pour graver le HfO_2 risquent donc d'être peu efficaces et l'on pourrait observer la formation de résidus.

Pour le vérifier, nous avons gravé notre plaque avec un plasma BCl_3 développé par Elodie Sungauer¹⁴ au LTM pour graver HfO_2 . Les conditions de gravure sont : BCl_3 : 100 sccm / puissance source : 800 W / puissance de polarisation : 10 W / pression : 5 mTorr.

Le temps nécessaire pour graver la couche de HfF s'est avéré similaire à celui nécessaire pour graver une couche de HfO_2 (0,3 nm/s). Nous avons analysé la composition chimique de la surface par XPS. Le résultat est présenté sur la figure 4.17.

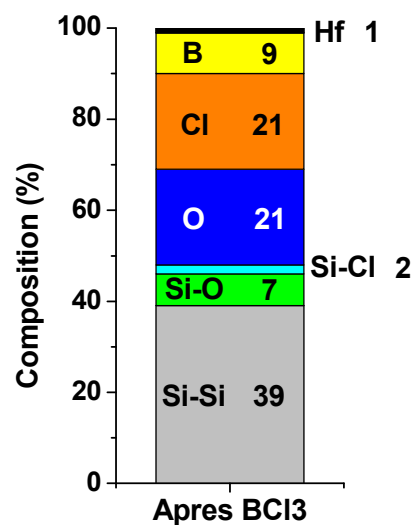


Figure 4.17. Composition chimique de la couche de HfF/HfO_2 gravée par un plasma de BCl_3

On observe très peu de Hf. Nous avons mesuré la rugosité RMS de surface de notre plaque. Les résultats sont présentés sur la figure 4.18.

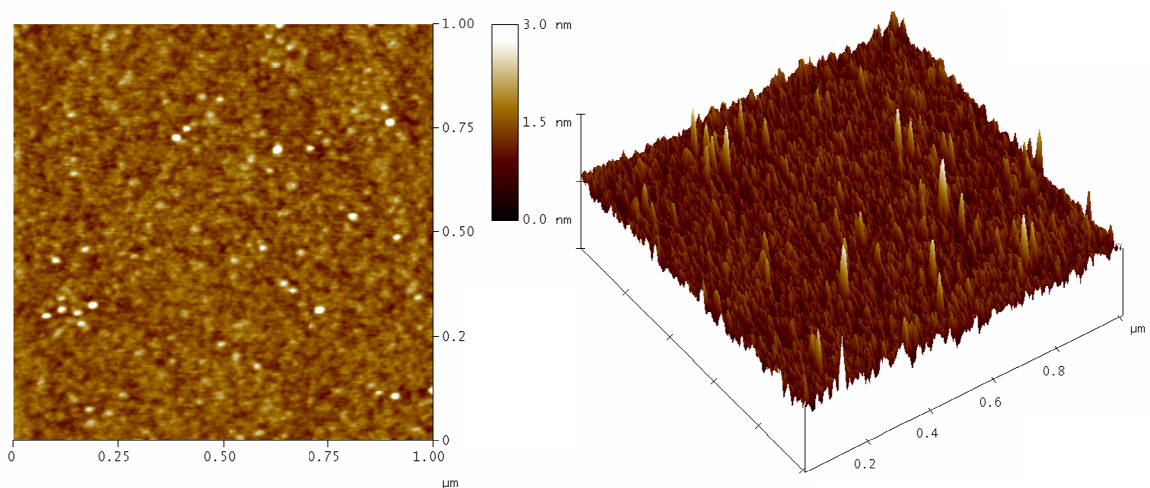


Figure 4.18. Rugosité de surface d'une plaques de HfF/HfO_2 gravé avec un plasma de BCl_3

La rugosité de surface est très faible (0.23 nm), similaire à celle mesurée lorsqu'on grave un plaqué de HfO₂ standard¹⁴. Cependant de nombreux résidus sont présents à la surface du silicium. Ces résidus ne sont pas observés habituellement. Leur taille importante (> 2 nm), au regard de l'épaisseur de la couche de HfO₂, suggère que le HfO₂ (ou le HfF) n'a pas été gravé par endroit. Toutefois, la faible quantité restante le rend difficile à détecter par XPS.

Les interactions entre les plasmas de SF₆/CH₂F₂/Ar et HfO₂ ont donc des conséquences néfastes sur la gravure de notre empilement de grille. Par ailleurs, la surgravure en HBr/Cl₂ a également un impact négatif. La rugosité de surface de HfO₂, après l'étape de surgravure, est présentée sur la figure 4.19.

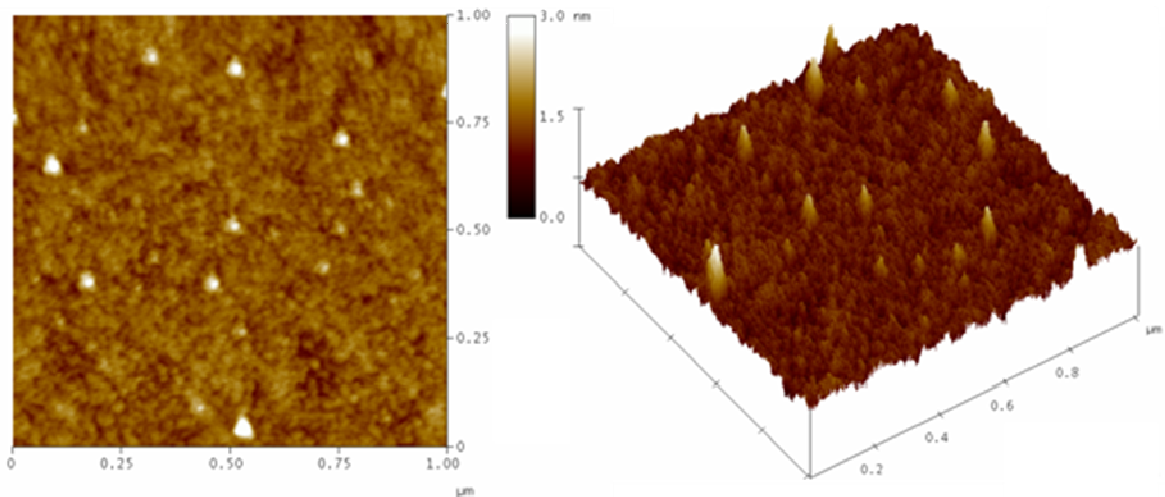


Figure 4.19. Rugosité de surface du HfO₂ après l'étape de surgravure en HBr/Cl₂

La rugosité de surface est faible (0.2 nm), mais des résidus sont présents à la surface de l'oxyde. Leur taille (>2.5nm) est importante. Ils sont moins nombreux que ceux observés après la gravure de HfF mais sont également plus larges.

Ces résidus sont des composés de TiF_x. Durant l'étape de gravure du TiN, le bombardement ionique très élevé a entraîné la pulvérisation d'amas de TiF_x peu fluorés (donc peu volatils) qui se sont ensuite déposés sur les murs de la chambre (tout comme sur les flancs de grille, en particulier dans les zones isolées, comme on peut le voir sur la figure 4.12.). Ces amas ont tendance à se détacher durant l'étape de surgravure et à retomber sur la plaque.

Ces résidus ne disparaissent pas, même avec une surgravure importante (> 20s). Ils provoquent des phénomènes de micromasquage qui dégradent très fortement, à terme, la rugosité de surface après gravure du HfO₂.

4.1.3.4. Conclusion

Graver le TiN avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar n'est pas une stratégie de gravure efficace. Elle permet d'obtenir des profils anisotropes mais favorise la formation de résidus durant la gravure du TiN lui-même puis durant la gravure de HfO₂. L'état de surface de la zone active de silicium, après gravure complète de l'empilement de grille, n'est alors pas acceptable. Cette stratégie a donc été abandonnée.

4.1.4. Gravure du TiN par un plasma de HBr/Cl₂

4.1.4.1. Etude des profils de grille

Lorsque nous utilisons les conditions plasmas définies par Anne Legouil (HBr : 100 sccm / Cl₂ : 50 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation 15 W / pression 4 mTorr), nous obtenons un profil pentu (non montré). Cela est lié à l'état des parois du réacteur qui dépendent de la chimie de gravure du polysilicium.

Lorsque le polysilicium est gravé avec un plasma de HBr/Cl₂/O₂, les parois sont recouvertes d'une couche de SiO_xCl_y^{19,20}. Au contraire, lorsqu'un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar est utilisé, les parois sont recouvertes d'une couche fluorocarbonée, comme le révèle l'analyse XPS d'un échantillon flottant d'alumine placé sur la plaque durant la gravure du polysilicium, selon la méthode expliquée au chapitre 2 (cf. Figure 4.20.). Les conditions de gravures sont : SF₆ : 18 sccm / CH₂F₂ : 22 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr.

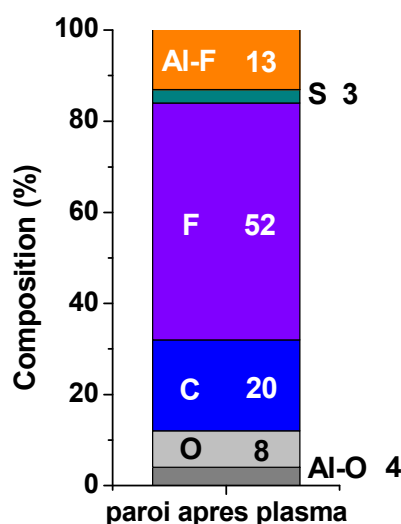


Figure 4.20. Composition chimique de la surface d'un échantillon d'alumine flottant après gravure d'une couche de silicium par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar avec un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égale à 45% et une puissance de polarisation de 75 W

Outre les composés fluorocarbonés, on note la présence d'Al-F. Al-F ne provient pas de la fluorination de notre échantillon d'alumine, mais de la gravure des parois en Al₂O₃ de la chambre. En effet, la couche déposée sur les parois n'est pas uniforme. Au contraire, dans certains endroits, notamment sous l'antenne, les ions peuvent acquérir une énergie très importante et graver le dôme au lieu de le recouvrir d'une couche protectrice.

La nature chimique des parois modifie la probabilité de recombinaison des espèces neutres Cl et Br. Dans le cas de parois SiOCl, le taux de recombinaison du chlore atomique sur les parois est très faible et la concentration en chlore atomique dans la phase gazeuse est élevée (au regard de la concentration de Cl₂)²¹⁻²³. Au contraire, lorsque les parois sont recouvertes d'un dépôt carboné, le taux de recombinaison du chlore est élevé et sa concentration²² dans la phase gazeuse est faible, d'autant plus qu'une partie du chlore atomique réagit avec les parois en formant CCl_x.

La diminution de la concentration de chlore augmente la pente générée dans le TiN durant la gravure. Pour compenser l'action des parois et retrouver un profil anisotrope, les

flux de Cl et de HBr ont été portés à 75 sccm chacun. Le profil est alors droit dans le TiN mais le polysilicium est légèrement gravé latéralement dans les zones isolées comme le montre la figure 4.21.

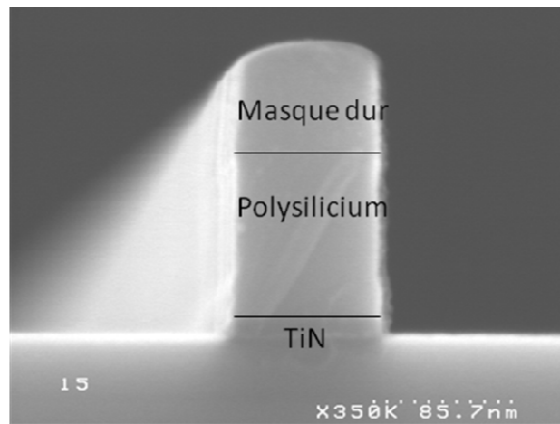


Figure 4.21. Profils de grille obtenus après gravure de la couche de TiN par un plasma de HBr/Cl_2 (75/(75))

Les plasmas de HBr/Cl_2 impactent les couches de passivation protégeant le polysilicium. Nous avons analysé la composition chimique des couches de passivation, à l'aide de la méthode d'analyse topographique chimique décrite au chapitre II, avant et après la gravure de la couche de TiN avec un plasma d' HBr/Cl_2 . Nous avons utilisé des conditions de gravure du TiN peu agressives, quitte à générer des profils pentus. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 4.22. et le détail des spectres C1s sur la figure 4.23. Les conditions de gravure sont :

Pour le polysilicium : étape de gravure principale : SF_6 : 18 sccm / CH_2F_2 : 22 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr ; pour l'étape de soft landing : conditions identique mais avec 12 sccm de SF_6 et 28 sccm de CH_2F_2 .

Pour le TiN : HBr : 100 sccm / Cl_2 : 50 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 50 W / pression : 4 mTorr

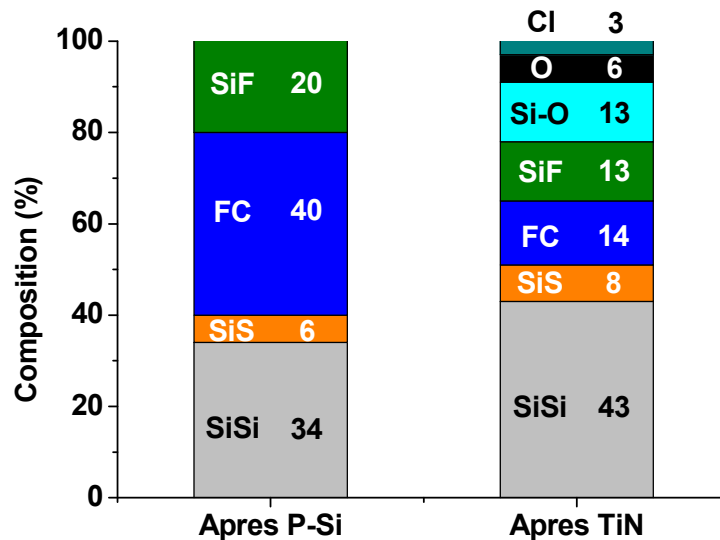


Figure 4.22. Composition chimique de la couche de passivation présente sur les flancs de grille avant et après gravure de la couche de TiN par un plasma de HBr/Cl₂

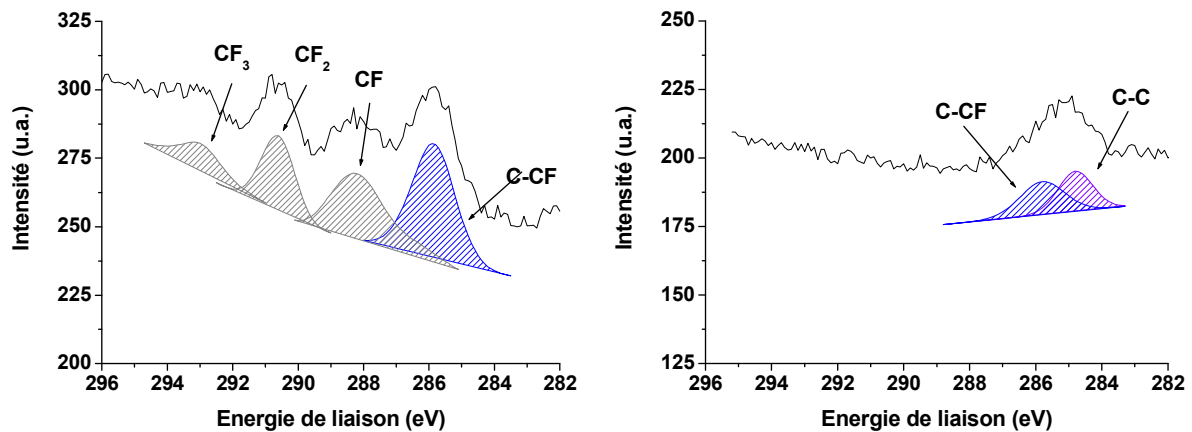


Figure 4.23. Détail des spectres C1s de la couche de passivation présente sur les flancs de grille avant et après gravure de la couche de TiN par un plasma de HBr/Cl₂

Après gravure du polysilicium, on retrouve, conformément au chapitre III, une couche mixte FC-SiF sur les flancs du polysilicium. Après gravure du TiN dans un plasma de HBr/Cl₂, les composés fluorocarbonés constituant la couche de passivation ont été gravés. A contrario, le polysilicium est légèrement oxydé malgré l'absence d'oxygène dans le plasma. Cet oxygène provient en fait de la gravure des parois de la chambre en Al₂O₃ par le chlore.

Le polysilicium de grille n'est donc plus protégé. Lorsqu'on augmente de rapport Cl₂/HBr, on amplifie ce phénomène ce qui entraîne une légère gravure latérale du polysilicium durant la gravure du TiN. Pour éviter ce phénomène il est nécessaire de modifier l'étape de gravure du polysilicium en renforçant la passivation déposée sur les flancs des structures. Pour ce faire on peut, par exemple, diminuer légèrement le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) ou augmenter la puissance de polarisation. Les couches de passivation seront gravées durant l'étape de gravure du TiN mais seront néanmoins suffisantes pour protéger le polysilicium. En ajustant finement l'épaisseur des couches générées, il est possible, durant la gravure du TiN, de légèrement redresser le profil obtenu durant la gravure du polysilicium et d'obtenir

finalement des profils anisotropes avec un $CD_{\text{MICROLOADING}}$ inférieur à 2 nm, comme le montre la figure 4.24. Les conditions de gravure sont:

Polysilicium : SF_6 : 15 sccm / CH_2F_2 : 25 sccm (rapport 37,5%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr.

Soft landing : SF_6 : 12 sccm / CH_2F_2 : 28 sccm (rapport 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 160 W / pression : 5 mTorr.

TiN : HBr : 75 sccm / Cl_2 : 75 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 4 mTorr.

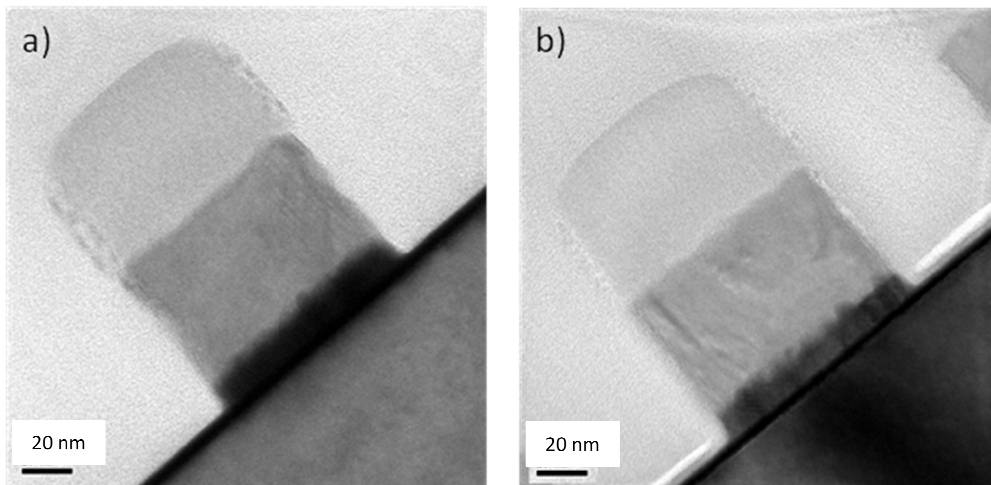


Figure 4.24. Profils d'un grille P-Si/TiN/HfO₂ gravé d'abord avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar puis un plasma de HBr/Cl₂ a) zone isolée b) zone dense

4.1.4.2. Etat de surface du HfO₂

Nous avons mesuré l'état de surface du HfO₂ après l'étape de gravure du TiN. Les résultats sont présentés sur la figure 4.25.

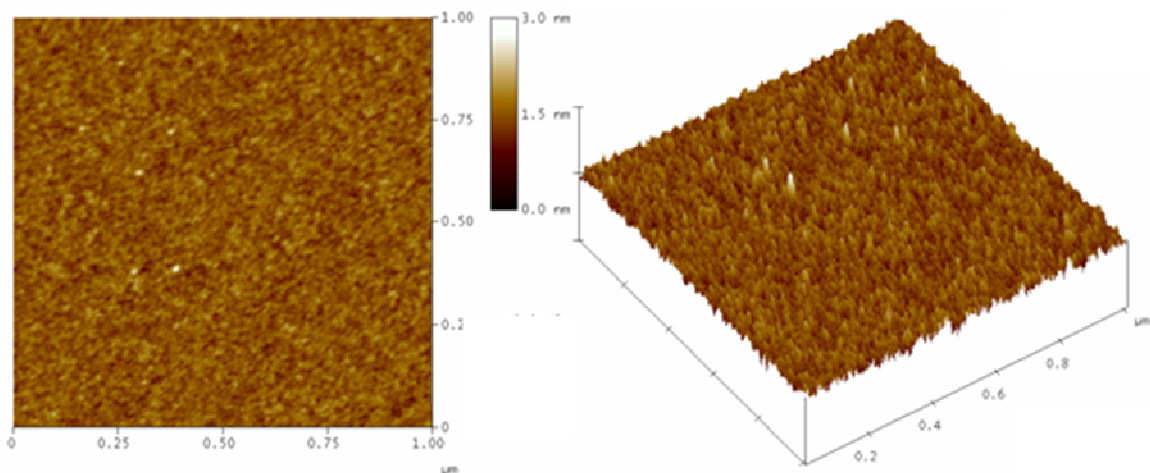


Figure 4.25. Image AFM de la surface de HfO₂ après gravure de la couche de TiN avec un plasma de HBr/Cl₂.

La rugosité de surface est très faible (0.19 nm). On observe, par ailleurs, ni résidu, ni trou dans l'oxyde. Ce résultat n'est pas surprenant : la chimie utilisée est très sélective vis-à-vis du HfO_2 et la puissance de polarisation employée est très basse, il n'y a donc pas de risque d'endommager l'oxyde. Par ailleurs notre étape de *soft landing* nous a permis de graver la grande majorité du TiO_x présent à la surface de la couche.

4.1.4.3. Conclusion

Les plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ s'avèrent plus efficaces que ceux de $\text{HBr}/\text{Cl}_2/\text{O}_2$ pour graver le polysilicium. Ils permettent de contrôler plus finement la qualité de la couche de passivation déposée, ce qui nous a permis de protéger d'avantage le pied du motif en ajoutant une étape supplémentaire de soft landing (SF_6 : 12 sccm / CH_2F_2 : 28 sccm (rapport 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 160 W / pression : 5 mTorr), et d'éviter ainsi les problèmes de notch à l'interface polysilicium/TiN tout en générant un $\text{CD}_{\text{MICROLOADING}}$ très faible. Ce plasma, qui n'est toutefois pas sélectif vis-à-vis du TiN, ne convient pas à la gravure du TiN car il entraîne la formation de résidus sur le HfO_2 et la création d'agrégats de HfF. Au contraire en gravant le reste de la couche de TiN avec un plasma de HBr/Cl_2 (HBr : 75 sccm / Cl_2 : 75 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 4 mTorr), nous avons obtenu un profil anisotrope tout en préservant l'oxyde de grille.

4.2. La gravure du Molybdène

L'utilisation de molybdène comme métal de grille a été proposée des 1971 par Brown et al²⁴ mais l'idée ne semble pas s'être imposée depuis lors. Par conséquent, le molybdène a été sensiblement moins étudié que d'autres métaux, notamment le TiN et le TaN. Plusieurs études existent²⁵⁻²⁷ néanmoins qui suggèrent que le molybdène peut être gravé avec des plasmas fluorés ou chlorés. Après avoir brièvement caractérisé le molybdène utilisé dans nos empilements, nous allons tester ces deux types de plasmas en nous focalisant une nouvelle fois sur l'anisotropie des profils de gravure obtenus, la sélectivité vis à vis de l'oxyde de grille sous jacent et la bonne tenue des couches supérieures de l'empilement, notamment le polysilicium et le TiN.

4.2.1. Caractérisation des couches de molybdène

Le molybdène utilisé durant notre étude a été déposé par PVD en pulvérisant une cible de molybdène à l'aide d'argon à 200°C. Deux épaisseurs de matériaux différentes ont été utilisées. Pour les études XPS et les analyses par spectrométrie de masse nous avons utilisé des couches de 100nm tandis que pour les études de cinétiques de gravure nous avons utilisé une épaisseur de 10 nm, ce qui correspond également à l'épaisseur de molybdène utilisée dans nos empilements de grille. Enfin, notons que le molybdène croit de manière colonnaire comme le révèle l'observation MEB de la figure 4.26.

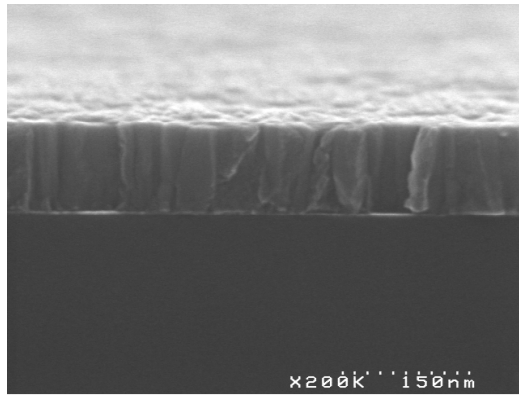


Figure 4.26. Photo MEB d'une couche de 100 nm de molybdène avant gravure

L'analyse XPS de la surface du molybdène nous révèle que, tout comme le TiN, le molybdène est oxydé en surface. La composition chimique de la couche de molybdène est résumée sur la figure 4.27., tandis que les détails des spectres Mo3d, O1s et C1s sont présentés sur la figure 4.28.

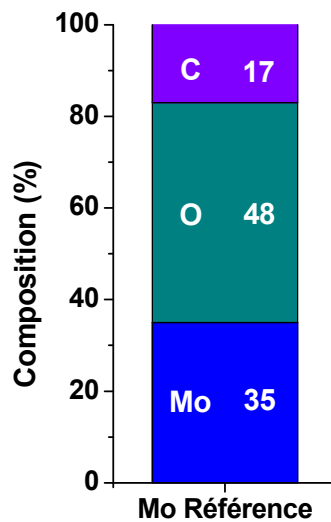


Figure 4.27. Composition chimique de la couche de Mo de 100 nm avant gravure

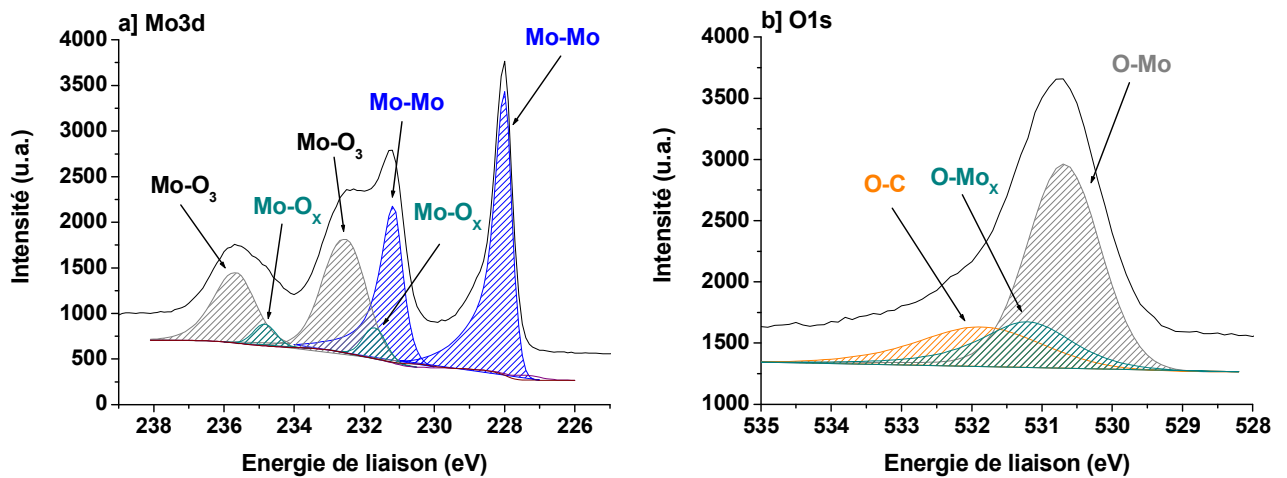


Figure 4.28. Spectres XPS a) du molybdène Mo3d, b) de l'oxygène O1s du Mo avant gravure

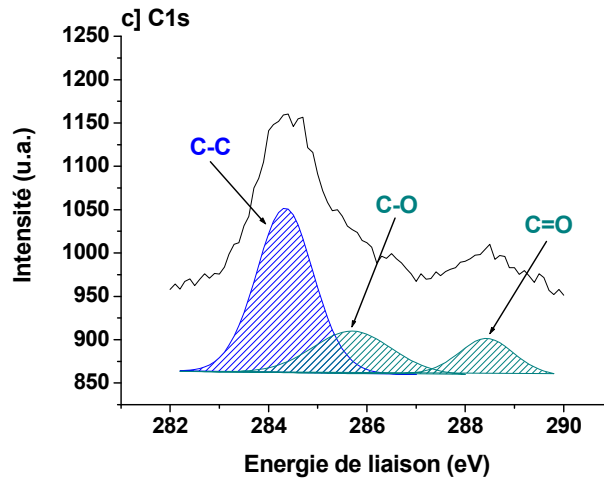


Figure 4.28. Spectres du carbone C1s du Mo avant gravure

Nous observons pour la fenêtre Mo3D trois doublets avec un couplage spin orbite de 3.13 eV. Ils sont attribués aux liaisons du molybdène avec le molybdène (Mo-Mo à 228 eV), du molybdène avec l'oxygène (Mo-O₃ à 232.5 eV) et à du molybdène partiellement oxydé (Mo-O_x à 231.7 eV). Dans la fenêtre O1s nous observons trois composantes. Les deux premières, (O-Mo à 530.7 eV et O-Mo_x à 531.2 eV) sont attribuées aux liaisons de l'oxygène avec le molybdène pour différents états d'oxydation. La dernière (O-C à 531.9 eV) est attribuée aux liaisons formées par l'oxygène avec le carbone. Enfin, Le carbone détecté dans la fenêtre C1s est un carbone de pollution déposé sur la surface de la plaque sous forme de C-C (284.5 eV), de C-O (285.7 eV) et de C=O (288.4 eV). Ces résultats conformes à la littérature²⁸⁻³⁰ sont résumés dans le tableau 4.29.

Mo3d			O1s			C1s		
Mo-Mo	Mo-O _x	Mo-O ₃	O-Mo	O-Mo _x	O-C	C-C	C-O	C=O
228	231.7	232.5	530.7	531.2	531.9	284.5	285.7	288.4

Tableau 4.29. Energie de liaison des composantes du Mo avant gravure

On peut raisonnablement supposer que la couche de molybdène déposée dans nos empilements de grille est elle aussi oxydée en surface puisque les plaques sont remises à l'air avant le dépôt de TiN.

Cependant, contrairement aux oxydes de titane, les oxydes de molybdène n'entraînent pas de problèmes particuliers lors de la gravure. La figure 4.30. présente les pressions de vapeur saturantes de différents composés de molybdène²⁷.

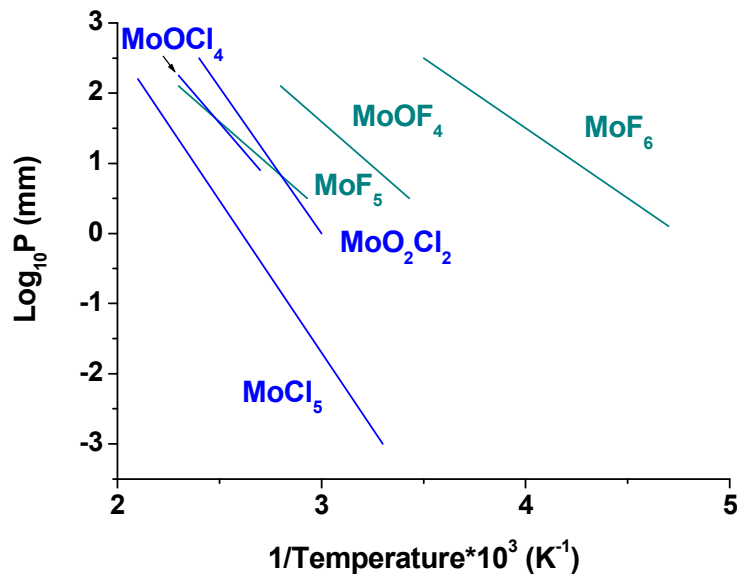


Figure 4.30. Pression de vapeur saturantes de différents composés de molybdène

Le MoOF₄ est plus difficile à former que le MoF₆. Il reste malgré tout un composé très volatil. Le fluor est donc capable de graver les oxydes de molybdène.

Les oxychlorides de molybdène (tel que MoO₂Cl₂ ou MoOCl₄) sont plus volatils que les pentachlorure de molybdène (MoCl₅ – Le MoCl₆ n'est pas stable et se décompose rapidement)^{31,32}.

Quel que soit le plasma utilisé, la partie oxydée de la couche se grave donc facilement sans entraîner la formation de résidus ou autres phénomènes néfastes.

4.2.2. Etude de la gravure du molybdène avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar

4.2.2.1 Etude des cinétiques de gravure

L'évolution de la vitesse de gravure du molybdène en fonction du rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) et de la puissance de polarisation est présentée sur les figures 4.31. et 4.32. Les conditions de gravure sont : SF₆+CH₂F₂ : 40 sccm / Ar : 90 sccm / Puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 5 mTorr.

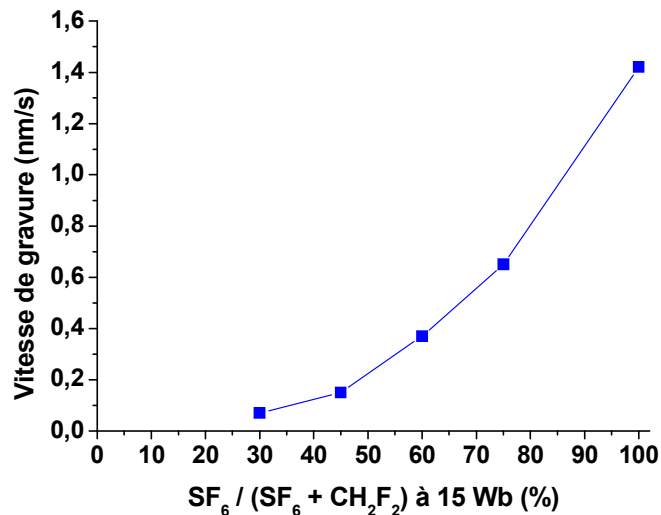


Figure 4.31. Evolution des vitesses de gravure du molybdène dans un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ en fonction du rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ pour une puissance de polarisation de 15 W

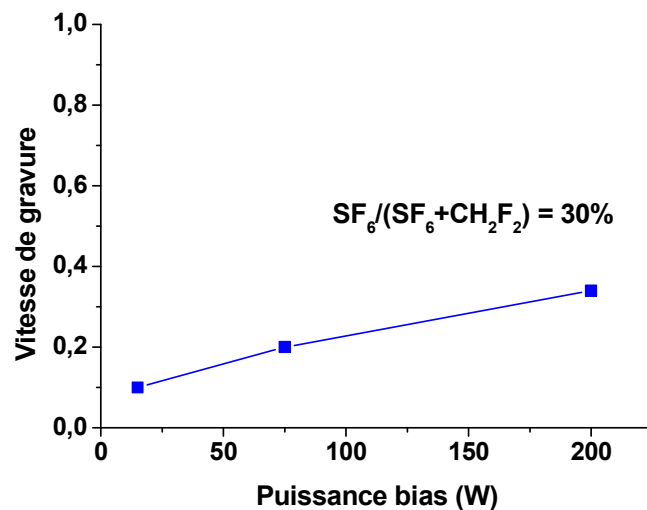


Figure 4.32. Evolution des vitesses de gravure du molybdène dans un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ en fonction de la puissance de polarisation pour un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 30%

Dans un plasma de SF_6/Ar pur, la vitesse de gravure est élevée, mais l'ajout de CH_2F_2 , même en faible quantité, la fait chuter rapidement. Contrairement au TiN, la vitesse de gravure n'est donc plus proportionnelle au taux de fluor présent dans la phase gazeuse.

Nous avons analysé par XPS la surface du molybdène exposé à un plasma de SF_6 et à un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ avec un rapport de $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 45%. Les résultats sont présentés sur la figure 4.33. et les détails des spectres Mo3d sur la figure 4.34. Les conditions de gravure sont : $SF_6+CH_2F_2$: 40 sccm / Ar : 90 sccm / Puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 5 mTorr.

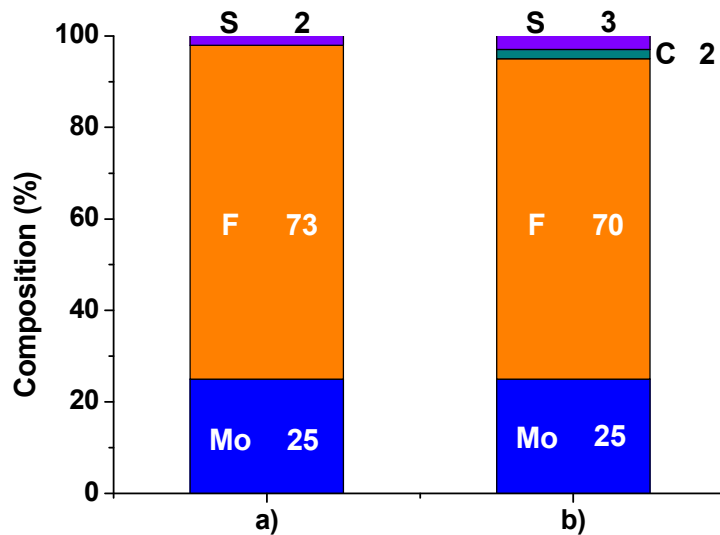


Figure 4.33. Composition chimique d'une couche de Mo gravée a) avec un plasma de SF_6/Ar , b) avec un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ avec un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 45%

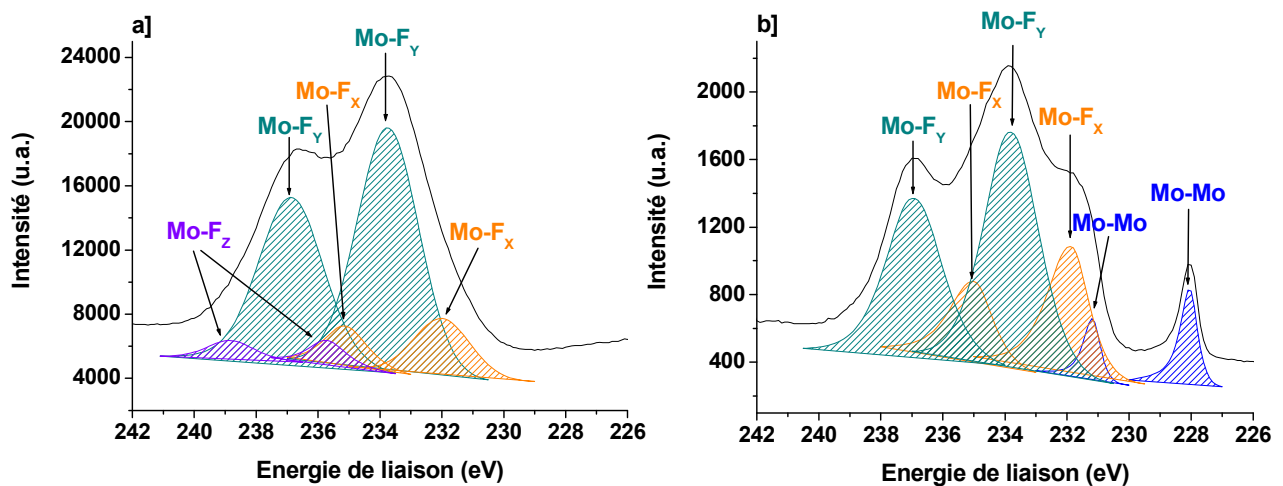


Figure 4.34. Détail des spectres Mo3d du Mo gravé par a) un plasma de SF_6/Ar et b) un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ avec un rapport $SF_6/(SF_6+CH_2F_2)$ de 45%

A première vue, les compositions des deux couches paraissent très similaires, mais l'analyse en détail des spectres Mo3d laisse apparaître plusieurs différences. La fenêtre Mo3d révèle la présence de molybdène fluoré à divers degrés ($Mo-F_x$ à 232 eV, $Mo-F_y$ à 233.7 eV et $Mo-F_z$ à 235.5 eV). Ces données sont conformes à la littérature³³. Cependant, dans les plasmas de SF_6/Ar l'ensemble du molybdène est fluoré tandis que l'on distingue encore des liaisons Mo-Mo dans les plasmas de $SF_6/CH_2F_2/Ar$. Par ailleurs, dans ces derniers, la quantité relative de composés de molybdène sous fluorés ($Mo-F_3$) est bien plus importante.

En outre, la quantité très faible de carbone relevé (2%, essentiellement sous forme de C-C), révèle qu'il n'y a pas eu de couche fluorocarbonée déposée à la surface du molybdène lors de sa gravure par le plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$, ni formation de carbure de molybdène (Mo-C). La baisse de la vitesse de gravure ne peut donc être attribuée au dépôt d'une couche qui bloquerait la diffusion de fluor, comme nous l'avons fait dans le cas du silicium.

4.2.2.2. Composition de la phase gazeuse

Pour mieux comprendre les phénomènes observés précédemment, nous avons procédé à des analyses par spectrométrie de masse des ions présents dans ces plasmas. Comme précédemment, ces expériences n'ont malheureusement pu être menées que dans la Centura 300 et le CH_2F_2 a donc été remplacé par du CHF_3 . Les spectres de masses obtenus sont présentés sur la figure 4.35. Les conditions des gravures sont : SF_6 : 50 sccm ou 15 sccm / CHF_3 : 0 sccm ou 35 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 20 W / pression : 5 mtorr.

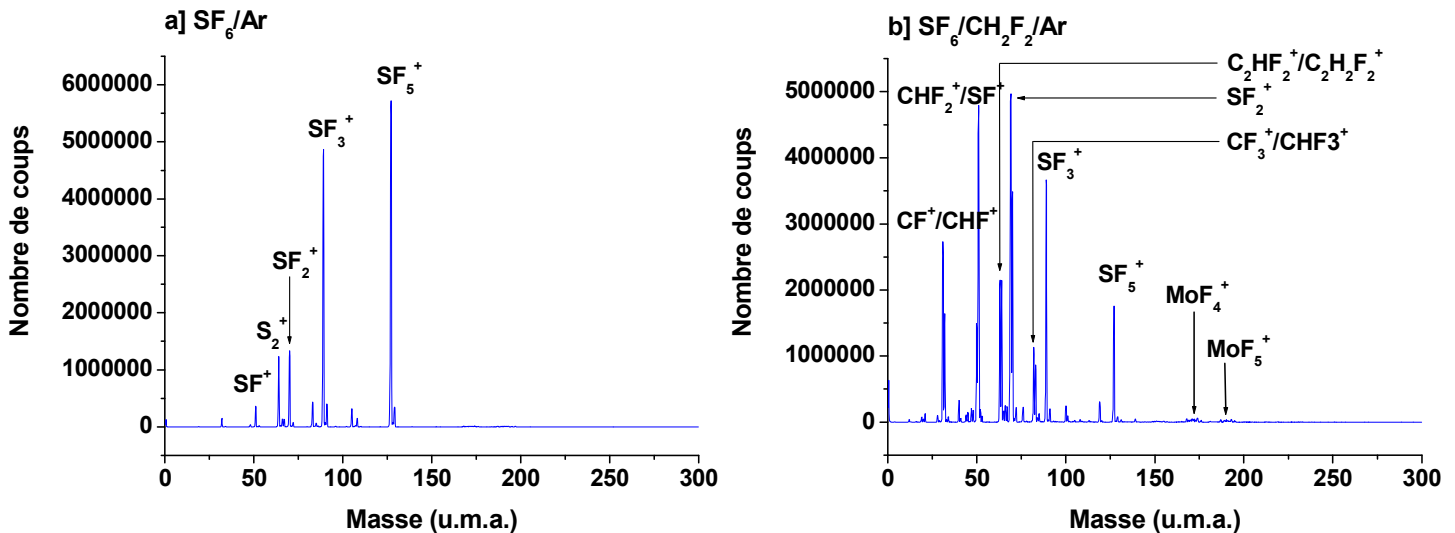


Figure 4.35. Spectres de masse en ions obtenu sur un substrat de molybdène dans les conditions de gravure suivante : a) plasma de SF_6/Ar b) plasma de $\text{SF}_6/\text{CHF}_3/\text{Ar}$

Les espèces ioniques détectées peuvent être séparées en deux catégories : d'une part les espèces provenant de la dissociation des gaz introduits dans le plasmas (SF^+ , SF_2^+ , SF_3^+ et SF_5^+ pour le SF_6 , CF^+ , CHF^+ , CHF_2^+ , CF_3^+ et CHF_3^+ pour le CHF_3) et d'autre part les produits de gravure présents principalement sous forme d'ions MoF_4^+ et MoF_3^+ dans le plasma de $\text{SF}_6/\text{CHF}_3/\text{Ar}$ mais indiscernables dans le plasma de SF_6/Ar . Or généralement, plus les produits de gravure sont volatils, moins ils sont détectables lors d'analyses par spectrométrie de masse.

Cela confirme la tendance des plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ à former des composés MoF_x ($x \leq 5$) peu volatils.

4.2.2.3 Etude des profils de grille

La concentration de CH_2F_2 a également des répercussions importantes sur l'anisotropie des profils de grille. La figure 4.36. présente deux empilements où le Mo a été gravé avec un plasma de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ en faisant varier le rapport de $\text{SF}_6/(\text{SF}_6+\text{CH}_2\text{F}_2)$ de 30% à 37,5%. Les conditions de gravure sont :

Pour le polysilicium : étape de gravure principale : SF_6 : 15 sccm / CH_2F_2 : 25 sccm / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr ; pour l'étape de soft landing : conditions identiques mais avec 12 sccm de SF_6 et 28 sccm de CH_2F_2 .

Pour le TiN : HBr : 75 sccm / Cl₂ : 75 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 50 W / pression : 4 mTorr

Pour le Mo : SF₆+CH₂F₂ : 40 sccm / Ar : 90 sccm / Puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 5 mTorr.

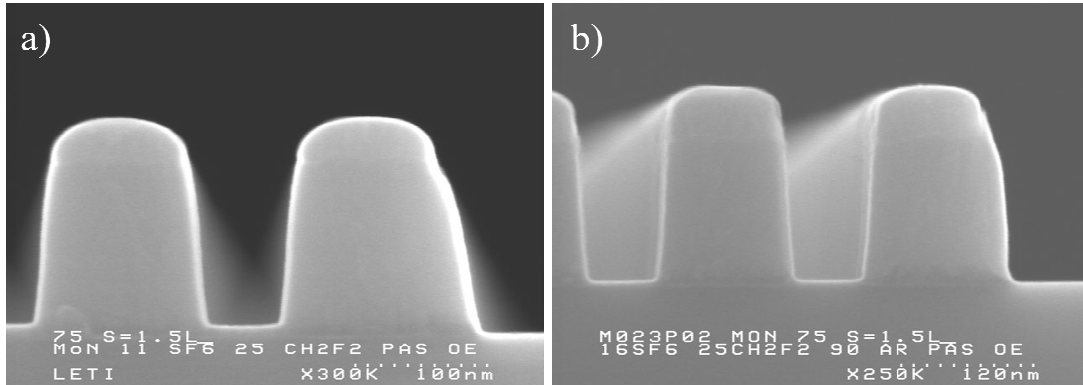


Figure 4.36. Profil de grille après gravure du Mo par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, une puissance de polarisation de 15 W et un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égal à a) 30%, b) 37,5%

On observe des dépôts très importants de matériaux sur le flanc des motifs particulièrement dans les zones isolées (la structure au bord du réseau se comporte comme une ligne isolée). Cela indique que le redépôt est généré par des espèces provenant de la phase gazeuse et n'est pas lié à une pulvérisation directe de la couche de Mo. Par ailleurs plus le rapport SF₆/(SF₆+CH₂F₂) est faible, plus le dépôt est important. Ce dépôt épais peut être enlevé en plongeant l'échantillon dans un bain HF mais la pente générée dans le molybdène est considérable (cf. Figure 4.37.). Enfin, Accroître la puissance de polarisation ne fait qu'augmenter les redépôts.

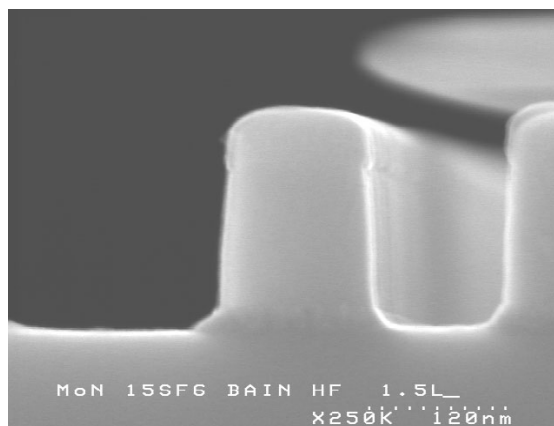


Figure 4.37. Profil de grille après gravure du Mo par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar avec un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égal à 37.5% et après un bain HF

Nous n'avons pas pu obtenir de lot XPS adapté à l'emploi de la technique de l'analyse topographique chimique. Néanmoins nous avons pu caractériser la composition chimique des dépôts observés en utilisant la technique de l'échantillon flottant, comme expliqué au chapitre 2, en remplaçant l'échantillon d'alumine par un échantillon de silicium. Cette

technique est moins précise mais permet toutefois d'obtenir de bonnes informations qualitatives. Nous avons collé l'échantillon flottant sur une plaque de molybdène puis gravé la plaque de Mo. Les conditions de gravure sont : SF₆ : 12 sccm CH₂F₂ : 28 sccm / Ar : 90 sccm / Puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 5 mTorr. Les résultats obtenus sont résumés sur la figure 4.38. et le détail des spectres Mo3d, F1s et C1s sont fournis sur la figure 4.39.

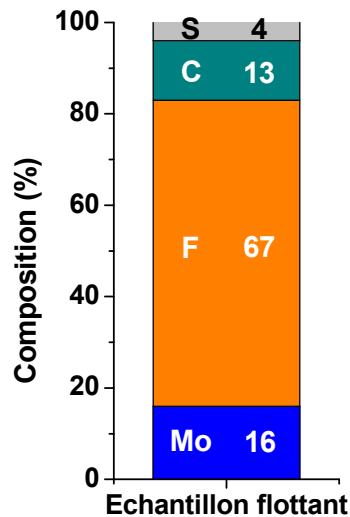


Figure 4.38. Composition de la surface d'un échantillon flottant de silicium après la gravure de molybdène par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, une puissance de polarisation de 15 W et un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égal à 45%

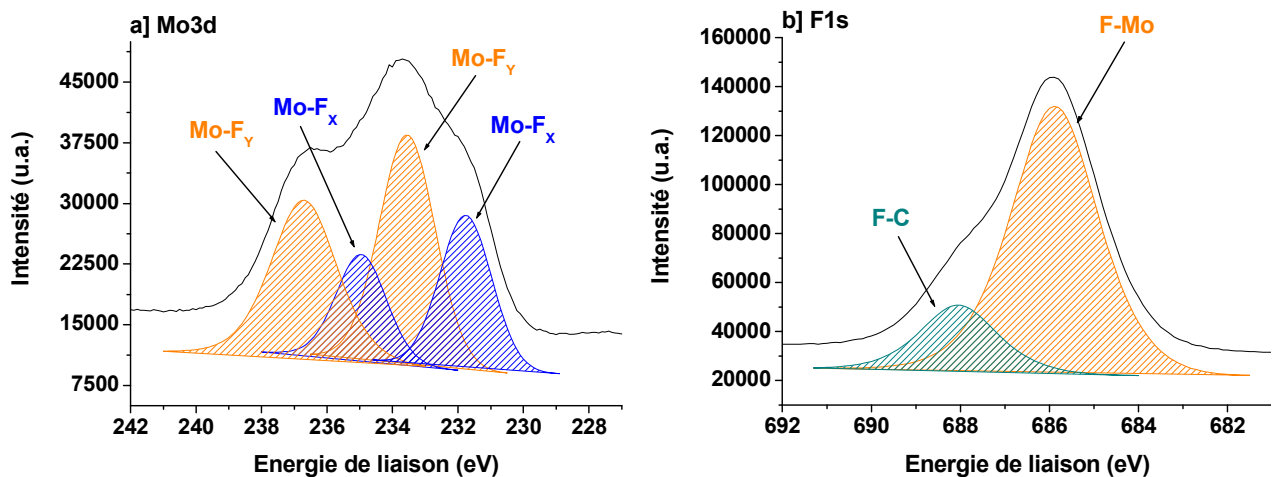


Figure 4.39. Détail des spectres XPS a) du molybdène Mo3d et b) du fluor F1s de la couche déposée sur un échantillon flottant de silicium après la gravure de molybdène par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, une puissance de polarisation de 15 W et un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égal à 45%

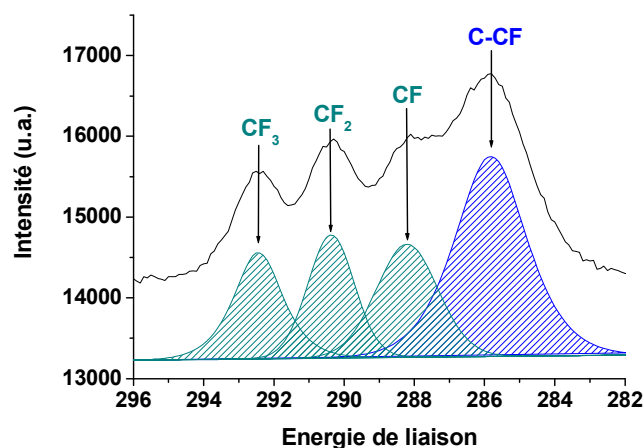


Figure 4.39. Détail du spectre XPS c) du carbone C1s de la couche déposée sur un échantillon flottant de silicium après la gravure de Mo par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, une puissance de polarisation de 15 W et un rapport de SF₆/(SF₆+CH₂F₂) égal à 45%

Le dépôt est suffisamment épais pour faire disparaître la contribution du silicium sous-jacent. L'analyse des fenêtres Mo3d et F1s nous montre qu'il est principalement composé de molybdène fluoré même si l'on note cette fois-ci la présence de composés fluorocarbonés.

Pour déterminer si le carbone, le soufre et l'hydrogène présents dans la phase gazeuse avaient une influence sur la formation de ces dépôts, nous avons répété l'expérience en gravant le molybdène avec un plasma de SF₆/Ar (pour supprimer l'influence du carbone) et un plasma de CF₄ (pour supprimer l'influence du soufre et de l'hydrogène). Les résultats sont résumés sur la figure 4.40.

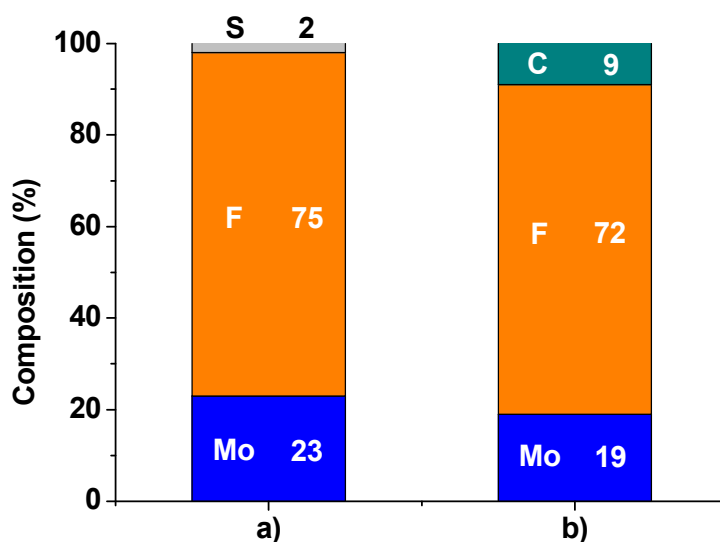


Figure 4.40. Composition de la surface d'un échantillon flottant de silicium après la gravure de molybdène par un plasma a) de SF₆/Ar et b) CF₄

Dans tous les cas, un dépôt essentiellement composé de Mo-F se forme sur l'échantillon flottant. On ne peut pas comparer l'épaisseur respective de ces dépôts car ils sont tous suffisamment épais pour écranter totalement le signal du silicium sous-jacent.

On peut donc proposer le mécanisme suivant : le fluor, assisté par le bombardement ionique, forme avec le Mo et dans les conditions plasmas, de nombreux composés peu volatils de type MoF_x avec $X < 6$, dont les coefficients de collage sont très élevés. Ces composés se redéposent sur les parois de la chambre et sur la plaque (tant sur le fond des motifs que sur leurs flancs).

Suite à l'ajout de CH_2F_2 , le carbone entre en compétition avec le fluor, bloque certains sites d'adsorption, et favorise encore d'avantage la création de composés moins fluorés et donc moins volatils.

4.2.2.4. Conclusion

Quelle que soit la concentration de CH_2F_2 les plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ provoquent des redépôts importants lors de la gravure du molybdène. Il est donc impossible d'obtenir une gravure anisotrope. Par ailleurs les composés de MoF_x sont des espèces déliquescents³² : en présence d'eau (ce qui peut se produire facilement dans nos réacteurs étant donné l'emploi récurrent d'oxygène et de gaz contenant de l'hydrogène), ces produits se décomposent sur les parois de la chambre de gravure et les corrodent entraînant à long terme des problèmes de reproductibilité de procédés. Les plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ ne sont donc pas adaptés à la gravure du molybdène. Par conséquent nous avons abandonné cette solution et étudié la gravure du molybdène dans des plasmas de HBr/Cl_2 .

4.2.3. Etude de la gravure du molybdène avec un plasma de HBr/Cl_2

4.2.3.1 Etude des cinétiques de gravure

La figure 4.41. présente l'évolution des vitesses de gravure du Mo en fonction de la puissance de polarisation pour des plasmas de HBr et de Cl_2 . Les conditions de gravure sont : HBr ou Cl_2 : 150 sccm / puissance source : 500 W / pression : 4 mTorr.

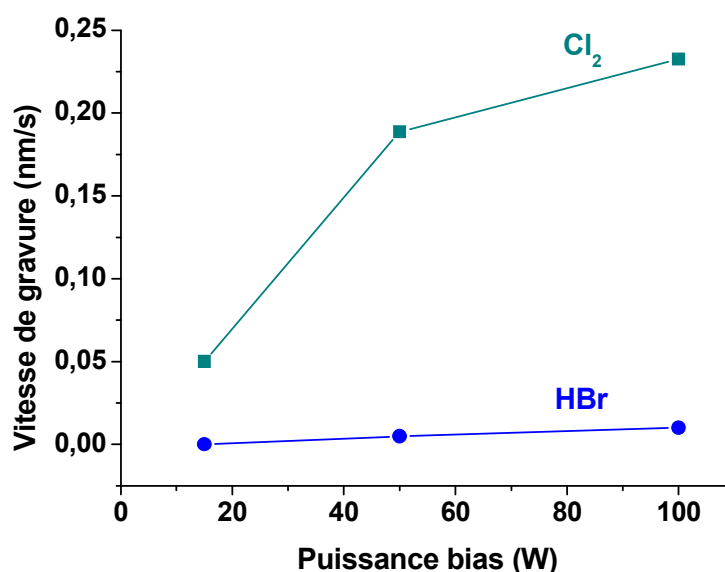


Figure 4.41. Evolution des vitesses de gravure du molybdène dans des plasmas de HBr et de Cl_2 en fonction de la puissance de polarisation

Le HBr ne grave que très lentement le molybdène, même en appliquant une puissance de polarisation élevée. Cette gravure essentiellement physique (par pulvérisation) entraîne en outre de très importants redépôts de composé de MoBr_x sur les parois de la chambre et sur les flancs des motifs³⁴.

Le Cl_2 grave lentement le molybdène et la vitesse de gravure est très dépendante de la puissance de polarisation. Pour obtenir des vitesses de gravure acceptables, on est donc contraint de travailler avec une puissance de polarisation importante mais au prix d'une forte dégradation de la sélectivité Mo/ HfO_2 (cf. Figure 4.42.).

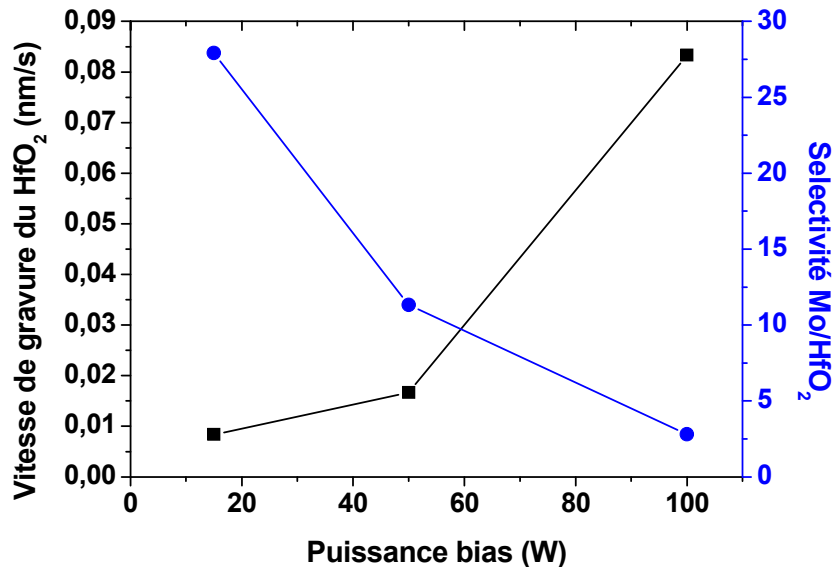


Figure 4.42. Evolution de vitesse de gravure du HfO_2 et de la sélectivité Mo/ HfO_2 dans un plasma de Cl_2 en fonction de la puissance de polarisation

4.2.3.2. Composition de la phase gazeuse

La figure 4.43. présente le spectre en masse des ions présents dans le plasma durant la gravure du Mo en Cl_2 . Les conditions de gravure sont : Cl_2 : 150 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 20 W / pression : 4 mTorr.

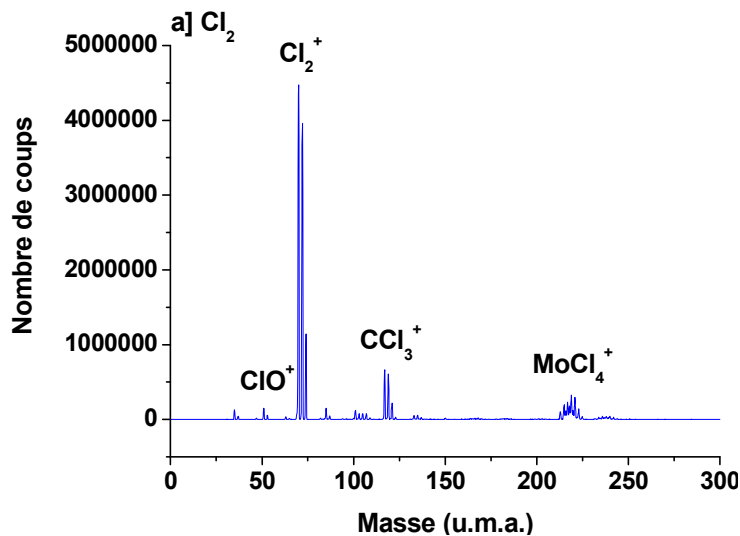


Figure 4.43. Spectres de masse en ions obtenu pendant la gravure du Mo par un plasma de Cl_2

Les espèces ioniques détectées peuvent être séparées en trois catégories. On observe tout d'abord une espèce provenant de l'ionisation du Cl_2 , l'ion Cl_2^+ . On détecte également la présence de CCl_3^+ , formé probablement par réaction du chlore avec le carbone de pollution présent dans la chambre et sur la plaque. Enfin, on observe les produits de gravure essentiellement sous forme de MoCl_4^+ . Ce produit de gravure n'est pas très volatil et colle moins sur les parois que son équivalent fluoré. Il est donc d'avantage présent dans la phase gazeuse.

4.2.3.3 Etude des profils de grille

Le plasma de Cl_2 ne permet pas d'obtenir des profils de grille satisfaisants : quelle que soit la puissance de polarisation employée, la gravure est lente et le chlore atomique attaque la couche de TiN provoquant une gravure latérale très marquée (non montrée).

Les plasmas de Cl_2 ou de HBr purs ne sont donc pas adaptés pour graver le molybdène. Cependant, l'ajout d'oxygène devrait offrir d'intéressantes améliorations : en formant des produits plus volatils²⁷, il devrait, en effet, augmenter la vitesse de gravure et en oxydant le TiN il devrait empêcher sa gravure latérale.

4.2.4. Etude de la gravure du molybdène avec un plasma de HBr/ Cl_2 / O_2

4.2.4.1 Etude des cinétiques de gravure

La figure 4.44. présente l'évolution de la vitesse de gravure du Mo en fonction du rapport $\text{O}_2/(\text{O}_2+\text{Cl}_2)$. Les conditions de gravure sont : $\text{O}_2 + \text{Cl}_2$: 150 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 4 mTorr.

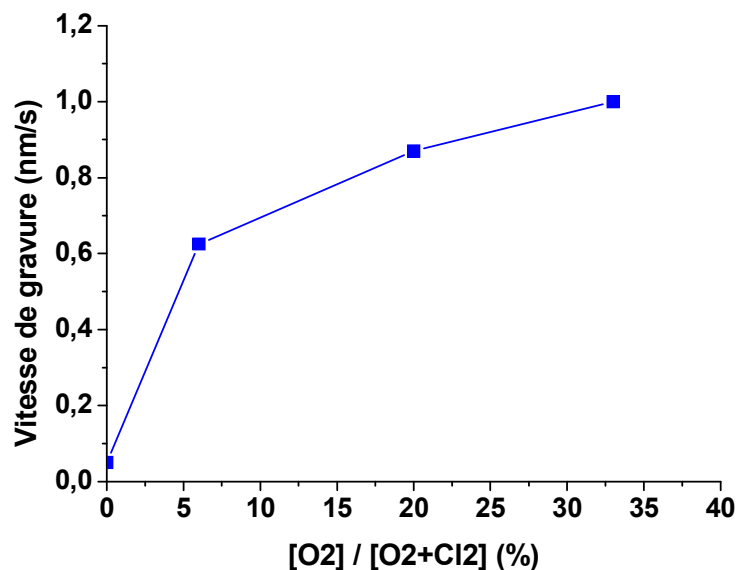


Figure 4.44. Evolution des vitesses de gravure du molybdène en fonction du rapport $\text{O}_2/(\text{O}_2+\text{Cl}_2)$

La vitesse de gravure du molybdène est très sensible à l'ajout d'oxygène, même en faible quantité. Pour un rapport de $O_2/(O_2+Cl_2)$ égal à 6% la vitesse de gravure est ainsi multipliée par 12. La figure 4.45. présente l'évolution de la vitesse de gravure du Mo dans un plasma de Cl_2/O_2 (avec un rapport $O_2/(O_2+Cl_2)$ égal à 6%) en fonction de la puissance de polarisation.

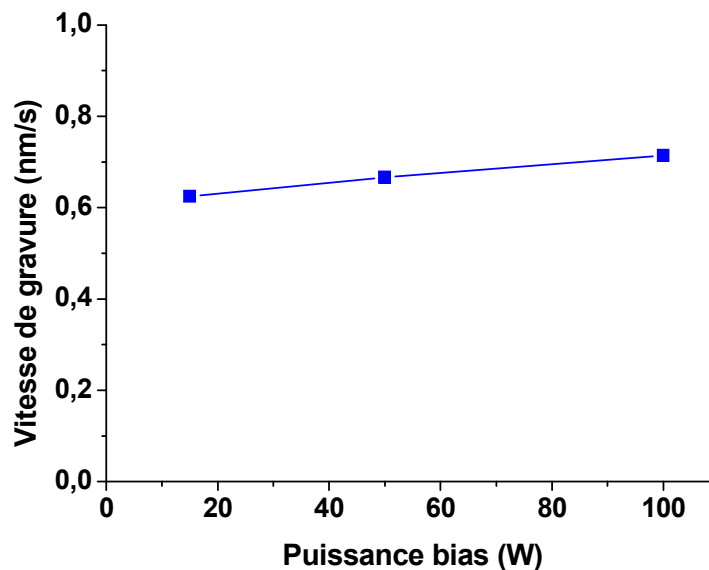


Figure 4.45. Evolution de vitesse de gravure du molybdène dans un plasma de Cl_2/O_2 en fonction de la puissance de polarisation

La puissance de polarisation n'a que très peu d'influence sur la vitesse de gravure traduisant ainsi le caractère très chimique de la gravure. Le $MoOCl_4$ se forme et désorbe spontanément sans nécessiter d'apport d'énergie supplémentaire.

4.2.4.2. Composition de la phase gazeuse

La figure 4.46. présente le spectre en masse des ions présents dans le plasma durant la gravure du Mo en Cl_2/O_2 . Il a été obtenu dans les conditions de gravure suivantes : Cl_2 : 140 sccm / O_2 : 10 sccm/ puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 20 W / pression : 4 mTorr.

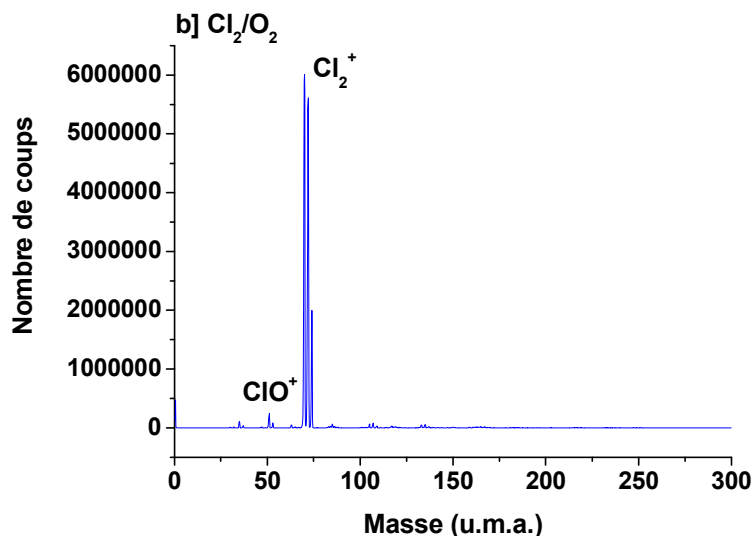


Figure 4.46. Spectres de masse en ions obtenu pendant la gravure du Mo par un plasma de Cl_2/O_2

L'ajout d'oxygène modifie sensiblement la composition de la phase gazeuse. On détecte toujours les ions Cl_2^+ provenant de l'ionisation du Cl_2 mais on n'observe aucun produit de gravure. La quantité d'ion ClO^+ n'augmente pas significativement comparé au plasma de Cl_2 pur. Tout l'oxygène disponible semble avoir été pompé par le molybdène pour former des composés volatils. Ces composés sont rapidement pompés hors de la chambre avant d'avoir pu être ionisés et ne sont donc pas détectés.

4.2.4.3 Etude des profils de grille

L'ajout d'oxygène dans le plasma nous oblige à prendre certaines précautions durant l'étape de gravure du TiN. Il faut en effet nous assurer que toute la couche de TiN est parfaitement gravée, y compris dans les zones denses. Le TiN s'oxyde facilement et le TiO_x se grave difficilement en Cl_2 . La simple présence d'une monocouche de TiN au fond des motifs, au moment d'entamer la gravure du Mo pourrait donc entraîner des retards de gravure très importants.

Par ailleurs, nous disposons de peu de plaques pour développer notre procédé de gravure du molybdène. Nous sommes donc parti d'un procédé de gravure du polysilicium en $\text{HBr}/\text{Cl}_2/\text{O}_2$ car ce procédé était à l'époque plus connu, mieux maîtrisé et nous permettait de limiter au maximum les effets d'ARDE. Les profils de grille présentés par la suite ont donc été gravés dans les conditions suivantes :

Polysilicium : HBr : 120 sccm, Cl_2 : 40 sccm, He- O_2 : 5 sccm, puissance source : 250 W, puissance de polarisation : 120 W, pression : 4 mTorr.

TiN : HBr : 100 sccm / Cl_2 : 50 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation 15 W / pression 4 mTorr.

La figure 4.47. présente les profils de grille observés lorsque le Mo est gravé dans les conditions suivantes : Cl_2 : 140 sccm / O_2 : 10 sccm/ puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 20 W / pression : 4 mTorr.

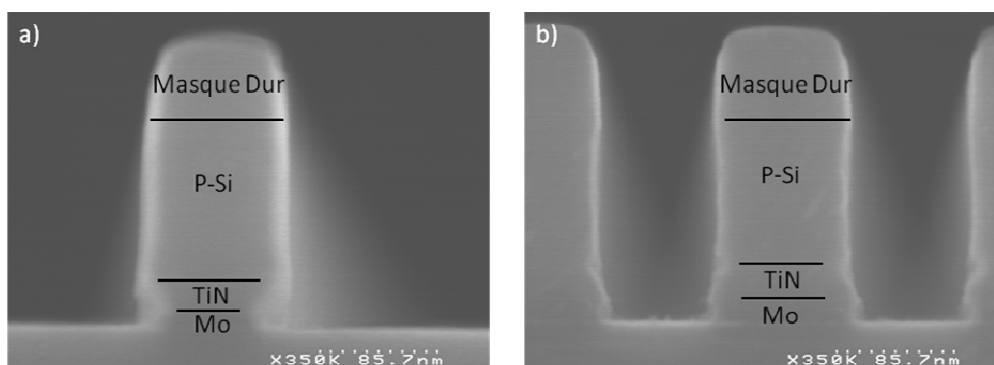


Figure 4.47. Profil de grille après gravure du Mo par un plasma de Cl_2/O_2 zones a) isolées, b) denses

Le simple ajout d' O_2 dans un plasma de Cl_2 ne nous permet pas d'obtenir des profils convenables. En effet il y a à la fois trop et trop peu d'oxygène. Trop peu pour protéger correctement le TiN, entraînant une encoche dans ce dernier et trop, ce qui renforce le

caractère chimique de la gravure et provoque une encoche dans la couche de Mo. Notons également qu'un léger *bow* est observé au niveau du polysilicium dans les zones denses.

Nous avons donc décidé d'ajouter du HBr et de repartir de la chimie permettant de graver le TiN. Un plasma de HBr/Cl₂ avec un rapport de 100/50 permet en effet de graver le TiN sans le graver latéralement. Ajouter de l'oxygène ne devrait faire que renforcer cette propriété.

Malheureusement, la gravure du Mo est lente, d'autant plus que l'on a ajouté du HBr. On a donc tendance à provoquer malgré tout une encoche dans la couche de TiN. Par ailleurs la gravure du Mo est très sensible à la concentration d'O₂ : on ne peut en injecter qu'une très faible quantité sous peine de provoquer immédiatement un notch dans la couche de Mo. Il est donc difficile de trouver un bon compromis. La figure 4.48. présente le profil obtenu lorsque le Mo est gravé dans les conditions suivantes : HBr : 100 sccm / Cl₂ : 43 sccm / He-O₂ : 7 sccm/ puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 20 W / pression : 4 mTorr.

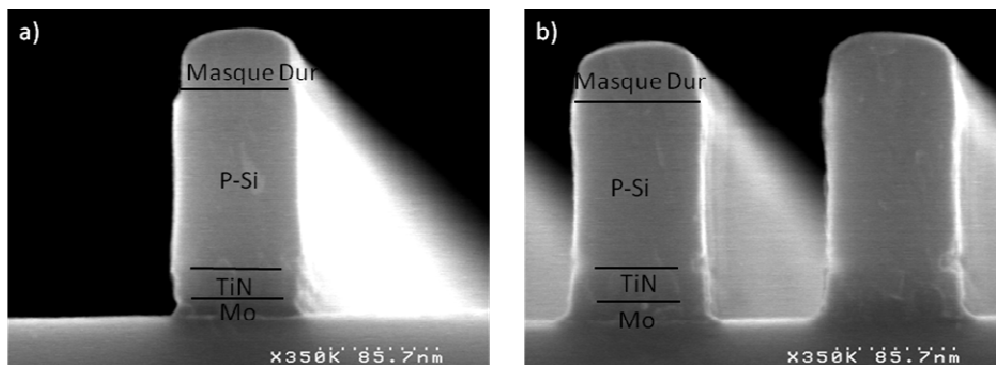


Figure 4.48. Profil de grille après gravure du Mo par un plasma de HBr/Cl₂/O₂ avec une puissance de polarisation de 20 W zones a) isolées, b) denses

On note encore une légère encoche dans le TiN et dans le Mo. En outre, on observe un pied important dans les zones denses. Celui-ci peut néanmoins être corrigé en appliquant une surgravure. Enfin, on note une importante encoche à l'interface polysilicium/TiN, particulièrement dans les zones denses, liée à la difficulté de bien passer le fonds des motifs avec les plasmas de HBr/Cl₂/O₂. Augmenter la puissance de polarisation à 50 W, sans modifier les autres conditions de gravure ne permet pas d'augmenter la vitesse de gravure du Mo (ce qui est cohérent avec l'étude menée en 4.2.4.1) et dégrade le sommet des lignes isolées comme le montre la figure 4.49. L'origine de ce phénomène n'est pas clairement compris mais sa présence liée au faible nombre de plaques disponibles nous a poussé à développer le procédé en travaillant avec une faible puissance de polarisation (≤ 15 W).

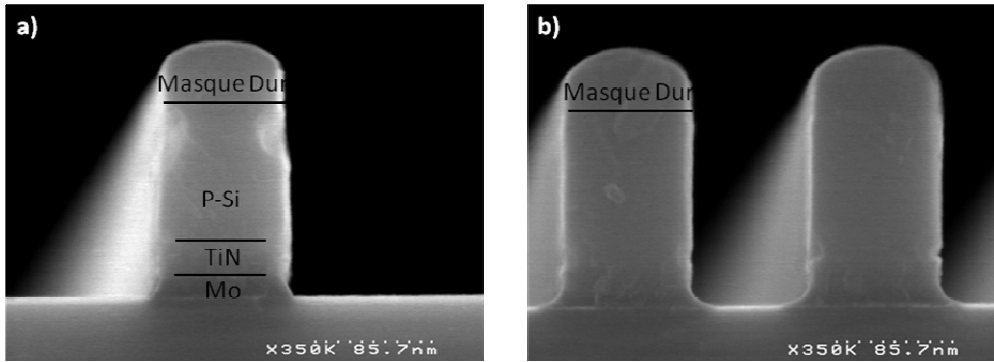


Figure 4.49. Profil de grille après gravure du Mo par un plasma de HBr/Cl₂/O₂ avec une puissance de polarisation de 50 W, zones a) isolées, b) denses

Le chlore atomique est l'élément responsable du notch dans le TiN. On peut donc espérer le diminuer en augmentant le rapport HBr/Cl₂. Par ailleurs, cela devrait augmenter la quantité de Br pouvant être adsorbé à la surface du Mo, particulièrement dans les zones non soumises au bombardement ionique, diminuant d'autant les possibilités de former du MoOCl_x. On devrait donc pouvoir abaisser la vitesse de gravure latérale du Mo. Par contre cela va entraîner une diminution de la vitesse de gravure. Il y aura moins de chlore pour graver latéralement le TiN et le Mo mais ceux-ci y seront exposés plus longtemps. Il y a donc un optimum à trouver. La figure 4.50. présente les résultats que nous avons obtenus dans les conditions de gravure suivante : HBr : 124 sccm / Cl₂ : 20 sccm / He-O₂ : 6 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 20 W / pression : 4 mTorr.

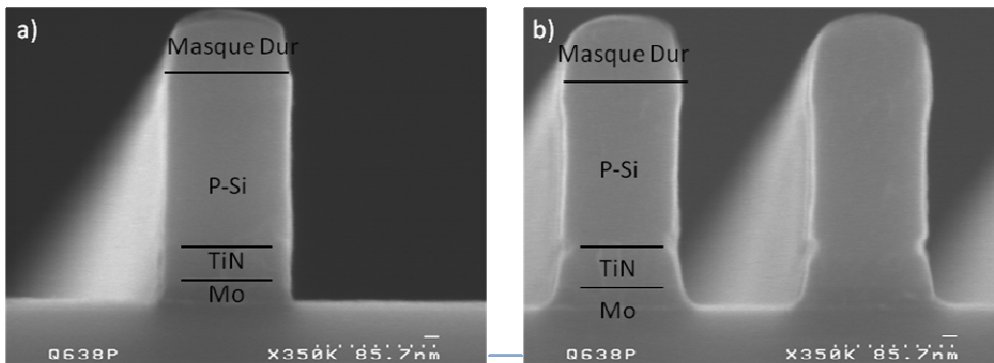


Figure 4.50. Profil de grille après gravure du Mo par un plasma optimisé de HBr/Cl₂/O₂ avec une puissance de polarisation de 20 W zones a) isolées, b) denses

Le profil de gravure est droit, dans le TiN comme dans le Mo. On observe toujours un pied important dans les zones denses car nous n'avons pas effectués de surgravure. Enfin, notons qu'en diminuant la quantité de Cl₂ on a également diminué le notch généré à l'interface polysilicium/TiN.

Pour réduire d'avantage le notch à l'interface polysilicium/TiN nous avons utilisé une chimie de SF₆/CH₂F₂/Ar pour graver le silicium. Nous avons choisi des conditions permettant de limiter au maximum les effets d'ARDE au détriment d'une légère pente dans le polysilicium (SF₆ : 12 sccm / CH₂F₂ : 28 sccm (rapport de 30%) / Ar : 90 sccm / puissance

source : 450 W / puissance de polarisation 30 W / pression : 5 mTorr). Le résultat obtenu est présenté sur la figure 4.51.

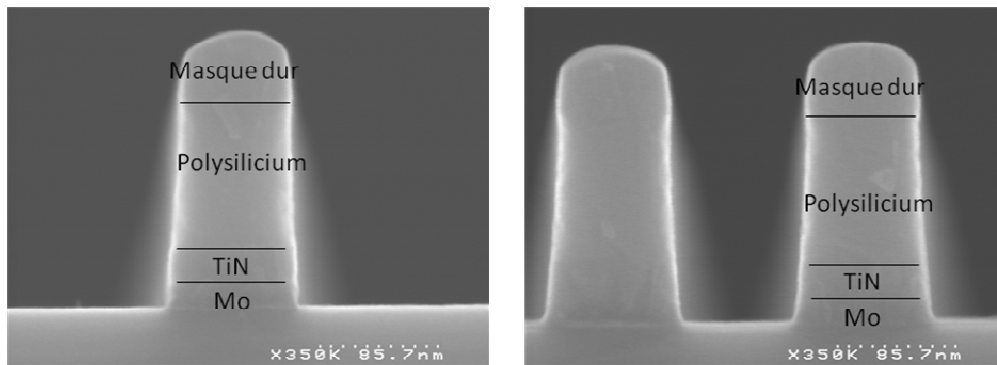


Figure 4.51. Profil de grille après gravure du Poly-Si par un plasma de $SF_6/CH_2F_2/Ar$ et du Mo par un plasma optimisé de $HBr/Cl_2/O_2$ zones a) isolées, b) denses

Il ne semble pas rester de résidus de CF_x au moment d'entamer la gravure du Mo. Le profil de gravure est similaire à celui obtenu précédemment hormis le notch à l'interface polysilicium/TiN qui est réduit.

Dans ces conditions de gravure, la sélectivité du Mo/ HfO_2 est très importante (65). Nous avons néanmoins caractérisé l'état de surface du HfO_2 . Les résultats sont présentés sur la figure 4.52.

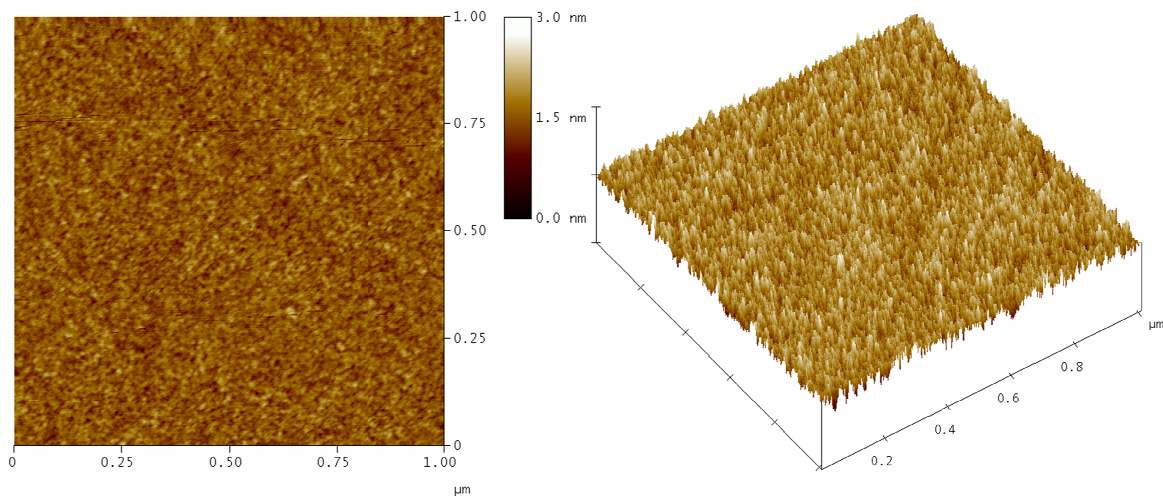


Figure 4.52. Image AFM de la surface de HfO_2 après gravure de la couche de Mo avec un plasma optimisé de $HBr/Cl_2/O_2$ avec une puissance de polarisation de 20 W

La rugosité RMS de surface est très faible (0.2 nm), similaire à celle obtenue lors de la gravure de grille TiN. Le HfO_2 n'est ni endommagé ni percé et on ne note pas la présence de résidus.

Nous sommes donc parvenus à graver des empilements de P-Si/TiN/Mo/ HfO_2 en remplissant l'ensemble de nos objectifs. Néanmoins cette étude traduit la difficulté de développer des procédés de gravure lorsque le nombre de couches à graver de natures chimiques différentes se multiplie.

4.3. Conclusion du chapitre IV

Dans ce chapitre nous avons étudié la gravure des empilements poly/TiN/HfO₂ et poly/TiN/Mo/HfO₂. La principale difficulté de ces étapes de gravure est de parvenir à graver les couches de métal de manière anisotrope sans endommager le polysilicium constituant la grille ni l'oxyde high-k sous jacent.

Pour l'empilement poly/TiN/HfO₂ notre étude montre qu'il est préférable de graver le polysilicium avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar, plutôt qu'avec un plasma de HBr/Cl₂/O₂, car le mécanisme de passivation mis en jeu dans ce plasma nous permet de passer d'avantage le pied de grille et d'éviter ainsi de créer une encoche à l'interface polysilicium/TiN lors de la gravure du TiN. Le procédé retenu (SF₆ : 15 sccm / CH₂F₂ : 25 sccm (rapport 37,5%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 75 W / pression : 5 mTorr) est légèrement modifié par rapport à celui présenté au chapitre III et une étape de surgravure (*softlanding*) non sélective vis-à-vis du TiN (SF₆ : 12 sccm / CH₂F₂ : 28 sccm (rapport 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 160 W / pression : 5 mTorr) a été ajoutée, de manière à assurer une protection plus efficace du polysilicium. Nous avons ensuite montré que le TiN ne peut être gravé par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar car cela conduit à la formation d'agrégats de HfF et de résidus de TiF_x à la surface du HfO₂ qui entraînent par la suite du micromasquage lors de la gravure de l'oxyde high-k. Nous avons donc utilisé un plasma de HBr/Cl adapté à partir des travaux réalisés par Anne Legouil (HBr : 75 sccm / Cl₂ : 75 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation : 15 W / pression : 4 mTorr) afin d'obtenir des profils anisotropes dans le TiN tout en préservant le polysilicium et le HfO₂.

Pour l'empilement poly/TiN/Mo/HfO₂, la problématique est identique mais les problèmes rencontrés sont sublimés par la présence d'une couche de métal supplémentaire. Le polysilicium est toujours gravé avec un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar mais le procédé est à nouveau modifié pour limiter au maximum les effets d'ARDE (SF₆ : 12 sccm / CH₂F₂ : 28 sccm (rapport 30%) / Ar : 90 sccm / puissance source : 450 W / puissance de polarisation : 30 W / pression : 5 mTorr). Le TiN est gravé avec un plasma de HBr/Cl₂ (HBr : 100 sccm / Cl₂ : 50 sccm / puissance source : 500 W / puissance de polarisation 15 W / pression 4 mTorr). Le Mo ne peut être gravé ni par un plasma de SF₆/CH₂F₂/Ar car cela génère d'important redépôt de MoF_x, ni par un plasma de HBr/Cl₂ car cela entraîne une gravure latérale du TiN. Nous avons donc développé un plasma de gravure en HBr/Cl₂/O₂. L'oxygène permet d'augmenter la vitesse de gravure du Mo (grâce à la formation de MoOCl_x plus volatil que MoCl_y) et de limiter la gravure latérale du TiN (grâce à la formation de TiO_x), tandis que le HBr permet de limiter la gravure latérale du Mo.

Les plasmas de gravure que nous avons développés nous permettent ainsi de graver de manière anisotrope des empilements poly/TiN/HfO₂ et poly/TiN/Mo/HfO₂ sans endommager le polysilicium de grille tout en respectant les contraintes de sélectivité vis-à-vis de l'oxyde high-k.

4.4. Bibliographie du chapitre IV

- ¹ A. Le Gouil, "Étude et développement de procédés de gravure plasma pour l'élaboration des grilles métalliques pour les filières technologiques CMOS : Cas de l'empilement Si/TiN/HfO₂", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble (2006)
- ² B. Foran, J. Barnett, P. S. Lysaght, M. P. Agustin, S. Stemmer, "Characterization of advanced gate stacks for Si CMOS by electron energy-loss spectroscopy in scanning transmission electron microscopy", *Journal of electron spectroscopy and related phenomena*, V143, I2-3, 151-160, (2005)
- ³ J.P. Barnes, D. Lafond, P. Bayle-Guillemaud, J. Buckley, B. de Salvo, M. Gely and A. Chabli, "STEM-EELS analysis of SiO₂/HfO₂/TiN multilayers using a JEOL JEM 2010FEF omega filter", EDGE EELS workshop Grudlsee (May 2005)
- ⁴ C. Ernsberger, J. Nickerson, A. E. Miller, J. Moulder, "Angular resolved x-ray photoelectron spectroscopy study of reactively sputtered titanium nitride", *J. Vac. Sci. Technol.* A3, (1985)
- ⁵ N. C. Saha, H. G. Tompkins, "Titanium nitride oxidation chemistry: An X-ray photoelectron spectroscopy study", *J. Appl. Phys.* 72, 7, 3072, (1992)
- ⁶ P. Prieto, R. E. Kirby, "X-ray photoelectron spectroscopy study of the difference between reactively evaporated and direct sputter-deposited TiN films and their oxidation properties", *J. Vac. Sci. Technol.* A13, 6, 2819, (1995)
- ⁷ F. Esaka, K. Furuya, "Comparison of surface oxidation of titanium nitride and chromium nitride films studied by x-ray absorption and photoelectron spectroscopy", *J. Vac. Sci. Technol.* A15, 5, 2521, (1997)
- ⁸ N. Jiang, H. J. Zhang, S. N. Bao, Y. G. Shen, Z. F. Zhou, "XPS study for reactively sputtered titanium nitride thin films deposited under different substrate bias", *Physica B*, 352, 118, (2004)
- ⁹ G. Ramanath, J. E. Greene, J. R. A. Carlsson, L. H. Allen, V. C. Hornback and D. J. Allman, "W deposition and titanium fluoride formation during WF₆ reduction by Ti: Reaction path and mechanisms", *J. Appl. Phys.* 85, 3, 1961, (1998)
- ¹⁰ H. N. Chua, K. L. Pey, W. H. Lai, J. W. Chai, J. S. Pan, D. H. C. Chua and S. Y. Siah, "X-ray photoemission spectroscopy study of silicidation of Ti on BF₂⁺-implanted polysilicon", *J. Vac. Sci. Technol.* B 19, (2001)
- ¹¹ F. Fracassi, R. d'Agostino, R. Lamendola and I. Mangieri, "Dry etching of titanium nitride thin films in CF₄-O₂ plasmas", *J. Vac. Sci. Technol.* A 13, (1995)
- ¹² W. C. Wu, C. S. Lai, J. C. Wang, J. H. Chen, M. W. Ma and T. S. Chao, "High-performance HfO₂ gate dielectrics fluorinated by postdeposition CF₄ plasma treatment", *J. Electro. Soc.* 154 (2007)
- ¹³ C. S. Lai, W. C. Wu, J. C. Wang and T. S. Chao, "Characterization of CF₄-plasma fluorinated HfO₂ gate dielectrics with TaN metal gate", *Appl. Phys. Lett.* 86, 222905 (2005)
- ¹⁴ E. Sungauer, "Étude et développement de procédés de gravure plasma de HfO₂ pour l'élaboration de transistors CMOS sub-45 nm", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble (2009)

- ¹⁵ V. Bliznetsov, N. Singh, R. Kumar, N. Balasubramanian, P. Guo, S. J. Lee and Y. Cai, "Etching of TiN-based gates for advanced complementary metal-oxide-semiconductor devices", *J. Vac. Sci. Technol. B* 26, (2008)
- ¹⁶ H. D. B. Gottlob, T. Mollenhauer, T. Wahlbrink, M. Schmidt, T. Echtermeyer, J. K. Efavi, M. C. Lemme and H. Kurz, "Scalable gate first process for silicon on insulator metal oxide semiconductor field effect transistors with epitaxial high-k dielectrics", *J. Vac. Sci. Technol. B* 24, (2006)
- ¹⁷ W. S. Hwang, J. Chen, W. J. Yoo and V. Bliznetsov, "Investigation of etching properties of metal nitride/high-k gate stacks using inductively coupled plasma", *J. Vac. Sci. Technol. A* 23, (2005)
- ¹⁸ A. Le Gouil, O. Joubert, C. Cunge, T. Chevolleau and L. Vallier, "Poly-Si/TiN/HfO₂ gate stack etching in high-density plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. B* 25, (2007)
- ¹⁹ A. Le Gouil, E. Pargon, G. Cunge, O. Joubert and B. Pelissier, "Chemical analysis of deposits formed on the reactor walls during silicon and metal gate etching processes", *J. Vac. Sci. Technol. B* 24, (2006)
- ²⁰ A. R. Godfrey, S. J. Ullal, L. B. Braly, E. A. Edelberg, V. Vahedi and E. S. Aydil, "New diagnostic method for monitoring plasma reactor walls: Multiple total internal reflection Fourier transform infrared surface probe", *Rev. Sci. Instrum.* 72, 3260 (2001)
- ²¹ S. J. Ullal, A. R. Godfrey, E. A. Edelberg, L. B. Braly, V. Vahedi and E. S. Aydil, "Effect of chamber wall conditions on Cl and Cl₂ concentrations in an inductively coupled plasma reactor", *J. Vac. Sci. Technol. A* 20, (2002)
- ²² G. Cunge, O. Joubert and N. Sadeghi, "Enhancement of the recombination rate of Br atoms by CF₄ addition and resist etching in HBr/Cl₂/O₂ plasmas", *J. Appl. Phys.* 94, 6285 (2003)
- ²³ S. Xu, Z. Sun, X. Qian, J. Holland and D. Podlesnik, "Characteristics and mechanism of etch process sensitivity to chamber surface condition", *J. Vac. Sci. Technol. B* 19, 166 (2001)
- ²⁴ D M. Brown, W. R. Cady, J. W. Sprague and P. J. Salvagni, "The P-channel refractory metal self-registered MOSFET", *IEEE Trans. Electron Devices*, ED-18, 931 (1971)
- ²⁵ R. J. Saia and B. Gorowitz, "The reactive ion etching of molybdenum and bilayer metallization systems containing molybdenum", *J. Electrochem. Soc.* 135, 2795 (1988)
- ²⁶ T. P. Chow and A. J. Steckl, "Plasma Etching of Refractory Gates for VLSI Applications", *J. Electrochem. Soc.* 131, 2325 (1984)
- ²⁷ D. S. Fischl and D. W. Hess, "Molybdenum etching with chlorine atoms and molecular chlorine plasmas", *J. Vac. Sci. Technol. B* 6, 1577 (1988)
- ²⁸ V. Bhosle, A. Tiwari and J. Narayan, "Epitaxial growth and properties of MoO_x (2<x<2.75) films", *J. Appl. Phys.* 97, (2005)
- ²⁹ D. Kumar, M. S. Chen and D. W. Goodman, "Ultra-thin Titanium Oxide Films on Mo(112), Measured by XPS", *Surf. Sci. Spectra* 14, 1 (2007)
- ³⁰ S. F. Yoon, Q. F. Huang, Rusli, H. Yang, J. Ahn, Q. Zhang, C. Blomfield, B. Tielsch and Lawrence Y. C. Tan, "X-ray photoelectron spectroscopy of molybdenum-containing carbon films", *J. Appl. Phys.* 86, 4871 (1999)

- ³¹ T. Aoyama, Y. Nara, "Process integration issues on Mo-metal-gated MOSFETs with HfO₂ high-k gate dielectrics", Jpn. J. Appl. Phys. 44, (2005)
- ³² Y. Kurogi and K. Kamimura, "Molybdenum etching using CCl₄/O₂ mixture gas", Jpn. J. Appl. Phys. 21, 168 (1982)
- ³³ S.-J. Park, C.-P. Sun and R. J. Purtell, "A mechanistic study of SF₆/O₂ reactive ion etching of molybdenum", J. Vac. Sci. Technol. B 5, (1987)
- ³⁴ R. Ramos, "Interactions entre les plasmas de gravure à couplage inductif et les parois du réacteur", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble (2008)

Chapitre V

Etude du transfert de rugosité de bord de ligne durant la gravure d'une grille en polysilicium avec un masque dur en carbone amorphe

5.1. Introduction

Ce chapitre est consacré à l'étude de l'évolution de la rugosité de bord de ligne durant la gravure d'une grille en polysilicium avec un masque en carbone amorphe (cf. chapitre III). Le but est de déterminer quels facteurs (rugosité initiale du motif de résine, procédés plasmas etc.) ont une influence prépondérante sur la rugosité finale du motif de silicium.

Le transfert de rugosité de bord de ligne à travers différentes couches lors d'un procédé plasma a été peu étudié. Yahata¹ a mis au point une technique permettant d'imager le flanc d'un motif et de mesurer la rugosité de bord en utilisant la microscopie à force atomique en mode tapping. Pour ce faire la plaque est clivée le long d'une ligne et le flanc du motif est orientée face à la pointe AFM, comme le montre la figure 5.1. Le flanc du motif est alors scanné par la pointe et la rugosité du flanc est ainsi estimée.

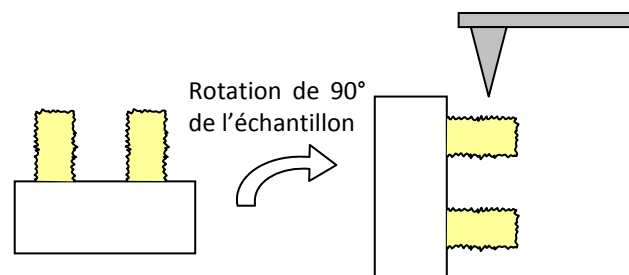


Figure 5.1. Schéma de la technique AFM utilisée pour caractériser la rugosité de bord de ligne

Avec la même technique, Goldfarb² a étudié le transfert de rugosité dans les différentes couches nécessaires à la fabrication de motifs inférieurs à 100 nm (résine, couche anti-réfléctive et masque dur en SiO₂). Ce genre d'études est très difficile à mettre en place et le nombre de cas pouvant être étudiés est donc très réduit.

Leunissen³ a réalisé des études similaires à l'aide d'un CD-SEM. Les mesures réalisées par CD-SEM sont plus simples à mettre en œuvre, mais les résultats sont sujets à caution. En effet le CD-SEM est un moyen de caractérisation bidimensionnel (cf. chapitre II) ; l'information qu'il fournit sur la rugosité de bord de ligne est moyennée sur toute la hauteur du motif. Ainsi, la rugosité du sommet et du bas des motifs impactent négativement la valeur de la rugosité mesurée.

Dans ce chapitre, nous proposons une nouvelle technique fondée sur l'utilisation d'un CD-AFM (cf. chapitre II). L'AFM3D va nous permettre de mesurer précisément la rugosité de bord de ligne en fonction de la hauteur du motif, lors des différentes étapes de gravure, comme dans la technique présentée par Yahata, mais la mise en œuvre des mesures est sensiblement plus simple. Le CDAFM est initialement prévu pour reconstruire des profils au nanomètre près et nous sommes les seuls à l'échelle internationale à l'utiliser comme outil de mesure de la rugosité de bord. Nous allons voir section 5.2 qu'il a fallu mettre au point un protocole expérimental de mesure.

Les résultats obtenus par Goldfarb² et Leunissen³ montrent que la rugosité de bord de ligne du motif de résine a une influence prépondérante sur la rugosité de bord de ligne de la

grille finale en silicium. En effet, la rugosité du motif de résine se traduit par de nombreuses striations présentes à sa surface. Ces striations résine se propagent dans les couches sous jacentes lors de la gravure, si bien que la rugosité du motif de résine se transfère dans le motif en polysilicium.

Nous avons voulu vérifier si ce phénomène se produit lors de la gravure de notre empilement ou si certaines étapes de gravure permettaient d'altérer la rugosité. Nous avons donc, dans une première partie, mesuré l'évolution de la rugosité de bord de ligne des motifs après chaque étape de gravure. Nous avons en particulier testé deux chimies de gravure du polysilicium ($\text{SF}_6/\text{CHF}_3/\text{Ar}$ et $\text{HBr}/\text{Cl}_2/\text{O}_2$) pour déterminer l'impact sur la rugosité des différents mécanismes de gravure mis en jeu (cf. section 5.3).

Par ailleurs, les résines actuelles, élaborées pour être insolées à une longueur d'onde de 193 nm, sont souvent de faibles épaisseurs et s'avèrent peu résistantes à la gravure⁴. Pour pallier à cet inconvénient, un procédé plasma à base d'HBr, dit de *cure*, a été introduit après l'étape de lithographie. Il permet d'accroître la résistance à la gravure de la résine⁵, mais modifie également la rugosité de bord de ligne. Ce procédé est étudié dans la section 5.4.

Enfin, la miniaturisation des motifs est aujourd'hui freinée par l'étape de lithographie. La résolution limite (R) pouvant être obtenue par lithographie optique est définie selon le critère de Rayleigh :

$$R = k \frac{\lambda}{NA}, \text{ avec :}$$

k : constante empirique (qui varie entre 0,6 et 1)

λ : longueur d'onde de la source lumineuse utilisée pour insoler la résine

NA : ouverture numérique du photorépéteur

Pour réduire la dimension des motifs il faut donc diminuer la longueur d'onde ou augmenter l'ouverture numérique. De nombreuses études sont actuellement menées en ce sens (lithographie extrême UV, lithographie à immersion), mais les résultats pratiques tardent à apparaître et les systèmes employés aujourd'hui dans l'industrie font toujours appel aux résines 193 nm qui ne permettent pas, seules, d'obtenir des motifs de dimensions inférieures à 80 nm.

Pour pallier en partie ce problème, on utilise un procédé plasma, dit de *resist trimming*, permettant de graver latéralement la résine, après l'étape de lithographie, et de réduire ainsi la dimension des motifs transférés dans le reste de l'empilement. Le procédé mis au point au LTM est basé sur un plasma de HBr/O_2 . L'oxygène atomique présent dans la phase gazeuse est très réactif vis-à-vis des chaînes carbonées de la résine photosensible et conduit à une gravure chimique réactive à caractère isotrope. Il grave donc latéralement la résine. L'hydrogène provenant de la dissociation du HBr, n'est pas assez réactif pour graver la résine mais il va en favoriser la gravure par l'oxygène. Il possède, en effet, un fort pouvoir réducteur, qui va permettre de casser les chaînes carbonées et former des carbocations (C^+)⁶.

Ce procédé est très largement employé en microélectronique. Son influence sur la rugosité de bord de ligne est étudiée dans la section 5.5.

5.2. Protocole expérimental

5.2.1. Présentation des mesures

Toutes nos mesures ont été effectuées sur des plaques de 300 mm gravées dans la Centura 300. Nous avons utilisé un empilement Silicium / carbone amorphe (100 nm)/capping (SiO_2 20 nm)/résine 193 nm. Nous avons mesuré la rugosité de lignes isolées dont la dimension visée est de 200 nm, en utilisant un CD-AFM. Chaque motif a été mesuré sur une longueur de 2 μm avec un pas de mesure de 20 nm (100 mesures au total) conformément au protocole mis au point par Jérôme Thiault⁷. Ceci nous a permis de reconstruire un profil moyen et de mesurer la rugosité de bord de ligne (LWR) à différentes hauteurs du motif (cf. figure 5.2).

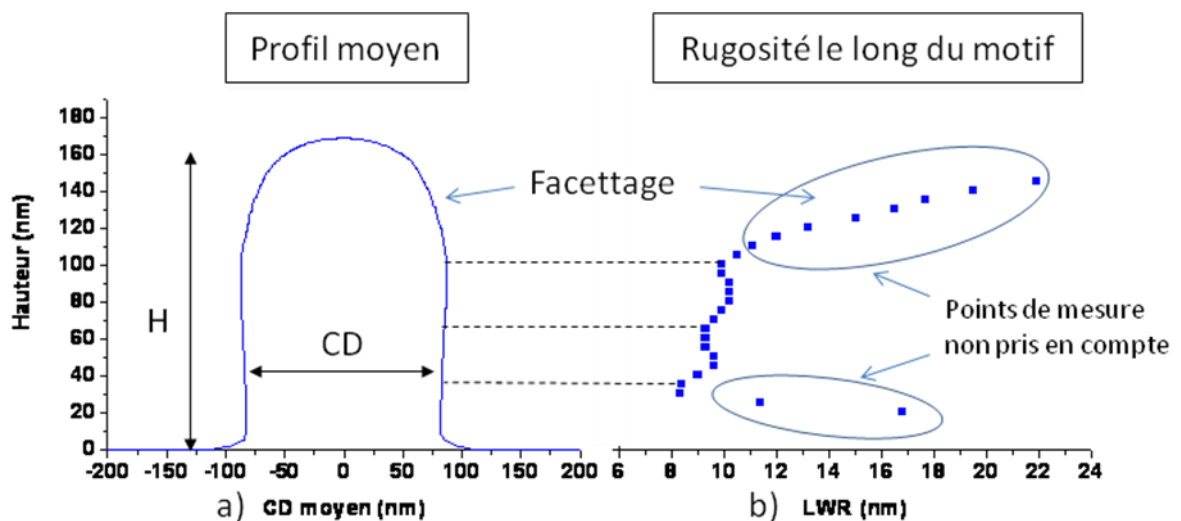


Figure 5.2. Exemple a) de profil moyen et b) de la valeur de rugosité mesurée à différentes hauteurs d'une ligne de résine

La rugosité est estimée le long de la hauteur du motif tous les 5 nanomètres. La rugosité est nettement plus élevée au pied et au sommet de la ligne. Ces valeurs de rugosité ne représentent pas un phénomène réel mais sont liées aux limitations de l'appareil de mesure : le haut des motifs est facetté avec une pente non constante et le système de rétroaction peine à en suivre le contour. Cela introduit un bruit de mesure élevé qui augmente artificiellement la rugosité. De même, le système est perturbé par l'interaction avec le fond des motifs, du fait du rayon de courbure de la pointe de 20nm. Nous avons donc exclu les points correspondants lors du calcul de la valeur moyenne de la rugosité de bord. En particulier, nous ne conservons pas les valeurs provenant des trente premiers nanomètres au bas des motifs. Pour plus de visibilité, nous n'avons tracé, sur les autres figures de ce chapitre, que les points retenus.

5.2.2. Reproductibilité des mesures et calcul des marges d'erreur

De nombreux paramètres sont susceptibles d'influencer la mesure de la rugosité de bord de ligne. Par exemple, les interactions entre le matériau analysé et la pointe AFM sont importantes. En conséquence la pointe s'use et peut être contaminée par des particules. Les mesures de rugosité sont donc, par nature, peu reproductibles. Les variations d'une mesure à l'autre peuvent dépasser le nanomètre ce qui est grand au regard des rugosités mesurées (de l'ordre de la dizaine de nanomètre).

Pour atténuer ce problème nous avons choisi une approche statistique : à chaque étape de gravure, nous avons réalisé plusieurs mesures de la rugosité de bord de ligne dont nous avons fait la moyenne. Nous avons ainsi pu calculer les marges d'erreurs associées à nos mesures et déterminer si les variations observées durant les différentes étapes de gravure étaient significatives ou non.

Cependant, les mesures par AFM3D sont longues alors que les pointes sont coûteuses et s'usent rapidement. Il nous a fallu faire un compromis entre l'usure des pointes et la précision des mesures. Il ne nous a donc pas été possible de faire suffisamment de mesure pour pouvoir appliquer les formules statistiques issues de la loi mathématique des grands nombres. Nous avons appliquée la loi statistique de Student⁸, plus adaptée lorsque le nombre de mesure est réduit.

Cette loi permet de déterminer l'intervalle de confiance de l'estimateur de l'espérance μ d'une loi normale dont la variance σ^2 est inconnue. L'intervalle de confiance de μ au seuil de confiance α est donné par :

$$\left[\bar{x} - t_{(1-\alpha)/2}^{n-1} \sqrt{\frac{S}{n}}, \bar{x} + t_{(1-\alpha)/2}^{n-1} \sqrt{\frac{S}{n}} \right] \text{ (relation 1), avec :}$$

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i, \text{ l'estimateur de l'espérance}$$

$$S = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2, \text{ l'estimateur non-biaisé de la variance}$$

t_{γ}^k , le quantile d'ordre $1-\gamma$ de la loi de Student à k degrés de liberté

Dans notre cas, les x_i sont les valeurs de rugosité obtenues après chaque mesure (soit la LWR). "n" est le nombre de mesures et les valeurs des quantiles de Student sont tabulées (cf. tableau 5.3.)

	α			
n-1	90%	95%	99%	99,9%
1	6,314	12,71	63,66	636,6
2	2,920	4,303	9,925	31,60
3	2.353	3.182	5.841	12.92
4	2.132	2.776	4.604	8.610
5	2.015	2.571	4.032	6.869
6	1.943	2.447	3.707	5.959
7	1.895	2.365	3.499	5.408
8	1.860	2.306	3.355	5.041
9	1.833	2.262	3.250	4.781
10	1.812	2.228	3.169	4.587

Tableau 5.3. Quantile de Student (en fonction du degré de liberté (n-1) et de l'intervalle de confiance (α))

Ainsi, si l'on répète n fois la mesure de la rugosité, on peut calculer l'estimateur de l'espérance (souvent abusément appelée "moyenne" de la rugosité \bar{x}) et l'estimateur de la variance (S) dont la racine est l'écart type. En se référant au tableau on obtient ensuite la valeur du quantile de Student, ce qui nous permet de calculer l'intervalle de confiance (souvent appelé "marge d'erreur") associé à nos mesures. Notons que le quantile de Student, et par suite la marge d'erreur, dépend de l'intervalle de confiance choisi (le degré de liberté est lui égal à n-1). Par exemple si l'on fait 4 mesures (soit un degré de liberté de 3) et que l'on choisit un intervalle de confiance de 90%, le quantile de Student correspondant vaut 2,353.

Lors de nos mesures de rugosité nous avons également fait face à un autre problème : la rugosité d'une ligne varie avec la position du point de mesure. Le tableau 5.4. présente ainsi la rugosité d'une même ligne de résine mesuré en 4 points différents (avec un écart de 750 μm entre chaque point)

Distance au bord de la ligne (μm)	375	1125	1875	2625
LWR (nm)	9,6	7,8	10,2	8,7

Tableau 5.4. Rugosité d'une ligne de mesure en fonction de la distance entre le point de mesure et le bord de la ligne

Ainsi, si l'on veut estimer des variations de rugosité avant et après gravure, il faut s'assurer de se placer au même endroit sur la ligne sous peine d'introduire une erreur sur la variation de rugosité due à la dispersion de rugosité initiale le long de la ligne. Pour ce faire, nous utilisons des repères présents au dessus de nos lignes (cf. Figure 5.5.).

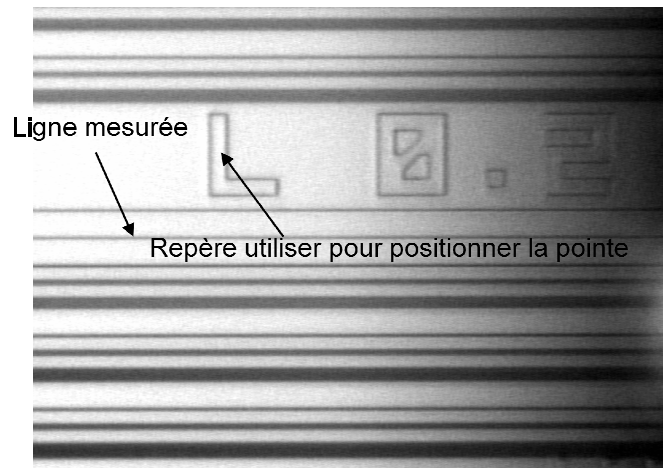


Figure 5.5. Repère optique utilisé pour positionner la pointe

En nous replaçant, à partir de la vue optique du CD-AFM, au bord d'un motif prédéfini (cf. figure 5.5.), nous estimons toujours mesurer la même partie de la ligne, avec une marge d'erreur de $0.5 \mu\text{m}$. Cette distance est suffisamment faible pour ne pas observer de variation significative de la rugosité.

5.2.3. Choix du type de pointe

De nombreux types de pointes sont disponibles sur l'AFM3D. Cependant pour prendre en compte les hautes fréquences de la rugosité il est nécessaire de travailler avec des pointes AFM présentant les plus faibles diamètres. Seuls deux modèles présentent ces caractéristiques : les CDR50s et les Bipods. Les CDR50s sont des pointes évasées à section ronde (cf. Figure 5.6.), tandis que les bipods possèdent deux pics à leurs extrémités avec lesquels on va pouvoir scanner les matériaux analysés.

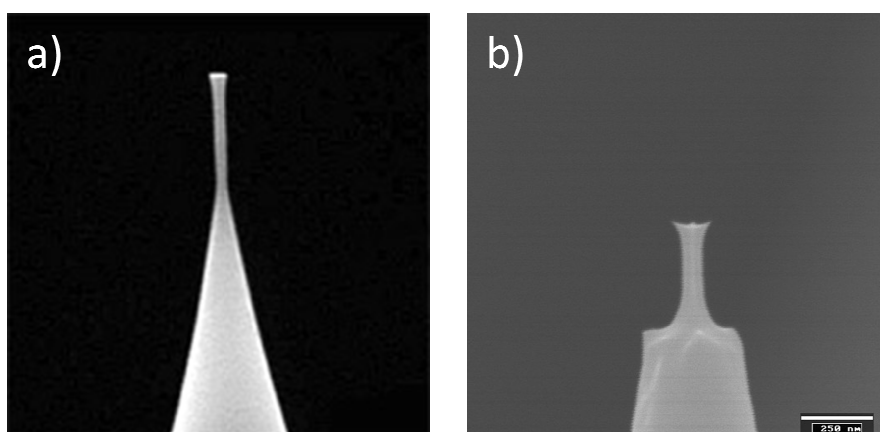


Figure 5.6. Photo a) d'une pointe CDR50s et b) d'une pointe bipods

Les caractéristiques moyennes de ces pointes sont résumées dans le tableau 5.7. (les paramètres ont été définis dans le paragraphe 2.3.3.1)

Type de pointe	Diamètre (nm)	Longueur de surplomb (nm)	Hauteur de bord verticale (nm)	Constante de raideur (N)
CDR50s	50	8	15	0,9
Bipods	100	10	15	2,9

Tableau 5.7. Caractéristiques des pointes CDR50s et des pointes bipods

Les caractéristiques des pointes bipods sont, a priori, supérieures. Leur constante de raideur, notamment, est significativement plus élevée. Il devrait donc être plus facile de décoller la pointe de la surface après chaque prise de mesure ce qui devrait se traduire par une usure moindre des pointes et une diminution des prises de particule.

Pour mesurer l'influence du modèle de pointe sur la reproductibilité des mesures nous avons mesuré une même ligne de résine 193 nm, dix fois de suite, au même endroit, avec une pointe CDR50s puis avec une pointe bipods. Avec la CDR50s l'écart type (i.e. la racine de la variance S) entre les différentes mesures est de 0.3 nm alors qu'il est deux fois plus élevé (0.6 nm) pour la bipods. Pour une raison inexplicée, les bipods donnent donc des mesures moins reproductibles. D'après la loi de Student (cf. relation 1), pour obtenir des marges d'erreur identiques (i.e. pour que nos mesures soient aussi précises avec les bipods qu'avec les CDR50s) il faudrait multiplier le nombre de mesures faites avec les bipods par quatre.

Par ailleurs les caractéristiques intrinsèques des bipods (diamètre équivalent, rayon de courbure, constante de raideur) se sont avérées moins reproductibles, d'une pointe à l'autre, que celles des CDR50s. Nous avons donc choisi d'utiliser des CDR50s pour l'ensemble de notre étude.

Cependant, du fait de leur constante de raideur assez faible, ces pointes s'usent rapidement lorsqu'elles sont utilisées pour mesurer des structures en carbone amorphe, qui est un matériau très dur. Pour l'étape de transfert dans le masque dur nous avons donc utilisé des CDR50s spéciales, recouverte d'un revêtement carboné (CDR50sC), permettant de limiter l'usure, sans conséquence sur les autres caractéristiques des pointes. Les CDR50sC étaient, au moment de notre étude, des pointes en développement disponible en petit nombre. Il n'a pas été possible de mener l'ensemble de l'étude avec ces pointes.

5.2.4. Précision des mesures

La précision des mesures n'est pas proportionnelle au nombre de mesures. La valeur du quantile de Student, et par conséquent la marge d'erreur, est très élevée lorsque le nombre de mesures est faible. Elle tend à saturer lorsque le nombre de mesure est important. Elle varie également beaucoup avec l'intervalle de confiance considéré.

Nous avons estimé que faire neuf mesures en choisissant un intervalle de confiance de 95% constituait le meilleur compromis. Le quantile de Student vaut alors 2,306. De cette manière les marges d'erreur, obtenues lors de mesures de motifs de résine avec des CDR50s,

sont toujours restées inférieures à 0,3 nm. Les marges d'erreur, obtenues lors de mesure de motif en carbone, sont elles toujours restées inférieures à 0,15 nm (ce matériau est plus dur ce qui limite les incertitudes liées au problème de collage de la pointe).

La variation de LWR observée lors d'un procédé de gravure complet, c'est-à-dire la différence entre la valeur de LWR mesurée dans le motif de résine et celle mesurée dans le motif de carbone amorphe ou de silicium est donc donnée avec une marge d'erreur toujours inférieure à 0.5 nm. Deux traitements plasmas seront donc considérés comme ayant des performances significativement différentes si l'écart entre les variations de rugosité mesurées est supérieur à 0,5 nm.

5.3. Etude du transfert de rugosité lors de la gravure d'un empilement polysilicium/carbone amorphe/SiO₂

Nous avons étudié l'évolution de la rugosité lors de la gravure d'une grille en polysilicium avec un masque dur en carbone amorphe en comparant également les chimies de gravure du polysilicium. Les chimies de gravure du capping et du masque dur sont :

Capping (SiO₂): Ar : 200 sccm / CF₄ : 80 sccm / CHF₃ : 40 sccm / Puissance source : 200 W
Puissance de polarisation : 250 W / Pression : 7 mTorr / Temps: 20s

Masque dur (C): HBr : 80 sccm / Ar: 80 sccm / O₂ : 36 sccm/ Puissance source : 350W /
Puissance de polarisation : 120W / Pression : 4 mTorr

5.3.1. Silicium gravé avec un plasma de SF₆/CHF₃/Ar

Le polysilicium a été gravé avec une chimie fluorocarbonée :

Polysilicium: SF₆ : 22 sccm / CHF₃ : 50 sccm / Ar : 180 sccm / Puissance source : 450 W /
Puissance de polarisation : 75 W / Pression : 5 mTorr / Temps : 60 s

Les profils moyens de gravure, reconstruits à partir des mesures AFM, après chaque étape de gravure sont présentés sur la figure 5.8.

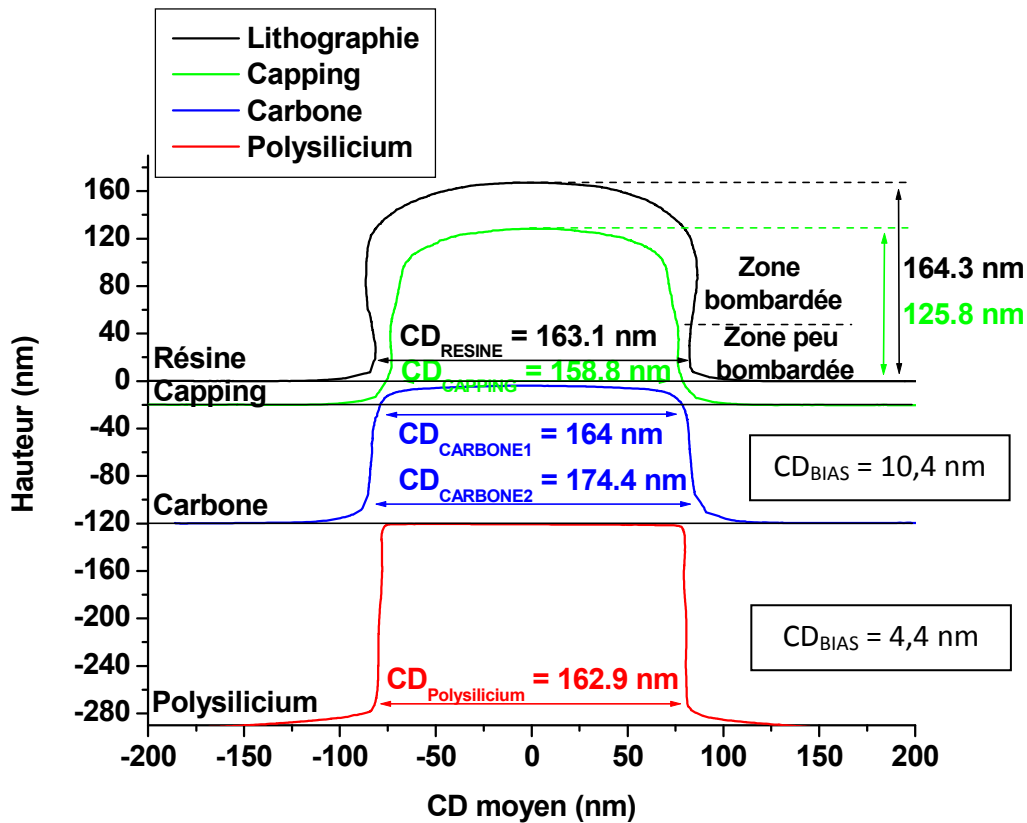


Figure 5.8. Evolution du profil AFM d'une ligne isolée lors de la gravure du capping, du masque dur et du silicium avec un plasma de SF₆/CHF₃/Ar

Avant gravure, la résine présente un profil légèrement rentrant. Le CD_{RESINE} mesuré (163.1 nm) est assez éloigné de la valeur théorique visé (200 nm) sans que cela constitue un problème pour notre étude.

La gravure du capping se fait dans un plasma fluorocarboné avec une puissance source très élevée. Or, la résine est un polymère carboné qui réagit peu avec le fluor. En revanche elle est assez fragile et sensible au bombardement ionique. En conséquence, après ouverture du capping, la dimension latérale des motifs est peu impactée (CD_{CAPPING} de 158,8 nm), mais la hauteur du motif de résine a nettement diminué (125,8 nm contre 164,3 nm initialement). La vitesse de gravure de la résine est donc de 1,9 nm/s et la sélectivité de la résine par rapport au capping vaut 0,5 (la résine se grave plus vite que le SiO₂). Le motif ne présente plus de profil rentrant. Il a été abrasé par le bombardement ionique. On peut d'ailleurs séparer le profil du motif en deux parties : les 70 premiers nanomètres du motif sont facettés tandis que le reste du motif semble avoir été moins impacté.

Les plasmas oxygénés gravent facilement la résine : l'oxygène réagit avec les chaînes carbonées pour former des produits de gravure très volatils, comme le CO₂ par exemple. Par ailleurs, la résine est un matériau moins dense et moins dur que le carbone amorphe, elle se grave donc plus aisément. En conséquence, après gravure du carbone amorphe il ne reste plus de résine. C'est en fait le capping qui sert de masque pour graver le carbone amorphe (le SiO₂ ne réagit pas avec l'oxygène). Le capping est facetté car le procédé de gravure du masque dur se fait à forte puissance de polarisation. Le profil du carbone amorphe est assez pentu (CD_{BIAS} de 10,4 nm).

Après gravure du polysilicium en SF₆/CHF₃/Ar et retrait du masque dur, du capping et des couches de passivations grâce à un plasma d'O₂ suivit d'un bain HF, le profil est relativement anisotrope malgré une légère diminution des dimensions latérales du motif (CD_{BIAS} de 4,4 nm).

Les rugosités de bord de ligne mesurées après les différentes étapes de gravure sont présentées sur la figure 5.9.

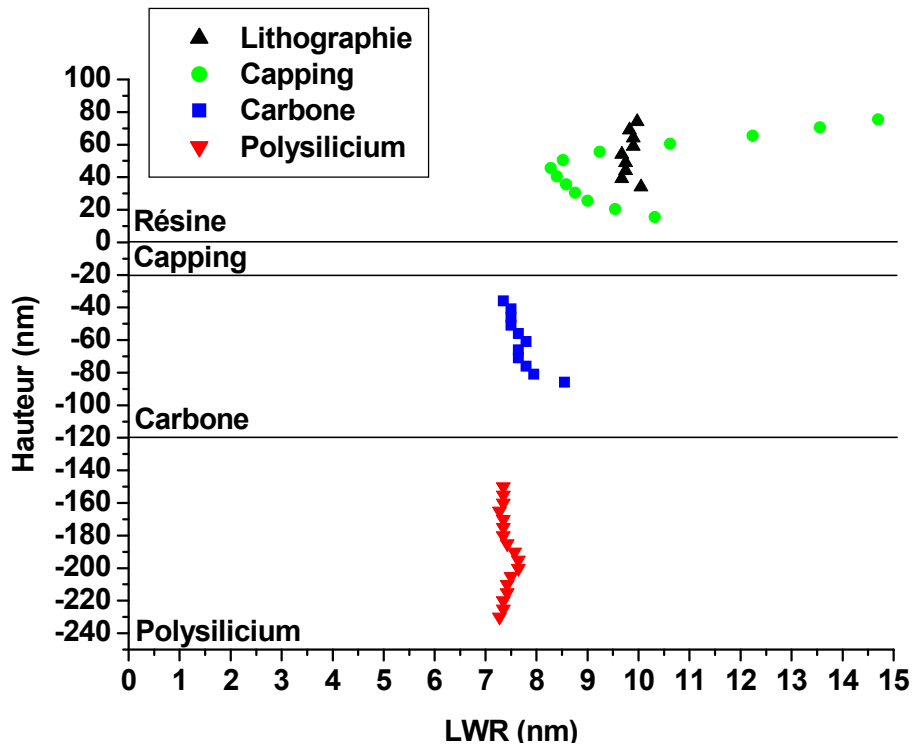


Figure 5.9. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après gravure du capping, après gravure du masque dur et après gravure du silicium avec un plasma de SF₆/CHF₃/Ar

Les valeurs moyennes des rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.10.

	LWR (nm)	ΔLWR/litho (nm)
Lithographie	9,8	
Capping	8,9	-0,9
Carbone	7,7	-2,1
Polysilicium	7,4	-2,4

Tableau 5.10. Mesure moyenne de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après gravure du capping, après gravure du masque dur et après gravure du silicium avec un plasma de SF₆/CHF₃/Ar

La rugosité du motif de résine vaut en moyenne 9,8 nm

La rugosité après gravure du capping dépend de la zone considérée. Dans la zone facettée la rugosité est très élevée (13 nm). Cette rugosité élevée est bien réelle. Elle n'est pas liée au bruit de mesure engendré par le facettage du motif: lorsqu'il déplace la pointe AFM, l'AFM3D tente de prévoir l'emplacement du prochain point de mesure en calculant

une pente locale à partir des points de mesure précédents. Lorsque la pente du motif est constante, comme c'est le cas ici, la perturbation occasionnée reste faible.

La rugosité dans la zone peu bombardée est nettement plus faible (8,9 nm), même si elle tend à augmenter vers le pied du motif (cela pourrait cependant être dû à un artefact de mesure lié à des interactions avec le fond du motif car, comme nous le verrons par la suite, ce phénomène n'est pas toujours observé lors de cette étape de gravure). Le capping est trop fin (20 nm) pour pouvoir en mesurer la rugosité mais elle est supposée proche de celle mesurée dans la résine (dans la zone peu bombardée).

La rugosité dans le carbone amorphe (7,7 nm) est légèrement inférieure à celle mesurée dans le motif de résine après ouverture du capping (zone peu bombardée). Elle est homogène sur toute la hauteur du motif.

Enfin, la rugosité dans le polysilicium (7,4 nm) est très proche de la rugosité dans le carbone amorphe.

5.3.2. Silicium gravé avec un plasma de HBr/Cl₂/O₂

Le polysilicium a été gravé avec un plasma de HBr/Cl₂/O₂:

Polysilicium: HBr : 200 sccm / Cl₂ : 80 sccm / O₂ : 4 sccm / Puissance source : 200 W /
Puissance de polarisation : 120 W / Pression : 4 mTorr / Temps : 70 s

Les profils moyens de gravure, reconstruits à partir des mesures AFM, après chaque étape de gravure sont présentés sur la figure 5.11.

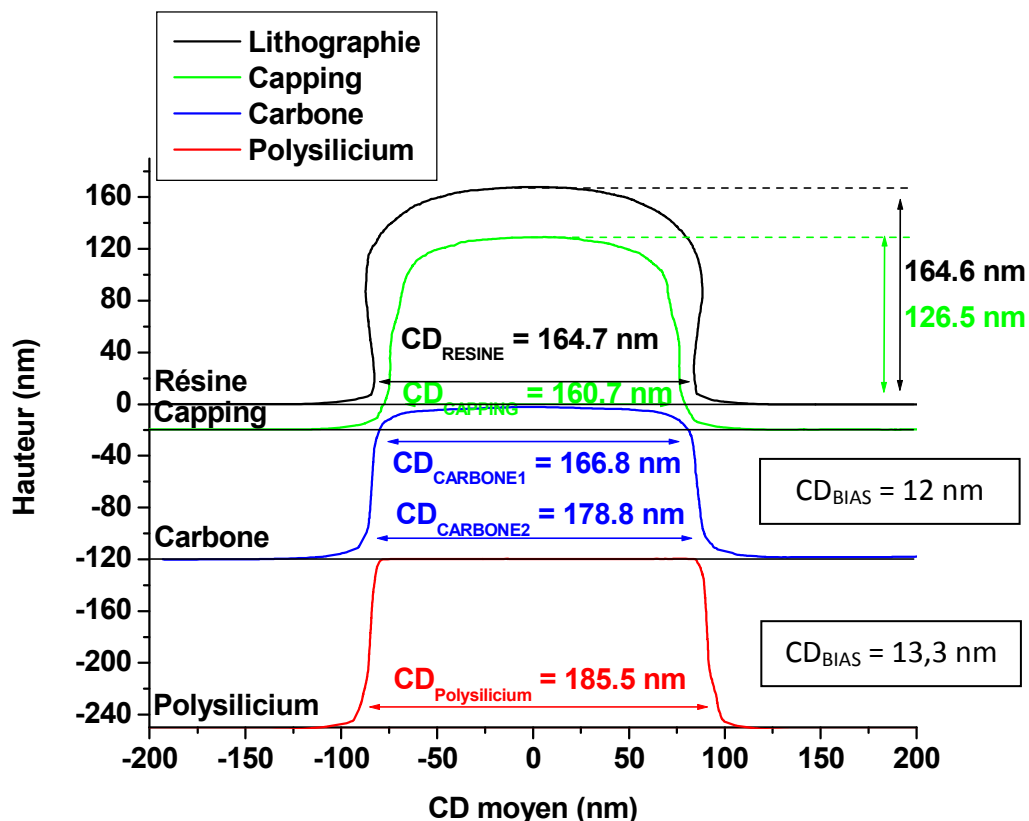


Figure 5.11. Evolution du profil AFM d'une ligne isolée lors de la gravure du capping du masque dur et du polysilicium avec un plasma de HBr/Cl₂/O₂

L'évolution des profils est très proche de celle observée précédemment. Le profil dans le polysilicium est un plus pentu (CD_{BIAS} de 13.3 nm). Cependant une partie de la pente est liée au manque d'optimisation de ce procédé de gravure dans la Centura 300mm.

Les rugosités de bord de ligne mesurées aux différentes étapes de gravure sont présentées sur la figure 5.12.

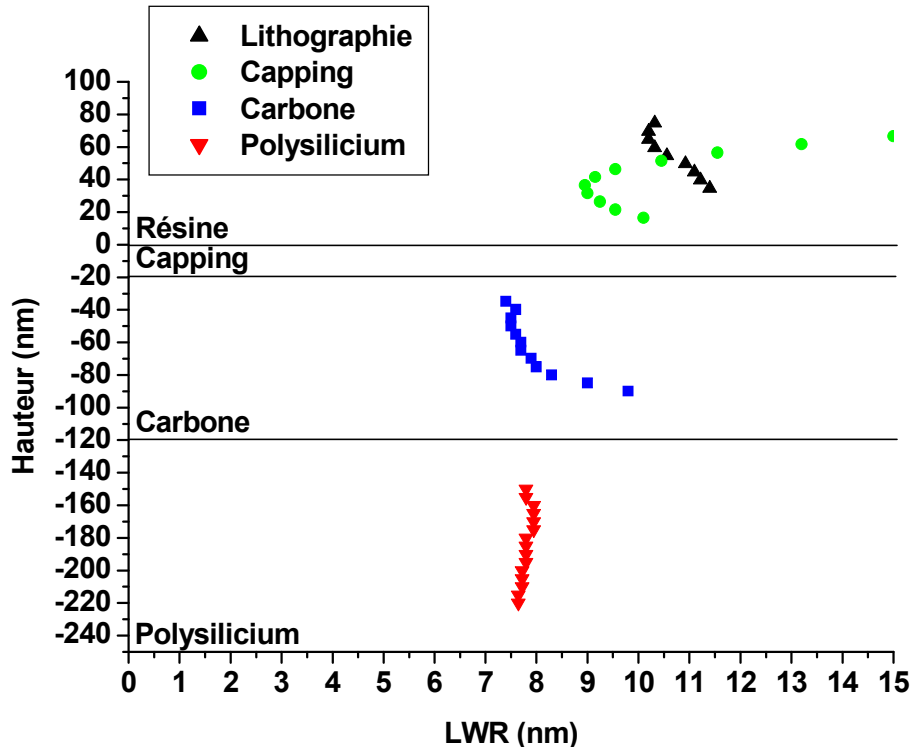


Figure 5.12. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après gravure du capping, après gravure du masque dur et après gravure du du silicium avec un plasma $HBr/Cl_2/O_2$

Les valeurs moyennes de rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.13.

	LWR (nm)	$\Delta LWR/litho$ (nm)
Lithographie	10,7	
Capping	9,4	-1,3
Carbone	8	-2,7
Polysilicium	7,8	-2,9

Tableau 5.13. Mesure moyenne de LWR le long de la hauteur d'un motif avant tout procédé plasma, après gravure du capping, après gravure du masque dur et après gravure du du silicium avec un plasma $HBr/Cl_2/O_2$

La rugosité du motif de résine est un plus élevé que précédemment (10,7 nm).

Après ouverture du capping, la rugosité est plus faible dans la zone peu bombardée (9,4 nm).

Après la gravure du carbone amorphe la rugosité baisse encore (8 nm).

Comme précédemment, la rugosité dans le carbone amorphe est transférée dans le polysilicium (7,8 nm). Par ailleurs, dans les deux études, la diminution de rugosité entre la résine et le carbone amorphe est très proche (2,7 nm contre 2,1 nm soit 25%), compte tenu des variations de rugosité des motifs de résine initiaux (21%)

5.3.3. Synthèse des résultats

Cette première étude nous fournit plusieurs informations intéressantes.

- ✚ La rugosité semble diminuer à chaque étape de gravure traduisant le fait que le plasma présente un pouvoir lissant. Le transfert anisotrope conduit donc à une diminution de la rugosité bien que l'impact de certaines étapes soit parfois faible.
- ✚ La rugosité du carbone amorphe est transférée dans le polysilicium indépendamment de la chimie de gravure du polysilicium utilisée.
- ✚ La rugosité est surtout diminuée lors des étapes de gravure où le masque en résine est présent, ce qui suggère qu'il faut jouer sur les procédés où la résine est impliquée pour diminuer la rugosité.
- ✚ Le bombardement ionique génère de la rugosité particulièrement quand le matériau à graver est fragile. Le sommet du motif de résine, facetté par le bombardement ionique après ouverture du capping, est ainsi très rugueux. Ce résultat est en accord avec les observations réalisées dans la littérature⁹, où le bombardement ionique est considéré comme la principale source des striations qui apparaissent sur les flancs de la résine.
- ✚ Enfin, la valeur des variations de rugosité engendrées par les différents procédés plasmas semble dépendre de la valeur de la rugosité initiale. L'évolution de la rugosité est similaire, mais plus la rugosité initiale est élevée, plus la baisse de rugosité engendrée par un procédé plasma sera importante. Pour le vérifier nous avons répété une troisième fois l'expérience en partant d'une ligne de résine présentant une rugosité initiale de 8,9 nm (et en nous arrêtant à l'étape de gravure du masque dur). L'évolution des profils (non présenté) est similaire à celles observées précédemment. L'évolution de la rugosité est également similaire mais les diminutions observées sont plus faibles. Les résultats sont présentés dans le tableau 5.14.

	Rugosité initiale (nm)	Δ Rugosité (résine-capping)	Δ Rugosité (résine-carbone)	Δ Rugosité (résine-silicium)
1 ^{ère} expérience	9,8	0,9	2,1	0,3
2 ^{ème} expérience	10,7	1,3	2,7	0,2
3 ^{ème} expérience	8,9	0,5	1,45	

Tableau 5.14. Evolution de la rugosité de motifs lors de la gravure en fonction de la rugosité initiale du masque en résine

Les variations de rugosité sont importantes. Pour comparer l'influence de différents procédés plasmas il est donc nécessaire de partir de lignes de résine présentant des rugosités initiales les plus proches possibles. Dans la mesure du possible, nous avons, dans la suite de cette étude étudié les variations de rugosité de lignes de résine présentant des rugosités proches de 9 nm.

5.4. Etude du procédé de *cure*

Durant le procédé, la résine est soumise à l'action chimique des radicaux d'hydrogène, au bombardement ionique mais également à l'action d'un rayonnement Ultra Violet (UV) émis par le plasma lors de la dissociation du HBr ou lors de la désexcitation de radicaux d'hydrogène et de brome excités. Pour juger de l'influence des UV seuls sur la rugosité, sans interaction avec le plasma, nous avons suivi l'évolution de la LWR de deux lignes différentes (appartenant à la même plaque). L'une de ces lignes est placée sous un hublot LiF (collé sur la plaque à l'aide de kapton). Ce hublot laisse passer les rayonnements dont la longueur d'onde est supérieure à 110 nm mais isole la ligne du plasma.

Nous avons ensuite gravé le capping et le masque dur (en retirant donc le hublot dans la zone adéquate) pour déterminer si les diminutions éventuelles de rugosité observées étaient transférables dans les couches sous jacentes.

5.4.1. Impact du procédé de *cure* sur les motifs de résine

Les profils moyens observés avant et après les procédés de *cure* sont présentés sur la figure 5.15. Les conditions de gravures sont :

Cure : HBr : 200 sccm / Puissance source : 1200 W / Puissance de polarisation : 0W / Pression : 5mTorr / Temps : 40s

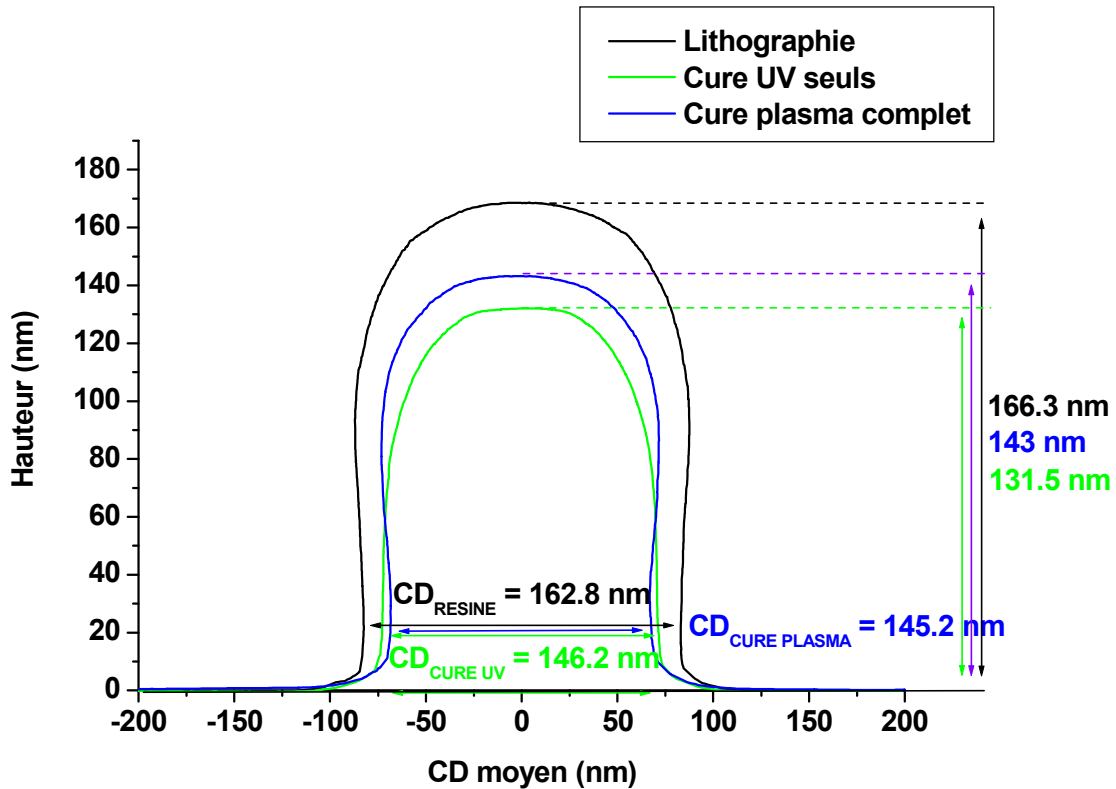


Figure 5.15. Evolution du profil AFM d'une ligne isolée après un procédé de cure

Les motifs de résine sont extrêmement sensibles aux UV du plasma aux vues des pertes de dimensions latérale et verticale observées sur la figure 5.15. Plusieurs études^{5,10,11}, ont montré, à l'aide d'analyses par Spectroscopie Infrarouge par Transformé de Fourier (FTIR), que les UV compris entre 110 et 160nm qui sont très intenses dans les plasma de HBR conduisent à des modifications en volume de la résine avec perte des groupements lactones et esthers. Ces pertes se traduisent par une densification du motif de résine. Il a également été observé¹⁰ qu'une résine exposée aux UV voit sa température de transition vitreuse diminuer, ce qui suggère que les chaînes du polymère sont plus mobiles et peuvent plus aisément se réorganiser lors de l'exposition au plasma.

La hauteur du motif diminue moins, lorsqu'il est exposé au plasma complet. Pargon et al¹² soulignent que, durant le procédé de cure, la synergie entre le rayonnement UV et le plasma entraîne plusieurs modifications qui s'ajoutent à la perte des lactones et des esthers :

- ✚ L'addition du rayonnement UV et du bombardement ionique entraîne la formation d'une couche dite graphite à la surface de la résine (sur les 10 premiers nanomètres) et la formation de microstructures riches en carbone.
- ✚ Le rayonnement UV et la diffusion d'hydrogène dans la résine entraîne la création de carbone sp² ce qui modifie chimiquement la résine en volume et augmente sa résistance à la gravure

Les rugosités de bord de ligne mesurées avant et après le procédé de *cure* sont présentées sur la figure 5.16.

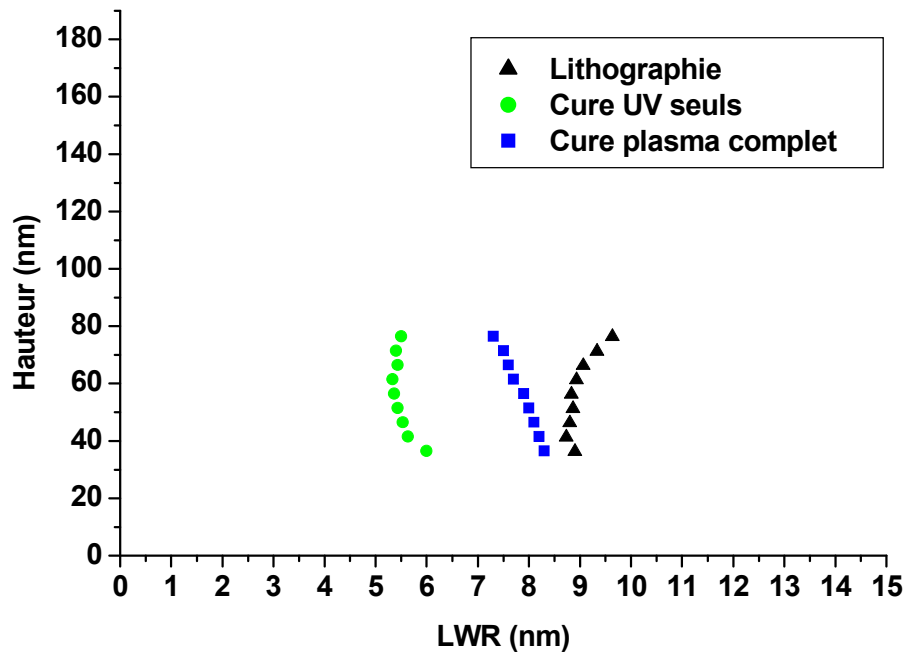


Figure 5.16. Evolution de la rugosité d'un motif de résine après un procédé de cure (hublot)

Les valeurs moyennes de rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.17.

	LWR / Δ LWR/litho (UV seuls)	LWR / Δ LWR/litho (plasma)
Lithographie	9	9,3
Cure	5,6 / -3,4	7,9 / -1,4

Tableau 5.17. Mesures moyennes des rugosité le long de la hauteur d'un motif avant tout procédé plasma et après un procédé de cure

Les rugosités des motifs de résine sont proches des valeurs recherchées (9 nm en moyenne pour le motif sous le hublot et 9,3 nm pour le motif exposé au plasma).

Sous l'action des UV seuls, la rugosité du motif de résine est fortement diminuée (elle passe de 9 nm à 5,6 nm). Cette baisse est vraisemblablement liée à la diminution de la température de transition vitreuse de la résine qui permet une réorganisation en profondeur de la structure de la résine.

Sous l'action du plasma complet, on constate également une baisse de la rugosité du motif de résine mais l'ampleur de la baisse est sensiblement inférieure (la rugosité passe de 9,3 nm à 7,9 nm). Le bombardement ionique provoque une forte hausse de la rugosité sur le sommet du motif qui est ensuite transférée sur les flancs du motif. La rugosité mesurée est donc plus élevée que ce qui aurait pu être obtenu par l'action de rayonnement UV seul.

5.4.2. Transfert de rugosité après un procédé de cure

La résine étant modifiée durant le procédé de cure, il est possible que l'action des différents procédés de gravure plasma sur la rugosité des motifs soit différente de celle observée à la section 5.3. Nous avons donc gravé la plaque exposée au procédé de cure et mesuré l'évolution de la rugosité des motifs. Nous n'avons pas procédé à la gravure du

silicium puisque cette étape n'impacte pas la rugosité des motifs (cf. section 5.3.). Les profils moyens de gravure obtenus après chaque étape technologique sont présentés sur la figure 5.18.

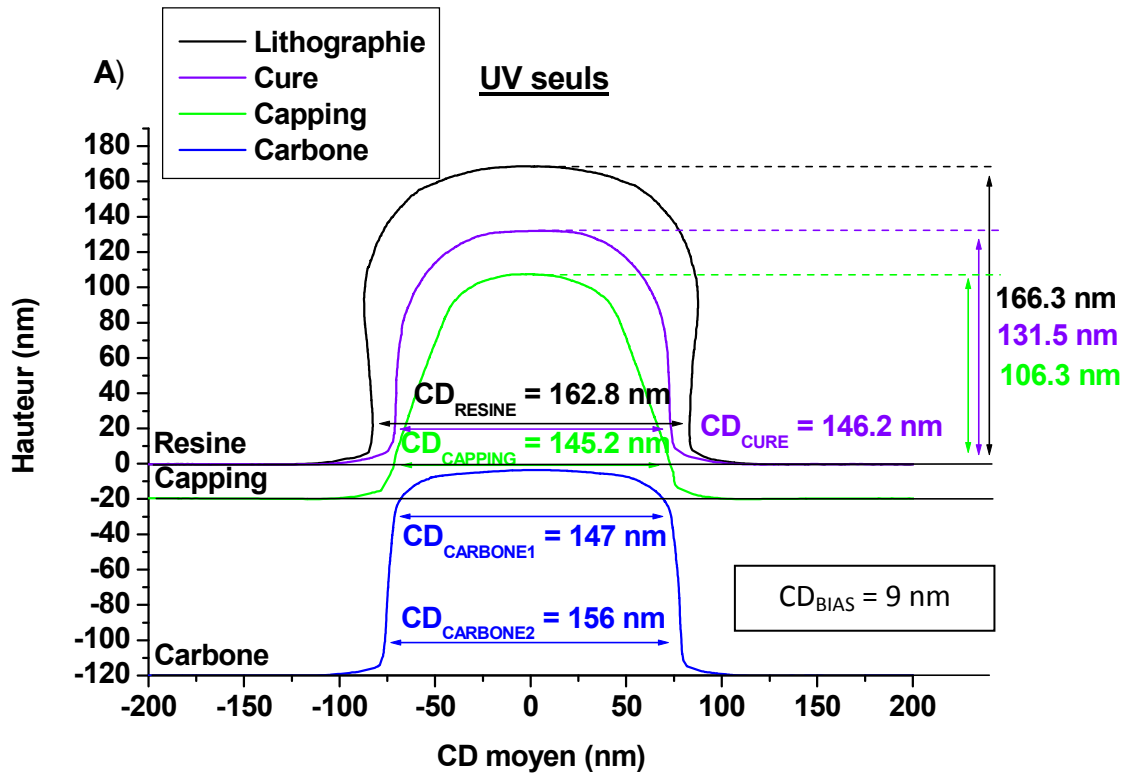


Figure 5.18.A. Evolution du profil AFM d'une ligne isolée après un procédé de cure et les différentes étapes de gravure dans la zone située initialement sous le hublot (UV seuls)

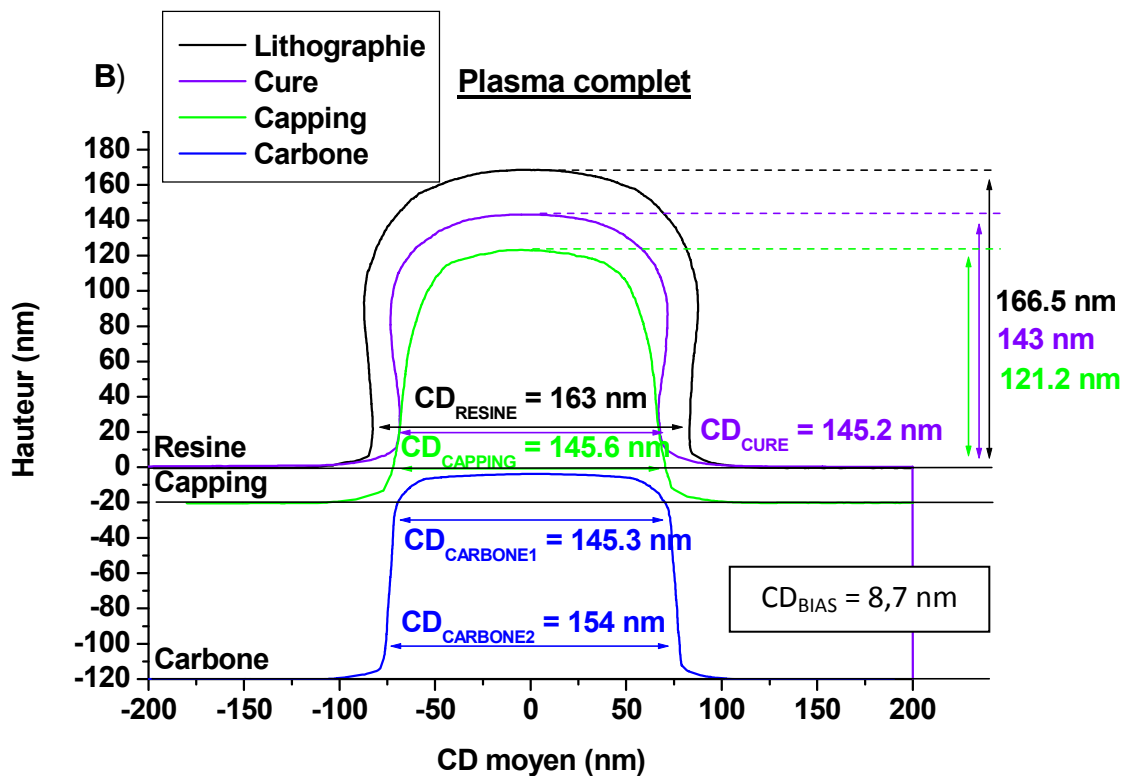


Figure 5.18.B. Evolution du profil AFM d'une ligne isolée après un procédé de cure et les différentes étapes de gravure dans la zone exposée au plasma

Après le procédé de cure complet, la vitesse de gravure de la résine lors du procédé d'ouverture du capping est plus faible que celle observée lors du procédé standard - sans cure (1,1 nm/s contre 1,9 nm/s). Le profil de résine ayant été exposé au procédé de cure est également moins facetté (cf. figure 5.18.b). Cela confirme que le procédé de cure augmente la résistance à la gravure de la résine (la sélectivité résine/capping est alors de 0,9 avec *cure* contre 0,5 sans). La vitesse de gravure de la résine située sous le hublot est elle aussi plus faible que celle observée lors du procédé standard (1,3 contre 1,9 nm/s) mais le profil est nettement plus facetté (cf. figure 5.18.a). La résistance à la gravure n'est pas réellement améliorée.

Les profils des motifs après gravure du carbone amorphe ne semblent pas impactés (hormis la diminution de dimension latérale liée à la densification de la résine).

Les rugosités de bord de ligne mesurées aux différentes étapes de gravure sont présentées sur la figure 5.19.

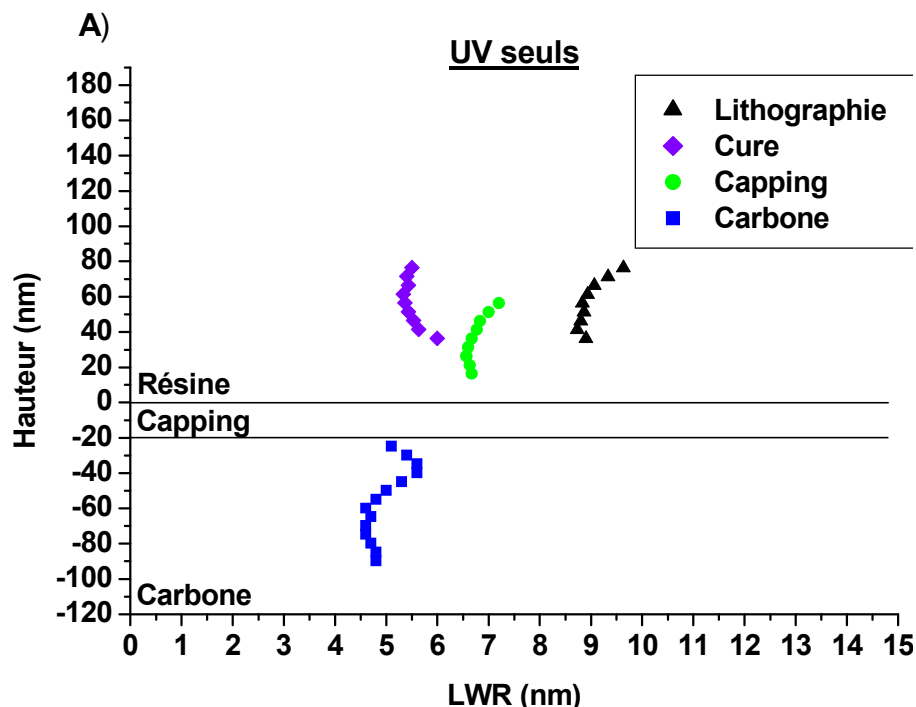


Figure 5.19.A. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après un traitement de cure, après gravure du capping et après gravure du masque dur dans la zone située initialement sous le hublot (UV seuls)

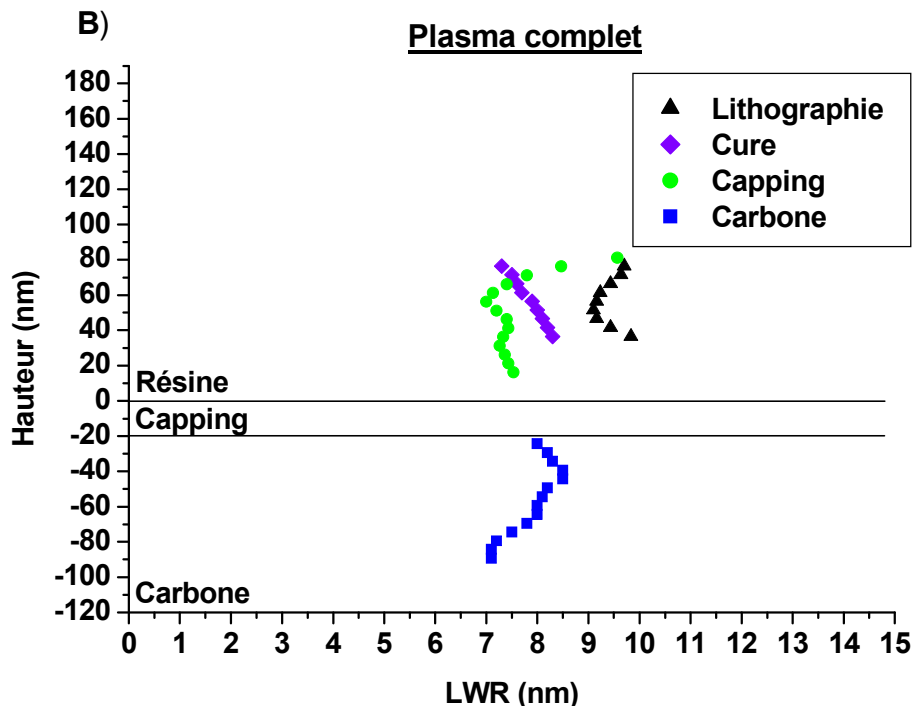


Figure 5.19.B. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après un traitement de cure, après gravure du capping et après gravure du masque dur dans la zone exposée au plasma

Les valeurs moyennes de rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.20.

	LWR / Δ LWR/litho (UV seuls)	LWR / Δ LWR/litho (plasma)
Lithographie	9	9,3
Cure	5,6 / -3,4	7,9 / -1,4
Capping	6,7 / -2,3	7,3 / -2
Carbone	4,9 / -4,1	7,8 / -1.5

Tableau 5.20. Mesure moyenne de LWR le long de la hauteur d'un motif avant tout procédé plasma, après un procédé de cure, après gravure du capping et après gravure du masque dur

La rugosité du motif exposé uniquement aux UV lors du procédé de *cure* augmente après la gravure du capping sous l'influence de l'important bombardement ionique (cf. figure 5.19.a). La rugosité finale dans le carbone amorphe est très faible (4,9 nm) et proche de celle observée dans la résine après cure.

La modification chimique de la résine entraîne une baisse importante de la rugosité. Cette modification est, en effet, accompagnée d'une réorganisation des chaînes carbonées et d'une diminution des contraintes internes qui conduisent à un lissage très marqué¹². Cela fragilise aussi la résine et, par conséquent, le motif est très facetté après la gravure du capping. Cependant, suite à la perte des groupements lactones et ester, la résine est plus uniforme du point de vue de la gravure¹¹, les groupements lactones et ester se gravent normalement plus rapidement. Le bombardement ionique facette donc le motif mais la résine se grave de manière plus homogène, sans former de striation. En conséquence, l'augmentation de rugosité est nettement plus faible que celle associée au facettage du

motif lors du procédé de référence. L'essentiel des gains obtenus par le traitement UV est donc conservé et transféré dans le carbone amorphe.

La rugosité du motif exposé au plasma complet varie, après gravure du capping, à nouveau, en fonction de la zone considérée (cf. figure 5.19.b). Elle est plus élevée dans la zone fortement bombardée (8,3 nm) que dans la zone peu bombardée (7,3 nm). La rugosité dans le carbone amorphe (7,8 nm) est un peu plus élevée que celle mesurée dans la résine après ouverture du capping. L'écart reste, cependant proche des marges d'erreur.

L'action du procédé de cure complet est donc significativement moins efficace que celle des UV seuls. Non seulement la baisse de rugosité engendrée dans la résine est moindre, mais le gain obtenu se transmet mal après gravure du carbone amorphe. Les microstructures riches en carbone formées au sommet du motif sont résistantes à la gravure. Elles induisent des phénomènes de micromasquage, qui, sous l'action du bombardement ionique provoquent l'apparition de striations le long du motif de résine. Ce phénomène estompe la diminution de rugosité entraînée par les UV.

5.5. Etude du procédé de *resist trimming*

Comme pour l'étude du procédé de *cure*, nous avons utilisé un hublot LiF pour déterminer l'influence des UV seuls, sans interaction avec le plasma, et suivi l'évolution de la LWR de deux lignes différentes (appartenant à la même plaque). Après le procédé de *resist trimming* nous avons ensuite gravé le capping et le masque dur (en retirant donc le hublot dans la zone adéquate) pour déterminer si les diminutions éventuelles de rugosité observées étaient transférables dans les couches sous jacentes

5.5.1. Impact du procédé de *resist trimming* sur les motifs de résine

Les profils moyens observés avant et après le procédé de *resist trimming* sont présentés sur la figure 5.21. Les conditions de gravures sont :

Resist trimming : HBr : 100 sccm / O₂: 100 sccm / Puissance source : 300 W / Puissance de polarisation : 0 W / Pression : 10 mTorr / Temps : 35s

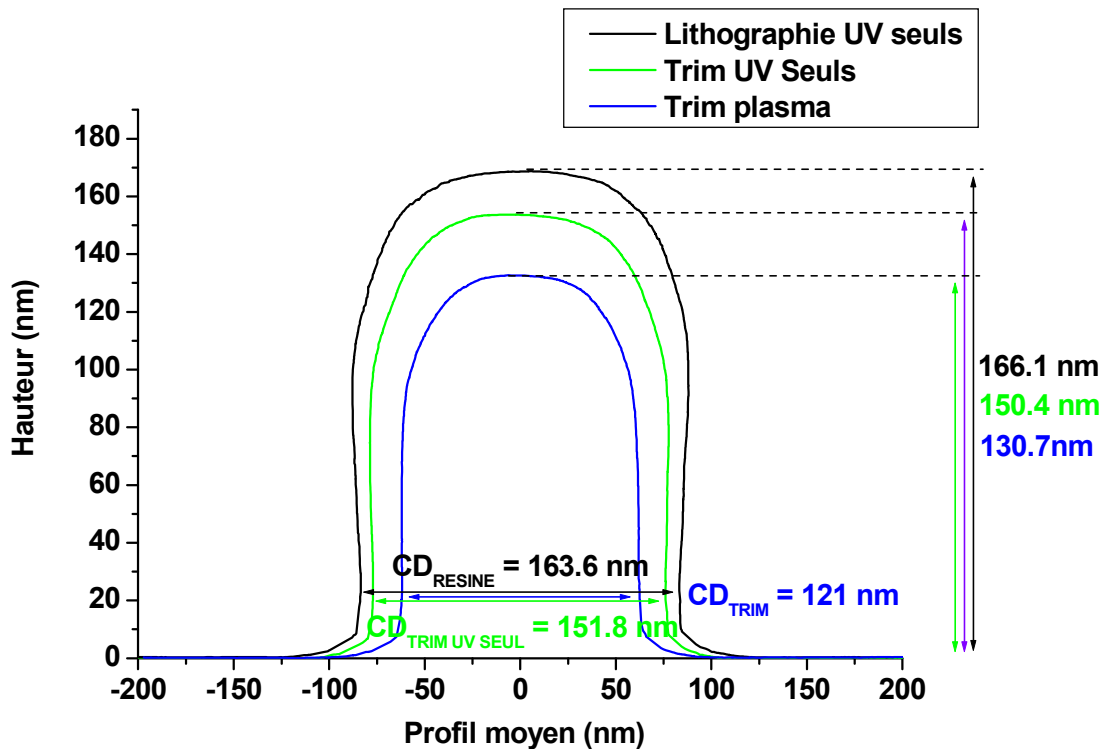


Figure 5.21. Evolution du profile AFM d'une ligne isolée après un procédé de resist trimming

Les UV émis lors du procédé de *resist trimming* entraînent une densification du motif. Cependant la densification du motif est plus faible que celle observée lors du procédé de cure car les UV émis par le plasma sont moins intenses (notamment car la puissance source employée est moins élevée)

Le plasma complet impacte d'avantage le profil du motif. La résine est gravée. La vitesse de gravure latérale est sensiblement similaire à la vitesse de gravure verticale confirmant le caractère isotrope de ce procédé ($V_{LAT} = 1,16 \text{ nm/s}$, $V_{VERT} = 1,02 \text{ nm/s}$)

Les rugosités de bord de ligne mesurées avant et après le procédé de *resist trimming* sont présentées sur la figure 5.22.

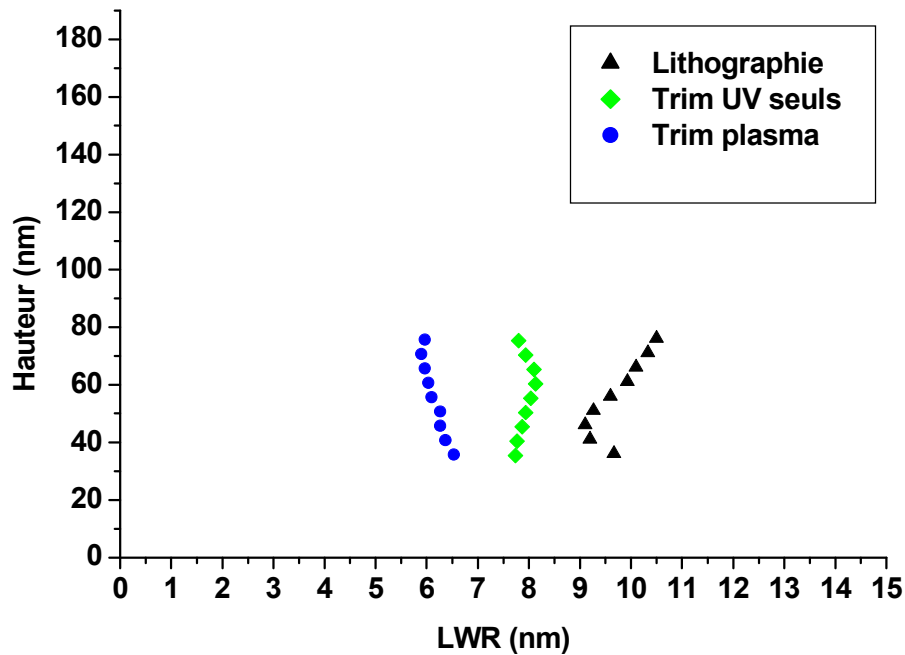


Figure 5.22. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après un procédé de trim

Les valeurs moyennes de rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.23.

	LWR / Δ LWR/litho (UV seuls)	LWR / Δ LWR/litho (plasma)
Lithographie	9,7	9,5
Trim	8,1 / -1,6	6.3 / -3,2

Tableau 5.23. Mesures moyennes de LWR le long de la hauteur d'un motif avant tout procédé plasma et après un procédé de resist trimming

Les rugosités des motifs de résine sont un peu plus élevées que les valeurs recherchées (9,7 nm en moyenne pour le motif sous le hublot et 9,5 nm pour le motif exposé au plasma).

L'action des UV lors du plasma de *resist trimming* permet de diminuer la rugosité (8.1 nm soit une baisse de 1,6 nm), mais la baisse est nettement plus faible que celle engendrée par les UV émis lors du procédé de cure (car les UV sont ici moins intenses). L'action du plasma complet à une influence plus importante sur la rugosité (6.3 nm soit une baisse de 3.2 nm).

L'action chimique du plasma est donc le facteur prépondérant. Cette étude montre que la gravure isotrope par les neutres réactifs conduit à une diminution importante de la rugosité de la résine (cf. figure 5.24.). En effet si l'on considère un flanc vallonné, l'angle de collection des espèces neutres est plus importants aux sommets des vallons (α) qu'aux creux des vallons (β). Les espèces neutres ont donc plus de mal à pénétrer aux creux qu'aux sommets des vallées et comme la vitesse de gravure dépend du flux des espèces, les sommets sont gravés plus vite et la rugosité diminue.

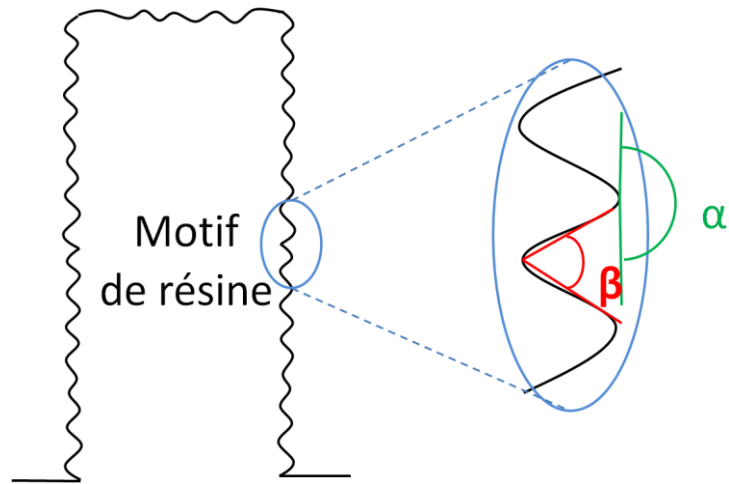


Figure 5.24. Angles de collections des espèces sur le flanc d'un motif de résine

5.5.2. Transfert de rugosité après un procédé de *resist trimming*

Les profils moyens de gravure obtenus après chaque étape technologique sont présentés sur la figure 5.25.

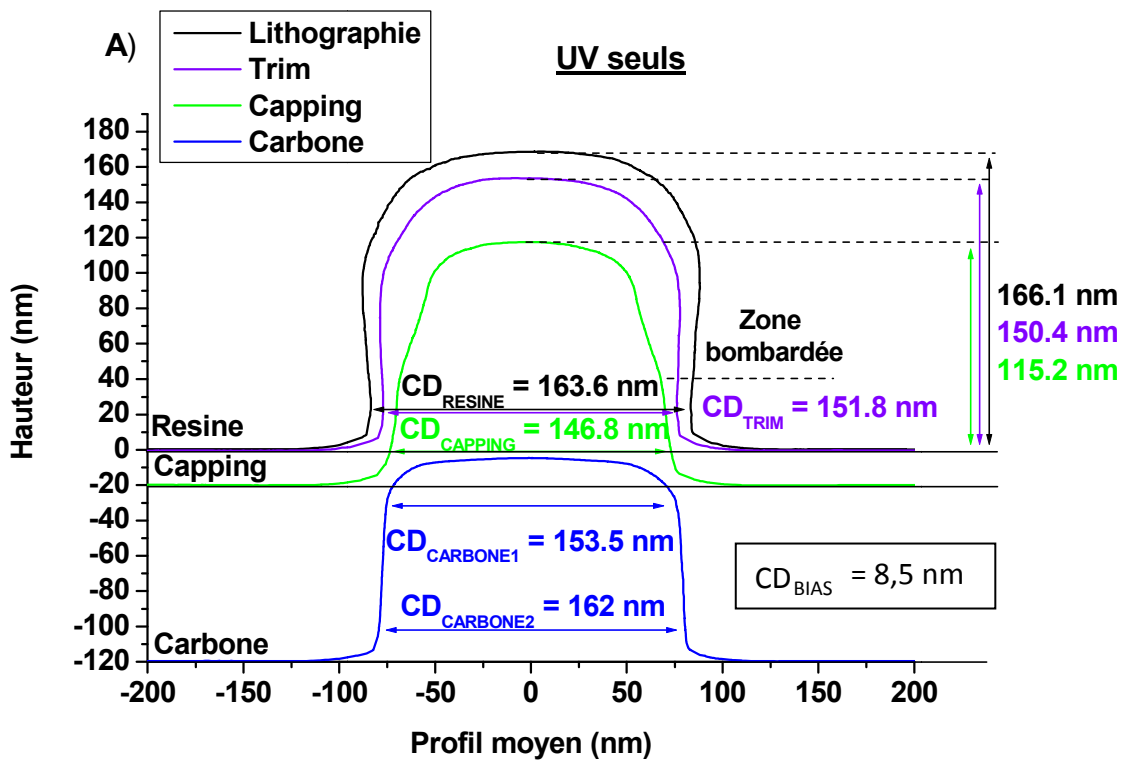


Figure 5.25.A. Evolution du profil AFM d'une ligne isolée après un procédé de *resist trimming* et les différentes étapes de gravure dans la zone située initialement sous le hublot (*UV seuls*) pendant l'étape de *resist trimming*

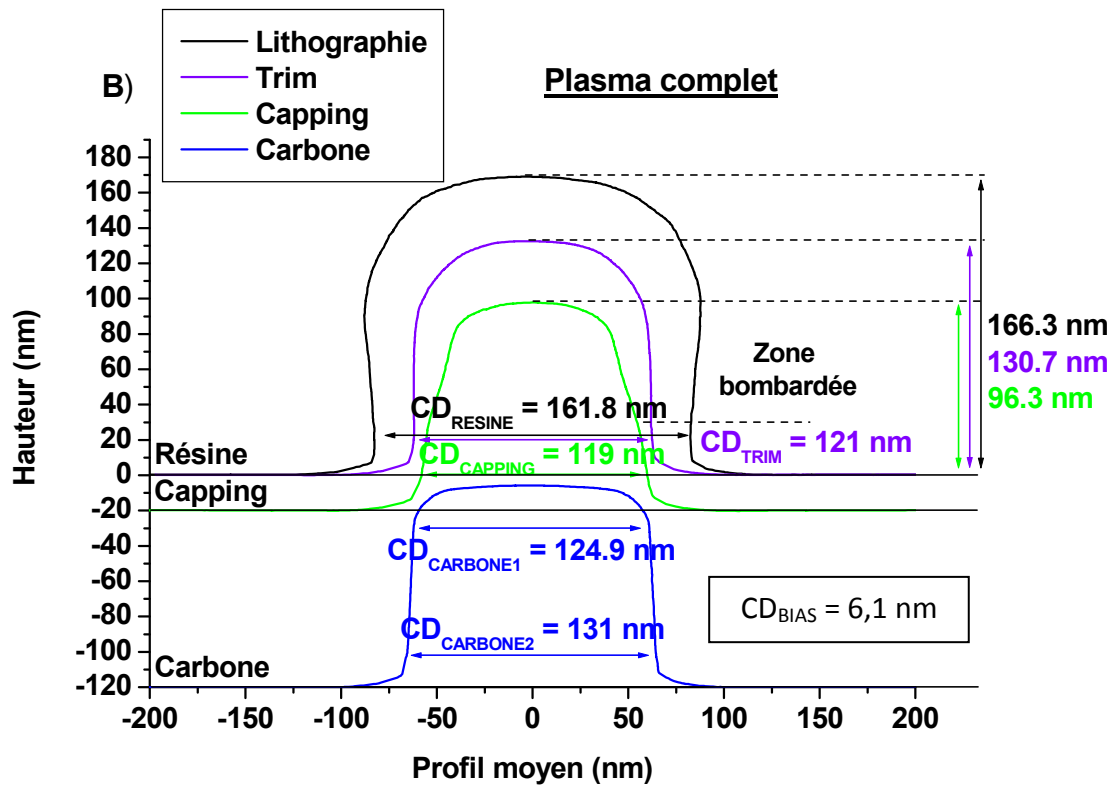


Figure 5.25.B. Evolution du profil AFM d'une ligne isolée après un procédé de resist trimming et les différentes étapes de gravure dans la zone exposée au plasma pendant l'étape de resist trimming

Hormis les différences de dimensions latérales liées au procédé de *resist trimming*, l'évolution des profils est très similaire à celle observée durant le procédé de référence (cf. section 5.2). Les motifs sont facettés de la même façon après la gravure du capping, sous l'influence du bombardement ionique, et les profils moyens dans le carbone amorphe sont tout à fait semblables. Ni les UV ni le procédé de *resist trimming* complet ne semble avoir altéré la résine en volume ou du moins avoir modifié significativement sa résistance à la gravure.

Les rugosités de bord de ligne mesurées aux différentes étapes de gravure sont présentées sur la figure 5.26.

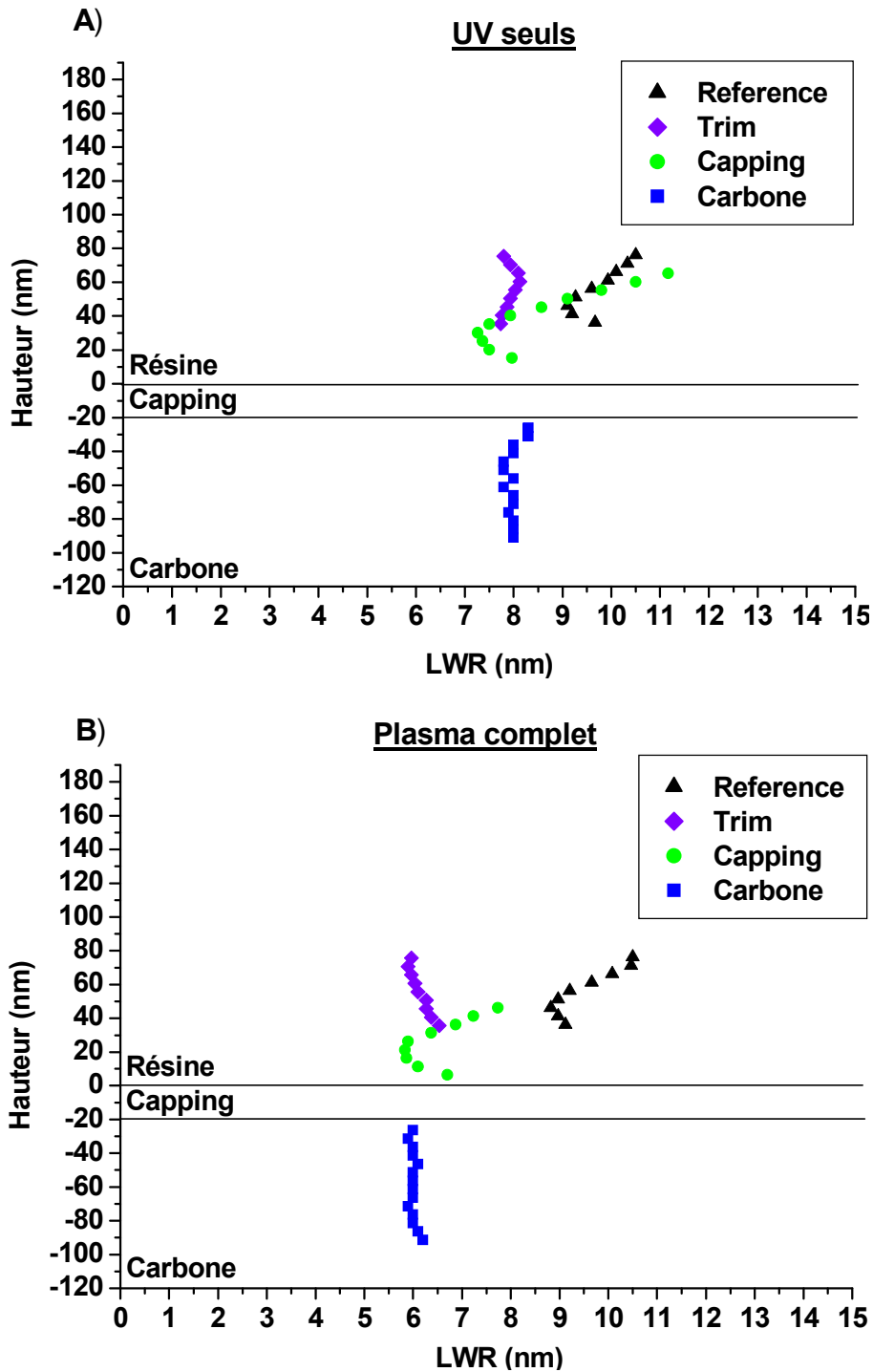


Figure 5.26. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après un traitement de resist trimming, après gravure du capping et après gravure du masque dur, a) dans la zone située initialement sous le hublot (UV seuls) et b) dans la zone exposée au plasma

Les valeurs moyennes de rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.27.

	LWR / Δ LWR/litho (UV seuls)	LWR / Δ LWR/litho (plasma)
Lithographie	9,7	9,5
Resist trimming	8,1 / -1,6	6.3 / -3,2
Capping	7,6 / -2,1	6.1 / -3,4
Carbone	7,9 / -1.8	6 / -3.5

Tableau 5.27. Mesures moyennes de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après un procédé de resist trimming, après gravure du capping et après gravure du masque dur

La rugosité dans le carbone amorphe est légèrement inférieure à celle du motif de résine exposé au plasma de *resist trimming* (avec ou sans hublot). Ce comportement est similaire à celui observé lors du procédé de gravure standard. Le procédé de *resist trimming* n'a donc pas d'influence sur les étapes de gravure suivante. Or la rugosité du motif de résine est fortement diminuée lorsqu'elle est exposée à un plasma de *resist trimming*. Cette diminution est donc transférée dans le carbone amorphe. L'introduction d'un procédé de *resist trimming* préalablement aux étapes de gravure est donc un moyen efficace de diminuer la rugosité.

5.6. Etude de la séquence (*cure + resist trimming*)

Nous avons étudié l'enchaînement des procédés de *cure* et de *resist trimming*, noté par la suite (*cure+trim*), dans l'espoir de combiner leurs avantages. Le procédé de *cure* doit permettre de transformer, en volume, la résine, puis le procédé de *resist trimming* doit permettre de la lisser.

5.6.1. Impact du procédé de (*cure + trim*) sur les motifs de résine

Les motifs de résine ont été exposés au procédé de (*cure + trim*) avec et sans hublots. Les profils obtenus sont présentés sur la figure 5.28. et comparés aux profils obtenus après le procédé de *cure* (avec et sans hublot).

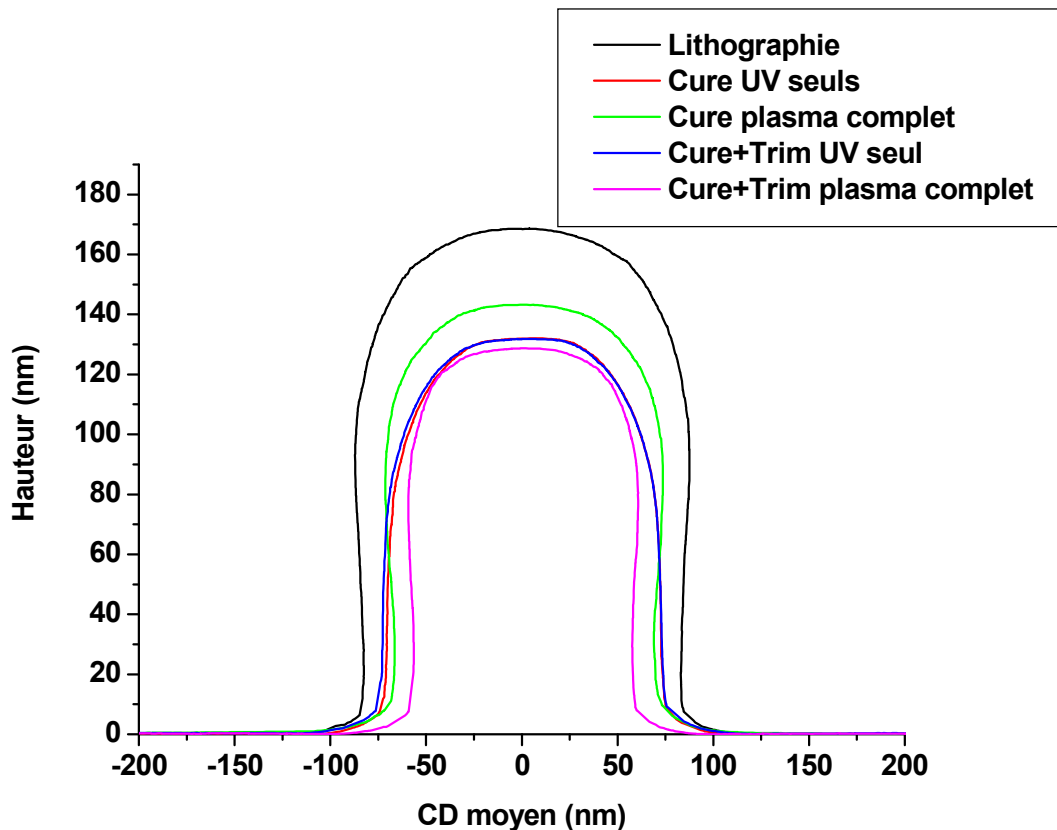


Figure 5.28. Evolution du profil AFM d'une ligne de résine insolée après un procédé de (cure + trim), comparée à l'évolution du profil obtenus après un procédé de cure seul

Si l'on compare les profils obtenus sous les hublots après un procédé de *cure* ou de (*cure+trim*) (cf. figure 5.23.), on constate qu'ils sont similaires. Après ces deux procédés, on observe la même densification de la résine, au nanomètre près (la largeur de la résine a diminué de 33.2 nm après le procédé de (*cure+trim*) comme après le procédé de *cure*, et sa hauteur a diminué de 35.3 dans le premier cas contre 34.8 nm dans le second). Les UV supplémentaires émis pendant le procédé de *resist trimming* n'ont pas eu d'influence sur les profils.

Le motif exposé au plasma complet est gravé par le procédé de *resist trimming* mais les vitesses de gravure verticale et latérale sont inférieures à celles observées lors du procédé de *resist trimming* seul ($V_{\text{VERT}(\text{cure+trim})} = 0,45 \text{ nm/s}$; $V_{\text{LAT}(\text{cure+trim})} = 0,9 \text{ nm/s}$ contre $V_{\text{VERTtrim}} = 1,02 \text{ nm/s}$; $V_{\text{LATtrim}} = 1,16 \text{ nm/s}$). La résine a bien été durcie par le plasma de cure ce qui a augmenté sa résistance à la gravure.

Les rugosités de bord de ligne mesurées aux différentes étapes de gravure sont présentées sur la figure 5.29.

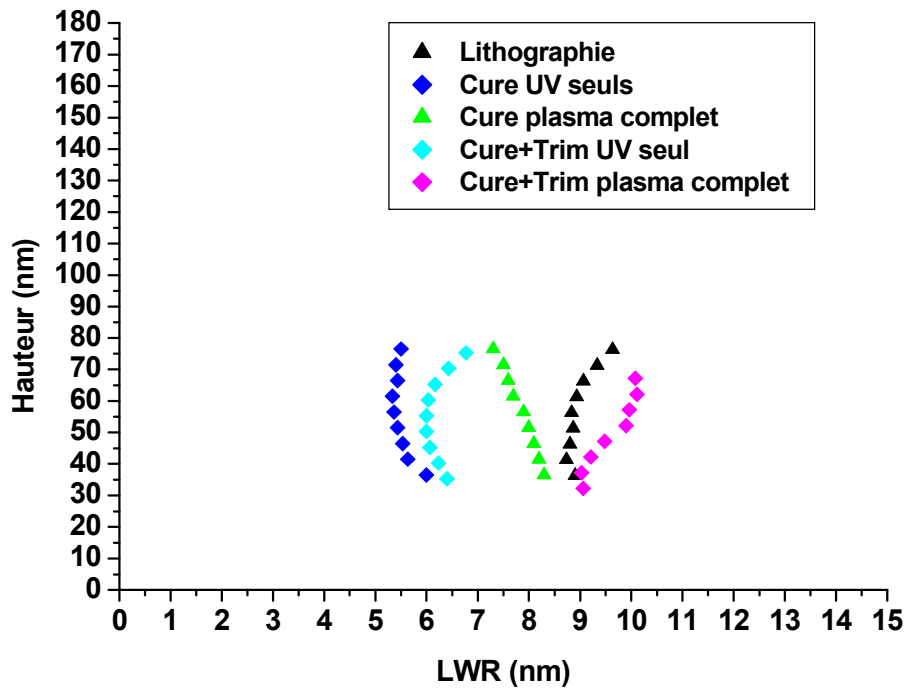


Figure 5.29. Evolution de la rugosité d'un motif de résine après un procédé de (cure + trim), comparée à l'évolution de la rugosité d'un motif de résine après un procédé de cure seul

Les valeurs moyennes de rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.30.

	LWR / Δ LWR/litho (UV seuls)	LWR / Δ LWR/litho (plasma)
Lithographie	9,1 (9 pour cure seul)	9,1 (9,3)
Cure	5,6 / -3,4	7,9 / -1,4
Cure+Trim	6,2 / -2,9	9,6 / +0,5

Tableau 5.30. Mesures moyennes de LWR le long de la hauteur d'un motif avant tout procédé plasma et après un procédé de (cure+trim), comparée à un procédé de cure seul

La rugosité des motifs de résine placés sous le hublot (9,1 nm) ou exposés aux procédés plasmas complets (9.1 nm) sont proches de la valeur recherchée, et très proches de la rugosité des motifs de résine utilisés pour tester le procédé de cure (cf. tableau 5.30.).

La variation de rugosité observée sous le hublot après les procédés de *cure* et de *trim* est légèrement inférieure à celle observée après le procédé de *cure* (-2,9 nm contre -3.4 nm). L'écart reste, cependant proche des marges d'erreur. Les UV supplémentaires émis lors du procédé de *trim* n'ont pas plus d'impact sur la rugosité qu'ils n'en ont eu sur le profil. Il semble que l'impact des UV sature et que leur effet conduise à une rugosité minimale dans la résine d'environ 5 nm.

La rugosité du motif exposé à la séquence (cure+trim) augmente (elle passe à 9,6nm). Il semble qu'un procédé de trim détériore la rugosité si la résine est préalablement curée. Le procédé de *trim* ne lisse pas la résine modifiée par le procédé de *cure*. Les microstructures riches en carbones se gravent moins vite que les zones peu graphitisées. Les aspérités engendrées sur les flancs des motifs ne sont donc pas aplanies mais, au contraire, renforcées.

5.6.2. Transfert de rugosité après le procédé de *cure + trim*

Les profils moyens de gravure obtenus après chaque étape technologique sont présentés sur la figure 5.31.

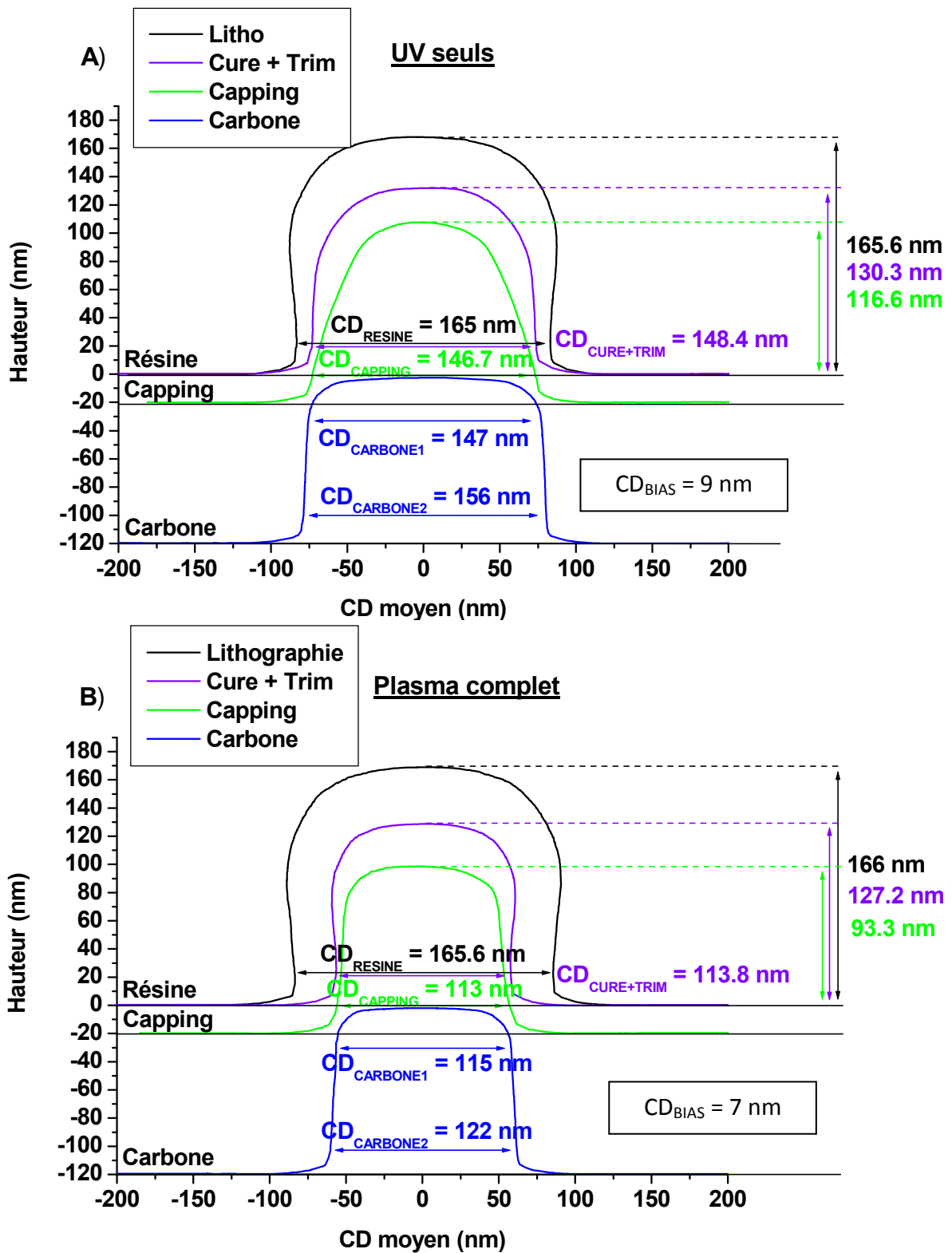


Figure 5.31. Evolution du profil AFM lors du transfert dans l'empilement SiO_2 /carbone d'un motif de résine préalablement exposé a) au procédé (*cure + trim*) sous les hublots ; b) au procédé plasma (*cure + trim*)

Sous le hublot (cf. figure 5.31.a.), les profils moyens observés sont similaires à ceux observés après le procédé de cure seul (sous hublot (cf. figure 5.18.a.)) avec un facetage très marqué du profil après la gravure du capping (traduisant la faible résistance à la gravure de la résine – ce profil ressemble à un fluage de résine) mais un profil dans le carbone amorphe peu perturbé.

Le profil du motif exposé au plasma complet (cf. figure 5.31.b.) est, après gravure du capping, particulièrement peu faceté. Cette observation est cohérente avec la faible vitesse de gravure verticale observée durant le procédé de *resist trimming*. La résine a donc gardé la forte résistance à la gravure conférée par le procédé de cure. Le transfert dans le carbone amorphe donne également un résultat similaire.

Les rugosités de bord de ligne mesurées aux différentes étapes de gravure sont présentées sur la figure 5.32.

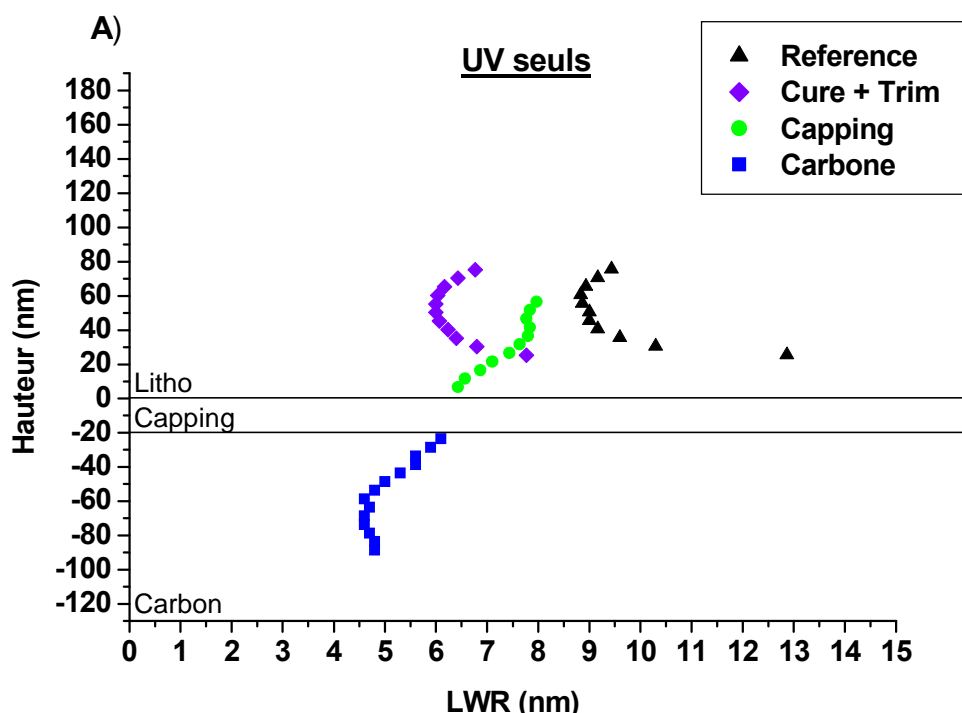


Figure 5.32.A. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après un procédé de resist trimming, après gravure du capping et après gravure du masque dur, dans la zone située initialement sous le hublot (UV seuls)

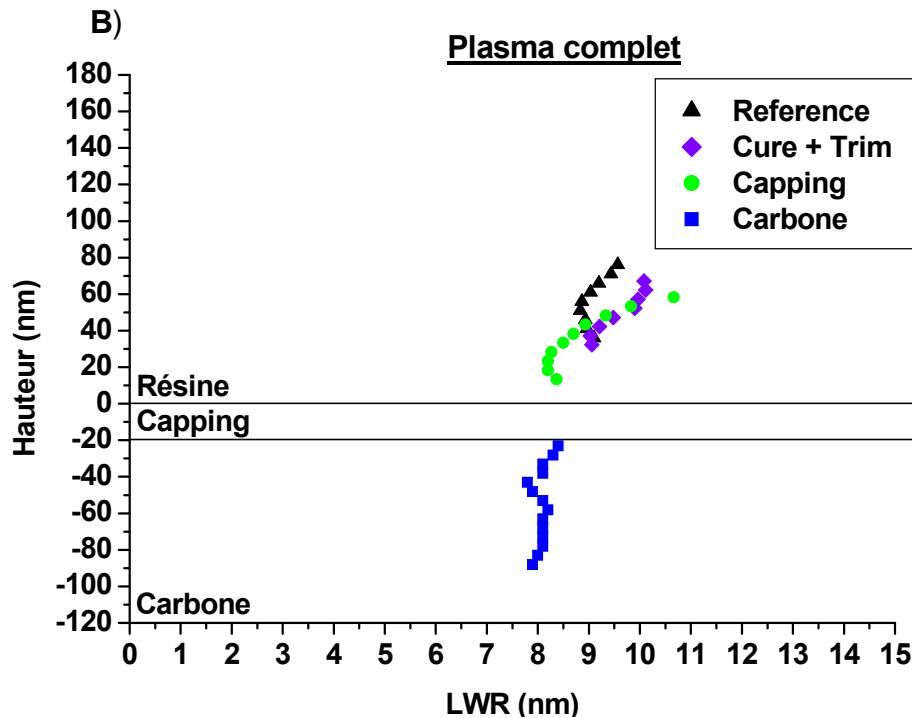


Figure 5.32.B. Mesure de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après un traitement de resist trimming, après gravure du capping et après gravure du masque dur, dans la zone exposée au plasma

Les valeurs moyennes de rugosités mesurées sont présentées dans le tableau 5.33.

	LWR / Δ LWR/litho (UV seuls)	LWR / Δ LWR/litho (plasma)
Lithographie	9,1	9,1
Cure + Trim	6,2 / -2,9	9,6 / +0,5
Capping	7,4 / -1,7	8,5 / -0,6
Carbone	4,9 / -4,2	7,9 / -1,2

Tableau 5.33. Mesures moyennes de LWR le long de la hauteur d'un motif après lithographie, après un procédé de (cure + trim), après gravure du capping et après gravure du masque dur

Sous le hublot (cf. figure 5.32.a.), La rugosité du motif de résine, après ouverture du capping, augmente, en accord avec le facettage du profil sous l'action du fort bombardement ionique. La différence de rugosité entre la résine initiale et celle après ouverture du capping est à nouveau proche des valeurs observées lors du traitement de cure (-1,7 nm contre -2,3 nm). L'évolution de la rugosité, lors du transfert dans le carbone amorphe, est quasiment identique à celle observée lors du test du procédé de cure (cf. figure 5.18.a.). La variation totale de rugosité, après un procédé de cure + trim puis un transfert dans le carbone amorphe est de 4,2 nm (contre 4,1 nm pour le procédé de cure (transfert dans le carbone amorphe compris)). Les UV émis lors du procédé de resist trimming n'ont donc aucun impact sur une résine déjà transformée par les UV émis par un procédé de cure. On observe à nouveau une dégradation de la rugosité de la résine après gravure du capping (comme précédemment lorsque la résine a été exposé aux UV lors du procédé de cure (sous hublot)).

La rugosité du motif exposé au procédé de (*cure* + *trim*) complets (cf. figure 5.32.b.) diminue légèrement lors de la gravure du capping puis est transférée dans le carbone amorphe. L'enchaînement des procédés de *cure* et de *resist trimming* dégrade donc la rugosité finale du motif de silicium comparativement à un procédé de gravure standard.

5.7. Conclusion du chapitre V

La rugosité du motif de polysilicium est, après gravure, sensiblement égale à la rugosité du masque dur en carbone amorphe et ce quelle que soit la chimie de gravure employée pour graver le polysilicium. Il est donc nécessaire de travailler sur les étapes précédant la gravure du masque dur pour diminuer la rugosité finale du motif.

Nous avons testé deux procédés plasmas appliqués à la résine : le *resist trimming* et le *cure*. Nous avons mis en évidence que, durant ces procédés, trois facteurs ont une influence importante sur la rugosité de la résine (cf. tableau 5.34.):

- ✚ Les UV du plasma entraînent une diminution de la rugosité de la résine
- ✚ La gravure chimique isotrope par les radicaux d'oxygène entraîne également une diminution de la rugosité de la résine
- ✚ Le bombardement ionique dégrade la rugosité de la résine

	Trim UV	Trim Plasma	Cure UV	Cure plasma	Cure+Trim UV	Cure+Trim Plasma
Rugosité initiale (nm)	9,7	9,5	9	9,3	9,1	9,1
Δ(Rugosité) (nm)	-1,6	-3,2	-3,4	-1,4	-2,9	+0,5

Tableau 5.34. Evolution de la rugosité d'un motif de résine après différents procédés plasmas

L'influence sur la rugosité de deux traitements consécutifs n'est pas la somme de l'impact de chaque traitement. Un procédé de *cure* suivi d'un procédé de *resist trimming* provoque ainsi une augmentation de la rugosité.

Le procédé de *cure* ne modifie pas la nature chimique de la résine tandis que le traitement UV la fragilise. Cependant, dans les deux cas, le gain de rugosité obtenu est transféré dans le motif final de polysilicium (cf. tableau 5.35.).

	Procédé standard	Trim UV	Trim Plasma	Cure UV	Cure plasma	Cure+Trim UV	Cure+Trim Plasma
Rugosité initiale (nm)	8,9	9,7	9,5	9	9,3	9,1	9,1
Δ(Rugosité) (nm)	-1,45	-1,8	-3,5	-4,1	-1,5	-4,1	-1

Tableau 5.35. Evolution de la rugosité d'un motif de résine soumis à différents procédés plasmas puis aux procédés de gravure du capping et du carbone amorphe

Le traitement UV et le procédé de resist trimming permettent donc de diminuer la rugosité du motif de polysilicium. Cependant le traitement UV n'est pas aisé à mettre en œuvre car il nécessite de modifier une chambre de gravure pour être utilisé industriellement. Néanmoins, Il pourrait peut être, être remplacé par des plasmas d'HBr de très courtes durées, l'action des UV intervenant dès les premières secondes du plasma alors que l'action du bombardement ionique est plus progressive.

5.8. Bibliographie du chapitre V

- ¹ G. A. Yahata, S. Urano and T. Inoue, "Striations on Si trench sidewalls observed by atomic force microscopy", *Jpn. J. Appl. Phys.* Vol 36, pp. 6722-6723 (1997)
- ² D. L. Goldfarb et al, "Effect of thin-film imaging on line edge roughness transfer to underlayers during etch processes", *J. Vac. Sci. Technol. B* 22, 647 (2004)
- ³ L. H. A. Leunissen , R. Jonckheere, K. Ronse et G.B. Derksen, "Influence of gate patterning on line edge roughness", *J. Vac. Sci. Technol. B* 21, 3140 (2003)
- ⁴ G. M. Wallraff, R. D. Allen, W. D. Hinsberg, C. F. Larson, R. D. Johnson, R. DiPietro, G. Breyta, N. Hacker and R. R. Kunz, "Single-layer chemically amplified photoresists for 193-nm lithography", *J. Vac. Sci. Technol. B* 11, 2783 (1993)
- ⁵ A. P. Mahorowala, K.-J. Chen, R. Sooriyakumaran, A. Clancy, D. Murthy and S. Rasgon, "Line edge roughness reduction by plasma curing photoresists", *Proc. SPIE* 5753, 380 (2005)
- ⁶ E. Pargon, " Analyse des mécanismes mis en jeu lors de l'élaboration par gravure plasma de structures de dimensions décananométriques : Application au transistor CMOS ultime ", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble (2004)
- ⁷ J. Thiault, "Etude par microscopie à force atomique en trois dimensions de l'évolution de la rugosité de bord de ligne lors de la fabrication d'une grille de transistor MOS", Thèse de doctorat de l'université Joseph Fourier de Grenoble, (2007)
- ⁸ http://fr.wikipedia.org/wiki/Loi_de_Student, page consultée le 10/06/2009
- ⁹ A. P. Mahorowala et al, "Impact of thin resist processes on post-etch LER", *Proc. SPIE* 5039, 213 (2003)
- ¹⁰ A. Ando, E. Matsui, N. N. Matsuzawa, Y. Yamaguchi, K. Kugimiya, M. Yoshida, K. M. A. Salam, T. Kusakabe, T. Tatsumi, "Improvement in gate LWR with plasma curing of ArF photoresists", *Thin Solid Films*, 515, Issue 12 (2007)
- ¹¹ M.C. Kim, D. Shamiryan ,Y. Jung,W. Boullart , C. H. Kang et H.K. Cho, "Effects of various plasma pretreatments on 193 nm photoresist and linewidth roughness after etching", *J. Vac. Sci. Technol. B* 24, 2645 (2006)
- ¹² E. Pargon, M. Martin, K. Menguelti, L. Azarnouche, J. Foucher, and O. Joubert, "Plasma impact on 193 nm photoresist linewidth roughness: Role of plasma vacuum ultraviolet light", *Appl. Phys. Lett.* 94, 103111 (2009)

Conclusion générale

Cette thèse est consacrée à l'étude de la gravure plasma du polysilicium et des métaux TiN et Mo intégrés dans des grilles métalliques polysilicium/TiN/(Mo)/HfO₂ pour les nœuds technologiques 45nm et 32nm. A ces dimensions, le contrôle dimensionnel doit être très strict. Le CD_{BIAS} et le $CD_{MICROLOADING}$ des structures gravées ne doit pas dépasser 2 nm. Chaque étape de gravure doit donc être parfaitement contrôlée.

Dans la première partie, nous avons étudié la gravure du polysilicium par un plasma SF₆/CH₂F₂/Ar. Nous avons analysé les différents mécanismes de gravure mis en jeu et montré tout d'abord qu'une couche fluorocarbonée est formée à la surface du polysilicium lors de la gravure. L'épaisseur de cette couche, qui dépend de rapport SF₆/(SF₆+ CH₂F₂) et de la puissance de polarisation, a une forte influence sur la vitesse de gravure. Lorsqu'elle est épaisse, le fluor atomique responsable de la gravure, peine à la traverser et à atteindre le substrat. La quantité de fluor disponible dans la phase gazeuse a alors un faible impact sur la vitesse de gravure tandis que la puissance de polarisation, qui permet d'apporter de l'énergie cinétique est donc d'aider le fluor et les produits de gravure à transiter dans la couche, a une importance prépondérante. Au contraire, lorsque la couche est peu épaisse l'influence de la puissance de polarisation est faible et la vitesse varie linéairement avec la quantité de fluor disponible.

Nous avons ensuite montré que les mécanismes de passivation mis en jeu dans les plasmas de SF₆/CH₂F₂/Ar sont différents de ceux apparaissant dans les plasmas de HBr/Cl₂/O₂. La passivation ne provient pas de la phase gazeuse mais de la pulvérisation et du redépôt de la couche fluorocarbonée formée au fond des motifs. Les conséquences de ce mécanisme particulier sont multiples : l'anisotropie des motifs dépend de la puissance de polarisation et le rapport SF₆/(SF₆+ CH₂F₂) qui contrôlent la quantité d'espèce se redéposant sur les flancs. En choisissant correctement ces conditions, on obtient un CD_{BIAS} très faible (inférieur à deux nanomètres). De plus, comme l'épaisseur des couches se redéposant sur les lignes denses et sur les lignes isolées est proche, le $CD_{MICROLOADING}$ des structures est minimal (inférieur au nanomètre). Enfin l'épaisseur de la couche déposée sur les flancs varie peu avec le facteur d'aspect des structures ce qui permet de protéger plus efficacement le pied des motifs.

Le plasma SF₆/CH₂F₂/Ar est également bien adapté à la gravure simultanée de grilles p et n car la vitesse de gravure est quasiment indépendante du taux de dopage du polysilicium. Il présente cependant deux inconvénients : dans les conditions plasmas permettant d'obtenir des profils anisotropes, la vitesse de gravure varie sensiblement avec la quantité de fluor atomique atteignant le substrat. Cette quantité n'est pas homogène dans la chambre de gravure, on observe donc des différences de vitesses de gravure bord/centre. Par ailleurs

elle dépend aussi du rapport d'aspect des structures, les effets d'ARDE sont donc assez marqués.

Les avantages des plasmas $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ sont nombreux et l'emportent sur leurs quelques inconvénients. Ils sont par conséquent particulièrement adaptés à la gravure de grilles des nœuds technologiques 45nm et 32nm.

Dans la deuxième partie nous avons étudié la gravure des empilements polysilicium/TiN/ HfO_2 et polysilicium/TiN/Mo/ HfO_2 . La problématique est ici de graver les couches métalliques de manière anisotrope sans endommager le polysilicium de grille ou le HfO_2 . Nous avons d'abord montré que les plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ sont supérieurs aux plasmas de $\text{HBr}/\text{Cl}_2/\text{O}_2$ pour graver le polysilicium, car, bien qu'ils ne soient pas sélectifs vis-à-vis du TiN, ils permettent de bien mieux protéger le pied des motifs et limitent ainsi l'apparition d'une encoche à l'interface polysilicium/TiN lors de la gravure des couches métalliques. Ils ne sont cependant pas adaptés pour graver l'ensemble du TiN car ils entraînent notamment la formation d'agrégats de HfF et le dépôt de résidus sur le HfO_2 ce qui donne lieu à des phénomènes de micromasquage lors de la gravure de ce dernier. La stratégie de gravure la plus efficace est donc de graver le polysilicium avec un plasma de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ avec arrêt non sélectif sur le TiN puis de graver ce dernier avec un plasma de HBr/Cl_2 . Nous avons ensuite étudié la gravure de la couche de molybdène et montré que ni les plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ ni les plasmas HBr/Cl_2 n'étaient adaptés : les plasmas de $\text{SF}_6/\text{CH}_2\text{F}_2/\text{Ar}$ entraînent d'importants redépôts de MoF_x tandis que les plasmas de HBr/Cl_2 gravent latéralement le TiN. Nous avons alors développé un plasma de gravure en $\text{HBr}/\text{Cl}_2/\text{O}_2$ en profitant du fait que l'oxygène accélère la gravure du molybdène (car les composées MoOCl_x sont plus volatils que les composés MoCl_y) tout en protégeant le TiN (en formant du TiO_x).

Enfin, dans la troisième partie nous avons étudié la rugosité de bord de lignes de nos structures à l'aide d'un AFM3D. Nous avons montré que la rugosité du masque dur se transfère dans le polysilicium et ce quel que soit le plasma utilisé pour graver le polysilicium. Ceci nous a conduit à étudier l'influence sur la rugosité du motif de résine de deux traitements plasmas couramment utilisés en microélectronique : les procédés de cure et de resist trimming.

Notre étude montre que durant le procédé de cure se sont principalement les UV émis par le plasma qui conduisent à une diminution de la rugosité en modifiant en profondeur la nature chimique de la résine (retrait des groupements lactone et ester) tout en abaissant sa température de transition vitreuse. Les UV diminuent quelque peu la résistance à la gravure de la résine mais les gains de rugosité obtenus lors du traitement de la résine peuvent néanmoins être transférés dans le polysilicium. Lors du procédé de resist trimming, la baisse de rugosité est principalement due à l'action conjuguée des radicaux d'oxygène et d'hydrogène qui gravent et lissent la résine.

Les UV émis lors du procédé de cure et le procédé de resist trimming permettent de diminuer sensiblement la rugosité des motifs de polysilicium (la rugosité de bord de ligne passe de 9 nm à 5 nm) mais on reste encore assez loin des objectifs définis par l'ITRS (2.8 nm en 2010, 2 nm en 2013)

Nous avons globalement atteint nos objectifs mais plusieurs pistes peuvent encore être explorées pour compléter ce travail. L'utilisation de plasmas pulsés à toutes les étapes de gravure de la grille paraît, par exemple, particulièrement prometteuse. En pulsant le plasma (c'est-à-dire alternant de courtes périodes où le plasma est allumé puis éteint) on peut en modifier sensiblement les propriétés chimiques. Les plasmas pulsés possèdent trois avantages. Tout d'abord, ils permettent de diminuer l'énergie conférée aux ions et ainsi de limiter les dommages qu'ils engendrent sur les surfaces. Ensuite ils favorisent la neutralisation des charges déposées sur les surfaces isolantes, limitant ainsi les effets de charges (*bow*, *microtrenching* etc). Enfin ils mènent à la formation de couches réactives d'épaisseur plus uniforme dans les zones denses et isolées ce qui permet de réduire les effets liés au rapport d'aspect des structures et le *microloading*.

Pour ce qui est de la rugosité de bord de ligne deux pistes se dégagent : nous pouvons étudier l'apport des plasmas pulsés sur les procédés de traitement de la résine ou étudier l'influence de la température. Les plasmas pulsés pourraient être, en effet, un excellent moyen de générer des plasmas de courtes durées. Cependant, pour cette problématique, les progrès les plus importants devraient venir de la mise au point de nouvelles résines présentant de plus faibles rugosités et du développement de procédés photolithographiques plus performants.

Analyse des différentes stratégies de procédés de gravure de grille métal – high k pour les nœuds technologiques 45 nm et 32 nm

Avec la miniaturisation des composants et l'ajout de nouveaux matériaux de grille, notamment les métaux et les oxydes high-k, il est de plus en plus difficile de développer des procédés de gravure plasma permettant de maintenir un bon contrôle dimensionnel. L'objectif de ce travail de thèse est de déterminer une stratégie de gravure qui permette de graver un empilement polysilicium/TiN/Mo/HfO₂ tout en satisfaisant les exigences dimensionnelles des nœuds technologiques 45 nm et 32 nm.

Dans une première partie nous avons étudié la gravure du polysilicium par des plasmas de SF₆/CH₂F₂(CHF₃)/Ar et avons comparé les résultats à ceux obtenus avec des plasmas de HBr/Cl₂/O₂. Nous avons acquis une connaissance fine des mécanismes de gravure mis en jeu, notamment les mécanismes de passivation. Nous avons ainsi pu développer un procédé de gravure anisotrope et montrer que les plasmas fluorocarbonés présentent plusieurs avantages pour le contrôle dimensionnel.

Dans une deuxième partie nous avons étudié la gravure du nitrure de titane et du molybdène en veillant à ne pas endommager les éléments de la grille déjà gravés ni la couche d'oxyde high-k sous jacente. Suite à ces études, deux stratégies de gravure se sont imposées : le TiN doit être gravé avec un plasma de HBr/Cl₂ tandis que le Mo doit être gravé avec un plasma de HBr/Cl₂/O₂.

Enfin, dans une troisième partie, nous avons étudié les problèmes liés à la rugosité de bord de ligne dans un empilement résine 193nm/carbone amorphe/polysilicium. Nous avons montré que la rugosité présente initialement dans le motif de résine se transférait dans le motif de polysilicium final et que les étapes de gravure du masque dur et du polysilicium avaient une influence faible. Nous avons également examiné l'influence sur la rugosité de deux procédés plasmas appliqués à la résine : le procédé de « resist trimming » et le procédé de « cure ».

Mots clefs :

Microélectronique, gravure, plasma, grille métal, TiN, Mo, contrôle dimensionnel, XPS, LWR

Analyses of different strategies for metal -high k gate etch processes involved in the 45 and 32 nm nodes

With the reduction of devices dimensions and the introduction of new gate materials such as metals and high-k oxides, it's more and more challenging to maintain a tight CD control. This work focuses on defining an etch process which enable the etching of an polysilicon/TiN/Mo/HfO₂ gate stack while maintaining a CD control adapted to the 45 and 32 nm nodes.

In a first part, we studied the etching of polysilicon with SF₆/CH₂F₂(CHF₃)/Ar plasmas and compared the results with those obtained with HBr/Cl₂/O₂ plasmas. We acquired a good understanding of the etch mechanisms, mainly the passivation mechanisms, that take place during the etching. We were then able to develop an etch process which provided good anisotropy and showed that the fluorocarbon-based plasma are superior from a CD control point of view.

In a second part we studied the etching of titanium nitride and molybdenum. We developed two processes which provided good anisotropy without damaging neither the polysilicon part of the gate or the underlying oxide. Our study showed that titanium nitride should be etch with an HBr/Cl₂ based plasma while molybdenum should be etch with an HBr/Cl₂/O₂ based plasma.

In the third and last part we studied the issues associated with the line width roughness of a 193nm photoresist/amorphous carbone/polysilicon gate stack. We showed that the final roughness of the polysilicon pattern is very similar to the roughness of the initial photoresist pattern and that the hard mask etching step and the polysilicon etching step have a very low influence on the pattern LWR. We also analyze the influence of curing and trimming the photoresist on the pattern LWR.

Key words:

Microelectronics, etching, plasma, metal gate, TiN, Mo, CD control, XPS, LWR