

# UNIVERSITÉ FRANÇOIS – RABELAIS DE TOURS

*ÉCOLE DOCTORALE EMSTU*

**Groupe de REcherche en Matériaux, Microélectronique, Acoustique et  
Nanotechnologies (GREMAN)**

**THÈSE** présentée par :

**Bin LU**

soutenue le : **14 Juin 2017**

pour obtenir le grade de : **Docteur de l'Université François – Rabelais de Tours**

Discipline/ Spécialité : **Électronique**

**RÉALISATION DE PÉRIPHÉRIES  
INNOVANTES DE TRIAC PAR  
THERMOMIGRATION D'ALUMINIUM  
ET INSERTION DE SILICIUM POREUX**

**THÈSE dirigée par :**

**ALQUIER Daniel  
GAUTIER Gaël**

Professeur des universités, Université François – Rabelais de Tours  
Professeur des universités, INSA CVL

**RAPPORTEURS :**

**CREBIER Jean-Christophe  
LE BIHAN France**

Directeur de recherche CNRS, Grenoble INP  
Professeur des universités, Université de Rennes I

**JURY :**

**ALQUIER Daniel  
CREBIER Jean-Christophe  
GAUTIER Gaël  
LE BIHAN France  
MATHIOT Daniel  
MORILLON Benjamin**

Professeur des universités, Université François – Rabelais de Tours  
Directeur de recherche CNRS, Grenoble INP  
Professeur des universités, INSA CVL  
Professeur des universités, Université de Rennes I  
Professeur des universités, Université de Strasbourg  
Docteur – ingénieur, STMicroelectronics, Tours

**MENARD Samuel (invité)**

Docteur – ingénieur, STMicroelectronics, Tours



*« Je ne cherche pas à connaître les réponses,  
je cherche à comprendre les questions. »*

Confucius

A mes parents

A mon épouse Hui

A ma petite fille Chloé

# Remerciements

Je souhaite remercier en premier lieu mes quatre encadrants de thèse :

Je remercie tout particulièrement Daniel Alquier (directeur de thèse), Professeur et Vice-président de l'Université François-Rabelais de Tours, pour m'avoir accepté comme stagiaire au sein du laboratoire. C'était le début de ces 4 années d'aventure. Je le remercie également pour son constant soutien pendant cette thèse.

J'adresse ma sincère gratitude à Gaël Gautier (co-directeur de thèse), Professeur des universités à l'INSA CVL, pour m'avoir guidé et encadré tout au long de ce travail. Merci à lui pour m'avoir accueilli dans son groupe de recherche. Merci à lui pour sa grande patience lors de la lecture et la correction de ce manuscrit.

Je tiens à remercier Benjamin Morillon et Samuel Ménard, mes encadrants industriels au sein de STMicroelectronics. Je les remercie tous les deux pour toute l'aide qu'ils m'ont apportée durant ma thèse et pour leurs expertises, conseils, discussions...

Je remercie également les membres du jury : Jean-Christophe Crebier, Directeur de Recherche CNRS à Grenoble INP, France Le Bihan, Professeur à l'Université de Rennes 1, Daniel Mathiot, Professeur à l'Université de Strasbourg, pour avoir accepté d'évaluer ce travail doctoral.

Je remercie Marc Lethiecq, Directeur du GREMAN, pour m'avoir donné l'accès aux ressources du laboratoire.

Je tiens à remercier mes collègues de l'équipe « poreux » : Jérôme Billoué, Thomas Defforge, Marie Capelle, Angélique Fèvre, Benjamin Bardet, Julie Lascaud, Cheikhou Seck et Balint Fodor. Mes remerciements vont également aux personnes de SILMIXT, Laurent Ventura et Sébastien Desplobain.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à tous les membres du GREMAN et l'équipe CERTeM pour cette formidable ambiance de travail. Je tiens particulièrement à remercier Magali Léger, Dominique Génard, Damien Valente, David Chouteau et Virginie Grimal, qui ont permis que cette thèse se déroule dans de bonnes conditions.

Je ne vais pas oublier les thésards (la plupart sont docteurs maintenant) : Abhishek Singh Dahiya, Georgio El Zammar, Sarah Boubenia, Camille Justeau, Jaweb Ben Messaoud, Hugo Mercier, Rami Khazaka, Wahid Khalfaoui, Jérôme Biscarrat.

Je ne cite probablement pas toutes les personnes qui sont intervenues dans ce travail mais qu'elles sachent que je leur suis vraiment reconnaissant.

Mes dernières pensées vont vers mes parents, ma petite fille Chloé et plus particulièrement vers mon épouse Hui. Je ne pourrai jamais finir ce travail sans vos soutiens.

## Résumé

Cette thèse est dédiée à l'étude, à la réalisation et à la caractérisation de nouvelles périphéries du TRIAC de type « Planar ». L'accent de la recherche a été mis sur la réduction de l'espace occupé par la périphérie en tentant de conserver le même niveau de performances au blocage. Basées sur des études réalisées précédemment au laboratoire, deux voies d'amélioration ont été poursuivies dans le cadre de cette thèse : l'une concerne la réalisation de caissons d'isolation ( $P_{iso}$ ) par thermomigration d'aluminium (TGZM), l'autre implique l'intégration du silicium poreux (PS) dans le  $P_{iso}$ .

La réalisation du  $P_{iso}$  fait actuellement appel à des diffusions à l'état solide, procédés longs et coûteux. La technique TGZM offre une alternative attractive permettant de diminuer la taille de  $P_{iso}$  et le bilan thermique du procédé. Son industrialisation subit cependant quelques verrous technologiques. Deux d'entre eux, le retrait des résidus aluminés et la formation de billes, ont été étudiés dans ce mémoire visant des solutions compatibles à l'industrie.

Deux procédés de gravure ont été développés en vue d'enlever sélectivement l'ensemble de résidus riches en aluminium situés sur les deux faces du wafer. Le premier consiste en une gravure sèche double-face suivie d'une gravure humide. L'alumine et l'alliage Al/Si peuvent être éliminés respectivement par plasma  $BCl_3$ ) et un mélange d'acides. En ce qui concerne le deuxième procédé, en enlevant une quantité limitée de silicium dopé  $P^+$  et la totalité de l'alliage métallique situé en-dessous de l'alumine, le mélange aqueux de HF/  $HNO_3$  a prouvé son efficacité au retrait de résidus.

La formation de billes est la problématique la plus critique. La présente étude n'a pas pu donner une solution définitive à cause d'une panne accidentelle de l'équipement durant la thèse. Néanmoins, des points de vue approfondis et des perspectives ont été apportés. L'origine de billes a été analysée à l'aide d'observations expérimentales et de modélisations numériques. Il a été démontré que les effets thermiques et géométriques jouent des rôles déterminants. Ainsi, plusieurs nouveaux motifs incluant des trous aux intersections ont été testés. Des résultats encourageants ont été démontrés malgré une uniformité thermique encore optimisable.

La deuxième voie d'innovation consiste à profiter des propriétés diélectriques du PS. Ainsi, la nouvelle terminaison de jonction avec PS intégré permettait de réduire considérablement la dimension de la périphérie. La fabrication et la caractérisation de prototypes font l'objet de la seconde partie de ce mémoire.

Quelques difficultés liées à la fabrication ont été résolues. Premièrement, pour localiser la croissance du PS dans le  $P_{iso}$ , le procédé de masquage par fluoropolymère a été optimisé à un niveau industrialisable. La chimie de surface du Si, les paramètres cinétiques de dépôt et le procédé de retrait de masque ont été étudiés afin de satisfaire les critères industriels. Deuxièmement, pour former des couches de PS mécaniquement stables pour de fortes épaisseurs et des porosités élevées, les conditions d'anodisation adéquates ont été déterminées. Une densité de courant de  $40 \text{ mA/cm}^2$  et des durées d'anodisation supérieures à 30 min ont été choisies pour la fabrication de premiers prototypes.

La caractérisation de prototypes a montré des tenues au blocage largement améliorées par rapport à l'étude précédente. Bien que les tenues en tension nécessaires ne soient pas atteintes, des courants de fuite inférieures à  $10 \mu\text{A}$  à température ambiante ont été constatés jusqu'à plusieurs centaines de volts. Un modèle a été proposé pour corrélérer la variation de la tenue en tension avec l'épaisseur du PS. Au final, des perspectives ont été données dans le but d'approcher les performances au blocage désirées. La future étude devra se focaliser sur l'optimisation de l'architecture de périphérie avec PS intégré.

**Mots clés** : TRIAC, caisson d'isolation, terminaison de jonction, TGZM, silicium poreux.

## Résumé en anglais

This thesis is dedicated to the study, the realization and the testing of “Planar” type TRIAC with novel peripheries. A particular emphasis was put on the shrinking of the device periphery while maintaining the same level of blocking performances. Based on previous studies carried out in the laboratory, two paths of innovation have been pursued: one concerning Al-Si thermomigration (TGZM) for the production of through-wafer isolation walls ( $P_{iso}$ ), and the other involving porous silicon and its integration in  $P_{iso}$ .

Currently,  $P_{iso}$  producing is dominated by solid-state diffusion technologies, which are time-consuming and costly. TGZM is an attractive mean allowing to reduce the size of  $P_{iso}$  and the thermal budget. However, there are several remaining issues blocking its successful application for commercial device processing. Two of them, the removal of the unintentional residues and the ball formation phenomenon, were studied within the framework of this thesis.

Two different etching procedures have been developed in order to selectively remove all aluminum-rich residues located on the two faces of the wafer. The first one consists of a double-side dry etch ( $BCl_3$  plasma) followed by a wet etch (acid solution). The alumina and the Al/Si alloy can be removed one after the other. For the second, by removing a limited amount of  $P^+$  doped silicon and all of the metal alloy below the alumina, the aqueous  $HF/HNO_3$  mixture has been proven to be effective in removing residues.

The ball formation is the most critical problem. The present study could not provide a definitive solution because of an accidental failure of the equipment during the thesis. Alternatively, we provided some in-depth points of view and perspectives. The origin of the ball phenomenon was analyzed using experimental observations and numerical modeling. It seems that thermal and geometric effects play both decisive roles. Several new patterns including holes at intersections were tested. Encouraging results have been demonstrated in spite of an optimizable thermal uniformity.

The second way of innovation is to take advantage of the dielectric properties of the PS. The new junction termination with integrated PS makes it possible to considerably reduce the size of the device periphery. The second object of this thesis is then to manufacture and characterize TRIAC prototypes with integrated PS.

Several problems related to manufacturing have been solved. Firstly, to locate the growth of PS in the  $P_{iso}$ , the fluoropolymer masking process has been optimized in order to satisfy industrial

criteria. The silicon surface chemistry, the deposition kinetic parameters and the mask removal procedure were studied. Secondly, in order to form mechanically stable PS with high thicknesses and high porosities, the appropriate anodization conditions were determined. A current density of  $40 \text{ mA/cm}^2$  and anodization durations of more than 30 min were chosen for the manufacture of first prototypes.

The characterization results showed improved blocking performances compared to the previous study. Although the necessary voltage requirements are not met, leakage currents of less than  $10 \text{ }\mu\text{A}$  at room temperature have been observed up to several hundred volts. A model has been proposed to correlate the variation of the breakdown voltages with the PS thickness. Finally, perspectives are given aiming to approach the desired blocking performances. Further investigation must be focused on the optimization of the structure of junction termination with integrated PS.

**Key words:** TRIAC, through-wafer isolation, junction termination, TGZM, porous silicon.

# Table des matières

<b>Remerciements .....</b>	<b>2</b>
<b>Résumé .....</b>	<b>4</b>
<b>Résumé en anglais .....</b>	<b>6</b>
<b>Liste des tableaux .....</b>	<b>12</b>
<b>Liste des figures .....</b>	<b>13</b>
<b>Liste des annexes .....</b>	<b>25</b>
<b>Introduction générale.....</b>	<b>26</b>
<b>Chapitre I :</b>	
<b>Aspects généraux relatifs aux périphéries du TRIAC</b>	
<b>I.1 Introduction.....</b>	<b>31</b>
<b>I.2 Généralités sur le TRIAC .....</b>	<b>35</b>
I.2.1 Architecture de la zone active .....	35
I.2.2 Principe de fonctionnement .....	36
<b>I.3 Performance au blocage .....</b>	<b>39</b>
I.3.1 Courants de fuite .....	39
I.3.2 Tenue en tension « théorique » – claquage en volume .....	40
I.3.2.1 Jonction PN : phénomène d’avalanche .....	41
I.3.2.2 Succession PNP ou NPN : phénomène de perçage et gain des transistors .....	42
I.3.3 Tenue en tension « réelle » – claquage localisé .....	44
I.3.3.1 Effet de périphérie.....	44
I.3.3.2 Effet de surface .....	45
I.3.4 Terminaisons de jonction .....	45
I.3.4.1 Terminaison en sillon rempli .....	48
I.3.4.2 Anneau de garde flottant .....	49
I.3.4.3 Extension de jonction implantée (JTE).....	50
I.3.4.4 Plaque de champ .....	50
I.3.4.5 Jonction concave .....	51

I.3.5 Différentes stratégies de fabrication – état de l’art sur les TRIACs commerciaux .....	53
<b>I.4 Proposition d’alternatives innovantes basées sur la technologie « Planar » .....</b>	<b>57</b>
I.4.1 Réalisation de caisson d’isolation par TGZM .....	57
I.4.2 Intégration du silicium poreux dans le caisson d’isolation.....	58
<b>I.5 Conclusion .....</b>	<b>60</b>
 <b>Chapitre II :</b>	
<b>Etude de la thermomigration d’aluminium pour la réalisation de caisson d’isolation</b>	
<b>II.1 Introduction.....</b>	<b>62</b>
<b>II.2 Thermomigration d’aluminium dans le silicium.....</b>	<b>65</b>
II.2.1 Historique de la TGZM et son application aux caissons d’isolation.....	65
II.2.2 Principe physique et caractéristique principale de la TGZM .....	69
II.2.3 Etat de l’art sur la réalisation de caisson d’isolation par TGZM.....	74
II.2.3.1 Influence du motif initial d’aluminium .....	75
II.2.3.2 Influence de l’orientation cristalline du wafer silicium.....	78
II.2.3.3 Influence du four RTA .....	80
II.2.3.4 Gestion de contraintes .....	84
II.2.3.5 Géométrie du chemin dopé : largeur et verticalité .....	87
II.2.3.6 Stabilité et uniformité du procédé .....	88
II.2.3.7 Intégrité de la surface du silicium : rugosité, billes et résidus aluminés .....	90
II.2.3.8 Insertion de la TGZM dans une filière de fabrication .....	92
<b>II.3 Retrait de résidus aluminés post-thermomigration .....</b>	<b>95</b>
II.3.1 Retrait de résidus aluminés par gravure directe.....	97
II.3.2 Retrait de résidus aluminés par gravure indirecte .....	106
<b>II.4 Etude sur la formation de billes.....</b>	<b>112</b>
II.4.1 Observation et analyse de la section de bille.....	112
II.4.2 Mécanisme de formation des billes : hypothèse, observation expérimentale et modélisation numérique .....	114
II.4.3 Proposition de solution pour supprimer les billes : conception et test des nouveaux motifs.....	118
II.4.4 Proposition d’évolution du motif d’Al existant.....	123

<b>II.5 Conclusion.....</b>	<b>125</b>
-----------------------------	------------

## **Chapitre III :**

### **Etude de la périphérie TRIAC à base de silicium poreux**

<b>III.1 Introduction .....</b>	<b>128</b>
---------------------------------	------------

<b>III.2 Généralité sur le silicium poreux .....</b>	<b>131</b>
--	------------

III.2.1 Bref historique du PS : découverte et applications à l'isolation électrique.....	131
--	-----

III.2.2 Caractéristiques physiques du PS.....	133
---	-----

III.2.2.1 Classification et morphologie typique du PS .....	133
---	-----

III.2.2.2 Porosité du PS : définition et détermination.....	134
---	-----

III.2.3 Propriétés diélectriques du PS .....	135
--	-----

III.2.3.1 Résistivité du PS ( $\rho_{PS}$ ).....	135
--	-----

III.2.3.2 Constante diélectrique relative du PS ( $\epsilon_{PS}$ ) .....	138
---	-----

III.2.4 Elaboration du PS par voie anodique .....	139
---	-----

III.2.4.1 Principe de la gravure électrochimique du silicium .....	139
--	-----

III.2.4.2 Mécanisme de formation du PS .....	141
--	-----

III.2.4.3 Influence générale des paramètres expérimentaux.....	146
--	-----

III.2.4.4 Dispositifs dédiés à l'anodisation.....	150
---	-----

<b>III.3 Localisation du PS .....</b>	<b>152</b>
---------------------------------------	------------

III.3.1 État de l'art du masque FP .....	153
--	-----

III.3.2 Optimisation du procédé FP .....	155
--	-----

III.3.2.1 Influence de la surface passivée sur l'adhérence du FP .....	156
--	-----

III.3.2.2 Influence du ratio et des débits de gaz $CHF_3/C_2H_4$ sur l'adhérence du FP .....	158
--	-----

III.3.2.3 Influence de la pression de dépôt sur le défaut « dentelle ».....	158
---	-----

III.3.2.4 Influence de la puissance RF sur la vitesse de dépôt .....	160
--	-----

III.3.2.5 Étude du bombardement par plasma Ar comme alternative au prétraitement par HF.....	162
--	-----

III.3.2.6 Suppression des résidus présents après le retrait par plasma $O_2$ du masque....	164
--	-----

III.3.3 Conclusion et perspective.....	165
--	-----

<b>III.4 Périphérie TRIAC à base de PS .....</b>	<b>167</b>
--	------------

III.4.1 Anodisation d'un profil de diffusion de type P graduel et traversant .....	167
--	-----

III.4.1.1 Morphologie du PS formé dans le caisson bore .....	167
--	-----

III.4.1.2 Suivi de la croissance du PS dans le caisson bore en fonction du courant et de la durée d'anodisation .....	168
III.4.2 Fabrication et caractérisation des prototypes TRIAC avec PS intégré .....	171
III.4.2.1 Description générale du procédé de fabrication (PS simple-face) .....	171
III.4.2.2 Caractérisation physique des caissons PS .....	173
III.4.2.3 Fabrication et caractérisation électrique de la périphérie intégrée PS .....	177
III.4.3 Nouvelles conceptions et perspectives .....	189
III.4.3.1 Formation du PS double-face dans le caisson d'isolation .....	189
III.4.3.2 Evolution de la structure existante .....	191
<b>III.5 Conclusion .....</b>	<b>193</b>
<b>Conclusion générale .....</b>	<b>195</b>
<b>Annexes .....</b>	<b>214</b>
<b>Résumé .....</b>	<b>228</b>
<b>Résumé en anglais .....</b>	<b>228</b>

## Liste des tableaux

Tableau II.1 Comparaison des thermomigrations effectuées dans des wafers de plan (100) et plan (111) .....	79
Tableau II.2 Origine, ordre de grandeur et moyen de gestion de diverses contraintes générées au cours du procédé TGZM. ....	85
Tableau II. 3 Résumé des essais de retrait de résidus aluminés par voie humide.....	98
Tableau III.1 Silicium poreux comme matériau multifonctionnel (selon [107]) .....	128
Tableau III.2 Comparatif de divers masques proposés dans la littérature. Les symboles « ++ », « + », « 0 » et « - » traduisent respectivement un jugement très satisfaisant, satisfaisant, peu satisfaisant et pas du tout satisfaisant. ....	152
Tableau III.3 Évaluation de l'épaisseur ( $e_{FP}$ ) et du comportement dans HF 50 w.% du FP en fonction de l'état de surface du silicium. Le débit de CHF <sub>3</sub> ( $F_{CHF_3}$ ) est fixé à 50 sccm. Le débit de C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> ( $F_{C_2H_4}$ ) varie de 5 à 20 sccm. La température, la pression, la puissance RF ainsi que la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (20 °C, 100 mTorr, 100 W, 5 min).....	157
Tableau III.4 Évaluation de l'épaisseur ( $e_{FP}$ ) et du comportement dans HF 50 w.% du FP en fonction de l'état de surface du silicium. Le débit de C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> est fixé ( $F_{C_2H_4}$ ) à 25 sccm. Le débit de CHF <sub>3</sub> ( $F_{CHF_3}$ ) varie de 25 à 100 sccm. La température, la pression, la puissance RF ainsi que la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (20 °C, 50 mTorr, 150 W, 5 min).....	157
Tableau III.5 Description générale de la fabrication du TRIAC intégré PS .....	172
Tableau III.6 Déformation du wafer en fonction des conditions d'anodisation.....	178

## Liste des figures

Figure I.1 Thyristor et sa caractéristique I-V. $V_{BR\_D}$ et $V_{BR\_I}$ représentent respectivement les tenues en tension directe et inverse. ....	31
Figure I.2 Exemples de contrôle par angle de phase : (a) contrôle demi-onde, (b) contrôle pleine-onde. ....	32
Figure I.3 Configuration antiparallèle de deux thyristors. ....	33
Figure I.4 Caractéristiques électriques I-V du TRIAC. ....	34
Figure I.5 Structure de la zone active du TRIAC. ....	35
Figure I.6 Quatre quadrants de fonctionnement du TRIAC. (a) 1 <sup>er</sup> quadrant : $V_{A2} > 0, V_G > 0$ . (b) 2 <sup>e</sup> quadrant : $V_{A2} > 0, V_G < 0$ . (c) 3 <sup>e</sup> quadrant : $V_{A2} < 0, V_G < 0$ . (d) 4 <sup>e</sup> quadrant : $V_{A2} < 0, V_G > 0$ . ....	36
Figure I.7 Différentes contributions au courant de fuite dans une périphérie de jonction (selon [6]). ....	40
Figure I.8 Mécanisme de claquage par avalanche. ....	41
Figure I.9 Variation de la tenue en tension théorique d'une structure PN <sup>-</sup> P en fonction du dopage de la région N <sup>-</sup> (selon [1]). $\tau P$ représente la durée de vie des trous injectés dans N <sup>-</sup> . $W_N$ représente l'épaisseur de N <sup>-</sup> . $V_{BR}$ et $V_P$ représentent respectivement la tension de claquage par avalanche et la tension de perçage. ....	42
Figure I.10 Développement de la ZCE (J2) sous polarisation directe dans le cas d'un TRIAC bloqué. ....	43
Figure I.11 Deux types de jonctions rencontrées dans la structure de TRIACs : (a) jonction localisée, (b) jonction pleine-plaque (non localisée). ....	44
Figure I.12 Impact de charges fixes positives à la déformation de ZCE. (a) Cas de jonction localisée. (b) Cas de jonction pleine-plaque. ....	45
Figure I.13 Diverses terminaisons de jonction : (a) biseau, (b) sillon, (c) anneau flottant, (d) extension de jonction implantée, (e) plaque de champ, (f) plaque de champ résistive, (g) RESURF, (g) jonction concave. ....	47
Figure I.14 Diverses terminaisons en sillon : positive ((a) et (b)), négative ((c), (d) et (e)). ...	48
Figure I.15 Anneau de grade flottant. (a) Un anneau. (b) Deux anneaux. ....	49

Figure I.16 Extension de jonction implantée (JTE) : (a) JTE, (b) JTE avec recuit de diffusion. .....	50
Figure I.17 Plaque de champ. (a) Plaque de champ normale. (b) Plaque de champ avec SIPOS. .....	51
Figure I.18 Courbures de la ZCE côté N : (a) courbure convexe et (b) courbure concave.....	52
Figure I.19 Réalisation de caisson traversant par implantation / recuit du bore. (a) Ouverture de l'oxyde. (b) Implantation ionique. (c) Recuit de diffusion. ....	52
Figure I.20 Réalisation de caisson traversant par évaporation / recuit de l'aluminium. (a) Dépôt et photolithographie d'Al. (b) 1 <sup>er</sup> recuit formant l'alliage Al-Si. (c) 2 <sup>e</sup> recuit de diffusion. .....	53
Figure I.21 TRIAC « Double MESA ». (a) Structure du TRIAC « Double MESA ». (b) Assemblage à semelle plat. (c) Assemblage à piédestal. ....	54
Figure I.22 TRIAC « Top Glass » avec son assemblage. ....	55
Figure I.23 Structure schématique d'un TRIAC « Planar ».....	56
Figure I.24 Comparaison schématique de la taille des puces fabriqués par les différentes technologies « Planar » à caisson : (a) caisson TGZM, (b) caisson bore.....	58
Figure I.25 Illustration de la périphérie du TRIAC à base du PS. (a) Structure étudiée dans la référence [6]. (b) Structure optimale proposée par S. Ménard. ....	59
Figure II.1 Mécanisme de la thermomigration.....	62
Figure II.2 Exemple de caisson traversant réalisé par TGZM (selon [23]).....	63
Figure II.3 W. G. Whitman (selon [37]) et illustration de l'auto-désalinisation de l'iceberg..	65
Figure II.4 W. G. Pfann avec un appareil dédié au procédé « zone fondue » (selon [40]).....	66
Figure II.5 H. E. Cline (à gauche) et T. R. Anthony (à droite) avec des plaquettes de silicium thermomigrées (selon [82]). ....	67
Figure II.6 Divers thyristors « Top Glass » à caissons TGZM (selon [85]). (a) Photographie de 4 thyristors fabriqués avec caisson TGZM. (b) Structure classique de ces thyristors. ....	68
Figure II.7 Thermomigration d'une grille de l'aluminium (vue de la face de sortie, photographie extraite de [87]). ....	68

Figure II.8 Principe de la thermomigration d'aluminium dans le silicium. (a) Dépôt d'Al en face d'entrée et mise en forme. (b) Formation de l'alliage liquide. (c) Migration de l'alliage dans le volume du wafer. (d) Emergence et solidification de l'alliage .....	69
Figure II.9 Illustration du motif d'Al dans l'ouverture d'oxyde de champ.....	70
Figure II.10 Illustration de la structure du four RTA dédié à la thermomigration.....	70
Figure II.11 Evolution du gradient de température en fonction de la température. ....	71
Figure II.12 Diagramme de phase du système Al/Si [92]. Le solidus du silicium est montré dans la partie droite de cette figure.....	72
Figure II.13 Evolution de la vitesse de migration en fonction de la température. ....	73
Figure II.14 Emergence de l'alliage Al/Si liquide en face de sortie du wafer. (a) Arrivée de l'alliage à la face de sortie. (b) Etalement de l'alliage. (c) Emergence complète et resolidification de l'alliage.....	74
Figure II.15 Paramètres d'entrée et de sortie du procédé TGZM. ....	75
Figure II.16 Influence de l'épaisseur (e) et de la largeur (w) de la ligne d'Al sur la morphologie du chemin dopé (photographies extraites de [23]). Pour une même largeur, des discontinuités apparaissent dans le cas d'une épaisseur insuffisante (voir (a-1) et (a-2)). La zone fondue est déformée dans le cas d'un volume important (voir (b)). La scission peut avoir lieu si le volume de l'alliage est très important (voir (c)). ....	76
Figure II.17 Influence de la forme du motif sur la morphologie du chemin dopé (selon [23]). .....	77
Figure II.18 Formation de billes / amas sur la face d'entrée du wafer. Les images (a) et (b) montrent la morphologie de bille / amas à l'intersection du motif : (a) « Simple Grille », (b) « Double Grille ». Les images (c) et (d) montrent l'influence des billes sur la morphologie de ligne dans le volume du wafer (photographies prises après un polissage de surface et une révélation de zone dopée, selon [23]).....	78
Figure II.19 Illustration 3D montrant le positionnement relatif du banc de lampes linéaires, du hublot en quartz, du wafer et de l'anneau de garde.....	81
Figure II.20 Illustration des non-uniformités des flux incident / émis.....	82

Figure II.21 Illustration de la répartition du flux incident issu du hublot. (a) Cas d'un simple hublot provoquant un flux incident inhomogène. (b) Cas d'un double hublot avec une circulation d'eau ou huile permettant d'homogénéiser le flux radiatif émis par hublot. .	83
Figure II.22 Limite d'élasticité du silicium. (a) Evolution de la limite d'élasticité du silicium (points supérieur et inférieur) en fonction de la température (voir [79, 96-98] pour les références). (b) Allure d'une courbe contrainte-déformation pour illustrer les points supérieur / inférieur de la limite d'élasticité.....	86
Figure II.23 Variation de la largeur du chemin dopé en fonction de la largeur initiale de la ligne d'Al, de l'épaisseur du dépôt, de la température et de l'orientation du wafer. Les figures (a-1) et (a-2) montrent l'influence de l'épaisseur d'Al. Les figures (b-1) et (b-2) montrent l'effet de température. Les données sont extraites de la référence [23]. .....	87
Figure II.24 Faible déviation du caisson thermomigré au bord du wafer en utilisant l'anneau de garde (selon [99]). .....	88
Figure II.25 Morphologie de la face de sortie d'un wafer 6 pouces thermomigré. Les positions de billes (cercle rouge) et de la discontinuité du motif (cercle bleu) sont indiquées. ....	89
Figure II.26 Morphologies de la face d'entrée ((a) et (b)), de la face de sortie ((c) et (d)) du wafer après TGZM. Les figures (b) et (d) montrent des surfaces rugueuses dans les zones thermomigrées. ....	90
Figure II.27 Insertion de la TGZM dans une filière de fabrication de TRIAC « Planar ». Le procédé TGZM peut être effectué avant (a) ou après (b) les diffusions de la zone active. ....	93
Figure II.28 Observation de micro-section sous MEB après une découpe par FIB : (a) sur la face d'entrée, (b) sur la face de sortie. ....	95
Figure II.29 Observation de l'alliage Al/Si non-migré en face d'entrée. Les images (a) et (b) sont prises au même endroit par microscope optique (a) et MEB (b), respectivement. La figure (c) montre une observation de micro-section par MEB après une découpe par FIB à l'emplacement du cercle.....	96
Figure II.30 Illustration de la structure et de la composition de résidus aluminés.....	97
Figure II.31 Morphologie de la face d'entrée gravée par : (a) acide phosphorique à 150 °C pendant 115 h, (b) OPD 4280 à température ambiante pendant 72 h. ....	99

Figure II.32 Morphologie de la face de sortie gravée par acide phosphorique à 150 °C : (a) pendant 4 h, (b) pendant 115 h.....	99
Figure II.33 Évolution de la face d'entrée après le traitement par plasma BCl <sub>3</sub> . P <sub>ICP</sub> utilisée est (a) 500 W, (b) 1000 W. P <sub>RF</sub> est de 50 à 200 W. La durée de gravure est de 1 à 5 min..	101
Figure II.34 Évolution de la face d'entrée après le traitement par plasma CHF <sub>3</sub> /Ar. P <sub>ICP</sub> est (a) 500 W, (b) 1000 W. P <sub>RF</sub> est de 50 à 200 W. La durée de gravure est de 1 à 5 min. ....	102
Figure II.35 Vitesse de gravure du Si et du SiO <sub>2</sub> en fonction de la puissance de polarisation avec plasma (a) BCl <sub>3</sub> et (b) CHF <sub>3</sub> /Ar. La puissance de source (P <sub>ICP</sub> ) est indiquée sur chaque figure. ....	104
Figure II.36 Résidu en forme de grain après l'enlèvement de l'alumine sur la face d'entrée. ....	105
Figure II.37 Morphologie de surface après deux étapes de gravure : (a) et (b) la face d'entrée, (c) et (d) la face de sortie.....	105
Figure II.38 Triangle de concentration de trois composants de mélange HF / HNO <sub>3</sub> / solvant. La figure (a) montre les effets généraux de trois compositions sur la vitesse de gravure de Si et la sélectivité Si/SiO <sub>2</sub> . La figure (b) montre les dosages étudiés dans la présente étude. ....	107
Figure II.39 Évolution de la face d'entrée après le traitement par mélange HNO <sub>3</sub> / HF / H <sub>2</sub> O. Les fractions massiques d'HF (50%) et de H <sub>2</sub> O dans le mélange sont indiquées sur la figure. La durée de gravure est fixée à 5 min.....	108
Figure II.40 Exemple de profil de surface (face d'entrée) avant et après retrait de l'alumine. (a) Avant retrait de l'alumine (l'oxyde de champ est enlevé sélectivement par Mix FAF pendant 40 min). (b) Après retrait de l'alumine (78:2:20 HNO <sub>3</sub> (70%) : HF (50%) : H <sub>2</sub> O pendant 10 min) suivi par un retrait de l'oxyde de champ (Mix FAF pendant 40 min).	109
Figure II.41 Vitesse de gravure moyenne du SiO <sub>2</sub> et du Si (type N) en fonction de la concentration d'HF (50%), de l'ajout de l'eau supplémentaire et de la durée de gravure. ....	109
Figure II.42 Évolution de la face d'entrée en fonction de la durée de gravure. Selon les concentrations différentes, la durée minimale pour un retrait complet de l'alumine, les épaisseurs de SiO <sub>2</sub> et de Si (type N) gravés sont indiquées. ....	111

Figure II.43 Profil de la face d'entrée (a) et observation sur la section après une gravure par 53:2:45 HNO <sub>3</sub> (70%) : HF (50%) : H <sub>2</sub> O pendant 20 min.....	111
Figure II.44 Observation d'une bille générée en face d'entrée. (a) Vue de dessous avant découpe. (b) Vue de section sous MEB et des répartitions de trois éléments : O (vert), Al (rouge) et Si (bleu). (c) Photographies prises sous microscope optique au fur et à mesure du polissage (la position relative de chaque section est indiquée par les numéros de 1 à 8 sur la figure (a)).....	113
Figure II.45 Vue de la section d'une bille de diamètre de l'ordre de 100 µm. ....	114
Figure II.46 Déformation de l'interface liquide-vapeur sous l'effet Marangoni. ....	115
Figure II.47 Migration non-uniforme en présence d'une non-uniformité de température le long de la ligne d'Al.....	115
Figure II.48 Comparaison d'une émergence complète (a) avec une émergence partielle (b). Les intersections émergent plus rapidement que l'autre partie du motif. ....	116
Figure II.49 Modélisation numérique de la distribution de température le long de lignes d'Al du motif. ....	117
Figure II.50 Modélisation numérique sur la distribution de température en surface du motif et le long de la ligne d'Al. La chaleur latente de fusion est (a) 398 J/g, (b) 199 J/g, (c) 99 J/g. ....	118
Figure II.51 Bille générée lors du recuit (700°C pendant 60 s) sous argon dans un four RTA classique. (a) Observation sous MEB. (b) Vue optique de section et mapping EDX pour Al (rouge), Si (bleu). ....	119
Figure II.52 Conception de nouveaux motifs d'Al incluant des trous aux intersections : (a) trou carré, (b) trou losange, (c) trou rond, (d) trou octogonal. Les photographies sont prises avant TGZM.....	120
Figure II.53 (a) Illustration sur la problématique de transparence du hublot. (b) Son impact sur l'uniformité d'émergence au cas de sans rotation du wafer au cours du recuit. ....	121
Figure II.54 Morphologie de la face de sortie du wafer 6 pouces thermomigré. (a) Double Grille, (b) Simple Grille Trou Carré.....	122
Figure II.55 Profil 3D de l'intersection du motif « Simple Grille Trou Carré » (a) avant et (b) après recuit TGZM. ....	123

Figure II.56 Proposition d'évolution du motif d'Al existant. ....	123
Figure II.57 Configuration « Grille Isolée » sans intersection nécessite une diffusion post-TGZM pour fermer la discontinuité. ....	124
Figure III.1 Deux concepts de terminaison de jonction à base de PS pour des TRIACs de type (a) « Double-Mésa » et (b) « Planar ». ....	132
Figure III.2 Morphologies typiques du PS : (a) micro-PS (selon[118]), (b) méso-PS (selon [119]), (c) macro-PS (selon [119]). ....	133
Figure III.3 Influence de la résistivité et du type de substrat silicium sur la morphologie du PS pour des électrolytes aqueux. ....	134
Figure III.4 Exemples de macro-PS partiellement rempli (a) et totalement rempli (b) de méso/micro-PS (photographies extraites de [120, 121]). ....	134
Figure III.5 Evolution de la résistivité DC du PS (type P) à température ambiante en fonction de la porosité (selon [6]). La résistivité du substrat de départ est indiquée au bas de l'image. ....	136
Figure III.6 Mécanisme de passivation de dopant bore dans le silicium poreux type P. ....	137
Figure III.7 Evolution de la permittivité du PS en fonction de la porosité (selon [Gautier14]). La ligne noire solide représente la loi de Vegard et les points des valeurs expérimentales issues de la littérature. ....	138
Figure III.8 Illustration de la dissolution du silicium par réaction directe. ....	139
Figure III.9 Illustration de la dissolution du silicium par voie indirecte. ....	140
Figure III.10 Caractéristique I-V du Si (P <sup>+</sup> , N éclairé ou N <sup>+</sup> ) dans une solution aqueuse de HF en régime anodique. OCP représente le potentiel en circuit ouvert ( <i>Open Circuit Potential</i> ). ....	142
Figure III.11 Evolution de la valence de réaction de gravure électrochimique du Si en fonction de la densité de courant (selon [143]). ....	142
Figure III.12 Illustration de la surface du silicium à l'échelle atomique et de la collection de trou au niveau des sites de dépression. ....	143
Figure III.13 Illustration du cratère de nucléation, de la redistribution et de la croissance stable des pores dans le cas de macropores dans le type N éclairé en face arrière (selon [141]). ....	144

Figure III.14 Etablissement de la zone de charge d'espace (ZCE) et déformation des bandes d'énergie à l'interface Si/HF lors de l'anodisation. (a) Illustration de la ZCE autour d'un pore. Déformation des bandes en régime anodique : (b) Si (type P) / électrolyte, (c) Si (type N) / électrolyte.....	144
Figure III.15 Différents phénomènes physiques à l'origine de la passivation des parois des pores, mécanismes de transfert de charge associés et morphologie finale du PS (selon [144])......	145
Figure III.16 Schéma illustrant le mécanisme du confinement quantique. L'image de gauche représente l'interface Si/micro-PS et les deux chemins possibles de déplacement pour les trous. Les deux images de droite représentent la déformation des bandes selon les différents chemins. Le déplacement des trous est favorisé vers le fond des pores (chemin ①) du fait de la faible barrière de potentiel à franchir. ....	146
Figure III.17 Relation simplifiée entre l'anodisation, les caractéristiques physiques du PS ainsi que les propriétés clés visées. Les ovales verts, bleus et roses représentent respectivement les paramètres imposés par l'application visée, les paramètres fixés volontairement et les paramètres qui nous utilisons pour ajuster les propriétés du PS. ....	146
Figure III.18 Evolution de la porosité et de l'épaisseur du PS (substrat type P 30-50 ohms.cm) en fonction de la concentration de HF (selon [145]). Le rapport de volumes entre l'acide acétique et H <sub>2</sub> O est constant (1.5). La durée d'anodisation est 1 h. ....	148
Figure III.19 Evolution de la porosité moyenne en fonction de la durée de l'anodisation (selon [145]). Le substrat est type P 30-50 ohms.cm. L'électrolyte est composé par HF (50%) / CH <sub>3</sub> COOH (99%) / H <sub>2</sub> O (6.56 : 0.98 : 0.65 en volume).....	149
Figure III.20 Illustration de différents types de cellules électrochimiques : (a) simple-cuve, (b) double-cuve. ....	150
Figure III.21 Coupe transversale de la cellule destinée aux petits échantillons (a) et photographie d'un porte échantillon dont le diamètre de l'ouverture est 1 cm (b). ....	151
Figure III.22 Coupe transversale de la cellule permettant la gravure du wafer 6 pouces (a) et photographie d'un porte substrat 6 pouces dont le diamètre de l'ouverture est 13.2 cm (b). ....	151

Figure III.23 Défauts typiques d'un masque FP : (a) défauts ponctuels (selon [115]), (b) décollement partiel résultant des dentelles au bord de l'ouverture de masque (selon [115]), (c) résidu après retrait plasma O <sub>2</sub> (selon [6]).	153
Figure III.24 Morphologie de surface après le dépôt de polymère hydrocarboné par plasma C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> non-optimisé.	154
Figure III.25 Localisation du PS à l'aide d'un procédé de masquage par FP : (a) création d'une surface hydrogénée, (b) dépôt de FP, (c) photolithographie, (d) ouverture de FP par plasma O <sub>2</sub> , (e) anodisation, (f) retrait de masque par plasma O <sub>2</sub> .	156
Figure III.26 Variation de la vitesse de dépôt FP avec la pression. La puissance RF et la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (100 W, 5 min).	159
Figure III.27 Influence de la pression sur la qualité du masque. (a) et (c) 50 mTorr, (b) et (d) 100 mTorr. Le ratio de gaz est 25/25 sccm CHF <sub>3</sub> /C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> . La puissance RF et la durée de dépôt sont respectivement 100 W et 5 min.	159
Figure III.28 Variation de la vitesse de dépôt FP avec la puissance RF. Le ratio de gaz est 25/25 sccm CHF <sub>3</sub> /C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> . La pression et la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (100 mTorr, 5 min).	160
Figure III.29 Localisation du PS avec un masque FP déposé à 100 W (25/25 sccm CHF <sub>3</sub> /C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> , 100 mTorr, 150 s). L'anodisation est effectuée à 40 mA/cm <sup>2</sup> pendant 45 min. (a) et (b) sont des vues de dessous avant et après l'anodisation. (c) est une vue de coupe du caisson poreux localisé. (d) est une vue MEB à fort grossissement de (c).	161
Figure III.30 Localisation du PS avec un masque FP déposé à 200 W (25/25 sccm CHF <sub>3</sub> /C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> , 100 mTorr, 150 s). L'anodisation est effectuée à 40 mA/cm <sup>2</sup> pendant 45 min. (a) et (b) sont des vues de dessous avant et après l'anodisation. (c) est une vue de coupe du caisson poreux localisé. (d) est une vue MEB à fort grossissement de (c).	161
Figure III.31 Variation de la distance de surgravure en fonction de l'épaisseur du PS.	162
Figure III.32 Bord d'échantillon après dépôt de FP et gravure par HF 50 w.% pendant 4 h : (a) FP sur l'oxyde natif, (b) FP sur une surface passivée par hydrogène, (c) FP sur une surface pré-gravée par plasma Ar.	163
Figure III.33 Vues de surface après l'anodisation avec des masques FP préparés sur (a) la surface d'oxyde natif, (b) la surface Si-H, (c-1) et (c-2) la surface traitée par plasma Ar. Les lignes pointillées sur l'image (c-1) montrent la position initiale du masque.	163

Figure III.34 Exemple typique de résidu après retrait de masque par plasma O <sub>2</sub> .	164
Figure III.35 Schéma de la forme et du dopage du caisson bore.	167
Figure III.36 Vue MEB en coupe d'un caisson poreux réalisé par l'anodisation à 1100 mA (40 mA/cm <sup>2</sup> ) pendant 60 min. Les images de droite représentent des vues à fort grossissement des zones 1 à 3 dans la vue globale de gauche. Les zones 1, 2 et 3 ont un niveau de dopage respectif de type P <sup>+</sup> , P et P <sup>-</sup> .	168
Figure III.37 Destruction locale du PS après rinçage et séchage. L'image de gauche est une photographie sur un échantillon anodisé à 64 mA/cm <sup>2</sup> pendant 10 min. L'image de droite est une vue MEB de la zone brunâtre (PS craqué).	169
Figure III.38 Influence des conditions d'anodisation sur l'intégralité du caisson poreux après séchage. En vert, les conditions entraînant la formation des zones poreuses non-dégradée et en rouge celles menant au craquement.	169
Figure III.39 Evolution de P <sub>%</sub> (a) et e <sub>PS</sub> (b) avec J <sub>ano</sub> et D <sub>ano</sub> . Chaque point correspond à une moyenne sur deux échantillons indépendants. La ligne continue représente le PS non-dégradé. La ligne pointillée représente le PS craqué.	170
Figure III.40 Schématisation des principales étapes de fabrication du TRIAC avec PS intégré.	171
Figure III.41 Vue optique en coupe au niveau de la périphérie du TRIAC après une révélation chimique de la zone dopée P. Les limites des jonctions sont repérées en pointillé.	174
Figure III.42 Uniformité de la profondeur du PS (conditions d'anodisation : 40 mA/cm <sup>2</sup> pendant 30 min). L'image du haut illustre le numéro et la position relative du caisson PS par rapport au porte substrat.	175
Figure III.43 Variation de l'épaisseur du PS en fonction de J <sub>ano</sub> et D <sub>ano</sub> (anodisation avec masque).	175
Figure III.44 Vue en coupe du caisson poreux. Conditions d'anodisation : 40 mA/cm <sup>2</sup> pendant (a) 15 min, (b) 30 min, (c) 45 min et (d) 60 min. Les limites du caisson PS et du P <sub>iso</sub> sont repérées en pointillé bleu et rose respectivement. La largeur du caisson PS est indiquée par une flèche blanche sur la figure (a). Les épaisseurs maximale / minimale du PS sont données à l'aide des flèches rose et bleu respectivement sur les figures (b), (c) et (d).	176

Figure III.45 Prototype TRIAC à périphérie PS dédié à la caractérisation des performances en blocage : (a) photographie du wafer finalisé, (b) observation de la face avant d'une puce (taille 4×4 mm <sup>2</sup> ) sous microscope optique, (c) illustration de la structure verticale. ....	177
Figure III.46 Schéma illustrant la définition du <i>warp</i> et du <i>bow</i> . .....	178
Figure III.47 Schéma illustrant le numéro et la position des puces mesurées (A1-A7 et B1-B7). .....	179
Figure III.48 Configuration des mesures I–V sur les plaquettes tests.....	180
Figure III.49 Courants de fuite à +200 V (carrée bleu) et à –200 V (rond rouge) mesurés à température ambiante. Les mesures effectuées le 1 <sup>er</sup> jour sont indiquées par des formes vides. Les mesures effectuées le 20 <sup>e</sup> jour sont indiquées par des formes remplies. ....	181
Figure III.50 Résistances extraites des I–V pour les puces représentatives : A5 et B1 du wafer 1100 mA-30 min, A3 et B3 du wafer 1100 mA-45 min, A6 et B6 du wafer 1100 mA-60 min. Les trois images de gauche correspondent à une séquence de polarisation positive puis négative. Celles de droite correspondent à une séquence de polarisation inverse, négative puis positive. ....	183
Figure III.51 Caractéristiques I–V associées aux puces : A5 du wafer 1100 mA-30 min, A3 du wafer 1100 mA-45 min, B6 du wafer 1100 mA-60 min. L'image de gauche regroupe les I–V caractérisées sur Tektronik 370A. Les tenues en tension sont indiquées à l'aide des tangentes en pointillé. Les deux images de droite représentent les I–V caractérisées par Keithley 4200. ....	185
Figure III.52 Chemins de conduction possibles du courant de fuite sous polarisation directe (a) ou inverse (b). La limite de ZCE est représentée en pointillé. Le chemin de conduction est indiqué par la flèche rose. ....	186
Figure III.53 Extension de la ZCE sous polarisation inverse (a) ou directe (b). Le « perçage » a lieu lorsque l'extension de ZCE ( $W_{ZCE}$ ) est égale à la distance $d$ . ....	187
Figure III.54 Tenues en tension (cf. Figure III.51) des puces A5 (carré), A3 (rond), B6 (triangle) et distances $d$ correspondantes (cf. Figure III.44). Les formes remplies correspondent à la polarisation directe ( $OUT > 0$ ) et les formes vides à la polarisation inverse ( $OUT < 0$ ). L'extension de la ZCE en fonction de la tension appliquée est également représentée (courbe discontinue). ....	187

Figure III.55 Mécanisme possible du claquage prématuré pour A5 (1100 mA-30 min) sous polarisation directe. La zone P <sup>-</sup> non-poreuse à la périphérie du P <sub>iso</sub> laisse passer un faible courant favorisant le claquage.....	188
Figure III.56 Conception du PS double-face dans le P <sub>iso</sub> (structure désirée). .....	189
Figure III.57 Vue en coupe du PS double-face dans le caisson bore. Conditions et ordre d'anodisation : (a) FX en premier (40 mA/cm <sup>2</sup> , 30 min), FO en deuxième (50 mA/cm <sup>2</sup> , 30 min) ; (b) FO en premier (50 mA/cm <sup>2</sup> , 30 min), FX en deuxième (40 mA/cm <sup>2</sup> , 30 min) ; (c) mode pulsé, 40 cycles (un cycle = FO 50 mA/cm <sup>2</sup> 45 s + FX 40 mA/cm <sup>2</sup> 45 s). La limite des bases, du P <sub>iso</sub> et du PS sont repérées respectivement en pointillé noir, rose et bleu.....	190
Figure III.58 Formation du PS à l'intérieur du wafer à l'aide des macropores ordonnés.....	191
Figure III.59 Vue de dessus illustrant deux formes possibles du macropore : (a) rectangle et (b) rond.....	192
Figure III.60 Exemple des macropores ordonnés réalisés au GREMAN (selon [166]).....	192

## Liste des annexes

Annexe A Caractéristiques physiques du silicium.....	215
Annexe B Contraintes générées au cours du procédé TGZM.....	218

# Introduction générale

De nos jours, la consommation d'énergie électrique fait partie intégrante de notre vie quotidienne. La production, le transport, la distribution, ou encore l'utilisation de l'électricité, s'appuie sur les interrupteurs de puissance.

Le développement d'interrupteur à base de semiconducteur n'a pas cessé de croître depuis la naissance des premiers composants de puissance (diodes, transistors bipolaires, thyristors) dans les années 1950. Au cours de ces dernières décennies, une multitude de dispositifs à semiconducteurs (ex. MOSFET, IGBT) a été commercialisée pour s'adapter aux différents besoins en termes de tension, de densité de puissance, de fréquence, de fiabilité ou de température d'utilisation. Par conséquent, le marché est devenu fortement concurrentiel. De nouveaux matériaux, des architectures innovantes et de nouvelles techniques permettant de réaliser les composants sont continuellement introduits par les fabricants dans le monde de microélectronique.

Dans ce contexte de forte compétitivité, le TRIAC, un composant existant depuis plus de 50 ans, requiert des innovations. Pour améliorer la compétitivité, le fabricant de TRIAC peut s'orienter selon deux axes : baisser le coût sans détériorer les paramètres électriques et thermiques du TRIAC, ou bien offrir un niveau de performances supérieur sans trop augmenter le prix de vente. La deuxième stratégie est une tâche ardue. En effet, aujourd'hui, les TRIACs restent cantonnés aux petites puissances essentiellement pour des applications « grand public ». La sensibilité des consommateurs aux prix et la compétition régnant entre les différents fabricants ont imposé le prix de vente du TRIAC à des valeurs minimales. La marge de manœuvre est donc faible pour la mise en œuvre d'améliorations. De ce fait, très peu de développements technologiques dédiés au TRIAC ont abouti ces dix dernières années. Le choix de la première stratégie semble alors plus évident.

Pour baisser le coût sans dégrader la performance du composant, l'industrie du semiconducteur prend souvent une voie conventionnelle : produire un plus grand nombre de puce sur des wafers de diamètre plus important et donc diminuer le coût unitaire du composant sans modifier sa structure. Néanmoins, la fabrication de TRIAC nécessite des plaquettes minces (~200  $\mu\text{m}$ ) freinant ainsi la conversion vers des diamètres plus élevés. Nous devons alors recourir à une alternative, augmenter la densité d'intégration du TRIAC en diminuant la taille des puces. Néanmoins, les défis à surmonter sont énormes. En effet, toute modification de l'architecture a des impacts directs sur les comportements du composant. La question posée est donc : est-ce que cet objectif est inatteignable ?

En observant plus précisément les différentes techniques de fabrication, il semblait que la périphérie étendue du TRIAC « Planar » offre des possibilités d'amélioration. En effet, les procédés adoptés conventionnellement impliquent un élargissement de la région périphérique dégradant ainsi la taille de puce. L'émergence de nouvelles techniques et de nouveaux matériaux offre quelques pistes d'investigations intéressantes. Premier constat, le caisson d'isolation ( $P_{iso}$ ) réalisé par un procédé long et coûteux (diffusion de bore) occupe une partie notable de la périphérie du TRIAC. Un dopage utilisant la thermomigration d'aluminium (TGZM) permettrait de réduire considérablement la taille de  $P_{iso}$  mais aussi le bilan thermique. Deuxièmement, les propriétés diélectriques du silicium poreux (PS) et la facilité à l'intégrer dans le procédé de fabrication actuel laissent entrevoir une possibilité d'architecture innovante. En formant du PS dans le  $P_{iso}$  par des réactions électrochimique, l'isolation verticale ainsi obtenue pourrait permettre de réduire la taille des puces sans trop complexifier sa production.

Depuis quelques années, des efforts et des ressources ont été consacrés à la mise au point de ces techniques. Encouragé par les résultats des études précédentes, cette thèse a pour ambition de s'approcher davantage du transfert technologique, du laboratoire vers l'industrie. Les travaux de cette thèse ont fait l'objet d'une collaboration entre le laboratoire GREMAN, spécialisé en matériaux et microélectronique, et la société STMicroelectronics (site Tours), leader mondial de la fabrication des TRIACs. Ces travaux ont été effectués dans le cadre de TOURS 2015, projet soutenu par le Programme de l'économie numérique des Investissements d'Avenir.

Le chapitre I sera dédié à la présentation du TRIAC en se focalisant sur les spécificités de sa périphérie. Après un rappel du fonctionnement général de ce dispositif et une description de son architecture, un lien sera établi entre la tenue au blocage du TRIAC et sa périphérie. En effet, afin de garantir le pouvoir de supporter une haute tension tout en limitant le passage du courant, les concepteurs de TRIAC recourent à diverses terminaisons de jonction et passivations. Ces éléments basiques qui composent la périphérie du TRIAC seront exposés dans le détail. Au final, nous présenterons trois grandes familles de TRIACs qui se distinguent selon les différentes conceptions de leurs périphéries. Nous insisterons sur les avantages et les inconvénients de chaque solution. Cette description nous permettra d'introduire les deux voies d'optimisation qui feront l'objet de cette étude.

Le chapitre II sera consacré à la première voie d'optimisation, c'est-à-dire, la réalisation du  $P_{iso}$  par TGZM. Après environ 20 ans de recherche, cette technique attractive subit encore quelques verrous technologiques empêchant son industrialisation. Le but de ces travaux est d'identifier

et d'étudier ces points bloquants et de proposer des solutions. Nous commencerons par une description sur l'originalité du procédé d'un point de vue historique. La théorie générale et les caractéristiques essentielles de TGZM seront ensuite exposées afin de justifier notre intérêt pour cette technique. Par la suite, une synthèse des investigations réalisées par le passé sera donnée en distinguant les paramètres d'entrée / sortie du procédé. La troisième et la quatrième section dans ce chapitre auront pour vocation de répondre aux deux plus grandes problématiques, à savoir, le retrait de résidus aluminés et la formation de billes aux intersections de motifs. Néanmoins, du fait d'un arrêt accidentel du four TGZM, cette partie de travaux n'a pas été poursuivie jusqu'à son terme. Nous proposerons alors des perspectives pour des recherches ultérieures.

Dans le chapitre III, l'intégration du PS dans le  $P_{iso}$  (caisson bore) sera étudiée dans le cadre de la réalisation de nouvelles périphéries de TRIAC. Le PS, élément clef de cette partie d'étude, sera d'abord présenté. Après quelques rappels sur son développement et ses applications, nous présenterons les caractéristiques structurelles et les propriétés diélectriques du PS. Nous verrons que l'intérêt du PS réside dans sa forte résistivité et sa faible permittivité. Celles-ci sont fortement corrélées avec sa microstructure. Afin de structurer le matériau de façon désirée, l'élaboration du PS par voie anodique sera explicitée. La section suivante sera dédiée au développement d'une technique de localisation adaptée aux contraintes industrielles. En effet, la croissance localisée du PS était une des majeures problématiques identifiées lors l'étude précédente. Enfin, à l'aide d'un masque de fluoropolymère, les premiers prototypes TRIAC ont été fabriqués. Les conditions de fabrication et les résultats de caractérisation (géométrie du caisson poreux, déformation du wafer, performance au blocage) seront précisés. Cet ultime chapitre se terminera par des propositions d'évolution de la structure existante visant à renforcer davantage les performances de la périphérie intégrée PS.

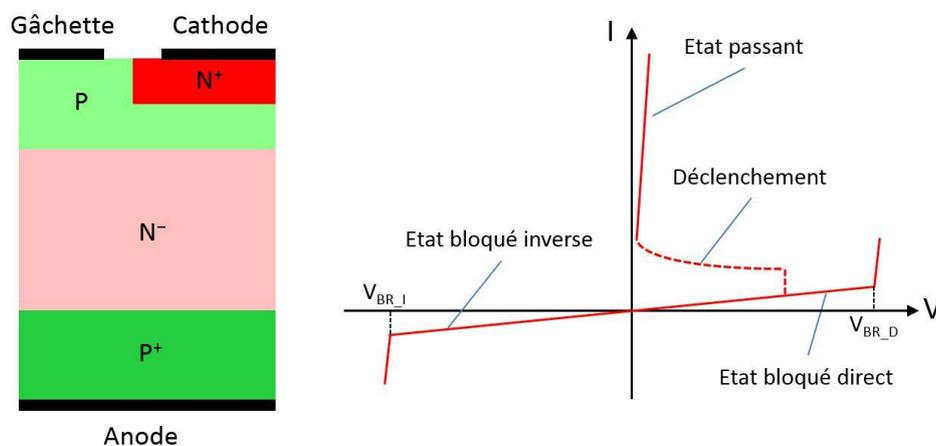
Chapitre I

Aspects généraux relatifs aux périphéries du  
TRIAC

## I.1 Introduction

L'alimentation des appareils électriques domestiques fait le plus souvent appel à une source de tension alternative sinusoïdale (AC). Les équipements électroménagers, tels que la machine à laver, le réfrigérateur, l'aspirateur, etc., en sont des exemples typiques. La fourniture d'énergie à partir du réseau électrique public est essentiellement contrôlée à l'aide de circuits de commande par angle de phase [1], dans lesquels, les composants de puissances à base de semiconducteur jouent le rôle d'interrupteurs de puissance.

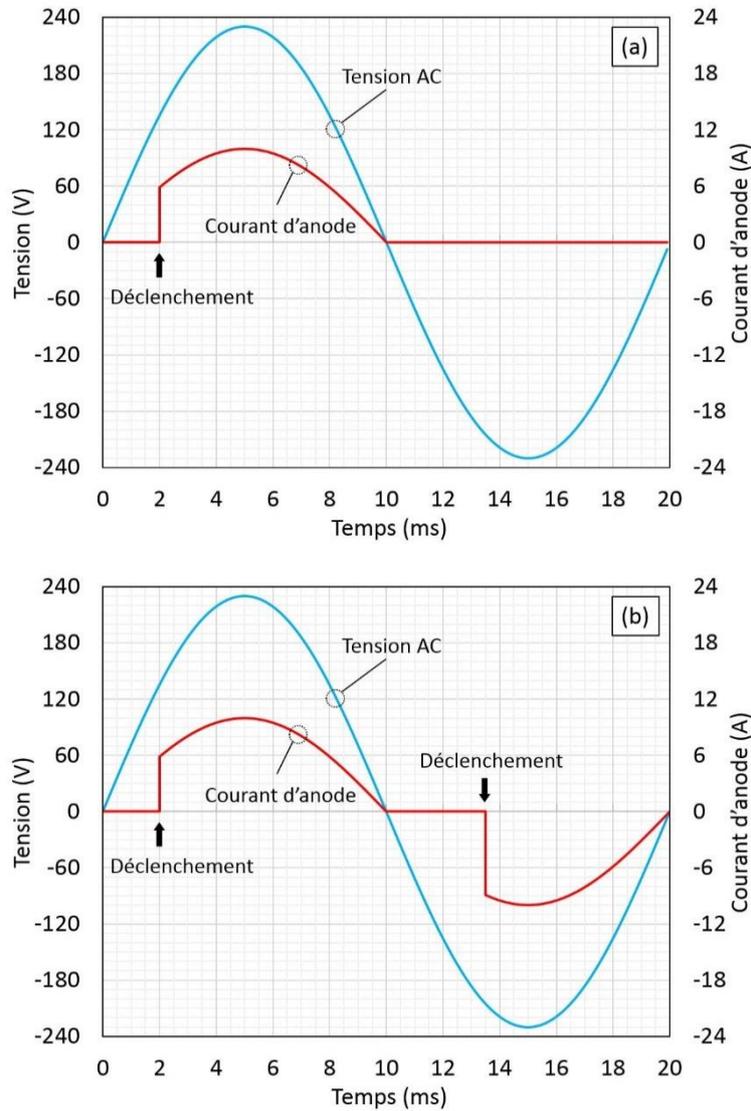
Historiquement, le transistor bipolaire de puissance a été le premier élément semiconducteur permettant de jouer ce rôle d'interrupteur « commandable » [2]. Le projet d'employer le transistor bipolaire de puissance pour le contrôle de charges AC a cependant été rapidement abandonné avec l'avènement du thyristor (fin des années 1950) [3, 4]. Sa caractéristique de tenue en tension bidirectionnelle (cf. Figure I.1) est en effet bien adaptée aux applications raccordées au réseau alternatif. De plus, sa commande est bien moins complexe.



**Figure I.1 Thyristor et sa caractéristique I-V.  $V_{BR\_D}$  et  $V_{BR\_I}$  représentent respectivement les tenues en tension directe et inverse.**

Dans le cas où l'on utilise un seul thyristor utilisé comme interrupteur, le courant d'anode ne peut que circuler pendant la demi-période positive de la tension secteur, après déclenchement du composant tel qu'illustré sur la Figure I.2 (a). Par la suite, lorsque la polarisation du composant s'inverse, le thyristor s'ouvre spontanément. Aucune transmission de puissance à la charge n'est alors possible durant toute l'alternance négative. Bien évidemment, un

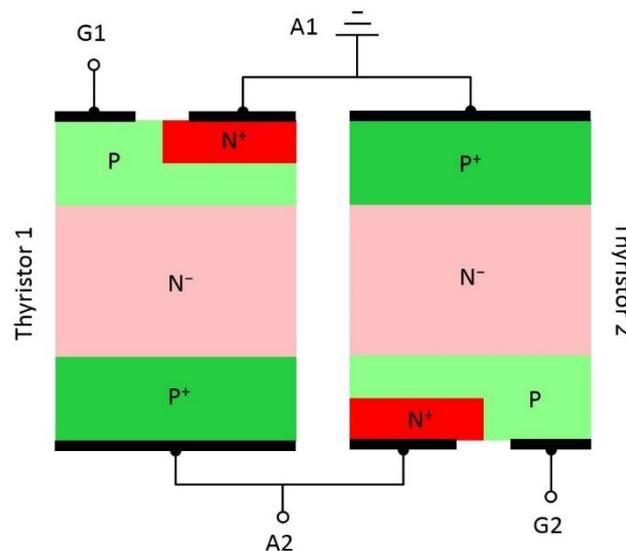
fonctionnement plus efficace serait obtenu si la puissance était délivrée durant les deux demi-cycles de la tension AC tel qu'illustré sur la Figure I.2 (b).



**Figure I.2 Exemples de contrôle par angle de phase : (a) contrôle demi-onde, (b) contrôle pleine-onde.**

Ce fonctionnement peut être obtenu en connectant deux thyristors antiparallèlement comme le montre la Figure I.3. Dans cette configuration, une des électrodes de puissance (indiquée A1) est utilisée comme la référence. Les tensions de la deuxième électrode de puissance (A2) et des gâchettes (G1 et G2) doivent être appliquées par rapport à potentiel de A1. Au cours du premier demi-cycle de la tension alternative, la tension appliquée sur A2 est positive, le thyristor 1 est donc à l'état bloqué direct tandis que le thyristor 2 est à l'état bloqué inverse. Le thyristor 1 peut être mis en conduction à tout moment du premier demi-cycle en appliquant une impulsion de courant à G1. De même, au cours du second demi-cycle de la tension AC, la tension appliquée à A2 devient négative, le thyristor 2 fonctionne à l'état bloqué direct tandis que le

thyristor 1 opère à l'état bloqué inverse. Par conséquent, seul le thyristor 2 peut être déclenché à son état passant permettant la circulation de courant. Dès lors, le fonctionnement pleine onde peut être atteint. Cependant, cette solution présente plusieurs inconvénients. En premier lieu, elle nécessite deux thyristors discrets, il en résulte un montage volumineux. Deuxièmement, pour déclencher le thyristor 2, la tension appliquée à G2 doit être référencée par rapport au potentiel de A2 pour que le déclenchement puisse avoir lieu. Or, ce dernier est élevé alors que la tension appliquée à G2 est plutôt basse. Cela nécessite une isolation et complexifie la conception du circuit de commande [1].

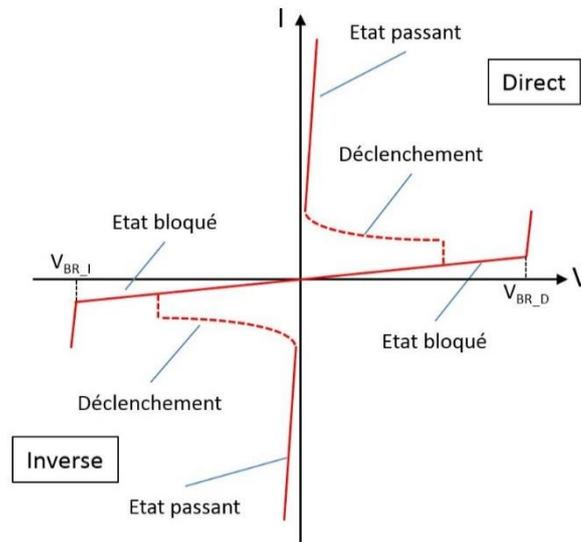


**Figure I.3 Configuration antiparallèle de deux thyristors.**

De ce fait, il est souhaitable d'utiliser un seul dispositif ayant des caractéristiques électriques symétriques tel que représenté sur la Figure I.4. Ce dispositif doit être capable de supporter la tension dans les deux sens de polarisation et laisser passer le courant après son déclenchement. En outre, il est préférable de commander ce dispositif avec une seule électrode de contrôle. Finalement, une structure monolithique basée sur deux thyristors intégrés a été développée avec les caractéristiques décrites ci-dessus [5]. Ce composant bidirectionnel en tension et en courant est désigné par « *TRIode for Alternative Current* » ou simplement « TRIAC ».

Dans le premier chapitre, avant de rentrer dans le cœur de la présente étude – la périphérie du TRIAC – nous proposerons un rappel du fonctionnement général de ce dispositif et une description de son architecture. Il est à noter que, comme tout interrupteur de puissance, le TRIAC se caractérise par deux états stationnaires (ouvert / fermé) et deux états transitoires (commutation à la fermeture et à l'ouverture). Ici, nous nous intéressons uniquement à son

pouvoir de blocage à l'état ouvert. Le lecteur pourra se reporter à la référence [6] pour de plus amples informations.



**Figure I.4 Caractéristiques électriques I-V du TRIAC.**

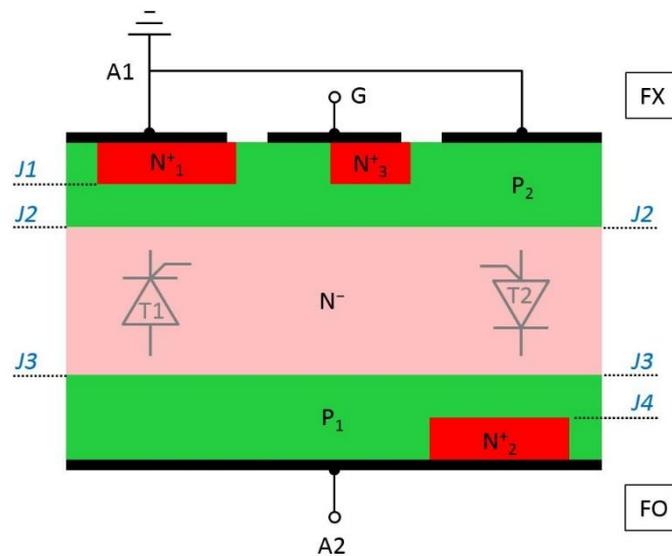
Sachant que la capacité de blocage est un des caractères essentiels du TRIAC utilisé comme interrupteur, les divers effets physiques qui impactent la tenue au blocage seront présentés dans le sous-chapitre suivant. L'avalanche et l'effet « transistor » se combinent limitant la valeur maximale de la tenue en tension, tandis que les effets de périphérie et de surface imposent une tenue en tension réelle inférieure à la valeur maximale atteignable. Dans le but d'approcher cette capacité de blocage théorique, les concepteurs de TRIAC recourent à diverses terminaisons de jonction et passivations. Ces éléments basiques qui composent la périphérie du TRIAC seront introduits en détails. Au final, on distingue trois grandes familles de TRIACs selon les différentes conceptions de périphérie, c'est-à-dire les différentes combinaisons de terminaison de jonction / passivation. Nous verrons également dans cette partie l'importance des caissons d'isolation et l'intérêt de la réduction du dimensionnement de la périphérie.

La dernière section de ce chapitre sera consacrée à l'introduction des deux sujets principaux de la présente étude : l'un concerne la réalisation de caissons d'isolation par TGZM, l'autre concerne l'intégration de silicium poreux (PS) dans le caisson d'isolation. Ces nouvelles périphéries ainsi conçues nous permettent d'envisager une réduction importante de la taille de puce.

## I.2 Généralités sur le TRIAC

Le TRIAC offre une fonction équivalente à deux thyristors tête-bêche avec une électrode de commande unique. Les paragraphes suivants nous présentent le lien entre son architecture physique et son fonctionnement autant qu'interrupteur commandable.

### I.2.1 Architecture de la zone active

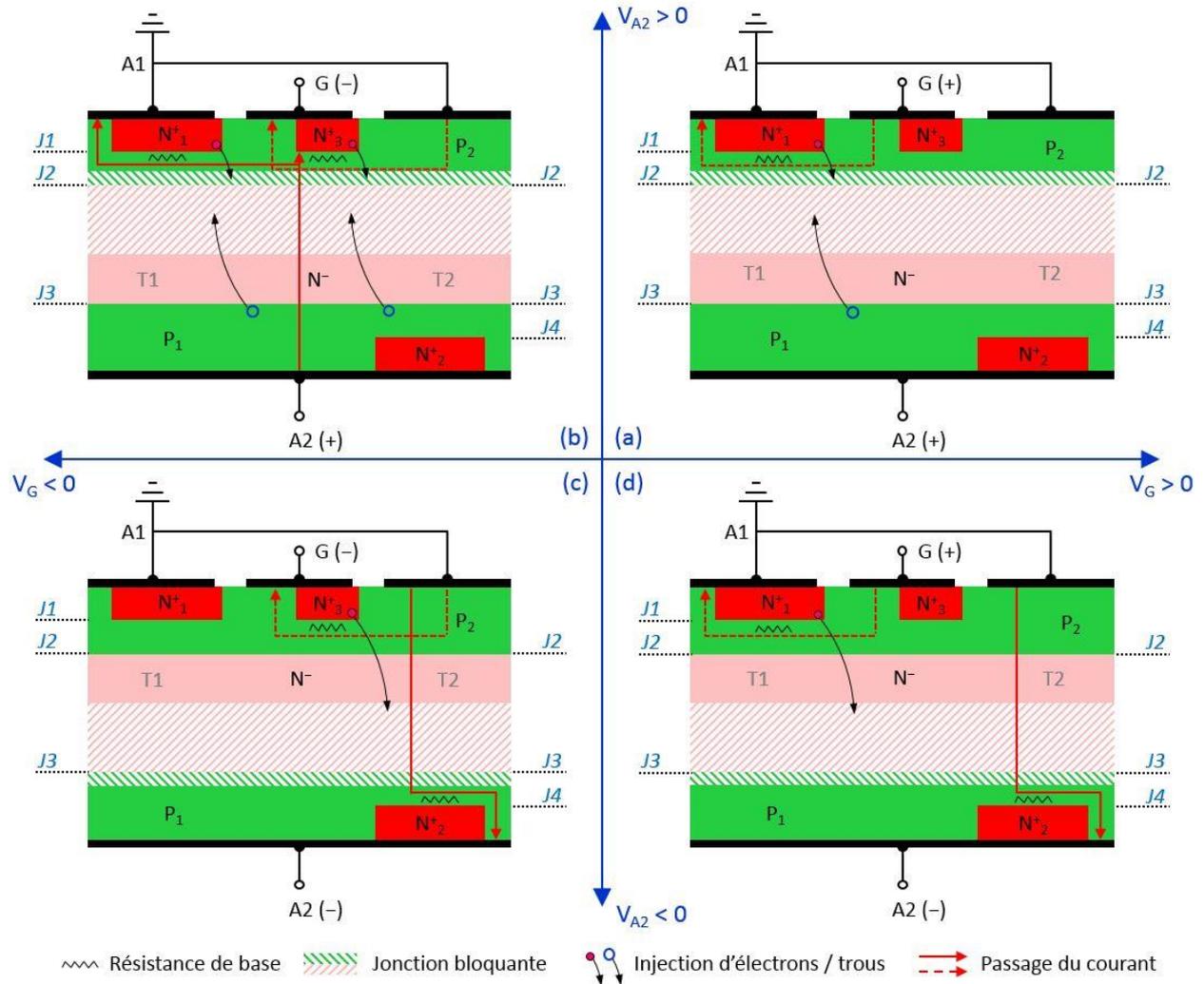


**Figure I.5 Structure de la zone active du TRIAC.**

Le TRIAC, tel qu'illustré sur la Figure I.5, est un composant s'appuyant sur l'association de plusieurs jonctions PN. La structure de sa zone active comprend 4 jonctions principales (J1, J2, J3 et J4) ainsi qu'une jonction P<sub>2</sub>N<sup>+</sup><sub>3</sub> sous le contact de gâchette. Afin de construire cette structure, de manière générale, une plaquette de silicium de type N faiblement dopé est choisie comme substrat de départ. Deux régions de base (P<sub>1</sub> et P<sub>2</sub>) sont d'abord formées sur les deux faces opposées de la plaquette. Les impuretés de type accepteur (ex. bore) sont introduites simultanément par diffusion à partir de la face avant (FX) et de la face arrière (FO). Dès lors, on obtient deux jonctions (J2 et J3) relativement profondes. La tenue en tension du TRIAC, dans les deux sens de polarisation, est assurée essentiellement par une de ces deux jonctions, plus précisément, J2 lors de polarisation directe ( $V_{A2} > 0$ ) et J3 lors de polarisation inverse ( $V_{A2} < 0$ ), en choisissant A1 comme référence des tensions. Les émetteurs (N<sup>+</sup><sub>1</sub> et N<sup>+</sup><sub>2</sub>) ainsi que la zone N<sup>+</sup><sub>3</sub> de gâchette sont introduits localement dans les régions de base en diffusant des atomes de type donneur (ex. phosphore). Deux électrodes de puissance (A1 et A2) sont formées

respectivement sur FX et FO en contactant à la fois la base et l'émetteur. Une électrode de commande (G) est formée uniquement sur FX au-dessus du caisson  $N^+_3$  en mettant également un contact avec la base supérieure.

## I.2.2 Principe de fonctionnement



**Figure I.6** Quatre quadrants de fonctionnement du TRIAC. (a) 1<sup>er</sup> quadrant :  $V_{A2} > 0$ ,  $V_G > 0$ . (b) 2<sup>e</sup> quadrant :  $V_{A2} > 0$ ,  $V_G < 0$ . (c) 3<sup>e</sup> quadrant :  $V_{A2} < 0$ ,  $V_G < 0$ . (d) 4<sup>e</sup> quadrant :  $V_{A2} < 0$ ,  $V_G > 0$ .

Comme cela déjà été brièvement évoqué, la structure du TRIAC peut être considérée comme deux thyristors (T1 et T2 sur la Figure I.5) monolithiques dans une disposition antiparallèle et une électrode de commande spécifique commune, la gâchette. Cette dernière permet de déclencher le composant avec une impulsion de courant positive ou négative, quel que soit le signe de la tension appliquée entre les électrodes de puissance. En choisissant A1 comme

référence, selon le signe des polarisations de gâchette et de A2, le fonctionnement du TRIAC se divise en quatre quadrants.

Dans le premier quadrant de fonctionnement (cf. Figure I.6 (a)), la tension appliquée à A2 est positive. Le thyristor T1 est donc à l'état bloqué direct tandis que le thyristor T2 est à l'état bloqué inverse. La plus grande partie de la tension de blocage est supportée par la jonction J2. Lorsqu'une tension positive est appliquée sur la gâchette, un passage de courant est d'abord établi à partir de G vers A1, tel qu'indiqué par la flèche pointillée. Du fait qu'il existe une résistance latérale de base sous l'émetteur  $N^+_1$ , la chute de tension provoquée par cette résistance polarise J1 dans le sens passant. Ceci entraîne une injection d'électrons à partir de J1 vers J2 qui provoque une injection de trous à partir de J3 vers J2. En fin de compte, T1 s'amorce et le TRIAC fonctionne à l'état passant.

Le fonctionnement du TRIAC dans le deuxième quadrant (cf. Figure I.6 (b)) est plus complexe. La tension positive appliquée à A2 provoque toujours le blocage de J2. Si l'on applique une tension négative à la gâchette, le courant provenant de A1 (cathode de T2) commence à circuler vers la gâchette à travers la résistance de la base sous  $N^+_3$ , comme illustré par la flèche pointillée. Cette résistance provoque une chute de tension qui polarise la jonction  $N^+_3P_2$  dans le sens passant. Dès lors, les électrons sont injectés vers J2 et le thyristor de gâchette  $N^+_3P_2N^-P_1$  se déclenche. Un passage de courant est établi entre A2 et G tel qu'indiqué par la flèche rouge. Néanmoins, le circuit de commande de la gâchette limite le courant qui peut circuler dans le thyristor de gâchette. Il en résulte qu'une partie de ce courant va rejoindre A1. La circulation de ce courant à travers la résistance latérale sous  $N^+_1$  provoque une chute de tension qui polarise directement la jonction J1 et entraîne éventuellement l'amorçage de T1.

Dans le troisième quadrant (cf. Figure I.6 (c)), A2 et G sont toutes deux polarisées négativement par rapport à A1. Dans ce cas, la tenue au blocage est assurée par J3. Lorsque le courant de déclenchement circule de A1 (cathode de T2) à la gâchette tel que montré sur la Figure I.6 (c), la résistance latérale sous  $N^+_3$  provoque une chute de tension qui polarise la jonction  $N^+_3P_2$  dans le sens passant. Les électrons sont alors injectés dans  $N^-$ , i.e. la base du transistor  $P_1N^-P_2$ . Après la mise en conduction du transistor  $P_1N^-P_2$ , le courant circule à travers la résistance de la base au-dessus de  $N^+_2$  polarisant ainsi J4 dans le sens passant. Le passage principal du courant entre A1 et A2 est donc établi à travers T2.

Le fonctionnement du TRIAC dans le quatrième quadrant (cf. Figure I.6 (d)) est similaire à celui du troisième quadrant. Le blocage du TRIAC est également assuré par J3 car la tension appliquée sur A2 est négative. Lorsqu'une tension positive est appliquée à la gâchette, un

courant issu de cette dernière circule à travers la résistance latérale sous  $N^+$ . Cette résistance provoque une chute de tension qui polarise la J1 dans le sens passant. Les électrons sont alors injectés de  $N^+$  vers  $N^-$ . L'activation du transistor  $P_2N^-P_1$  par ce courant de base va fournir le courant nécessaire à la polarisation directe de J4. Le passage du courant final est donc à travers T2.

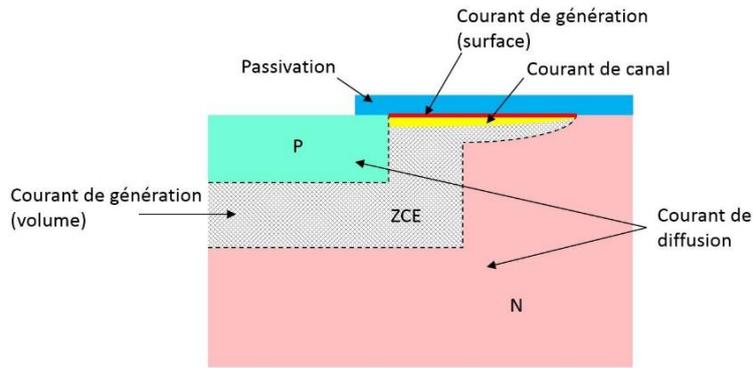
## I.3 Performance au blocage

Le sous-chapitre précédent nous a montré que le TRIAC fonctionne comme un interrupteur commandable. A l'état passant, il laisse passer un courant important (de l'ordre de quelques ampères à quelques dizaines ampères) avec une faible chute de tension (de l'ordre de 1 V) à ses bornes. A l'état bloqué, dans les deux sens de polarisation, le TRIAC est capable de tenir une forte tension (600 - 1200 V) tout en minimisant le courant circulant à travers le dispositif (inférieur à 10  $\mu\text{A}$ ). La capacité de blocage, c'est-à-dire la tenue en tension et la limitation en courant, est un des caractères essentiels du TRIAC pour jouer le rôle d'interrupteur. Les différents phénomènes physiques qui influent sur les performances en blocage sont bien étudiés dans la littérature [1, 7].

Dans ce sous-chapitre, nous proposons tout d'abord de rappeler brièvement les mécanismes liés aux courants de fuite ainsi qu'au claquage en volume. Par la suite, du fait qu'il existe des effets de périphérie et de surface, la tenue en tension réelle ne peut jamais atteindre sa valeur théorique. La conception de terminaisons de jonction adaptées et l'emploi des techniques de passivation de surface sont donc indispensables à la fabrication du TRIAC. Les paragraphes suivants seront destinés à présenter ces principes ainsi que les technologies et quelques éléments de conception couramment utilisés pour obtenir une capacité de blocage optimale. Enfin, dans le dernier paragraphe, nous verrons les détails technologiques relatifs aux TRIACs disponibles sur le marché.

### I.3.1 Courants de fuite

Afin de minimiser la puissance à dissiper à l'état bloqué, le TRIAC est conçu pour supporter une haute tension en limitant autant que possible le passage du courant. En pratique, malgré toutes les dispositions utilisées, on observe toujours un courant de très faible valeur circulant à travers le TRIAC. Ce faible courant, appelé également courant de fuite, se compose généralement de quatre contributions telles qu'indiquées sur la Figure I.7. Deux d'entre elles sont issues du volume du silicium et les deux autres prennent naissance à l'interface passivation / silicium.



**Figure I.7 Différentes contributions au courant de fuite dans une périphérie de jonction (selon [6]).**

Le courant de fuite issue du volume du Si provient, soit de la génération de porteurs libres à l'intérieur de la ZCE (courant de génération volumique), soit de la diffusion des porteurs minoritaires à partir des zones adjacentes quasi-neutres (courant de diffusion). Tous les électrons ou trous entrant dans la ZCE sont balayés par le champ électrique. A température ambiante, le courant de génération volumique est beaucoup plus important que le courant de diffusion. Au fur et à mesure de la montée en température, le courant de diffusion peut devenir comparable au courant de génération volumique [1].

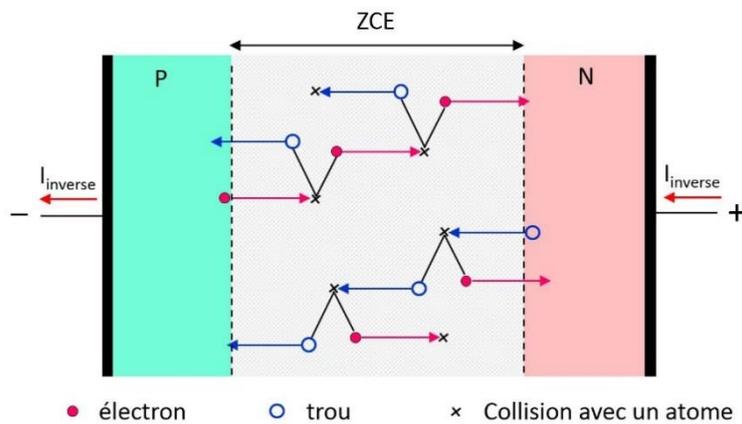
La présence d'une couche de passivation à la surface du silicium induit des états d'interface dans la bande interdite du silicium [8]. Cela peut entraîner un courant de génération supplémentaire à la surface du Si. De plus, des charges fixes dans la passivation et/ou des ions mobiles peuvent entraîner la formation d'un canal de conduction. Par exemple, tel qu'illustré par la Figure I.7, des charges négatives côté passivation peuvent induire des charges positives (trous) côté Si. Il en résulte une circulation des trous le long et à proximité de l'interface Si / passivation [9].

### I.3.2 Tenue en tension « théorique » – claquage en volume

Comme nous l'avons vu précédemment, l'architecture du TRIAC comprend plusieurs régions de type N et de type P. Dans le sens vertical sur la Figure I.5, ces zones dopées de différents types apparaissent alternativement constituant ainsi des jonctions PN et des successions NPN ou PNP. La tenue en tension théorique du TRIAC est donc définie comme la tension maximale admissible par ces structures. Le mécanisme d'avalanche et l'effet de transistor bipolaire se combinent pour limiter la tenue en tension théorique. Les paragraphes suivants présentent brièvement ces deux phénomènes.

### I.3.2.1 Jonction PN : phénomène d'avalanche

Lorsqu'une jonction PN est polarisée en inverse, les porteurs minoritaires de chacune des régions P et N sont accélérés et se déplacent sous l'effet du champ électrique au sein de la ZCE tel qu'illustré sur la Figure I.8. Plus la tension inverse est élevée, plus la ZCE s'étend loin et plus le champ électrique à l'intérieur de la ZCE augmente. Lorsque le champ électrique atteint une valeur critique ( $E_C$ ), ces porteurs minoritaires deviennent suffisamment énergétiques pour générer des paires électron-trou mobiles lors de leurs collisions avec les atomes du réseau cristallin. Les paires libres ainsi créées sont accélérées à leur tour et participent à la création d'une seconde génération des paires électron-trou et ainsi de suite. La multiplication de porteurs, appelée aussi avalanche, provoque alors une augmentation abrupte du courant, ce qui pourra surchauffer et éventuellement détruire le composant. La tension provoquant le claquage de la jonction, est appelée tension d'avalanche ( $V_{BR}$ ).



**Figure I.8 Mécanisme de claquage par avalanche.**

Dans le cas d'un TRIAC, en raison de la forte concentration de dopage dans les deux côtés de jonctions J1, J4 et  $P_2N_3^+$  (cf. Figure I.5), ces jonctions ne peuvent que supporter une tension inverse relativement faible (de l'ordre quelques 10 V). La majeure partie de la tenue en tension est assurée par, respectivement, J2 lors de polarisation directe et J3 lors de polarisation inverse. Dans les deux cas, du fait que les bases (P1, P2) sont fortement dopées par rapport au substrat  $N^-$ , la ZCE s'étend essentiellement au sein de la zone  $N^-$ . Dans une approximation abrupte du profil de dopage, une expression analytique de  $V_{BR}$  a été donnée en fonction du dopage du substrat  $N^-$  ( $N_D$ ) par B.J. Baliga [1] :

$$V_{BR} = 5.34 \times 10^{13} N_D^{-3/4} \text{ en V.} \quad \text{Equation I.1}$$

L'extension de la ZCE ( $W_{BR}$ ) au moment de l'avalanche est caractérisée par l'équation :

$$W_{BR} = 2.67 \times 10^{10} N_D^{-7/8} \text{ en cm.} \quad \text{Equation I.2}$$

Le champ électrique critique ( $E_C$ ) est donné par l'équation :

$$E_C = 4.01 \times 10^3 N_D^{1/8} \text{ en V/cm.} \quad \text{Equation I.3}$$

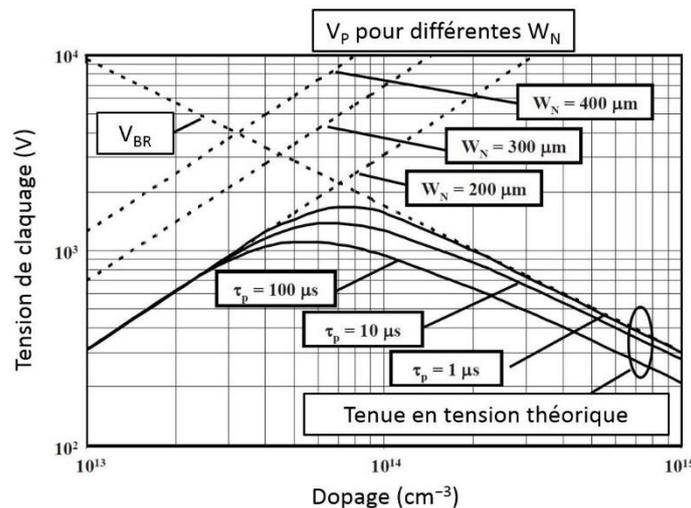
On voit immédiatement que le dopage du substrat  $N^-$  est un des paramètres essentiels définissant la tenue en tension du TRIAC. Un deuxième paramètre clef est l'épaisseur du substrat  $N^-$  ( $W_N$ ). En fait, afin de maximiser la tenue en tension, la région  $N^-$  doit être assez large pour permettre à la ZCE de s'étendre suffisamment. Néanmoins, une épaisseur  $W_N$  très importante n'est pas acceptable car cela augmente la résistance dynamique du TRIAC et donc les pertes en conduction à l'état passant. Un compromis est donc nécessaire sur ce paramètre.

### I.3.2.2 Succession PNP ou NPN : phénomène de perçage et gain des transistors

Dans le cas où  $W_N$  inférieure à  $W_{BR}$  calculée par l'Equation I.2, lorsque la tension s'élève, la ZCE peut s'étendre à travers toute la région  $N^-$  avant que le champ électrique n'atteigne sa valeur critique. La déplétion complète de la région  $N^-$  peut provoquer une augmentation exponentielle de courant inverse. La tenue en tension d'un TRIAC est alors toujours en deçà de la tension de perçage ( $V_p$ ) du transistor  $P_1N^-P_2$ . Une expression de  $V_p$  est donnée en fonction du dopage ( $N_D$ ) et de l'épaisseur ( $W_N$ ) de la zone  $N^-$  :

$$V_p = \frac{qN_D}{2\varepsilon_s} W_N^2 \quad \text{Equation I.4}$$

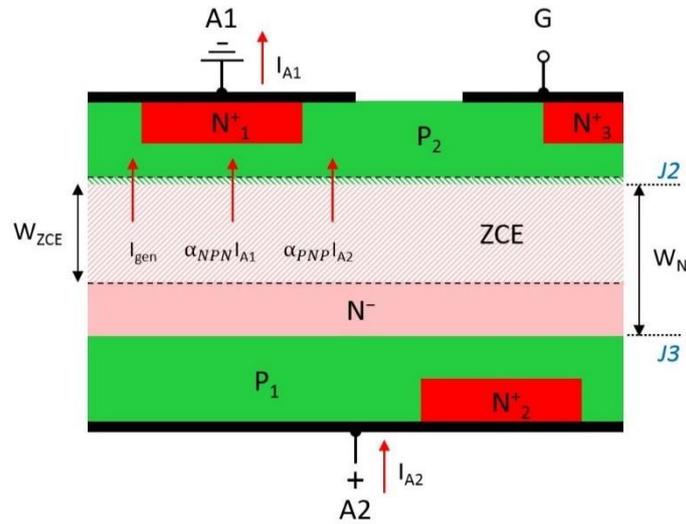
avec  $q$  la charge électrique d'un électron,  $\varepsilon_s$  la permittivité du silicium.



**Figure I.9** Variation de la tenue en tension théorique d'une structure  $PN^-P$  en fonction du dopage de la région  $N^-$  (selon [1]).  $\tau_p$  représente la durée de vie des trous injectés dans  $N^-$ .  $W_N$  représente l'épaisseur de  $N^-$ .  $V_{BR}$  et  $V_p$  représentent respectivement la tension de claquage par avalanche et la tension de perçage.

Pour aider à la compréhension, la tenue en tension théorique d'une structure PN<sup>-</sup>P est illustrée sur la Figure I.9. La tension de claquage ( $V_{BR}$ ) et la tension de perçage ( $V_p$ ) en fonction du dopage du substrat N<sup>-</sup> sont représentées sur la même figure. On remarque que, pour une épaisseur de N<sup>-</sup> fixée, la tenue en tension tend vers la tension de perçage lors de faible dopage. A l'opposé, l'avalanche devient l'effet dominant pour les fortes valeurs de dopages.

Afin de déterminer la tenue en tension théorique d'un TRIAC, en plus de tenir compte du perçage du transistor P<sub>1</sub>N<sup>-</sup>P<sub>2</sub>, nous devons également tenir compte des transistors N<sub>1</sub><sup>+</sup>P<sub>2</sub>N<sup>-</sup> et N<sub>2</sub><sup>+</sup>P<sub>1</sub>N<sup>-</sup>. En effet, le phénomène d'avalanche au sein du TRIAC est impacté par les gains des transistors. Considérons le cas de la polarisation directe (le cas de la polarisation inverse est similaire), lorsque la tension s'élève, la ZCE de J<sub>2</sub> s'étend du côté N<sup>-</sup> vers J<sub>3</sub> telle qu'illustrée sur la Figure I.10.



**Figure I.10 Développement de la ZCE (J<sub>2</sub>) sous polarisation directe dans le cas d'un TRIAC bloqué.**

Le courant de fuite circulant entre A1 et A2 est composé d'un courant de génération volumique ( $I_{gen}$ ), d'un courant additionnel proportionnel au gain de transistor N<sub>1</sub><sup>+</sup>P<sub>2</sub>N<sup>-</sup> ( $\alpha_{NPN}I_{A1}$ ) et un courant additionnel proportionnel au gain de transistor P<sub>1</sub>N<sup>-</sup>P<sub>2</sub> ( $\alpha_{PNP}I_{A2}$ ).

D'après l'Equation I.5 :

$$I_{A1} = I_{gen} + \alpha_{NPN}I_{A1} + \alpha_{PNP}I_{A2} = I_{A2} \quad \text{Equation I.5}$$

on obtient alors :

$$I_{A1} = I_{A2} = \frac{I_{gen}}{1 - \alpha_{NPN} - \alpha_{PNP}} \quad \text{Equation I.6}$$

On voit que le courant de fuite s'élève rapidement au fur à mesure que la somme des gains des deux transistors s'approche de 1. La condition de claquage est alors donnée par l'Equation I.7 :

$$\alpha_{NPN} + \alpha_{PNP} = 1 \quad \text{Equation I.7}$$

Le gain  $\alpha_{NPN}$  est une valeur proche de 1 dans la structure d'un TRIAC. Cette valeur est quasi-constante (approximativement indépendante de la tension). Le gain  $\alpha_{PNP}$  est déterminé essentiellement par la durée de vie des trous injectés dans  $N^-$  et l'épaisseur de la zone  $N^-$  non désertée (valeur approximativement égale à la différence de  $W_N$  et  $W_{ZCE}$ ) [1].

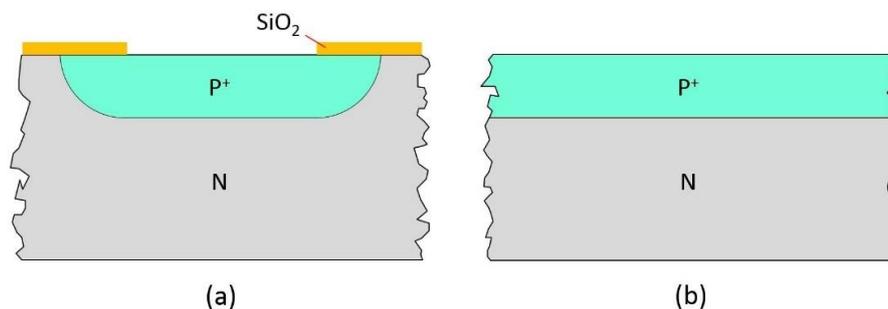
Il est important de noter que l'ensemble des discussions ci-dessus ne s'appliquent qu'au cas des bases ( $P_1$  et  $P_2$ ) qui sont suffisamment dopées et assez profondes. Cela permet de minimiser l'extension de la ZCE du côté de la base lorsque  $J_2$  ou  $J_3$  est polarisée en inverse. Dans le cas d'une déplétion complète de  $P_1$  ou  $P_2$ , la tenue en tension du TRIAC est largement affaiblie par la tension de perçage de la structure  $N^+PN^-$ . Cette dernière est alors nettement inférieure à la tension de perçage donnée par l'Equation I.4.

### I.3.3 Tenue en tension « réelle » – claquage localisé

Divers effets provoquant le claquage en volume limitent la tenue en tension théorique du TRIAC. En pratique, des effets liés à la périphérie de jonction et à l'interface silicium / diélectrique peuvent amener des claquages localisés et réduire la tenue en tension à des valeurs beaucoup plus faibles. Pour s'approcher de la capacité de blocage théorique, il est nécessaire de maîtriser ces facteurs négatifs.

#### I.3.3.1 Effet de périphérie

La dimension réelle d'une puce TRIAC n'est pas infinie, l'interruption de la jonction est donc inévitable. Deux types de jonctions sont généralement rencontrés telles qu'illustrées sur la Figure I.11.



**Figure I.11 Deux types de jonctions rencontrées dans la structure de TRIACs : (a) jonction localisée, (b) jonction pleine-plaque (non localisée).**

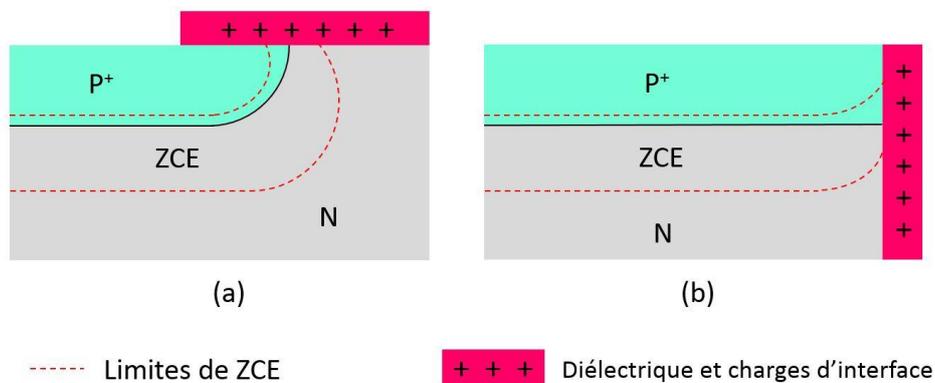
Le premier type de jonction, appelée aussi « jonction localisée », est réalisée par diffusion au travers d'un masque d'oxyde. A sa périphérie, la terminaison de jonction est de forme

cylindrique ou quasi-cylindrique. Lors de l'application d'une polarisation inverse, dans ces régions périphériques, la courbure convexe de la ZCE s'accompagne d'une augmentation de l'intensité du champ électrique et donc d'un claquage localisé [1, 10].

Le deuxième type est la jonction diffusée pleine-plaque. Afin de séparer deux puces adjacentes par sciage, le chemin de découpe est réalisé à travers la jonction elle-même. Les défauts cristallins ainsi créés sur la surface latérale de la puce augmentent localement les coefficients d'ionisation, ce qui peut provoquer une augmentation de courant de fuite et un claquage prématuré [1].

### I.3.3.2 Effet de surface

L'emploi de passivation est indispensable lors de la fabrication d'un composant à semiconducteur. En règle générale, il est nécessaire de déposer une couche ou un empilement de matériaux diélectriques à la surface du silicium pour isoler la puce et l'environnement extérieur. Une interface silicium / diélectrique est donc incontournable. La présence de charges électriques piégées à cette interface peut induire des déformations de la ZCE dans le silicium. Deux exemples sont illustrés sur la Figure I.12. Un claquage prématuré peut se produire à la surface du silicium où le champ électrique se resserre le plus.



**Figure I.12 Impact de charges fixes positives à la déformation de ZCE. (a) Cas de jonction localisée. (b) Cas de jonction pleine-plaque.**

### I.3.4 Terminaisons de jonction

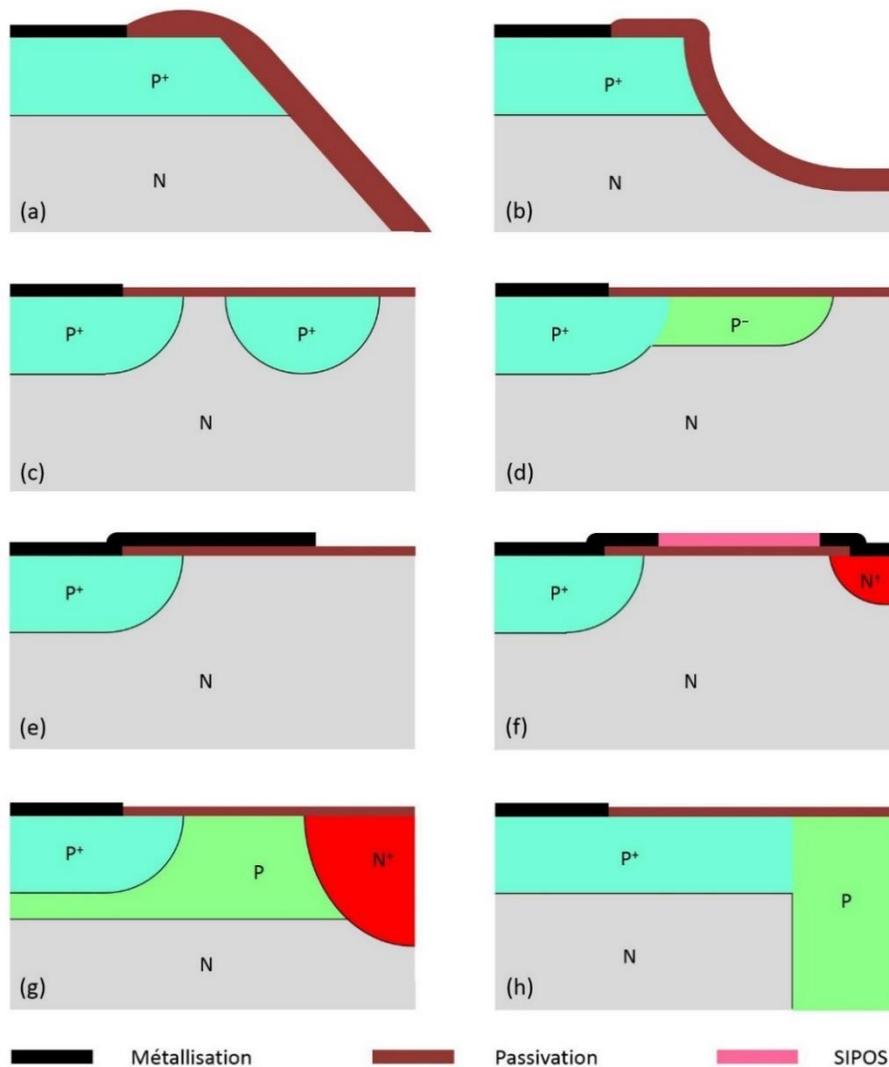
Pour atténuer les effets négatifs présentés précédemment, il est indispensable de recourir à des configurations spécifiques pour réduire le champ électrique dans les zones critiques [11, 12]. Ces configurations peuvent être classées en deux grandes catégories : « Planar » et « Méso ».

Pour les jonctions réalisées par diffusion au travers d'un masque, plusieurs techniques « Planar » ont été proposées, telles que : l'anneau de garde flottant, la plaque de champ et en particulier la plaque de champ résistive, l'extension de jonction implantée (appelé aussi JTE pour l'anglais *Jonction Terminaison Extension*), la terminaison RESURF (de l'anglais *REduced SURface Field*), la jonction concave, etc. Leur objectif en commun est d'étaler la ZCE de la jonction principale pour répartir le potentiel sur la plus grande surface possible de silicium afin de diminuer le champ électrique à la périphérie. Les passivations utilisées pour ce type de technologies sont généralement des films minces. L'oxyde de silicium ( $\text{SiO}_2$ ) thermique est le plus souvent rencontré grâce à une interface Si /  $\text{SiO}_2$  excellente, sous réserve que les états d'interface soient bien maîtrisés. Les autres oxydes déposée par CVD (*Chemical Vapor Deposition*) [13, 14], tels que l'USG (de l'anglais *Undoped Silicate Glass*), le PSG (de l'anglais *Phosphorus-doped Silicate Glass*) ou le TEOS (de l'anglais *TetraEthyl Ortho Silicate*), ainsi que le nitrure de silicium ( $\text{Si}_x\text{N}_y$ ), le SIPOS (de l'anglais *Semi-Insulating POLycrystalline Silicon*) [15], ou encore les passivations organiques de type Polyimide [16], sont également couramment employés.

Pour les jonctions pleine-plaque, des terminaisons de type « Méssa » sont généralement utilisées. En façonnant les flancs de puce par des moyens mécaniques (biseau) ou chimiques (sillon), l'intensité de la composante tangentielle du champ électrique en surface peut être réduite. Ce type de procédé doit être suivi par un dépôt de couches de passivation épaisses. Les verres, surtout le verre au plomb, sont généralement employés [13]. On peut aussi le compléter par des couches passives mentionnées ci-dessus dans le but de renforcer davantage la stabilité de performances [17].

L'ensemble de techniques citées ci-dessus sont résumées schématiquement dans la Figure I.13. Ces diverses terminaisons de jonction, plus ou moins complexes, permettent d'approcher la tenue en tension théorique. Cependant, elles ne sont pas toutes adaptées à la fabrication des TRIACs. Le choix d'une technique adéquate fait appel à deux critères principaux.

Le premier critère est le coût de fabrication. Aujourd'hui, les TRIACs restent cantonnés aux petites puissances essentiellement pour des applications grand public. Les contraintes de coût sont prépondérantes. Les stratégies de fabrication doivent alors être conçues dans cet esprit. Certaines terminaisons de jonction impliquent des tailles de puce importantes. L'emploi de ces techniques diminue la densité d'intégration de puces sur une même plaquette. En outre, tous les facteurs liés au rendement de production doivent être prises en compte, tels que la complexité de conception et de réalisation, etc.



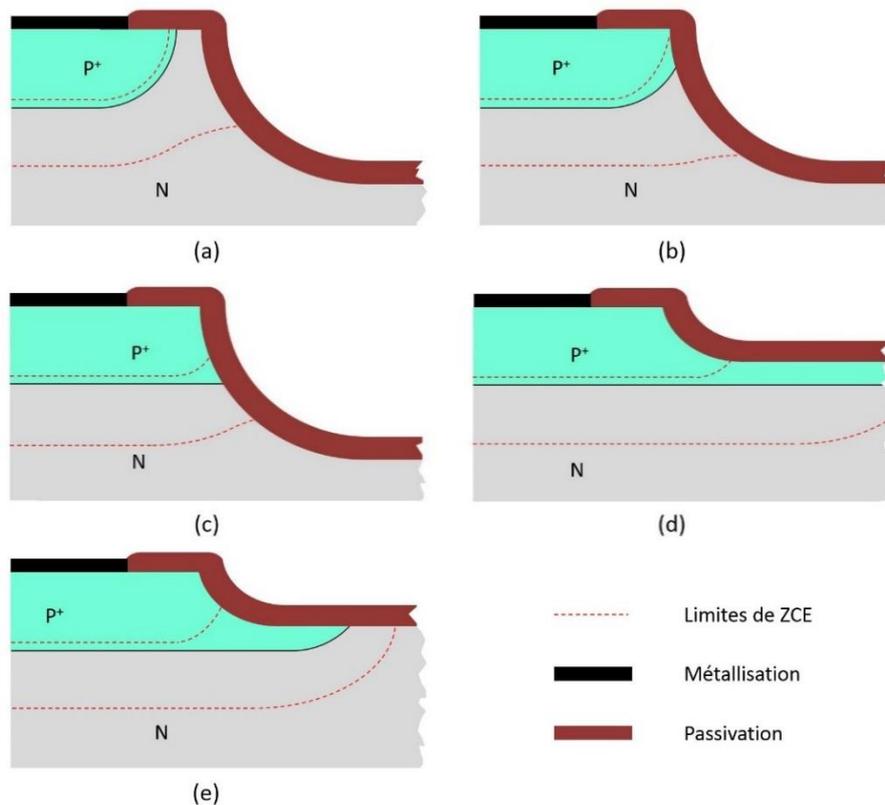
**Figure I.13 Diverses terminaisons de jonction : (a) biseau, (b) sillon, (c) anneau flottant, (d) extension de jonction implantée, (e) plaque de champ, (f) plaque de champ résistive, (g) RESURF, (h) jonction concave.**

Le deuxième critère est la performance du composant. En premier lieu, l'efficacité des différentes terminaisons de jonction n'est pas identique. Les tenues en tensions obtenues avec ces diverses techniques varient entre 60% et 100% de la tension théorique [18]. Deuxièmement, l'emploi d'une terminaison de jonction a aussi des effets indésirables. Par exemple, le courant de fuite peut devenir excessif dans le cas de JTE suite à la génération de courant surfacique [18]. Troisièmement, la stabilité des performances en fonction de la durée d'utilisation est aussi un point critique pour les fabricants de TRIAC. Enfin, il ne faut pas oublier que ce sont deux jonctions bloquantes opposées qui assurent la tenue en tension bidirectionnelle du TRIAC. En règle générale, une combinaison de deux terminaisons de jonction, l'une située sur la face avant et l'autre sur la face arrière, est nécessaire pour assurer des tensions de blocage plus ou moins équivalentes sous les deux polarisations. Généralement, on utilise une terminaison de jonction

sur une première face de façon à ne pas impacter celle située sur l'autre face. Mais cela ne s'applique pas au cas de jonction concave, car les deux faces de plaquette sont connectées physiquement par le caisson dopé P traversant. Cette dernière configuration sera détaillée plus loin.

En conclusion, le compromis coût / performance conditionne le choix d'une terminaison de jonction. Les paragraphes suivants présentent les terminaisons de jonctions qui sont admissibles lors de la fabrication des TRIACs, c'est-à-dire la terminaison en sillon rempli, l'anneau de garde flottant, l'extension de jonction implantée, la plaque de champ et la jonction concave.

### I.3.4.1 Terminaison en sillon rempli



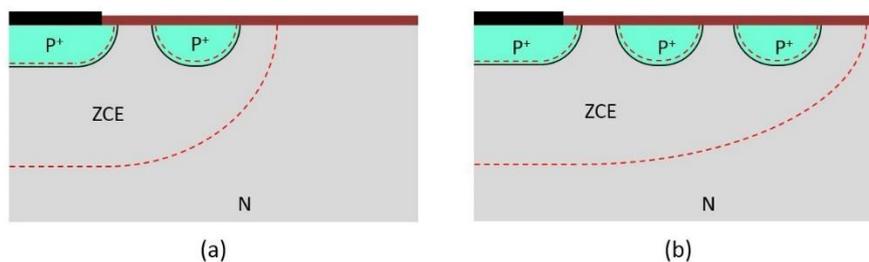
**Figure I.14 Diverses terminaisons en sillon : positive ((a) et (b)), négative ((c), (d) et (e)).**

La terminaison en sillon rempli est une des plus anciennes techniques développées pour la fabrication des composants de basse puissance (surface de puce jusqu'à quelques  $\text{cm}^2$ ) [7]. L'utilisation de cette technique est encore très répandue aujourd'hui pour des raisons économiques. Il suffit de créer des sillons autour des puces par gravure humide, puis de les remplir par des couches protectrices épaisses. Les chemins de découpe sont réalisés à travers les sillons passivés. Théoriquement, cette technique convient à la jonction pleine-plaque et aussi à la jonction réalisée par diffusion masquée telles qu'illustrées sur la Figure I.14.

Selon si la majorité de silicium est gravé du côté N ou du côté P<sup>+</sup>, on distingue deux versions de terminaison en sillon : positive (Figure I.14 (a) et (b)) ou négative (Figure I.14 (c), (d) et (e)). Dans les deux cas, le profil de gravure influe sur l'étendue de la zone de déplétion au voisinage de la surface. Pour une terminaison en sillon dite positive, du fait que la majorité de silicium est retiré du côté moins dopé (côté N sur la Figure I.14), la ZCE côté N s'élargit vers la surface pour respecter la neutralité électrique dans le matériau. Il en résulte une réduction de l'intensité du champ électrique. Au contraire, si c'est une terminaison en sillon dite négative, il y a rétrécissement de la ZCE du côté le moins dopé, ce qui est défavorable. Néanmoins, pour une jonction profonde, c'est le cas typique d'un composant de puissance, l'élargissement de la charge d'espace du côté le plus dopé peut compenser cet effet défavorable et conduire à une réduction de champ en surface. Cependant, il subsiste sous la surface une zone où le champ électrique est plus élevé que partout ailleurs. Ces terminaisons en sillon permettent d'atteindre de 80 % (négative) à 90% (positive) de la tension de claquage idéale [7]. Dans tous les cas, le résultat dépend étroitement de la profondeur du sillon et la qualité de passivation.

#### I.3.4.2 Anneau de garde flottant

Pour optimiser la tenue en tension d'une jonction localisée, une méthode délicate est d'utiliser la terminaison à anneaux de garde flottants. Une ou plusieurs jonctions annulaires concentriques sont diffusées en même temps que la jonction principale telles qu'illustrée sur la Figure I.15. Cela permet de rallonger la courbure de ZCE, ce qui a pour effet de retarder le claquage. La mise en œuvre de cette technique n'impose aucune étape de fabrication supplémentaire, mais simplement des fenêtres additionnelles lors du design du masque. Elle est donc moins couteuse de ce point de vue.



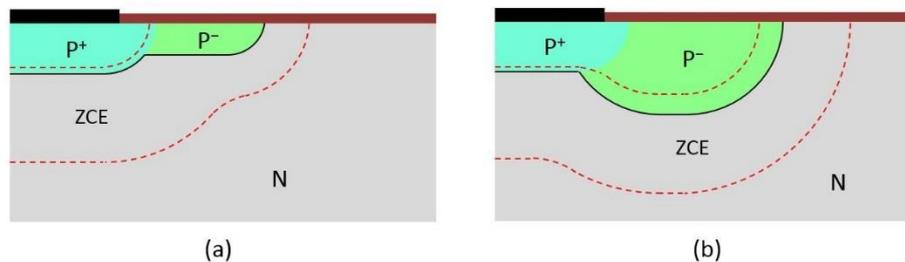
**Figure I.15 Anneau de garde flottant. (a) Un anneau. (b) Deux anneaux.**

Cette technique est utilisée pour des dispositifs de moyenne tension (jusqu'à 1000 V) et permet d'atteindre de 80 % de la tenue en tension théorique [11, 18], à condition que les anneaux soient correctement placés et les charges d'interface Si / diélectrique soient bien maîtrisées. Pour les

dispositifs de haute tension, le nombre important d'anneaux requis complexifie l'optimisation du design et consomme une surface de silicium très importante.

### I.3.4.3 Extension de jonction implantée (JTE)

Le principe de la technique JTE consiste à créer une extension de la jonction principale par implantation ionique. Cette région  $P^-$  peut être plus ou moins profonde, mais surtout doit être peu dopée par rapport à la jonction principale. Sous polarisation inverse, la région  $P^-$  supporte une partie de la tension inverse. La forme de la charge d'espace et la répartition du champ électrique sont modifiées en périphérie pour reculer le seuil de claquage.

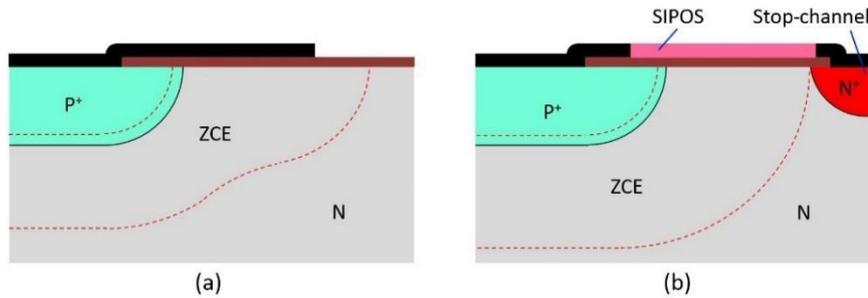


**Figure I.16 Extension de jonction implantée (JTE) : (a) JTE, (b) JTE avec recuit de diffusion.**

Trois paramètres principaux agissent sur l'efficacité de cette technique : la dose et la largeur de la région  $P^-$ , ainsi que les charges d'interface. La tenue en tension peut être améliorée jusqu'à 95% de la tension de claquage théorique, sous réserve que tous ces trois paramètres soient bien optimisés [18]. De plus, cette technique consomme moins de surface, seulement 30 % de la surface par rapport à la terminaison des anneaux flottants d'après la référence [19]. Elle nécessite cependant un niveau de masquage supplémentaire, ce qui a un impact négatif sur le coût.

### I.3.4.4 Plaque de champ

La plaque de champ est la technique la plus simple. Il s'agit d'un prolongement de métallisation sur une couche d'oxyde tel qu'illustré sur la Figure I.17 (a). La capacité MOS (métal-oxyde-semiconducteur) ainsi formée peut induire des charges du côté silicium sous polarisation inverse. Cela prolonge la ZCE jusqu'au bout de la plaque de champ. On détend ainsi les lignes de champ au niveau de la jonction et de fait on réduit l'intensité de champ électrique en périphérie.



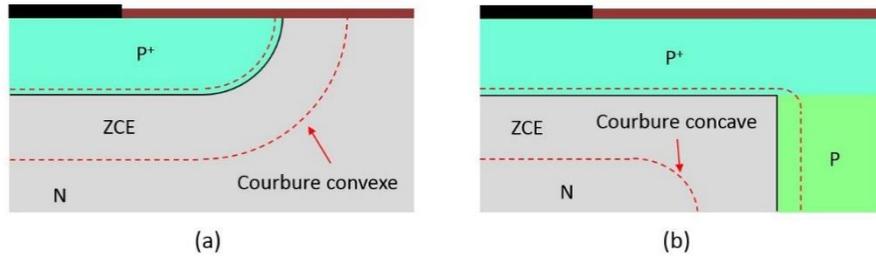
**Figure I.17** Plaque de champ. (a) Plaque de champ normale. (b) Plaque de champ avec SIPOS.

L'efficacité de cette technique est essentiellement influencée par l'épaisseur de l'oxyde et la longueur de la plaque. L'épaisseur idéale de l'oxyde devrait en fait être croissante du bord de la jonction vers la fin de la plaque, ce qui est très complexe lors de la mise en pratique. La longueur de plaque doit être suffisante pour agir sur la répartition des équipotentielles sans déplacer le point de claquage de façon défavorable (i.e. sous la plaque de champ). Typiquement, la plaque de champ permet d'obtenir de 60% à 80% de la tension de claquage théorique [7].

En utilisant une couche de matériau de forte résistivité, tel que le SIPOS, une amélioration des performances a été montrée (cf. Figure I.17 (b)) [20]. Cette plaque de champ résistive agit fondamentalement comme la précédente. La couche du SIPOS est en fait semi-isolante. Un courant faible peut donc circuler entre les électrodes, ce qui impose une linéarisation du potentiel depuis la plaque vers le stop-channel tel qu'illustré par la Figure I.17 (b). Cette technique permet d'obtenir 85% de la tenue en tension théorique [18]. Elle nécessite cependant un masque supplémentaire et une technologie de dépôt SIPOS complexe.

#### I.3.4.5 Jonction concave

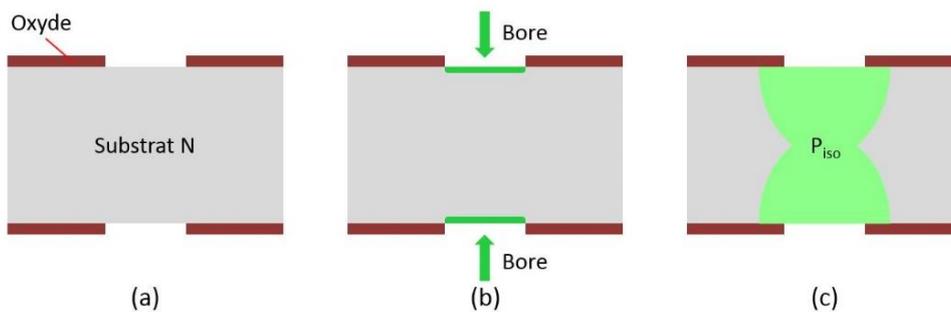
Comme évoqué précédemment, la courbure convexe de la ZCE (cf. Figure I.18 (a)) est l'origine du claquage localisé prématuré. Une solution fondamentale est de transformer la courbure convexe en une courbure concave à l'aide d'un caisson dopé P traversant [21, 22] (cf. Figure I.18 (b)). Les lignes de champ sont alors dirigées vers la face opposée. Cela permet d'obtenir 100% de la tension de claquage théorique. La terminaison à jonction concave est donc attractive. L'enjeu est de réaliser une jonction localisée de type P qui traverse entièrement le substrat, c'est-à-dire un caisson d'isolation ( $P_{iso}$ ).



**Figure I.18 Courbures de la ZCE côté N : (a) courbure convexe et (b) courbure concave.**

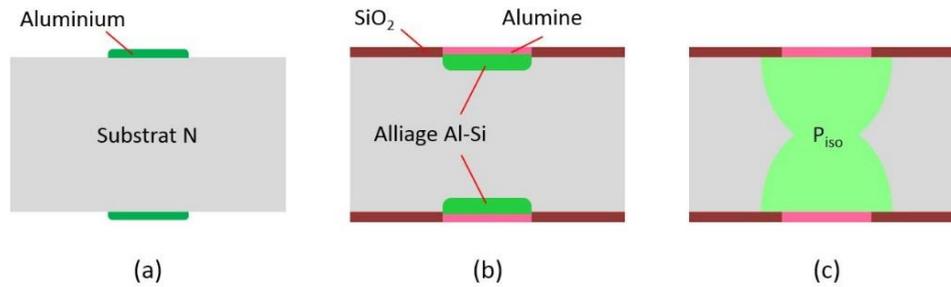
Plusieurs techniques ont été envisagées pour sa mise en œuvre, telles que diffusion de bore / aluminium à l'état solide [21, 23], diffusion dans le silicium poreux [24, 25], diffusion à partir de tranchées [26], thermomigration d'aluminium [23, 27], etc. Ici, nous nous intéresserons particulièrement aux deux techniques les plus largement utilisées dans l'industrie.

La première technique, pratiquée actuellement chez STMicroelectronics à Tours, consiste à réaliser un caisson dopé bore par implantation ionique suivie d'un recuit de diffusion. Après l'oxydation initiale, deux ouvertures sont pratiquées sur les deux faces opposées de la plaquette pour délimiter la position initiale du  $P_{iso}$ . Les impuretés de bore sont ensuite introduites localement par implantation ionique avec une énergie de l'ordre de 100 keV et une dose de l'ordre de  $5 \cdot 10^{15}$  at/cm<sup>2</sup>. Le coefficient de diffusion du bore dans le silicium étant très faible, l'étape de recuit nécessite une très haute température (environ 1280 °C) et une durée typique de 200 h pour que les deux diffusions de part et d'autre de la plaquette puissent se rejoindre à mi-épaisseur d'une plaquette de l'ordre de 200  $\mu$ m.



**Figure I.19 Réalisation de caisson traversant par implantation / recuit du bore. (a) Ouverture de l'oxyde. (b) Implantation ionique. (c) Recuit de diffusion.**

L'avantage de cette technique est le contrôle précis du dopage de façon reproductible grâce à l'implantation ionique. En ajustant la dose et la durée de recuit, on obtient une grande flexibilité technologique vis-à-vis des plaquettes ayant différentes épaisseurs. Cette technique possède cependant plusieurs inconvénients comme un bilan thermique lourd, une diffusion latérale importante, ou encore une chute de la durée de vie des porteurs minoritaires [23].



**Figure I.20 Réalisation de caisson traversant par évaporation / recuit de l'aluminium. (a) Dépôt et photolithographie d'Al. (b) 1<sup>er</sup> recuit formant l'alliage Al-Si. (c) 2<sup>e</sup> recuit de diffusion.**

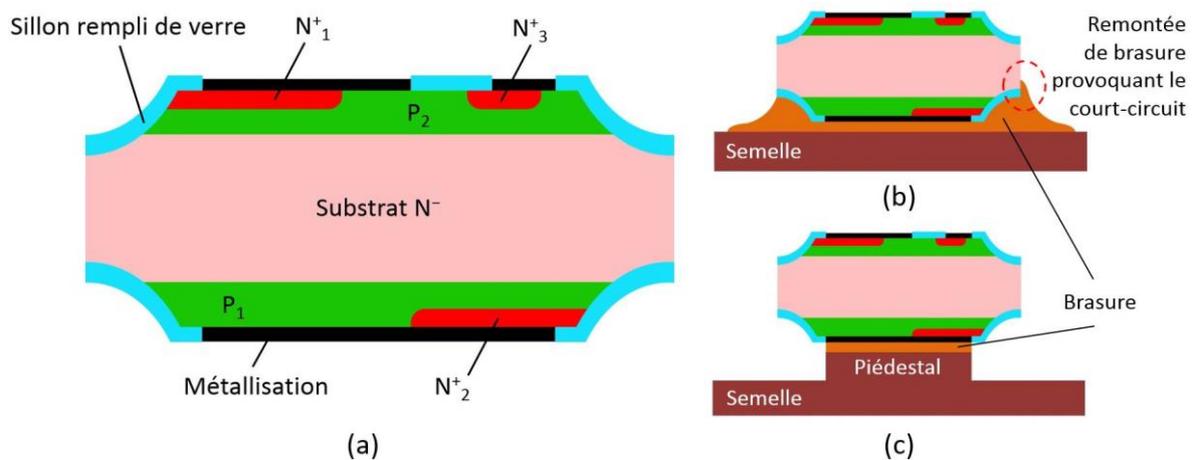
Le principe de la deuxième technique est similaire à la précédente. Il s'agit également d'une diffusion à l'état solide. Cette fois-ci, le bore est remplacé par l'aluminium, un dopant de type P qui diffuse environ dix fois plus vite que ce premier [28]. Il est à noter que l'implantation d'Al ne peut pas être utilisée à cause d'une sévère perte de dose pendant le recuit (supérieure à 90% de la dose initiale) [29]. L'aluminium est déposé directement sur les deux faces de plaquette par l'évaporation suivie d'une photolithographie double-face pour créer des motifs initiaux. Le traitement thermique par la suite se divise généralement en deux étapes [30-33] : la première à température relativement basse pour former un alliage solide Al / Si à la surface qui servira de source de diffusion, l'autre à haute température pour la diffusion du caisson. Une atmosphère oxydante est nécessaire au cours du recuit afin d'éviter l'exodiffusion d'Al qui pourrait polluer le silicium en dehors des motifs.

Ce procédé fonctionne chez plusieurs fabricants de TRIACs. Il permet d'avoir une réduction de la durée de recuit de l'ordre de huit par rapport à celle de la diffusion de bore. C'est donc son avantage principal. On perd cependant les avantages apportés par l'implantation ionique, comme le contrôle précis de la dose. Les principaux inconvénients comprennent la consommation latérale de silicium importante ou le retrait de résidu aluminé difficile après la diffusion.

### I.3.5 Différentes stratégies de fabrication – état de l'art sur les TRIACs commerciaux

Après avoir revu l'architecture principale du TRIAC ainsi que les diverses techniques de terminaisons de jonctions possibles, nous pouvons dès maintenant discuter la structure complète d'un TRIAC réel. Comme nous avons l'évoqué précédemment, elle nécessite généralement deux terminaisons de jonctions pour assurer des tenues en tensions directe et

inverse plus ou moins équivalentes. Toutes les combinaisons de terminaisons sont alors envisageables. On rappelle que le coût de fabrication joue toujours un rôle déterminant lors de la conception d'un TRIAC. L'emploi d'une jonction diffusée pleine-plaque est alors préférable, puisqu'elle permet de s'affranchir d'un niveau de masquage. Dans ce contexte, deux terminaisons compatibles avec ce type de jonction, c'est-à-dire le sillon et la jonction concave, sont particulièrement intéressante. En tenant compte également d'autres compromis coût / performance, nous aboutissons aux trois grandes familles de TRIACs aujourd'hui sur le marché : « Double MESA », « Top Glass » et « Planar ».



**Figure I.21 TRIAC « Double MESA ». (a) Structure du TRIAC « Double MESA ». (b) Assemblage à semelle plat. (c) Assemblage à piédestal.**

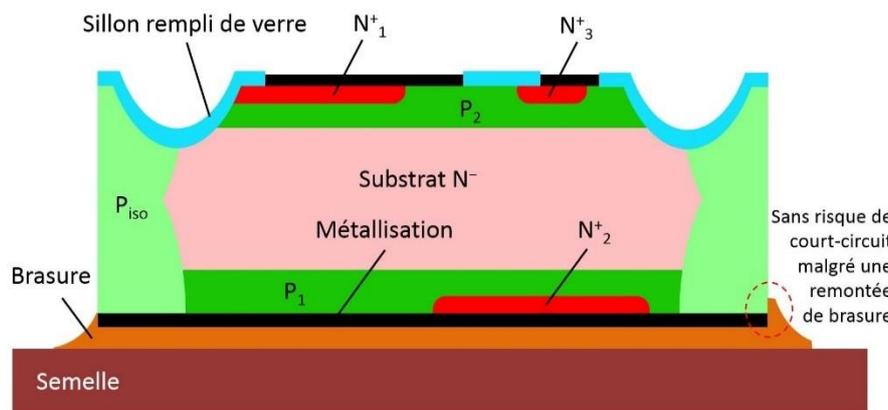
La première technologie dite « Double MESA » (cf. Figure I.21 (a)) consiste à utiliser deux sillons profonds remplis de verre sur les deux faces de la puce comme terminaison des deux jonctions diffusées pleine-plaque. Cette structure classique ne demande aucune étape de diffusion supplémentaire et le nombre de masque est réduit au minimum. Le faible coût de fabrication des puces est donc son point fort. Cette technologie présente cependant un certain nombre de limitations.

Les premières concernent son revêtement de passivation, i.e. le verre au plomb. Le verre possède en effet un coefficient de dilation thermique différent du silicium. Des variations de température peuvent engendrer des contraintes thermomécaniques à l'interface Si / verre dégradant ainsi la robustesse du composant. Un autre souci majeur est le courant de fuite élevé. Le verre au plomb a tendance à générer des charges négatives à l'interface Si / verre ; ce qui contrebalancent l'effet indésirable du sillon « négatif » en élargissant la ZCE en surface. Ce phénomène favorise la tenue en tension. Néanmoins, il provoque une génération / recombinaison de porteurs supplémentaire en surface du silicium et contribue au courant de

fuite. Des dispositions particulières sont alors parfois nécessaires pour améliorer la dissipation thermique du TRIAC à l'état bloqué.

Les autres inconvénients sont liés à l'assemblage. Au cours de cette deuxième phase de fabrication, la puce est montée dans un boîtier en soudant l'électrode inférieure sur une palette métallique (cf. Figure I.21 (b)). Une remontée de brasure sur les bords peut entraîner un court-circuit entre la zone  $N^-$  et la semelle. L'assemblage à piédestal (cf. Figure I.21 (c)) offre une solution intéressante. Néanmoins, cette technique d'assemblage complexe est plus coûteuse annihilant ainsi l'avantage du faible coût apporté par la première phase de fabrication.

La deuxième technologie dite « Top Glass » permet de s'affranchir des problèmes d'assemblage. L'absence de sillon en face arrière facilite la mise en boîtier de puce en évitant le risque de court-circuit malgré la remontée de brasure (cf. Figure I.22).

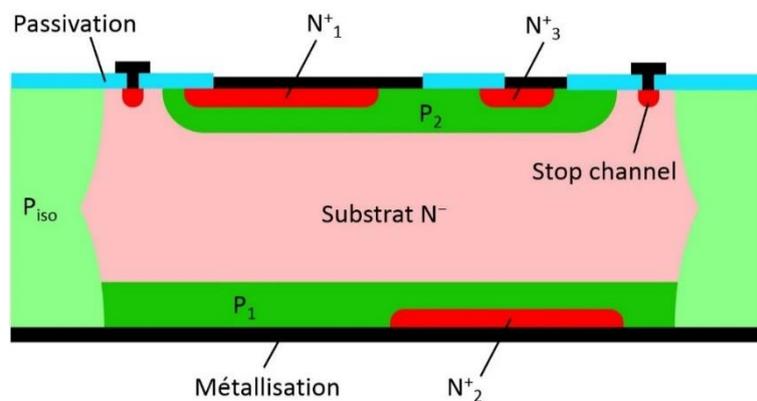


**Figure I.22 TRIAC « Top Glass » avec son assemblage.**

La tenue en tension de la jonction inférieure est assurée cette fois-ci par une terminaison à jonction concave. On remarque que le caisson traversant connecte physiquement les deux faces opposées de la plaquette. Cela nécessite donc une disposition en face avant capable de non seulement assurer la tenue en tension de la jonction supérieure, mais aussi d'isoler électriquement cette jonction avec le  $P_{iso}$ . La terminaison en sillon remplie de verre satisfait à ces deux demandes. L'emploi de verre comme passivation du silicium engendre cependant des courants de fuites proches de la technologie « Double MESA ». Un autre inconvénient du « Top Glass » est la déformation de plaquette provoquée par sa structure dissymétrique. En effet, les contraintes mécaniques dues à la présence du sillon en face avant ne sont pas compensées en face arrière.

Dans le but de supprimer les problématiques liées au sillon, la dernière technologie dite « Planar » a été introduite (cf. Figure I.23). La base supérieure est obtenue par une diffusion

localisée. Autour de la jonction supérieure principale, les diverses techniques de terminaison « Planar », telles que l'anneau de garde flottant, la plaque de champ ou l'extension de jonction implantée, sont utilisées selon la tenue en tension souhaitée. Il est important de noter que, lorsque la jonction supérieure est polarisée en inverse, les charges d'espace se développent verticalement dans le volume mais aussi latéralement en surface. Si la ZCE de la jonction supérieure rejoint le  $P_{iso}$ , le phénomène de perçage a lieu. Pour éviter cette mise en conduction indésirable, on dispose souvent un « stop-channel » encadrant la base supérieure. Les lignes équipotentielles sont alors bloquées au niveau de ce stop-channel et n'atteignent pas le  $P_{iso}$ . Le stop-channel permet aussi et surtout d'empêcher la circulation d'un courant de fuite issu de la présence de charges fixes et/ou d'états d'interface entre silicium et passivation, favorisant ainsi le blocage du TRIAC.



**Figure I.23 Structure schématique d'un TRIAC « Planar ».**

Ces divers éléments en face avant impliquent un élargissement de la région périphérique, ce qui impacte négativement la densité d'intégration des puces sur une même plaquette. Compte tenu de nombre de masques requis (la base supérieure nécessite une diffusion à travers un masque), la technologie « Planar » est la plus couteuse comparée à ses homologues.

## I.4 Proposition d'alternatives innovantes basées sur la technologie « Planar »

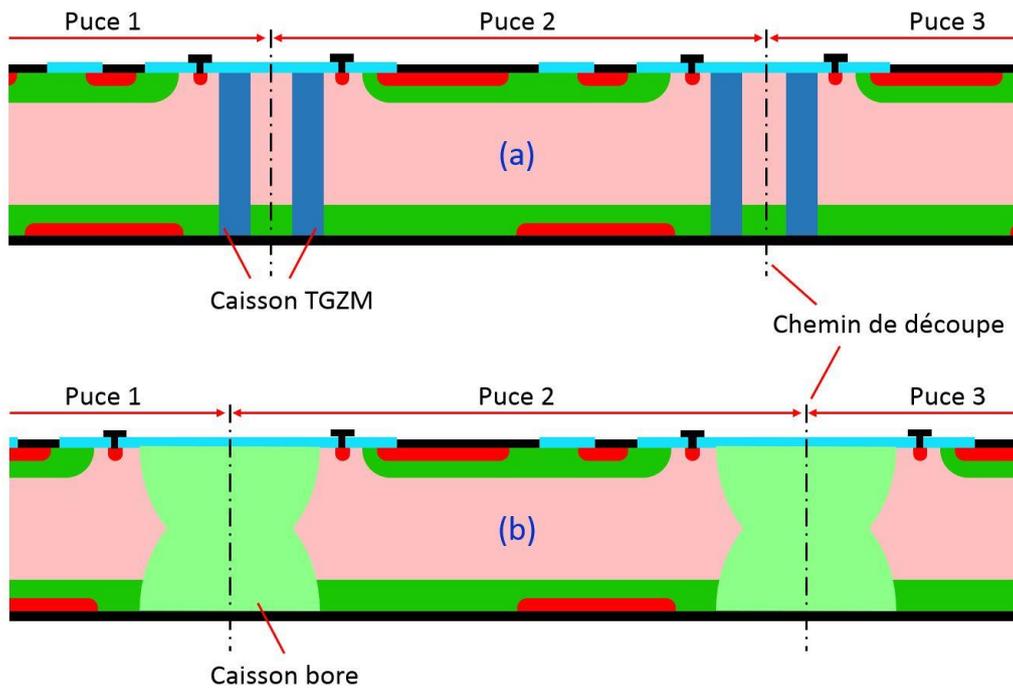
Comme présenté dans le paragraphe précédent, la technologie « Planar » permet de fabriquer des TRIACs plus performants en blocage et plus fiables (absence de l'interface Si / verre) par rapport aux technologies « Double MESA » et « Top Glass ». Son inconvénient majeur est son coût plus élevé. Une stratégie d'optimisation consisterait à réduire le dimensionnement de la région périphérique pour gagner en densité d'intégration.

Depuis quelques années, le laboratoire GREMAN et l'entreprise STMicroelectronics sont intéressés par deux techniques innovantes : l'une concerne la réalisation de caissons d'isolation par TGZM, l'autre concerne l'intégration du PS dans le caisson. A priori, l'emploi de ces deux techniques pourrait permettre de réduire efficacement la taille de puce.

### I.4.1 Réalisation de caisson d'isolation par TGZM

Le caisson d'isolation occupe une part notable de la périphérie du TRIAC « Planar ». Il est obtenu par implantation / diffusion de bore ou dépôt / diffusion d'aluminium. Ces deux diffusions à l'état solide sont de nature isotropique. La diffusion latérale est donc de même ordre de grandeur que la diffusion verticale (avec un rapport d'environ 0.85) [23].

En marge de ces diffusions conventionnelles, le caisson traversant peut être réalisé par thermomigration d'aluminium en phase liquide (appelé aussi TGZM pour l'anglais *Temperature Gradient Zone Melting*). Cette technique nécessite un dépôt d'aluminium, mis en forme par une étape de lithographie suivie d'un recuit dans un four spécifique. Ce dernier permet de créer un gradient de température vertical à l'intérieur même de la plaquette. L'alliage liquide Al-Si se forme lors de la montée en température et migre au travers de toute l'épaisseur de la plaquette sous l'effet du gradient de température. Le sillage laissé par l'alliage est une solution solide de silicium saturée en aluminium créant ainsi un chemin dopé de type P<sup>+</sup>. La nature anisotropique de cette nouvelle technique de dopage permet de réduire considérablement la largeur du P<sub>iso</sub> telle qu'illustrée sur la Figure I.24.



**Figure I.24 Comparaison schématique de la taille des puces fabriqués par les différentes technologies « Planar » à caisson : (a) caisson TGZM, (b) caisson bore.**

En plus de la finesse du pilier  $P^+$ , un autre avantage majeur de cette technique est la réduction du bilan thermique (seulement quelques minutes à environ 1300 °C contre 200 h à 1280 °C pour le caisson bore) et donc du coût de réalisation du caisson. L'étude de ce procédé se justifie donc pleinement dans le cadre de la réduction du coût du TRIAC « Planar ».

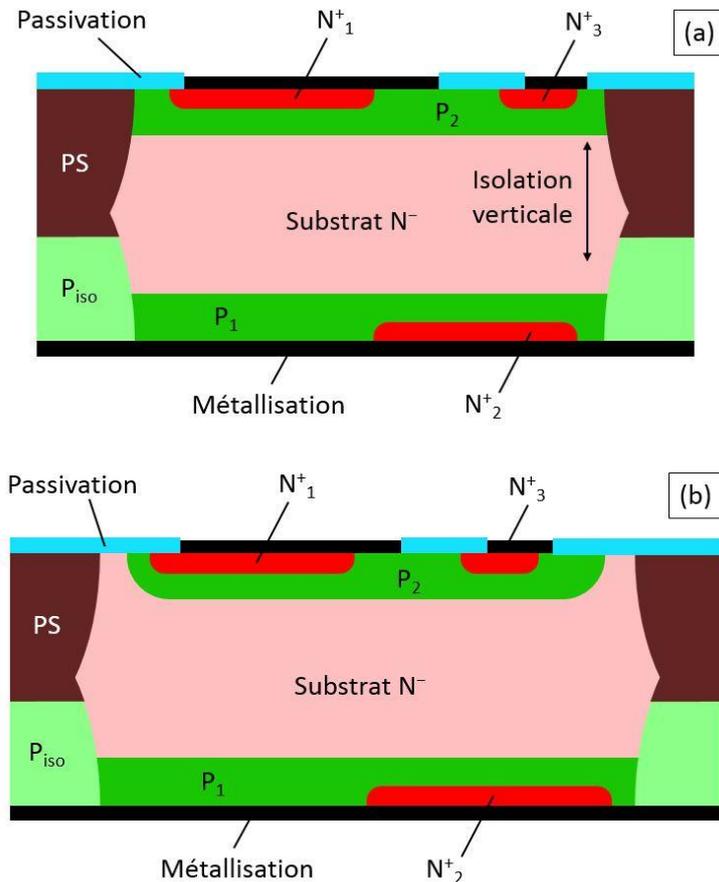
L'intérêt et la faisabilité de la technique TGZM ont été démontrés durant la thèse de B. Morillon [23]. A ce jour, elle possède cependant encore plusieurs verrous technologiques empêchant son industrialisation, tels que la formation de billes aux intersections de motifs ou le retrait de résidus aluminés post-TGZM. Dans le cadre de cette présente étude, nous allons tenter de proposer quelques solutions pour répondre à ces problématiques.

#### I.4.2 Intégration du silicium poreux dans le caisson d'isolation

La deuxième stratégie concerne une nouvelle conception de périphérie TRIAC à base du PS. On conserverait à priori le  $P_{iso}$  conventionnel pour profiter de sa maturité. Notons que, le caisson TGZM pourrait également être utilisable dans cette nouvelle structure, sous réserve que le procédé soit bien optimisé.

Comme nous l'avons montré précédemment, les technologies à caisson nécessitent une isolation électrique latérale entre la base supérieure et le  $P_{iso}$ . Cette isolation électrique est assurée, soit par une séparation physique en créant une espace vide (sillon) entre la base et le

$P_{iso}$ , soit par une séparation électrique en utilisant une base localisée encadrée par un stop-channel. Ces deux dispositions exigent une distance suffisamment large, il en résulte donc une périphérie encombrante. En transformant la partie supérieure de  $P_{iso}$  en PS par gravure électrochimique, la séparation de la base et de  $P_{iso}$  peut être assurée verticalement grâce aux propriétés diélectriques du PS. Une réduction de la taille de puce semble alors accessible.



**Figure I.25 Illustration de la périphérie du TRIAC à base du PS. (a) Structure étudiée dans la référence [6]. (b) Structure optimale proposée par S. Ménard.**

Une étude préalable de l'intégration du PS dans le caisson bore (cf. Figure I.25 (a)) a été effectuée durant la thèse de S. Ménard [6, 34]. Malgré des premiers résultats de tenue au blocage insatisfaisants, ses travaux de recherche ont permis d'identifier les problématiques majeures, tel que la localisation du PS, ou la croissance latérale du PS dans la base, etc. Une optimisation (cf. Figure I.25 (b)) a été proposée à la fin de sa thèse permettant de renforcer l'isolation électrique obtenue par le  $P_{iso}$  à base de PS. Dans le cadre de cette présente étude, nous allons également contribuer à la mise au point de cette nouvelle structure.

## I.5 Conclusion

Ce premier chapitre a été l'occasion de donner le contexte global de ce mémoire. Le TRIAC, application finale de la présente étude, est considéré comme interrupteur de puissance idéal pour les applications de basse puissance raccordées au réseau alternatif. Ceci est principalement dû à ses caractéristiques bidirectionnelles en tension et courant.

D'un point de vue structurel, la tenue au blocage du TRIAC est assurée par la périphérie du composant où sont situées les diverses terminaisons de jonction et passivations. La conception d'une périphérie doit tenir compte du compromis coût / performance. Il en résulte aujourd'hui trois grandes familles de TRIAC sur le marché : « Double MESA », « Top Glass » et « Planar ». Un accent est mis sur la technologie « Planar » du fait de ses performances de blocage améliorées et de sa fiabilité. Son coût de fabrication plutôt élevé représente néanmoins son point faible.

Dans l'intention de réduire le coût unitaire du TRIAC « Planar », une stratégie évidente consiste à augmenter la densité d'intégration sans dégrader les performances. Nous avons tout d'abord proposé l'utilisation d'un caisson TGZM en vue de remplacer le caisson bore conventionnel. Le procédé TGZM permet de réduire considérablement le dimensionnement latéral du  $P_{iso}$  ainsi que le bilan thermique. Nous avons également évoqué l'intégration de PS dans le caisson d'isolation. En formant du PS dans le caisson, l'isolation verticale ainsi obtenue pourrait nous permettre de réduire la taille de puce.

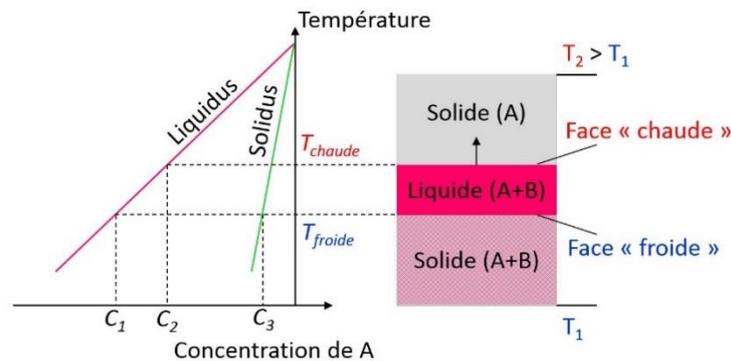
Ces deux techniques mentionnées ci-dessus ne sont pas encore matures à ce jour. Les deux prochains chapitres seront dédiés à présenter en détails les diverses problématiques associées, ainsi que les solutions amenées durant cette étude.

## Chapitre II

Etude de la thermomigration d'aluminium  
pour la réalisation de caisson d'isolation

## II.1 Introduction

La thermomigration est un phénomène de transfert de masse provoqué par l'effet de la température. L'inclusion liquide se déplace alors spontanément au travers d'un solide lorsqu'elle est soumise à un gradient de température.



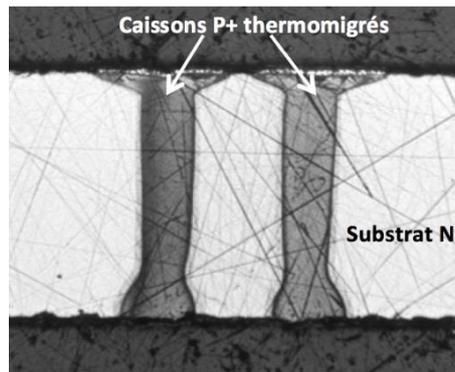
**Figure II.1 Mécanisme de la thermomigration.**

Considérons un système binaire AB, où B est un soluté qui abaisse la température de fusion du solvant A. Tel qu'illustré sur la Figure II.1, du fait de la présence d'un gradient de température vertical, les deux faces opposées (supérieure et inférieure) de la composition liquide (A+B) se trouvent à des températures et à des concentrations différentes. La face supérieure (i.e. face « chaude ») est en fait plus riche en A que la face inférieure (i.e. face « froide »). Ce gradient de concentration provoque un flux de diffusion du solvant A à partir de la face « chaude » vers la face « froide ». Par conséquent, le départ de A fait que la face supérieure est sous-saturée en A ; l'arrivée de A fait que la face inférieure est sursaturée en A. On a ainsi simultanément : un processus de dissolution à la face « chaude » du liquide et un phénomène de précipitation à la face « froide ». Par ce mécanisme, l'inclusion liquide migre vers la région la plus chaude. Notons que le solide rejeté derrière le liquide est une solution solide (concentration de A est  $C_3$ ).

La thermomigration d'aluminium en phase liquide dans le silicium est une application de ce mécanisme dans le domaine de semiconducteur. En faisant migrer une goutte de l'alliage Al/Si à travers le wafer, le silicium solidifié derrière la goutte est dopé de l'aluminium car l'aluminium est soluble dans le silicium solide (cf. Figure II.2).

Comme déjà évoqué dans le premier chapitre, la TGZM est considérée comme une technique attractive pour la réalisation de caisson d'isolation. Depuis plusieurs années, des travaux de

recherche ont été effectuées au sein du GREMAN et STMicroelectronics. Les résultats ainsi obtenus sont prometteurs. A ce jour, le transfert de technique, du laboratoire vers la production industrielle, subit encore quelques points bloquants. Contribuer autant que possible à son industrialisation est un des objectifs de la présente étude. Dans le deuxième chapitre de ce mémoire, nous allons présenter les résultats obtenus dans le cadre de ce travail.



**Figure II.2 Exemple de caisson traversant réalisé par TGZM (selon [23]).**

Pour faciliter la compréhension, dans un premier temps, nous allons suivre un chemin de développement chronologique. Après les premiers travaux de Whitman [35] et Pfann [36], l'utilisation de la TGZM pour la réalisation de caisson d'isolation a été étudiée intensément dans les années 1970. Néanmoins, au début des années 1980, la recherche industrielle a malheureusement cessé. Aujourd'hui, pour reprendre une étude sur la TGZM ainsi que son application à caisson d'isolation, il est intéressant de connaître le début de son histoire ainsi que son développement ultérieur.

Dans les premiers paragraphes, nous allons décrire le principe physique et les caractéristiques principales de la thermomigration d'aluminium dans le silicium. Nous allons également faire une synthèse des points critiques du procédé, tels que la gestion des contraintes / défauts, la géométrie du caisson thermomigré, l'uniformité et la stabilité du procédé, l'intégrité de la surface du silicium et une contamination limitée. L'adaptation de la TGZM à la fabrication d'un composant de puissance nécessite de lever les derniers verrous technologiques, notamment le retrait de résidus aluminés post-TGZM et la génération de billes aux intersections de motif.

Les sous-chapitres suivants seront consacrés à la présentation des résultats obtenus durant la présente étude, notamment le retrait de résidus aluminés par gravure ainsi que quelques essais réalisés dans le but d'éviter la formation de billes.

Il est important de noter que le procédé TGZM nécessite un four spécifique pour créer un gradient de température vertical lors du traitement thermique. A cause d'une panne accidentelle

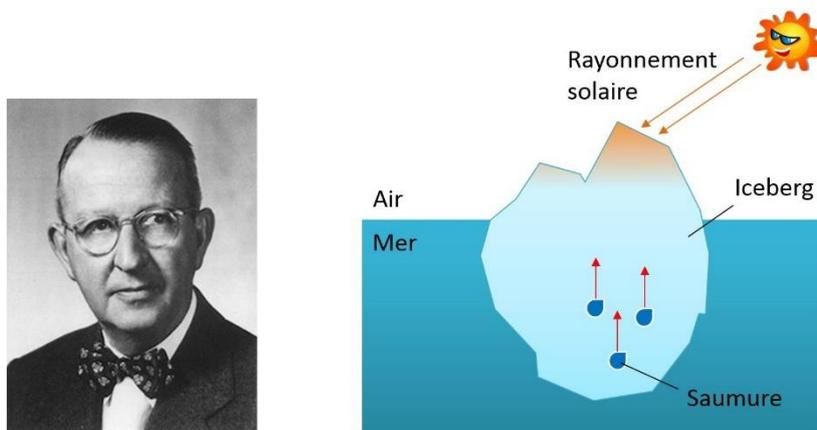
de cet équipement unique, nous n'avons pas pu poursuivre cette étude jusqu'à son terme. A la fin de ce chapitre, nous proposerons des perspectives pour des recherches ultérieures.

## II.2 Thermomigration d'aluminium dans le silicium

Inspirée par la nature, la TGZM a été essentiellement étudiée par l'industrie du semiconducteur. Les paragraphes suivants nous présentent l'historique, le principe physique ainsi que l'état de l'art du procédé TGZM.

### II.2.1 Historique de la TGZM et son application aux caissons d'isolation

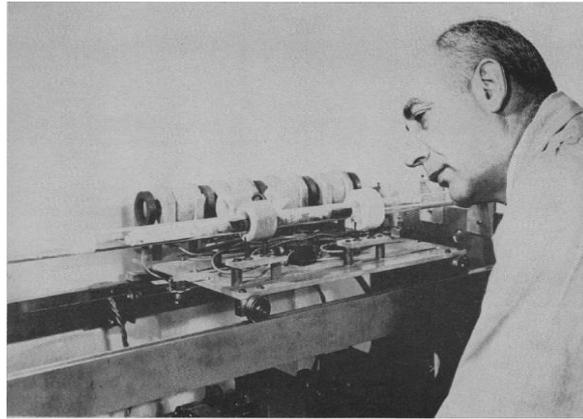
Initialement, le phénomène de thermomigration a été découvert par W. G. Whitman (cf. Figure II.3) en 1926 dans un contexte très éloigné du semiconducteur, l'auto-désalinisation de l'iceberg [35]. Le bloc de glace, lors de sa formation à partir de l'eau de mer, comprend en fait des gouttelettes de saumure piégées dans sa structure cristalline. Ces gouttelettes saturées en sel migrent en présence d'une non-uniformité de température, vers la région la plus chaude. Cette dernière est souvent la surface supérieure de l'iceberg due à un échauffement partiel par le rayonnement solaire. Au fur et à mesure de cette « exo-migration » de saumure, on observe alors une diminution de taux de sel à l'intérieure de l'iceberg.



**Figure II.3 W. G. Whitman (selon [37]) et illustration de l'auto-désalinisation de l'iceberg**

L'introduction de la thermomigration dans le monde semiconducteur a débuté en 1955 dans les laboratoires Bell. W. G. Pfann (cf. Figure II.4), connu aujourd'hui pour ses travaux exceptionnels de raffinage par zone fondue (i.e. *floating zone process*), a développé une technique plus approfondie de sa découverte précédente. Dans son article intitulé « *Temperature Gradient Zone Melting* » [36], il a décrit le mouvement d'une zone fondue (ex. l'alliage Al/Si liquide) à travers un cristal (ex. le silicium), à condition que l'ensemble du

système binaire précédent soit soumis à un gradient de température. Cet article révélateur ainsi que quelques publications de Pfann suivantes [38-40] tentait d'appliquer la TGZM à plusieurs processus, comme la croissance de semiconducteurs monocristallins, la fabrication de composants ayant des profils de dopage complexes, ou encore à une technique de soudage permettant de joindre deux morceaux de semiconducteur indépendants. Dès lors, l'intérêt de la TGZM dans le monde semiconducteur s'est développé sans arrêt jusqu'à nos jours.

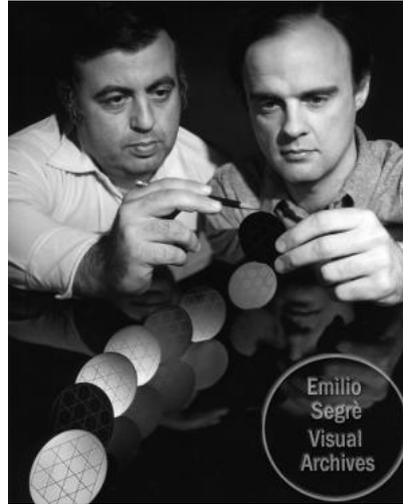


**Figure II.4 W. G. Pfann avec un appareil dédié au procédé « zone fondue » (selon [40]).**

Dans les années 1960, outre de nombreuses études fondamentales [41-50], les activités expérimentales menées sur la TGZM concernaient essentiellement la croissance des semiconducteurs composés binaires, tel que GaP [51, 52], SiC [53, 54], GaAs [55, 56] ou encore InSb [57]. L'intérêt de la TGZM comme technique de dopage déclina néanmoins en raison des progrès technologiques de diffusion à l'état solide [58, 59]. Il faut attendre les années 1970 afin que l'on reconsidère la TGZM pour la fabrication des composants à semiconducteur. Ceci est principalement issu des travaux remarquables amenés par T. R. Anthony et H. E. Cline (cf. Figure II.5) chez General Electric (GE).

En effet, après quelques années d'études préliminaires sur le système H<sub>2</sub>O/KCl [59-70], une compréhension approfondie du phénomène orienta Anthony et Cline vers le domaine semiconducteur. Ainsi, la thermomigration d'aluminium dans le silicium [27, 71-80] a été étudiée intensément afin de développer une alternative industrielle aux techniques de dopage conventionnelles.

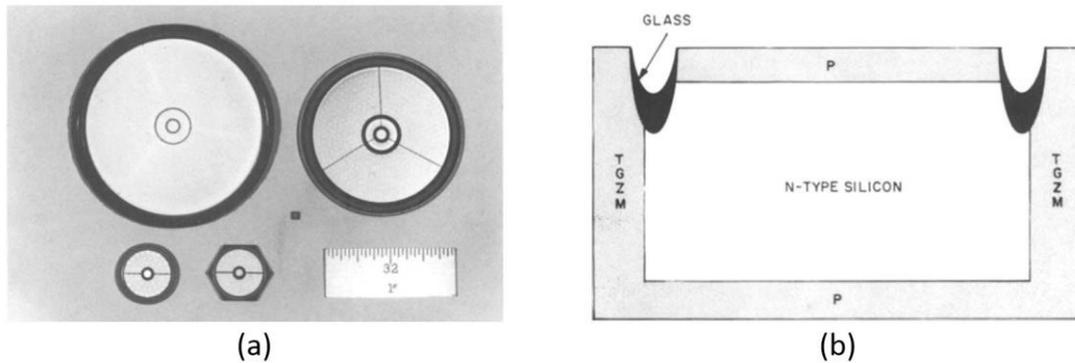
Dès 1973 à 1978, environ 100 brevets concernant le procédé TGZM ont été déposés sous les noms d'Anthony et Cline. Plusieurs applications mettant en œuvre une jonction profonde ont été envisagées. Ainsi, l'utilisation de la TGZM pour la réalisation de caissons d'isolation a été proposée la première fois en 1975 [81].



**Figure II.5 H. E. Cline (à gauche) et T. R. Anthony (à droite) avec des plaquettes de silicium thermomigrées (selon [82]).**

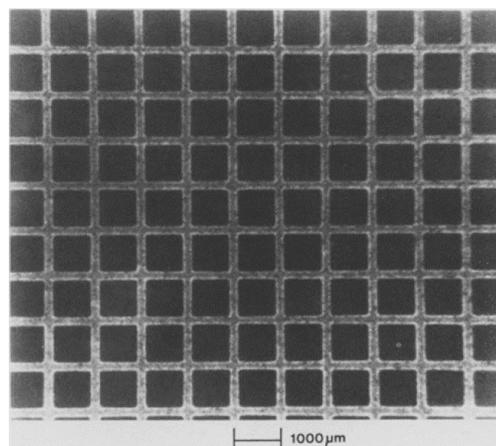
En parallèle de leurs nombreux dépôts de brevet, Anthony et Cline ont continué à approfondir leurs connaissances théoriques et aussi expérimentales sur le procédé TGZM appliqué au couple Al/Si. L'influence de la température de recuit, de l'orientation cristalline du wafer, du volume de zone fondue en migration, etc. ont été étudiés attentivement [73-76]. Plusieurs verrous technologiques critiques ont été levés, tel que la stabilité de la zone fondue en migration [74, 80], et la construction d'un équipement adapté à la création d'un gradient de température vertical [83, 84]. Enfin, ils ont réussi à faire migrer l'aluminium sous forme de lignes au lieu de gouttes discrètes.

Vers la fin des années 1970, la maturité technologique est arrivée à un niveau acceptable pour l'industrie. L'insertion du procédé TGZM dans plusieurs filières de thyristors « Top Glass » a été mise en pratique chez GE [85]. La Figure II.6 montre une photographie de divers calibres de thyristors fabriqués avec des caissons TGZM. Une illustration de la structure classique de ce type de composant est également présentée. Notons que, pour ces thyristors de fortes puissances (tenue en tension jusqu'à 2600 V) tels que présentés sur la Figure II.6, le nombre de composant est limitée à quelques-uns par wafer (2 pouces). Ainsi, à cette étape, la maîtrise industrielle du procédé ne permet que de faire migrer des simples motifs d'Al. La migration d'une grille subit encore plusieurs problèmes [86] empêchant une production massive, tels que la formation de billes à la face d'entrée, la scission ou l'arrêt de migration de la zone fondue, la déviation de la migration, l'uniformité d'émergence, etc.



**Figure II.6 Divers thyristors « Top Glass » à caissons TGZM (selon [85]). (a) Photographie de 4 thyristors fabriqués avec caisson TGZM. (b) Structure classique de ces thyristors.**

Au début des années 1980, après dix ans d'« âge d'or » chez GE, le développement de la TGZM s'est trouvé à un tournant historique. Après une décision administrative, GE a vendu sa division électronique. Cette opération commerciale s'est accompagnée d'un transfert de savoir-faire à AT&T. Dès lors, toutes les activités TGZM chez GE ont cessé. D'autre côté, il semble que la renaissance de la TGZM chez AT&T a eu lieu dans une période assez courte (probablement due à l'éclatement d'AT&T en 1982). Aujourd'hui, nous ne pouvons identifier qu'une seule publication [87] issue d'AT&T dans cette période. Dans celle-ci, AT&T a tenté d'adapter le procédé TGZM pour ses thyristor / TRIAC « Planar ». Notons que ce sont des composants de faible puissance. La taille de puce est de l'ordre de  $1 \times 1 \text{ mm}^2$ . Une migration d'aluminium sous forme de grille est alors nécessaire (cf. Figure II.7). Quelques problématiques associées, telle que la discontinuité du motif ou la déviation des caissons en périphérie du wafer, ont été identifiées et discutées.



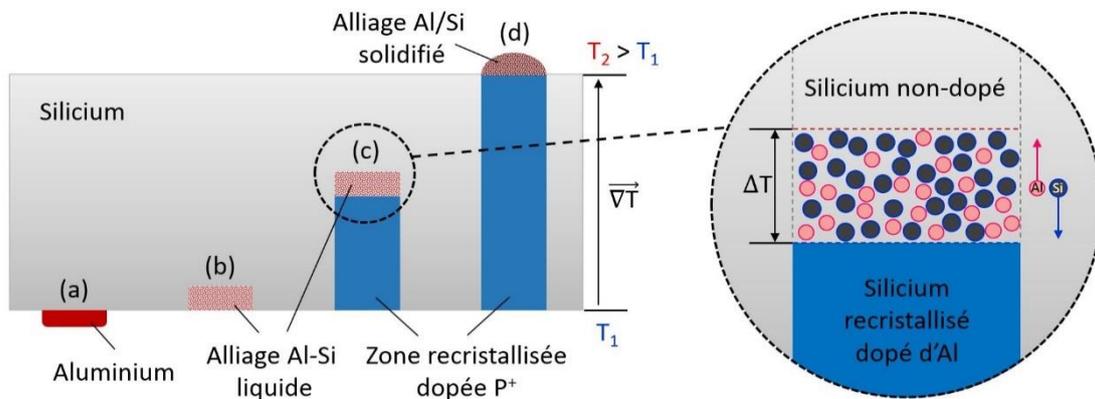
**Figure II.7 Thermomigration d'une grille de l'aluminium (vue de la face de sortie, photographie extraite de [87]).**

En dehors de cette publication unique issue d'AT&T, du début des années 1980 jusqu'à la fin des années 1990, la TGZM a été « oubliée » par l'industrie de l'électronique de puissance. Cependant, plusieurs applications consistant à réaliser des dopages localisés profonds ont été proposées dans d'autres domaines, comme les MEMS, le solaire, le via conducteur, la gravure de tranchée ultra-profonde, ou encore la fabrication de réseaux d'électrodes, etc. Les lecteurs peuvent se reporter aux références [88, 89] pour plus de détails.

A la fin des années 1990, après quelques études préalables au laboratoire LAAS [90, 91], STMicroelectronics a décidé d'utiliser la TGZM en vue de remplacer son procédé de diffusion de bore pour la réalisation de  $P_{iso}$ . Cela a donné naissance à une thèse CIFRE effectuée par B. Morillon [23]. L'intérêt et la faisabilité du procédé ont alors été démontrés. La présente étude s'inscrit dans le prolongement de cette thèse. L'objectif est de lever les derniers verrous empêchant l'industrialisation de la TGZM.

## II 2.2 Principe physique et caractéristique principale de la TGZM

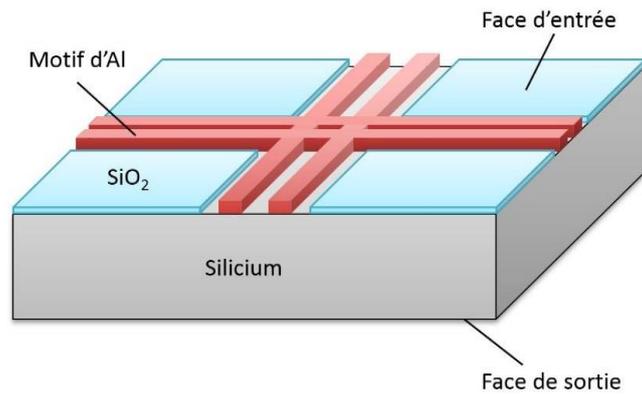
Comme illustré par la Figure II.8, le procédé TGZM se divise en 4 étapes principales. L'ensemble du processus implique plusieurs phénomènes physiques, notamment le transfert thermique et la migration sous l'effet d'un gradient thermique. Les paragraphes suivants nous présentent les principes physiques mis en jeu.



**Figure II.8 Principe de la thermomigration d'aluminium dans le silicium. (a) Dépôt d'Al en face d'entrée et mise en forme. (b) Formation de l'alliage liquide. (c) Migration de l'alliage dans le volume du wafer. (d) Emergence et solidification de l'alliage**

### Etape 1 : dépôt et mise en forme de l'aluminium.

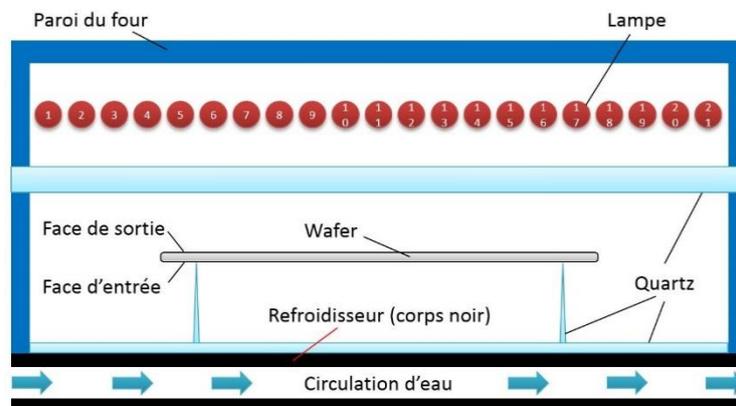
Après l'ouverture d'une couche de  $SiO_2$  formée préalablement, l'aluminium est déposé par évaporation, puis mise en forme dans les fenêtres d'oxyde (cf. Figure II.9).



**Figure II.9 Illustration du motif d'Al dans l'ouverture d'oxyde de champ.**

**Etape 2 (Initiation de la migration) : montée en température, établissement du gradient de température vertical et formation de l'alliage Al/Si liquide à la face d'entrée du wafer.**

La plaquette est placée horizontalement dans un four de recuit rapide (RTA pour *Rapid Thermal Annealing*). Notons que, ce four RTA (cf. Figure II.10) n'est pas classique et est spécifiquement dédié à la création d'un gradient de température vertical dans l'épaisseur du wafer. La face d'entrée du wafer est placée vers un refroidisseur tandis que la face de sortie est orientée vers une source de chaleur (lampes halogènes).



**Figure II.10 Illustration de la structure du four RTA dédié à la thermomigration.**

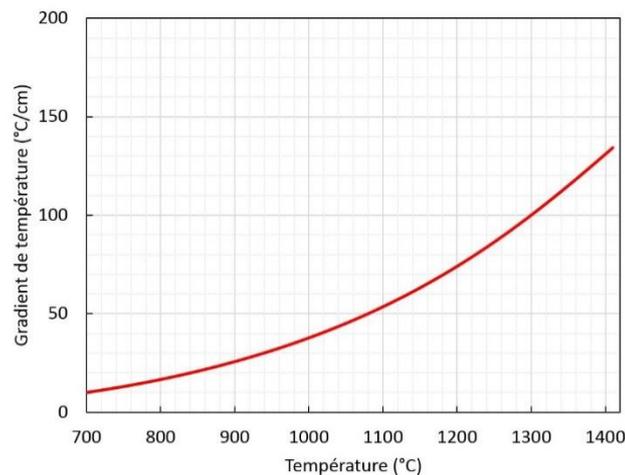
En allumant les lampes, l'énergie thermique est transmise de façon radiative par les rayonnements à la face supérieure du wafer. La majeure partie de cette énergie radiative est absorbée en surface du wafer puis transmise vers la face opposée par conduction thermique. En même temps, la face inférieure de la plaquette émet librement une quantité d'énergie radiative, qui est ensuite absorbée par le refroidisseur « corps noir ». Un gradient de température vertical est alors établi. La plaquette est chauffée jusqu'à une très haute température (typiquement 1300 °C). Le gradient de température vertical ne peut pas être contrôlé directement. Il dépend

cependant de la température du recuit. Ainsi, l'expression du gradient de température ( $G_S$ ) en fonction de la température ( $T$ ) s'écrit [79] :

$$G_S = \frac{\sigma_{SB} \varepsilon T^4}{K_{Si}} \quad \text{Equation II.1}$$

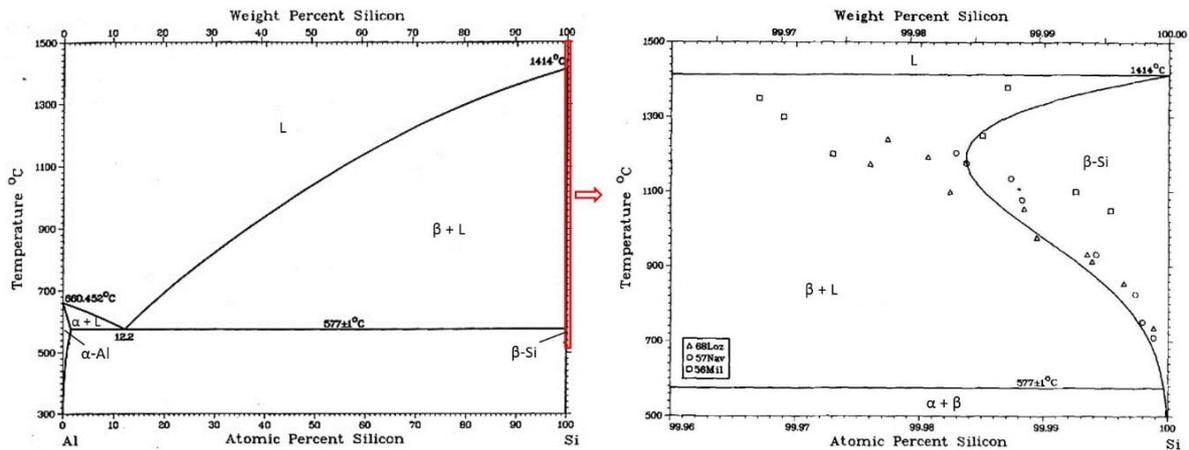
- $\sigma_{SB}$  la constante de Stefan-Boltzmann ( $5.62 \times 10^{-12} \text{ W cm}^{-2} \text{ K}^{-4}$ ),
- $\varepsilon$  l'émissivité du silicium (valeur sans dimension, égale approximativement à 0.7 pour  $T \geq 660 \text{ °C}$ ),
- $T$  la température de la face arrière du wafer en K,
- $K_{Si}$  la conductivité thermique du silicium à la température considérée (en  $\text{W cm}^{-1} \text{ K}^{-1}$ , cf. Annexe A1).

La variation de  $G_S$  en fonction de  $T$  est illustrée sur la Figure II.11. À  $1300 \text{ °C}$ , le gradient de température vertical est environ  $100 \text{ °C/cm}$ . Pour une plaquette de  $200 \text{ }\mu\text{m}$  d'épaisseur, l'écart de température entre les deux faces opposées du wafer est alors seulement d'environ  $2 \text{ °C}$ . Ce faible écart est cependant suffisant pour réaliser une migration rapide (cf. Etape 3).



**Figure II.11 Evolution du gradient de température en fonction de la température.**

L'alliage Al/Si liquide se forme à la face d'entrée du wafer dès que la température atteint le point eutectique ( $577 \text{ °C}$ , cf. Figure II.12). Au fur et à mesure que la température s'élève, le silicium se dissout dans l'alliage liquide pour se rapprocher de l'équilibre thermodynamique. La migration est alors initiée.



**Figure II.12** Diagramme de phase du système Al/Si [92]. Le solidus du silicium est montré dans la partie droite de cette figure.

**Etape 3 : migration de l’alliage liquide sous l’effet de gradient de température dans le volume du wafer.**

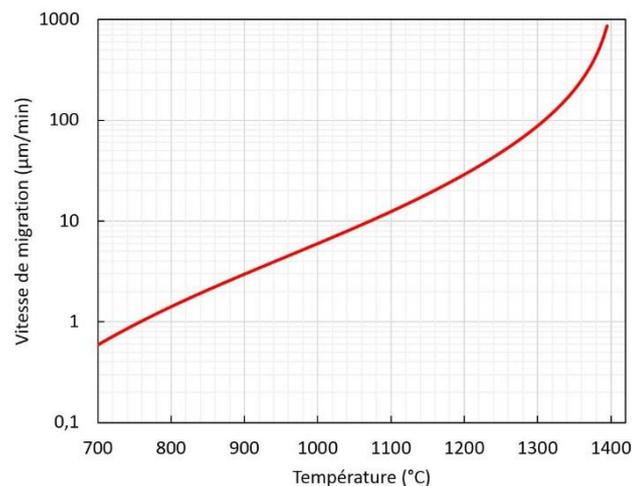
La migration de l’alliage Al/Si liquide est issue de deux processus simultanés ayant lieu aux deux faces opposées de la zone fondue : dissolution du silicium à la face avant de la goutte et rejet à la face arrière. D’après le diagramme de phase Al/Si (cf. Figure II.12), à l’équilibre thermodynamique, la concentration du Si dans l’alliage liquide augmente avec la température ( $T > 577 \text{ °C}$ ). Les deux faces opposées (« chaude » et « froide ») de la zone fondue se trouvent alors à des concentrations différentes. La face « chaude » est plus riche en Si (moins riche en Al) que la face « froide ». Un flux de diffusion du silicium s’établit donc de la face « chaude » vers la face « froide ». De même, un flux de diffusion d’aluminium s’établit de la face « froide » vers la face « chaude ». Il y a alors moins de silicium à la face « chaude » qu’à l’équilibre thermodynamique (i.e. sous-saturation de Si). De l’autre côté, l’arrivée du silicium et le départ de l’aluminium fait que la face « froide » contient plus de silicium qu’à l’équilibre thermodynamique (i.e. sursaturation de Si). Par conséquent, l’alliage liquide a tendance à dissoudre le silicium à sa face avant, et en même temps, il rejette le silicium à sa face arrière. Ces deux phénomènes concomitants provoquent le déplacement de l’alliage liquide le long de la direction du gradient de température vers la face supérieure du wafer.

Le silicium rejeté par l’alliage liquide est une solution solide comprenant une très faible quantité d’aluminium (inférieur à 0.02 at. %, cf. Figure II.12). La concentration de dopant peut être déterminée connaissant la solubilité d’Al dans le Si solide, qui est de l’ordre de  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$  à  $1300 \text{ °C}$  d’après la référence [92, 93].

La vitesse de migration dépend de nombreux facteurs, tels que la température, le gradient vertical de température, la taille de la zone liquide, ou encore l'orientation cristalline du substrat silicium. En négligeant la consommation d'Al dans le silicium solidifié et l'effet de cinétique d'interface, une expression simplifiée de la vitesse de migration est donnée sous la forme suivante [75]:

$$V = \frac{D}{1-X} \frac{\partial X}{\partial T} G_L \quad \text{Equation II.2}$$

- $D$  le coefficient d'interdiffusion. Il peut s'écrire sous la forme  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ , où  $D_0 = 5 \times 10^{-4} \text{ cm}^2/\text{s}$  et  $Q = 12.56 \text{ kJ/mol}$  pour le système Al/Si,  $R$  la constante universelle des gaz parfaits ( $8.31 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ),  $T$  la température absolue (en K).
- $X$  la valeur moyenne de la fraction molaire du Si dans l'alliage liquide (valeur sans dimension, extraite du diagramme de phase, cf. Annexe A2).
- $\frac{\partial X}{\partial T}$  la pente du *liquidus* (en  $\text{K}^{-1}$ , valeur extraite du diagramme de phase, cf. Annexe A3).
- $G_L$  le gradient de température vertical à l'intérieure de la zone liquide (en  $^\circ\text{C}/\text{cm}$ ).

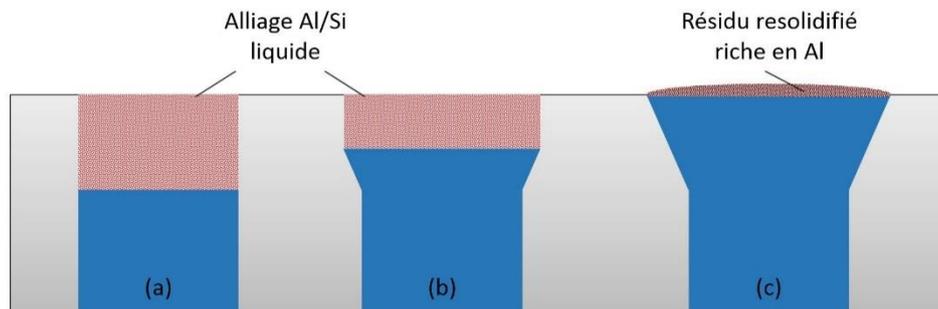


**Figure II.13 Evolution de la vitesse de migration en fonction de la température.**

La valeur de  $G_L$  est inconnue car la conductivité thermique de l'alliage n'est pas disponible dans la littérature. En approximant  $G_L$  égale à  $G_S$ , la vitesse ainsi calculée est illustrée sur la Figure II.13. Notons que, malgré plusieurs approximations faites, l'Equation II.2 nous permet d'évaluer raisonnablement la durée de migration [23]. A  $1300^\circ\text{C}$ , la vitesse est de l'ordre de  $80 \mu\text{m}/\text{min}$ . Pour une plaquette de  $200 \mu\text{m}$  d'épaisseur, la migration se termine au bout de 2.5 min.

**Etape 4 (fin de migration) : émergence de l'alliage liquide en face de sortie, refroidissement du wafer et solidification de l'alliage.**

Lors de l'arrivée de l'alliage liquide à la surface supérieure du wafer, il n'y a plus de silicium solide disponible à la face avant de l'alliage, mais le rejet du silicium à la face arrière est toujours en cours. Afin de maintenir le flux de diffusion du silicium, l'alliage liquide commence à dissoudre le silicium solide situé sur les côtés (cf. Figure II.14). Par conséquent, au fur et à mesure que l'émergence continue, la forme de l'alliage liquide devient de plus en plus large en laissant une zone dopée en forme de trapèze.



**Figure II.14 Emergence de l'alliage Al/Si liquide en face de sortie du wafer. (a) Arrivée de l'alliage à la face de sortie. (b) Etalement de l'alliage. (c) Emergence complète et resolidification de l'alliage.**

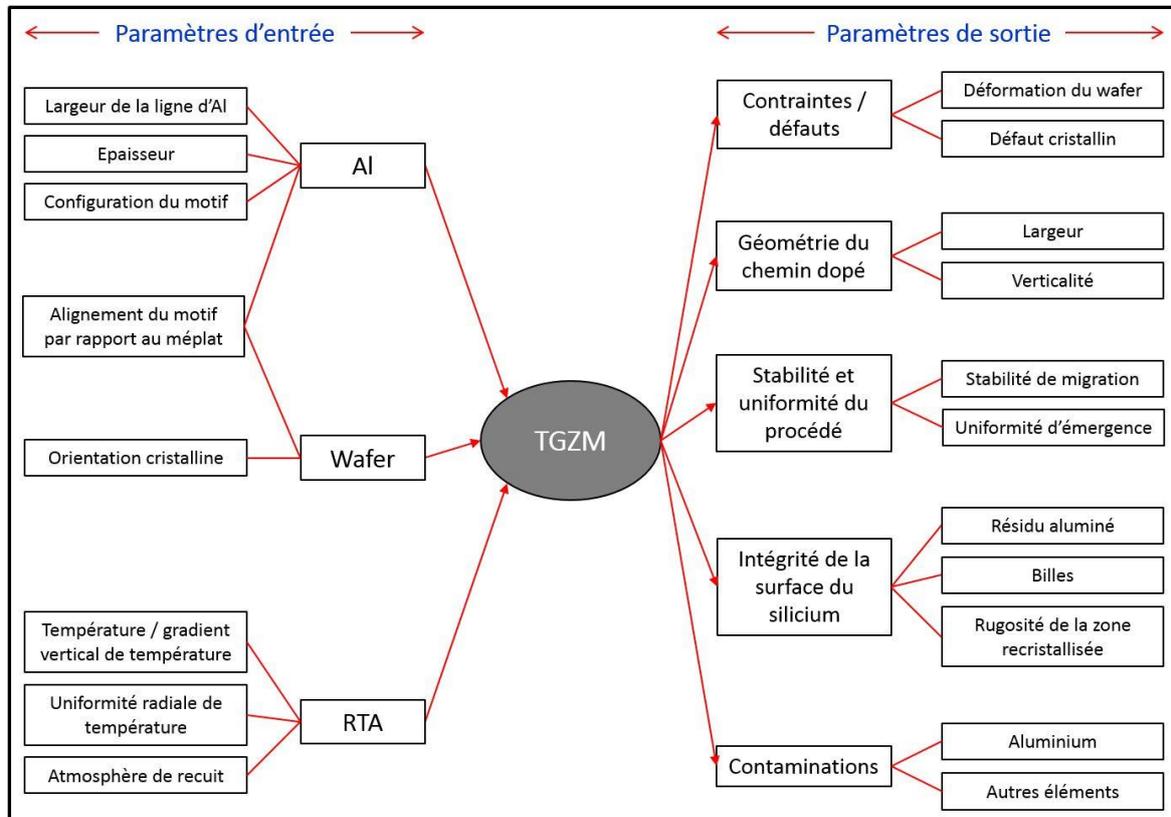
Après l'émergence complète, les lampes ne sont pas éteintes tout de suite. Le refroidissement de la plaquette est d'abord contrôlé en diminuant graduellement la puissance fournie aux lampes, puis de façon libre jusqu'à température ambiante. L'alliage liquide se solidifie au cours de ce refroidissement en laissant des résidus riches en Al sur la face de sortie du wafer.

### II.2.3 Etat de l'art sur la réalisation de caisson d'isolation par TGZM

Comme nous l'avons vu dans le premier chapitre, le caisson d'isolation est une zone localisée, dopée de type P, traversant toute l'épaisseur du wafer. Il se trouve à la périphérie de puce et entoure entièrement la zone active. Grâce à la rapidité du procédé et le profil abrupt de dopage (cf. II.2.2), la TGZM est une technique très attractive pour la réalisation de caissons d'isolation. L'application industrielle de la TGZM nécessite de satisfaire plusieurs critères, notamment la gestion des contraintes / défauts, la géométrie du caisson thermomigré, l'uniformité et la stabilité du procédé, l'intégrité de la surface du silicium et une contamination limitée (cf. Figure II.15, paramètres de sortie).

Dans le but de satisfaire tous les critères industriels, depuis quelques années, différents travaux ont été effectués par STMicroelectronics / GREMAN. Dans les paragraphes suivants, une synthèse de ces travaux sera montrée. Les trois éléments fondamentaux du procédé, c'est-à-dire le motif d'aluminium, le choix du wafer silicium et le four TGZM, seront d'abord commentés.

L'influence de chaque facteur clef sera présentée (cf. Figure II.15, paramètres d'entrée). Par la suite, nous verrons l'état de l'art du procédé vis-à-vis de divers critères susmentionnés. Enfin, l'insertion de la TGZM dans la filière de fabrication sera également évoquée.



**Figure II.15 Paramètres d'entrée et de sortie du procédé TGZM.**

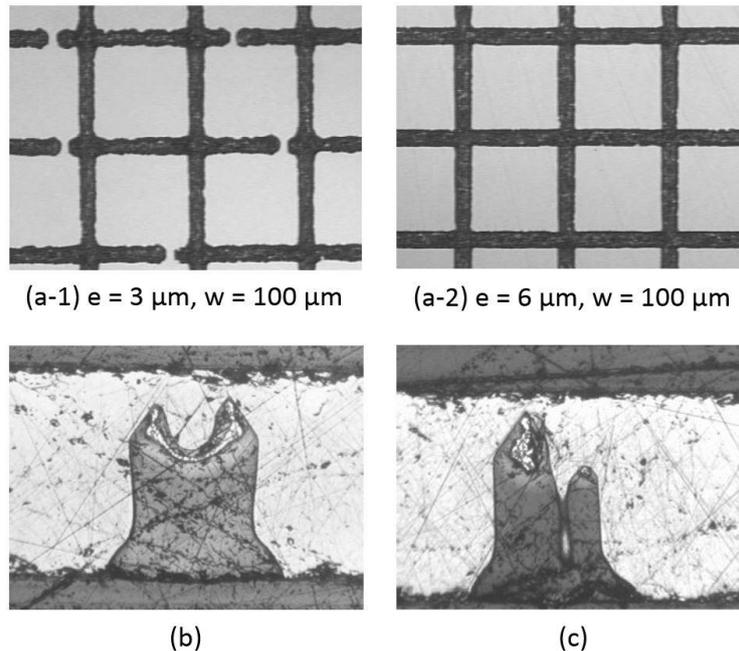
### II.2.3.1 Influence du motif initial d'aluminium

Pour le motif initial d'aluminium, trois paramètres clefs ont été mis en évidence durant les études préliminaires : l'épaisseur et la largeur de la ligne d'Al, ainsi que la forme initiale du motif définie par photolithographie.

L'importance de l'épaisseur et de la largeur de la ligne d'Al est reconnue depuis longtemps. En effet, ces deux facteurs fondamentaux contrôlent le dimensionnement de l'alliage Al/Si liquide, ce qui affecte la cinétique d'interface liquide /solide (qui dépend de l'aire superficielle de la zone fondue) et la verticalité du gradient de température (qui influence par le volume de l'alliage). La vitesse de migration, la géométrie du caisson thermomigré, la pénétration de la ligne d'Al en fusion à la face d'entrée, ou encore l'intégrité de la zone fondue en cours de migration sont alors toutes impactées par ces deux grandeurs.

La Figure II.16 montre quelques résultats importants obtenus durant la thèse de B. Morillon. En comparant les figures II.16 (a-1) et (a-2), nous pouvons remarquer que, la morphologie de

la ligne d'Al est perturbée dans le cas d'une épaisseur insuffisante. De plus, plus la ligne d'Al est large, plus l'épaisseur doit être importante pour assurer une bonne linéarité de la ligne.

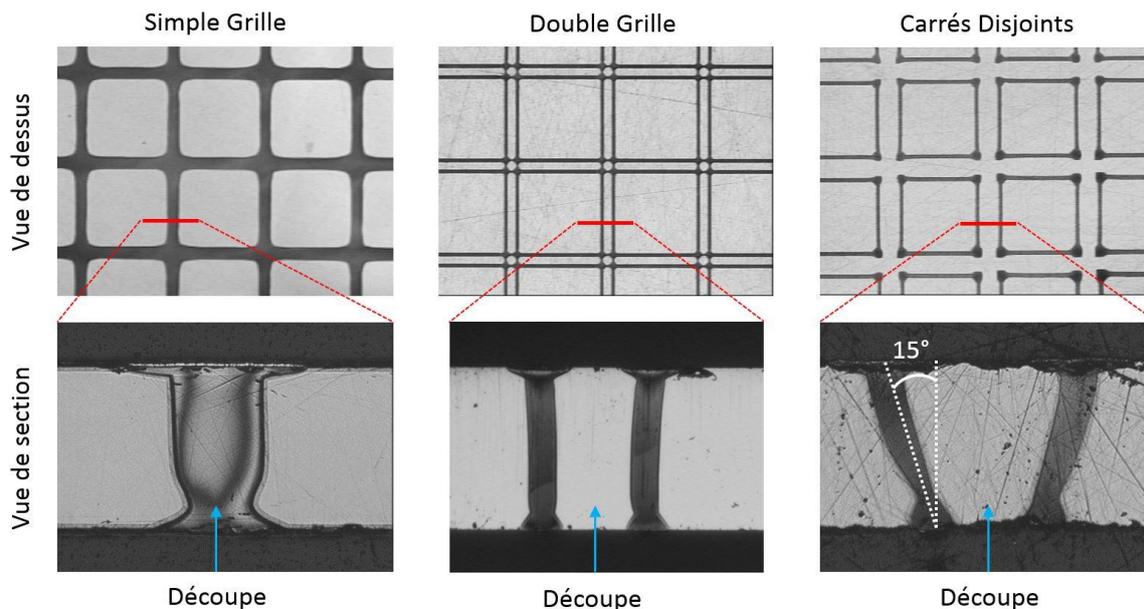


**Figure II.16 Influence de l'épaisseur (e) et de la largeur (w) de la ligne d'Al sur la morphologie du chemin dopé (photographies extraites de [23]). Pour une même largeur, des discontinuités apparaissent dans le cas d'une épaisseur insuffisante (voir (a-1) et (a-2)). La zone fondue est déformée dans le cas d'un volume important (voir (b)). La scission peut avoir lieu si le volume de l'alliage est très important (voir (c)).**

La stabilité de migration dans le volume du wafer est affectée dans le cas où la largeur de la ligne d'Al est importante. En effet, la ligne en fusion a tendance de se déformer, ou même se scinder en plusieurs morceaux si la dimension de l'alliage liquide approche ou dépasse un certain seuil (cf. Figure II.16 (b) et (c)). Dans le cas de la scission, sachant que la vitesse de migration varie selon la taille de la zone fondue (plus la goutte est petite, moins la migration est rapide, et une vitesse nulle au cas d'une taille trop faible), le risque de laisser une inclusion de l'alliage piégé dans le volume du wafer augmente, ce qui va engendrer d'énormes contraintes lors de la solidification (cf. II.2.3.4 et Annexe II). Par conséquent, il existe une largeur maximale (cf. le Tableau II.1) pour que la zone fondue soit capable de maintenir son intégrité dans le volume du wafer. En outre, il existe également une largeur minimale dans le cas où la ligne fondue ne peut pas pénétrer dans le volume du silicium. L'alliage liquide reste alors en surface du wafer par l'effet de la tension de surface. Cette largeur minimale est d'environ 30 µm [80].

Quant au design du motif initial, trois configurations ont été étudiées dans les travaux précédents (cf. Figure II.17) :

- « Simple Grille ». Les lignes d'Al sont continues sans interruption sauf au bord du wafer. La découpe de puce se fait dans les caissons thermomigrés.
- « Double Grille ». Les lignes d'Al sont continues sans interruption sauf au bord du wafer. La découpe de puce se fait entre les lignes adjacentes.
- « Carrées Disjoints ». Chaque motif d'Al est isolé de ses voisins. Le chemin de découpe est dans l'espace vide située entre deux motifs adjacents.

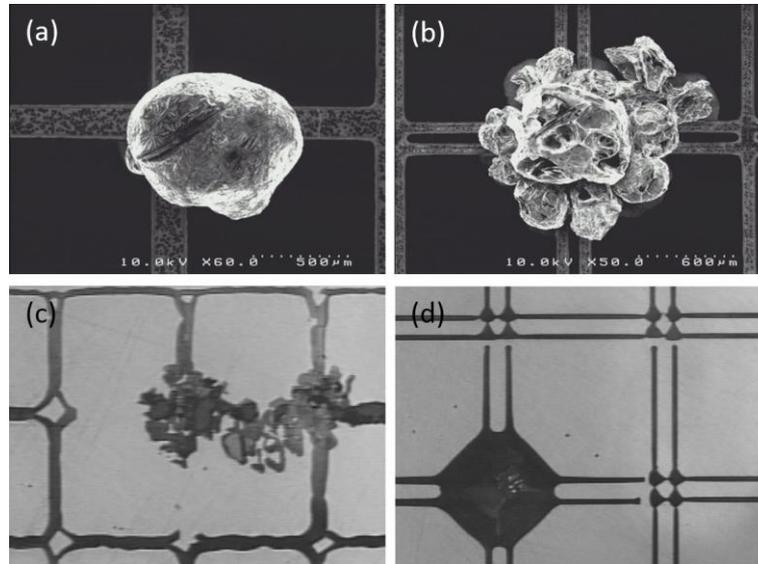


**Figure II.17 Influence de la forme du motif sur la morphologie du chemin dopé (selon [23]).**

Pour ces trois motifs, l'exigence sur la largeur de chemin thermomigré n'est pas identique. Dans le cas d'un caisson unique entre deux puces adjacentes, le chemin dopé doit être suffisamment large ( $\geq 100 \mu\text{m}$ ) permettant un espace suffisant pour le passage de la scie et éloigner la zone perturbée de la zone active. En revanche, dans le cas de deux caissons situés entre deux puces adjacentes, la finesse de la colonne dopée est préférable. Dans les deux cas, la verticalité du chemin dopé est critique. Si la déviation est importante, le caisson peut empiéter sur la zone active de la face arrière du composant. De même, il peut en résulter une absence de  $P_{\text{iso}}$  lors de la découpe verticale, et la fonction de tenue en tension inverse n'est plus assurée.

Nous pouvons remarquer immédiatement le problème lié au motif « Carrées Disjoints » sur la Figure II.17. Les chemins de migration ne sont pas verticaux dans le volume du wafer. Néanmoins, ce motif discontinu est la seule configuration permettant d'éviter la formation de billes. Comme montrés sur la Figure II.18 (a) et (b), des billes ou amas apparaissent en face d'entrée à certaines intersections des motifs continus. Ce phénomène est néfaste car le wafer est largement fragilisé par la présence de billes. Le rendement de production peut être fortement

dégradé du fait que le risque de casse est alors très grand lors de la manipulation de la plaquette. De plus, la morphologie du chemin dopé dans le volume est perturbée (cf. Figure II.18 (c) et (d)). Ainsi, il faut absolument éviter la formation de billes. Cette problématique sera abordée par la suite.



**Figure II.18 Formation de billes / amas sur la face d'entrée du wafer. Les images (a) et (b) montrent la morphologie de bille / amas à l'intersection du motif : (a) « Simple Grille », (b) « Double Grille ». Les images (c) et (d) montrent l'influence des billes sur la morphologie de ligne dans le volume du wafer (photographies prises après un polissage de surface et une révélation de zone dopée, selon [23]).**

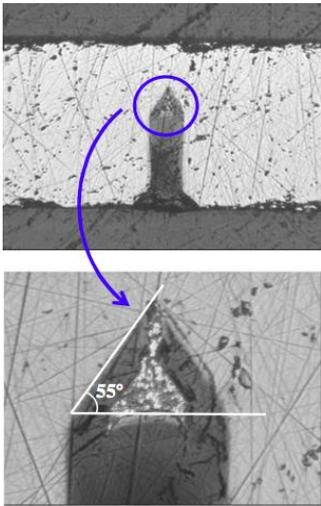
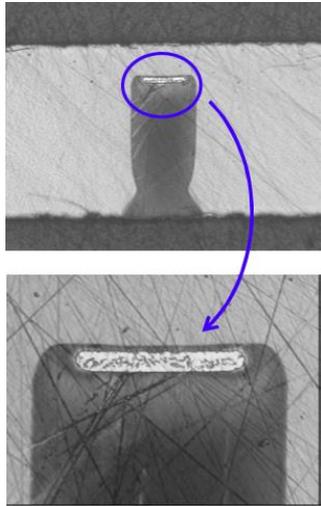
En résumé, le motif initial d'aluminium affecte la morphologie et la géométrie du chemin dopé. La largeur et l'épaisseur de la ligne d'Al doivent être optimisées en vue d'éviter la discontinuité des lignes et assurer une intégrité du motif au cours de la migration. La forme initiale du motif est un facteur critique car elle peut provoquer une déviation du caisson et/ou la formation de billes. Néanmoins, il est difficile de résoudre ces deux problématiques simultanément. En vue de trouver une solution satisfaisant tous les critères de production, de nouveaux motifs d'Al ont été conçus et testés durant la présente étude. Nous verrons les résultats dans la section II.4.

### II.2.3.2 Influence de l'orientation cristalline du wafer silicium

Dans l'industrie de microélectronique, un wafer silicium se caractérise essentiellement par sa dimension (diamètre, épaisseur), son dopage (type et concentration de dopant), son état de surface (rugosité, chimie de surface), ainsi que son orientation cristalline. Parmi les caractéristiques mentionnées ci-dessus, le procédé TGZM n'est pas limité par le diamètre et l'épaisseur du wafer (sous réserve que le profil de température soit bien maîtrisé), ni par le dopage initial. Dans la zone où l'aluminium est déposé, une surface de silicium « nue », bien

polie, est préférable car elle favorise l'uniformité du procédé [86]. Enfin, l'orientation cristalline du wafer est considérée comme un facteur clef intervenant sur le procédé TGZM. Du fait que les orientations (100) et (111) sont les plus utilisées par la fabrication des composants de puissance, l'impact de ces deux types de wafer a été bien étudiée dans les références [23, 74, 80].

**Tableau II.1 Comparaison des thermomigrations effectuées dans des wafers de plan (100) et plan (111)**

Qualité de la TGZM		Plan (100)	Plan (111)	
<b>Caractéristiques principales du procédé [23, 74, 80]</b>	Direction de migration	<100>	<111>	
	Forme de l'alliage liquide dans le volume du wafer			
	Vitesse de migration	Rapide	Lente	
<b>Contrainte générée par la migration de l'inclusion liquide [79]</b>		Relativement petite	Relativement grande	
<b>Stabilité et intégrité de la ligne d'Al en fusion en surface et dans le volume[23]</b>	Largeur (w) de la ligne stable	$w \leq 100 \mu\text{m}$	$w \leq 500 \mu\text{m}^*$	
	Épaisseur	3 $\mu\text{m}$	Excellente pour $w < 100 \mu\text{m}$	Mauvaise $\forall w$
		6 $\mu\text{m}$		Bonne pour $w < 100 \mu\text{m}$
		10 $\mu\text{m}$	Excellente pour $w > 150 \mu\text{m}$	Très bonne pour $w > 150 \mu\text{m}$
Orientation de la ligne stable	<b>[110] et [1<math>\bar{1}</math>0]</b>	$\forall$ sens		

\* Les lignes dont la largeur excède 100  $\mu\text{m}$  ne sont pas forcément très stables, que les petites lignes le sont.

Le Tableau II.1 résume les caractéristiques de la thermomigration en fonction de la propriété de la plaquette. Nous pouvons constater que le comportement de l'alliage liquide est affecté par l'orientation cristalline du wafer. La vitesse de migration est plus rapide dans un wafer (100) que dans un wafer (111). Par ailleurs, du fait que la face avant de l'alliage est facettée suivant des plans {111} dans le volume du silicium, la ligne fondue est en forme de prisme triangulaire lors de sa migration dans la direction  $\langle 100 \rangle$  ou en forme de ruban dans la direction  $\langle 111 \rangle$ , sous réserve que le motif initial soit correctement aligné. D'après la référence [79], en raison de cette différence de forme, la contrainte issue de la migration de l'inclusion liquide est plus importante dans un wafer (111).

L'orientation du wafer intervient également sur l'intégrité du motif en fusion. Dans le but d'avoir un chemin de migration conforme au motif initial, les exigences sur l'aspect de la ligne d'Al ne sont pas les mêmes sur les deux plans. Par rapport au plan (100), le plan (111) permet de faire migrer des lignes plus larges, mais la morphologie de ligne en surface (cf. Figure II.16 (a)) est généralement moins bonne. Par ailleurs, dans le cas du plan (100), les lignes d'Al initiales doivent être strictement alignées (perpendiculaire ou parallèle par rapport au méplat); au contraire, le motif d'Al sur le plan (111) n'est pas sensible à l'alignement.

En conclusion, la thermomigration de l'aluminium peut être effectuée dans le silicium quelle que soit son orientation. En ajustant correctement les caractéristiques du motif d'Al, plusieurs effets non-désirables, tel que la discontinuité de la ligne, la scission de la zone fondue peuvent être évités. Des précautions doivent également être prises pour satisfaire la largeur minimale du chemin dopé. On verra les détails concernant ce critère dans II.2.3.5.

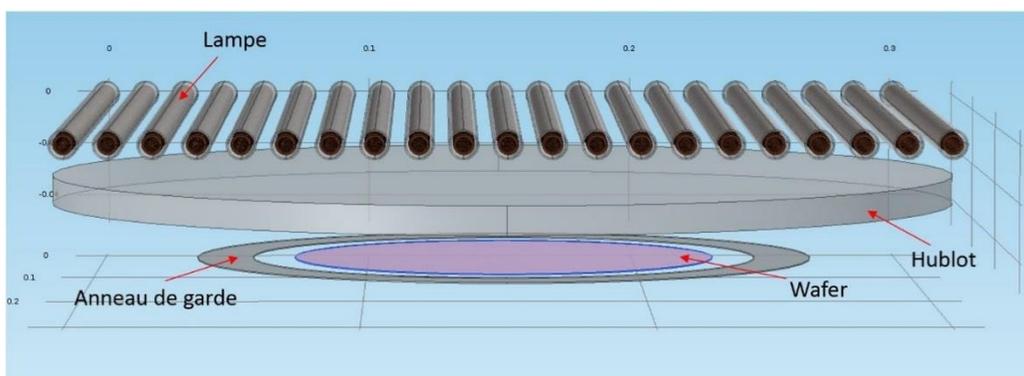
### II.2.3.3 Influence du four RTA

L'établissement d'un gradient vertical de température, de façon reproductible, est nécessaire à l'industrialisation du procédé TGZM. Ce premier est obtenu à l'aide d'un four RTA spécifique. Le double critère de ce prototype industriel, c'est-à-dire, la capacité de monter à une très haute température (1250-1350 °C contre 1150-1200 °C pour les fours RTA classiques) et l'efficacité à créer un gradient thermique vertical dans l'épaisseur du wafer, ont été vérifiées durant la thèse de B. Morillon [23]. La nécessité d'utiliser une atmosphère oxydante lors du recuit a été démontrée au cours des études antérieures [23, 85]. Malgré quelques effets néfastes (cf. II.2.3.7), une quantité suffisante d'oxygène est indispensable en vue d'éviter la gravure thermique du silicium et la dégradation de la transparence du hublot (en formant du SiO<sub>2</sub> au lieu de SiO qui est volatil et qui ensuite se dépose sur le hublot). De plus, l'alumine formée

dans l'atmosphère oxydante encapsule l'aluminium au début de thermomigration, ce qui empêche une contamination indésirable issue d'aluminium évaporé. Le lecteur pourra se reporter à la référence [23] pour de plus amples informations. Ici, nous détaillerons un dernier facteur clef lié au traitement thermique, l'uniformité radiale de la température, ce qui n'est pas encore parfaitement maîtrisé à ce jour.

L'inhomogénéité thermique est un problème crucial. Durant tout le recuit, non seulement en régime stationnaire (lors du palier du recuit à température constante), mais aussi en régime transitoire (lors de la montée en température et au début du palier), la variation radiale de la température sur la surface du wafer doit être minimisée en vue de limiter la génération de contraintes / défauts dans le silicium et prévenir la déviation du caisson thermomigré. L'uniformité thermique est aussi le facteur primordial influant sur l'uniformité de l'émergence des motifs thermomigrés.

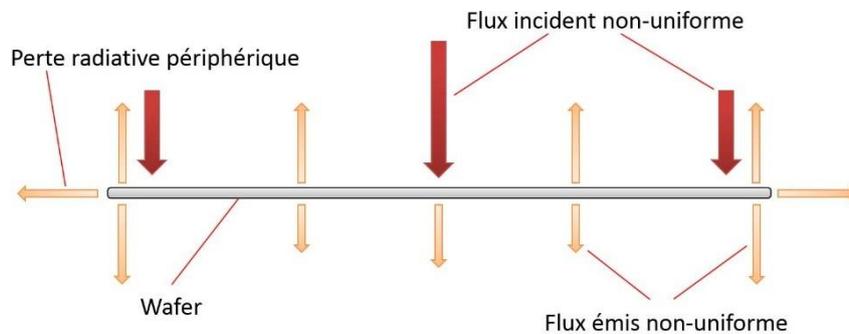
Dans le but d'améliorer l'homogénéité thermique, trois dispositions ont été mises en place : rotation du wafer, anneau de garde, et réglage individuel de puissance fournie à chaque lampe (appelé aussi « *lamp contouring* »). Telle qu'illustrée la Figure II.19, la partie supérieure du four est composée d'une rangée de lampes linéaires. La plaquette est positionnée sur un support en quartz qui est lié à un axe de rotation. La rotation du wafer permet d'homogénéiser circulairement le flux thermique provenant de lampes linéaires. Cependant, un éclairage circulaire ne permet pas de diminuer l'écart de température entre le bord et le centre du substrat. Ceci est la cause de la variation d'échange radiatif sur les différentes zones de la surface du wafer.



**Figure II.19 Illustration 3D montrant le positionnement relatif du banc de lampes linéaires, du hublot en quartz, du wafer et de l'anneau de garde.**

Comme illustré sur la Figure II.20, le wafer reçoit des flux de chaleur incidents, le flux provenant originalement des lampes ainsi que le flux issu des autres objets chauds (ex. le hublot). Dans le même temps, le wafer lui-même émet librement un rayonnement thermique

dans toutes les directions de l'environnement. Afin d'homogénéiser la répartition de la température, le flux net (la différence entre le flux reçu et le flux émis) doivent être équilibré en tout point de la surface du wafer. En réalité, ni le flux reçu ni le flux émis ne peuvent être parfaitement homogénéisés. Plusieurs difficultés ont été identifiées dans la littérature :

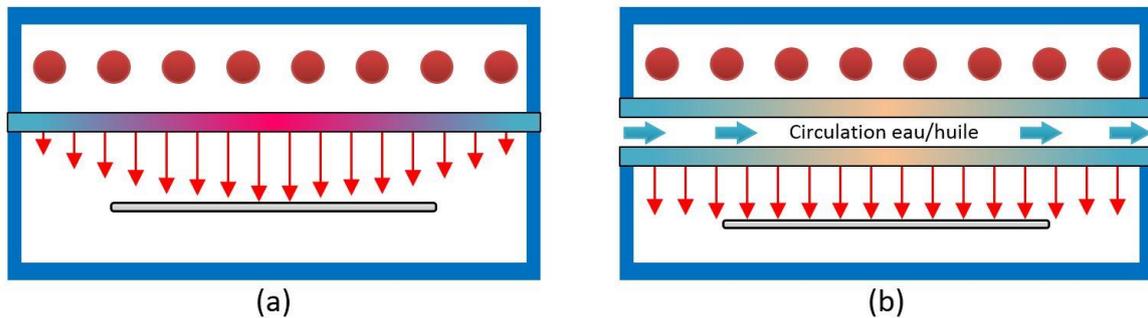


**Figure II.20 Illustration des non-uniformités des flux incident / émis.**

La première difficulté concerne le flux incident et la compensation du facteur de forme. Par l'effet de la géométrie, la majeure partie du flux quittant les lampes arrive en centre du wafer. En modulant individuellement la puissance appliquée à chaque lampe selon leur position (puissances plus importantes aux lampes situées sur les côtés, moins importantes à celles du milieu), le « *lamp contouring* » nous permet d'équilibrer le flux incident en régime stationnaire. Néanmoins, l'optimisation du « *lamp contouring* » est complexe du fait de nombreuses inter-réflexions entre les divers objets et de l'impossibilité de mesurer directement le flux radiatif. Par ailleurs, un réglage dynamique serait nécessaire pour minimiser la non-uniformité de flux incident en régime transitoire. Cela est impossible avec le hardware actuel.

La deuxième difficulté concerne également le flux incident, en particulier celui provenant du hublot en quartz [94]. Le quartz transmet, en effet, essentiellement le rayonnement infrarouge dans une gamme de longueur d'onde allant de 0.2 à 2.6  $\mu\text{m}$ . L'absorptivité (et donc l'émissivité) est très importante au-delà de 2.6  $\mu\text{m}$  (de l'ordre de 0.8). C'est-à-dire, en absorbant 80% de l'énergie du rayonnement au-delà de 2.6  $\mu\text{m}$ , le hublot monte en température et émet ainsi de l'énergie radiative en direction du wafer. Il faut signaler qu'il existe un écart de température très élevé entre le bord et le centre du hublot. Son bord externe est en contact avec la paroi métallique du four qui est maintenue à température ambiante ; en revanche, la température de la zone centrale du hublot peut atteindre environ 1000 °C [94]. Cette différence provoque un flux incident très inhomogène, ce qui accentue la dispersion de température à la surface du wafer. L'utilisation d'un double hublot avec une circulation d'huile ou d'eau (cf. Figure II.21

(b)) pourrait atténuer cet effet néfaste [94]. Cependant, cela diminue l'efficacité du four car l'eau et l'huile absorbent une partie notable du rayonnement des lampes.



**Figure II.21 Illustration de la répartition du flux incident issu du hublot. (a) Cas d'un simple hublot provoquant un flux incident inhomogène. (b) Cas d'un double hublot avec une circulation d'eau ou huile permettant d'homogénéiser le flux radiatif émis par hublot.**

La troisième difficulté concerne les pertes de chaleur à la périphérie du wafer. Le bord du wafer émet latéralement des rayonnements tels qu'illustré sur la Figure II.20. L'énergie radiative venant de l'environnement extérieur et la conduction thermique au sein du wafer ne compensent pas la totalité de ces pertes. De ce fait, un anneau de garde (cf. Figure II.19) est souvent disposé autour du wafer pour compenser ces pertes latérales. Dans le but de maximiser l'efficacité de l'anneau, sa température doit être égale à celle du wafer à tout moment du recuit. Par conséquent, un matériau ayant des propriétés thermiques identiques ou proches de celles du silicium doit être utilisé. En prenant compte également la durée de vie du matériel (être résistant à la déformation thermique), un anneau en SiC est utilisé dans notre four. Cependant, l'utilisation du SiC introduit une contamination métallique en raison d'une pureté insuffisante du matériau [95].

La dernière difficulté concerne les différentes émissivités de divers matériaux qui se trouvent à la face inférieure du wafer. Les flux radiatifs émis par l'aluminium (émissivité 0.2-0.5 pour Al avec une surface oxydée), le silicium (émissivité 0.7) et l'oxyde de champ (émissivité 0.95 pour 1  $\mu\text{m}$  d'épaisseur de  $\text{SiO}_2$ ) ne sont pas identiques. Cela crée un gradient de température local perturbant l'uniformité thermique. La solution unique de cette problématique, l'éclairage en face arrière, n'est malheureusement pas compatible avec la technique TGZM.

En présence de toutes les difficultés mentionnées ci-dessus, est-ce que ce four nous permet d'avoir une uniformité thermique suffisante ? Une réponse définitive est probablement encore prématurée à l'heure actuelle. D'un côté, en utilisant la rotation du wafer, l'anneau de garde et le « *lamp contouring* », la déformation macroscopique du wafer a été limitée à une valeur raisonnable (cf. II.2.3.4). Prenant compte de la faible déviation du caisson (cf. II.2.3.5) et de la

bonne uniformité d'émergence (cf. II.2.3.6), nous pourrions considérer que l'uniformité thermique est correcte (au moins en régime stationnaire). Néanmoins, l'étude sur les mécanismes de formation de billes révèle une relation entre ce phénomène néfaste avec l'inhomogénéité thermique (cf. II.4). Quelle que soit la réponse, nous pouvons donc conclure que l'uniformité thermique est un des facteurs les plus délicats en vue de l'industrialisation du procédé TGZM et qu'il nécessite encore des efforts importants.

#### II.2.3.4 Gestion de contraintes

Le procédé TGZM génère des contraintes au cours du traitement de plaquette. Celles-ci peuvent fragiliser le wafer, provoquer une déformation macroscopique et créer des défauts cristallins dans le silicium. Ces effets néfastes doivent être limités pour minimiser tous les impacts négatifs potentiels sur la performance du composant et/ou le rendement de production. Nous distinguons essentiellement trois origines de contraintes au cours du procédé TGZM [79] :

En premier lieu, les contraintes thermiques sont générées par la non-uniformité de température ou la non-uniformité du gradient thermique vertical. Celles-ci sont issues de l'échauffement / le refroidissement, de la perte radiative à la périphérie du wafer, de la variation de conductivité thermique du silicium avec la température, ou encore de la transparence partielle du silicium au rayonnement infrarouge.

Deuxièmement, dans un système comprenant deux éléments différents (Al et Si) et deux états de la matière différents (le silicium solide et l'alliage liquide), dont les caractéristiques thermiques sont différentes (ex. conductivité thermique, coefficient de dilatation thermique, etc.), des contraintes peuvent être générées au cours d'un traitement thermique tel que la TGZM.

Troisièmement, l'expansion du réseau cristallin induite par les atomes d'Al laissés dans la zone recristallisée et le résidu aluminé laissé en surface du wafer sont capables d'engendrer des contraintes permanentes. Notons que la solidification de l'alliage à l'intérieur du wafer est un cas extrême. La contrainte ainsi engendrée est alors énorme.

Un résumé de l'origine, l'ordre de grandeur ainsi que des moyens de gestion de diverses contraintes est donné dans le Tableau II.2. Les détails de calculs sont donnés dans l'annexe II. Notons qu'un grand nombre de contraintes mentionnées ci-dessus sont des contraintes transitoires (cf. Tableau II.2, N° 1 – 6), c'est-à-dire, qu'elles disparaissent à la fin du procédé. Dans ce cas-là, le défi est de limiter ces contraintes pour ne pas dépasser la limite d'élasticité

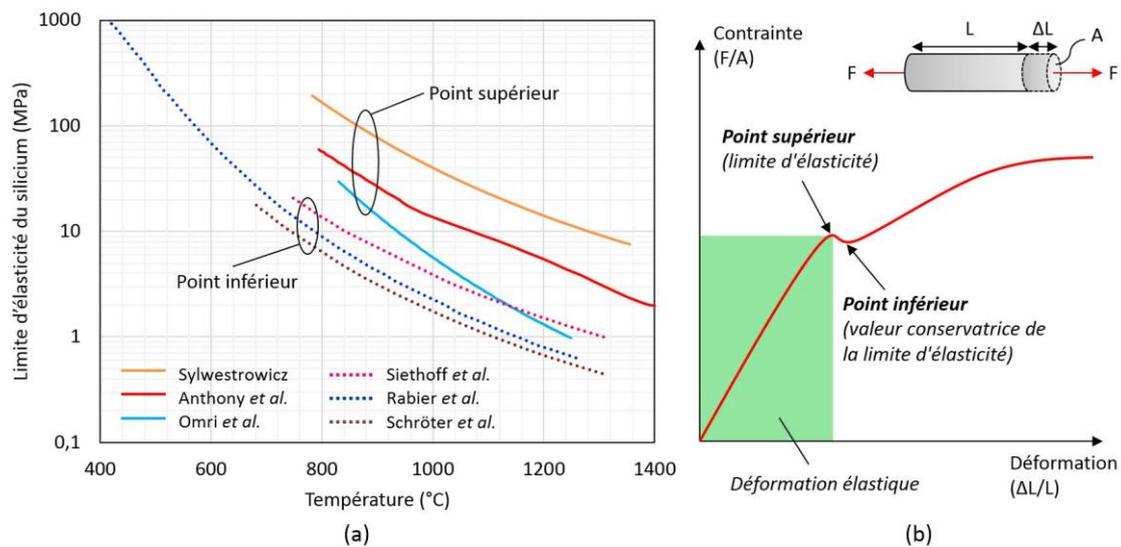
du silicium (point supérieur, cf. Figure II.22). En revanche, pour les contraintes permanentes (cf. Tableau II.2, N° 7 – 9), nous devons les minimiser autant que possible.

**Tableau II.2 Origine, ordre de grandeur et moyen de gestion de diverses contraintes générées au cours du procédé TGZM.**

N°	Origine de la contrainte	Ordre de grandeur (MPa)	Moyen de gestion
1	Echauffement / refroidissement du wafer	0.2 (vitesse constante 50 °C/s) 2 (refroidissement libre)	Montée / descente en température avec une vitesse ralentie et contrôlée
2	Variation de la conductivité thermique du silicium avec la température	$4 \times 10^{-3}$	Pas nécessaire
3	Transparence partielle du silicium aux rayonnements infrarouges	$8 \times 10^{-2}$	Pas nécessaire
4	Pertes thermiques au bord du wafer	9	Grande source radiative / anneau de garde
5	Variation de la pression hydrostatique à l'intérieur de l'alliage liquide	13	Diffusion post-TGZM
6	Ecart de conductivité thermique entre le silicium solide et l'alliage liquide	12	Diffusion post-TGZM
7	Expansion du réseau cristallin due aux atomes de dopant	3	Diffusion post-TGZM
8	Résidu aluminé solidifié sur la face de sortie du wafer	41 (à 577°C)	Retrait de résidu aluminé
9	Solidification de l'alliage dans le volume de silicium	$1 \times 10^4$ (à 577°C)	Migration stable sans scission de la zone fondue et recristallisation dans le silicium

Nous pouvons constater sur la Figure II.22, pour le point supérieur de la limite d'élasticité plastique, il y a environ une décade d'écart parmi les différentes valeurs proposées par divers groupes. En effet, le seuil de déformation élastique / plastique est difficile de déterminer précisément, car elle dépend non seulement de la température, mais aussi de nombreux autres

facteurs (la vitesse de déformation, la concentration d'impureté, la densité de défauts initiaux, etc.). En général, plus la température est élevée, moins le wafer est résistant aux contraintes. D'après la Figure II.22, nous voyons que la limite d'élasticité du silicium est de l'ordre de quelques 1 MPa à 1300 °C. En l'absence de données à basse température, le point inférieur est utilisé comme une valeur conservatrice du point supérieur. La limite d'élasticité du silicium est donc de l'ordre de 100 MPa au point eutectique.



**Figure II.22 Limite d'élasticité du silicium. (a) Evolution de la limite d'élasticité du silicium (points supérieur et inférieur) en fonction de la température (voir [79, 96-98] pour les références). (b) Allure d'une courbe contrainte-déformation pour illustrer les points supérieur / inférieur de la limite d'élasticité.**

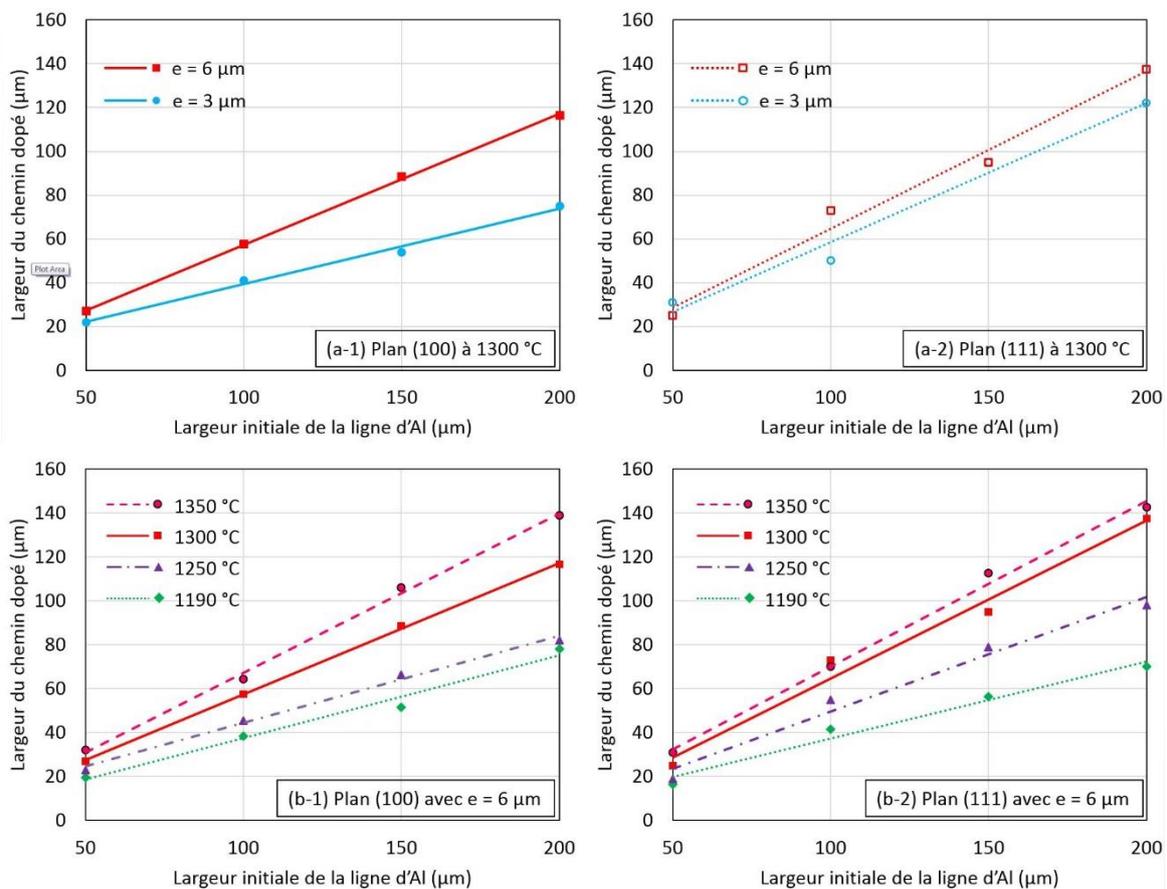
En comparant les ordres de grandeur des contraintes exposées dans le Tableau II.2, nous constatons que le silicium environnant le chemin de migration est la zone plus contrainte (cf. le Tableau II.2, N° 5 et 6). Expérimentalement, des densités de défauts cristallins de l'ordre de  $10^6 \text{ cm}^{-2}$  entre deux caissons et de l'ordre de  $10^5 \text{ cm}^{-2}$  à proximité du caisson (motif « Double Grille ») ont été observées. Dans ce cas, une diffusion post-TGZM est souhaitable afin de déplacer la frontière du chemin dopé hors de la zone de défauts, minimisant ainsi l'impact sur la fonctionnalité du  $P_{\text{iso}}$ . De plus, l'uniformité thermique sur la surface du wafer reste un facteur critique en vue de diminuer l'ensemble des contraintes transitoires. La solidification de l'alliage dans le volume de wafer doit être absolument évitée car elle est capable de générer d'énormes contraintes, et donc une quantité importante de défauts cristallins [23, 79].

Aujourd'hui, en utilisant les configurations présentées dans II.2.3.3, la déformation du wafer a été améliorée, de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$  (épaisseur de wafer 240  $\mu\text{m}$ ) aujourd'hui dans le meilleur cas contre de l'ordre de 1000  $\mu\text{m}$  (sans anneau ni « lamp contouring »). Cependant, la tenue mécanique du wafer est toujours en question. Le wafer thermomigré semble d'être fragilisé par

la migration de nombreuses lignes d'Al. De ce point de vue, le motif « Simple Grille » est peut-être plus intéressant car on réduit de moitié le nombre de lignes par rapport au « Double Grille ». Ce point nécessite encore des efforts importants pour être applicable industriellement.

### II.2.3.5 Géométrie du chemin dopé : largeur et verticalité

Comme nous l'avons discuté précédemment, la découpe des puces peut se faire dans le caisson ou entre deux caissons voisins. Dans le but d'avoir une largeur du caisson adaptée, mais minimiser également l'espace occupé par la périphérie du composant, la variation de la largeur du caisson en fonction de la largeur / épaisseur de la ligne d'Al, de la température et de l'orientation du wafer a été systématiquement étudiée.



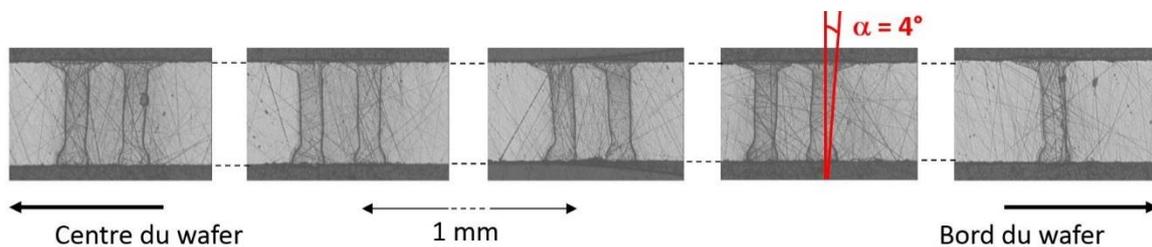
**Figure II.23** Variation de la largeur du chemin dopé en fonction de la largeur initiale de la ligne d'Al, de l'épaisseur du dépôt, de la température et de l'orientation du wafer. Les figures (a-1) et (a-2) montrent l'influence de l'épaisseur d'Al. Les figures (b-1) et (b-2) montrent l'effet de température. Les données sont extraites de la référence [23].

La Figure II.23 regroupe l'ensemble de résultats obtenu dans la référence [23]. Nous pouvons constater que la largeur du caisson dopé augmente linéairement avec la largeur initiale de la ligne d'Al. En dehors de ce paramètre principal, le chemin dopé s'élargi également avec

l'épaisseur du dépôt et la température. Le plan (111) du wafer provoque généralement une largeur plus importante que le plan (100).

Nous pouvons alors dimensionner quelques paramètres pour satisfaire le critère de largeur. Dans le cas du motif « Simple Grille », le chemin dopé est suffisant ( $> 100 \mu\text{m}$ ) avec une largeur de ligne  $\geq 150 \mu\text{m}$ , une épaisseur de dépôt  $> 6 \mu\text{m}$  et une température  $\geq 1300 \text{ }^\circ\text{C}$ . Notons que, pour une telle largeur, la ligne d'Al n'est pas forcément stable (cf. Tableau II.1). Dans le cas du motif « Double Grille » ou « Carrés disjoints », des colonnes fines sont préférables. Une largeur initiale de  $50 \mu\text{m}$  peut être choisie en tenant compte également de la largeur minimale de la ligne. Une épaisseur de dépôt relativement épaisse (ex.  $6 \mu\text{m}$  ou  $10 \mu\text{m}$ ) est préférable car cela favorise la linéarité du motif.

Quant à la verticalité du chemin dopé, nous avons montré que les deux configurations « Grille Continue » sont préférables du fait d'une meilleure verticalité. A part l'effet de motif, la déviation du caisson peut avoir lieu à la périphérie du wafer où le gradient thermique vertical est perturbé par les pertes de chaleur latérale. En disposant un anneau de garde, la déviation maximale est réduite de  $30^\circ$  (sans anneau) à une valeur inférieure à  $5^\circ$  (avec anneau), telle que montrée la Figure II.24. Cette faible déviation est généralement satisfaisante.



**Figure II.24** Faible déviation du caisson thermomigré au bord du wafer en utilisant l'anneau de garde (selon [99]).

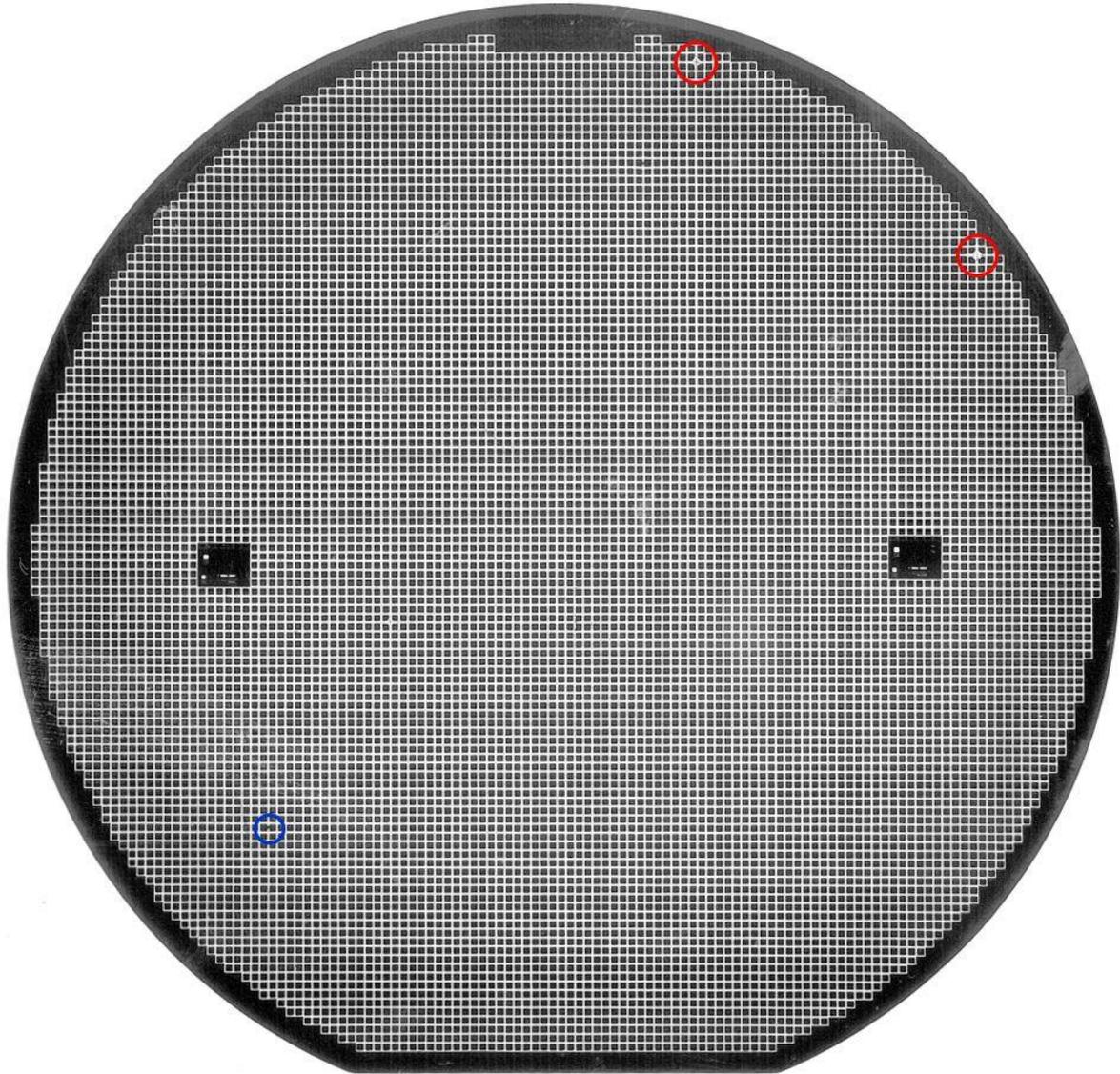
#### II.2.3.6 Stabilité et uniformité du procédé

L'application visée dans la présente étude implique un grand nombre de puces (de quelques centaines jusqu'à un millier) fabriquées sur une plaquette (6 pouces). Le motif initial d'aluminium, une grille carrée ou une matrice de carrés disjoints, consiste en de nombreuses lignes perpendiculaires ou parallèles les unes aux autres (cf. Figure II.17). Pour ces lignes d'Al, on demande :

- une intégrité du motif à la surface et aussi dans le volume, sans discontinuité ni scission,
- une synchronisation de pénétration, migration et émergence de toutes les parties du motif.

Notons que l'uniformité de l'émergence est particulièrement importante. Comme nous l'avons vu précédemment, le chemin dopé s'élargit avec le temps au cours de l'émergence de l'alliage

liquide (cf. II.2.2 et la Figure II.14). Cet étalement peut éventuellement couvrir toute la surface du wafer si l'alliage liquide est laissé assez longtemps en face de sortie à haute température. Ainsi, la solution idéale serait de refroidir le wafer immédiatement après l'arrivée de l'alliage liquide à la face de sortie. Nous devons cependant atteindre une émergence complète de toute la partie du motif d'Al avant de commencer le refroidissement (afin d'éviter l'alliage non-émergé de se solidifier dans le silicium). Une maîtrise de l'uniformité de l'émergence est alors importante pour limiter l'étalement indésirable.



**Figure II.25 Morphologie de la face de sortie d'un wafer 6 pouces thermomigré. Les positions de billes (cercle rouge) et de la discontinuité du motif (cercle bleu) sont indiquées.**

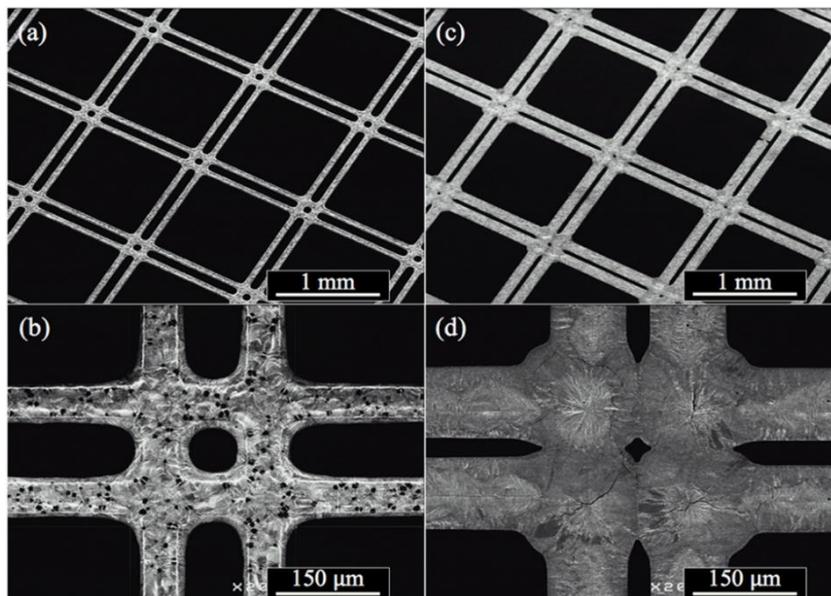
L'uniformité du procédé et l'intégrité du motif sont étroitement liées. Ces deux critères exigent des migrations stables et synchronisées. La migration stable peut être obtenue en optimisant la largeur / l'épaisseur de la ligne d'Al. En utilisant le plan (100) et le motif « Double Grille », la

stabilité peut être renforcée du fait d'une meilleure linéarité et des lignes moins larges à migrer, sous réserve que l'alignement soit correct. L'homogénéité de la température sur la surface du wafer est indispensable en vue d'avoir une uniformité satisfaisante.

La Figure II.25 montre un exemple représentatif de l'état de l'art de la stabilité et l'uniformité du procédé. La face de sortie d'une plaquette (100) de 6 pouces et d'épaisseur 240  $\mu\text{m}$  est présentée. La plaquette a été soumise à un recuit à 1320  $^{\circ}\text{C}$  pendant 3 min. La rotation du wafer, le « *lamp contouring* » et l'anneau de garde ont été mis en place. Le motif initial d'Al est « Double Grille ». La ligne d'Al a une largeur de 50  $\mu\text{m}$  et une épaisseur de 10  $\mu\text{m}$ . La distance entre deux lignes adjacentes est 100  $\mu\text{m}$ . A première vue, l'uniformité de l'émergence est excellente. A part quelques discontinuités (une seule indiquée par le cercle bleu sur la Figure II.25), l'ensemble du motif a émergé. Cela témoigne d'une bonne uniformité thermique. La faible variation de warp (environ 20  $\mu\text{m}$ ) avant / après le recuit confirme la même conclusion.

### II.2.3.7 Intégrité de la surface du silicium : rugosité, billes et résidus aluminés

Dans une filière de fabrication d'un composant, certains procédés post-TGZM, notamment les dépôts de passivation / métallisation, nécessitent une surface de silicium lisse et propre pour garantir la qualité d'isolation ou de contact. Les résidus aluminés laissés sur les deux faces opposées du wafer (cf. Figure II.26) doivent être éliminés avant toute opération ultérieure. La formation de billes / amas sur la surface du silicium doit également être complètement évitée. La rugosité de la zone migrée doit être limitée, voire éliminée.



**Figure II.26** Morphologies de la face d'entrée ((a) et (b)), de la face de sortie ((c) et (d)) du wafer après TGZM. Les figures (b) et (d) montrent des surfaces rugueuses dans les zones thermomigrées.

La problématique concernant les résidus aluminés est une des conséquences néfastes de l'atmosphère oxydante. En effet, l'aluminium réagit rapidement avec l'oxygène, surtout à haute température, formant ainsi l'alumine, un matériau connu pour sa dureté et sa résistance à la gravure chimique. Après le procédé TGZM, deux couches d'alumine sont formées : l'une située en face d'entrée formée avant la pénétration de l'Al, l'autre en face de sortie formée après l'émergence de l'alliage. Le retrait des résidus aluminés consiste à éliminer ces deux couches d'alumine, ainsi que l'ensemble de l'alliage métallique riche en Al. Deux stratégies sont possibles :

- une rectification de la surface de façon mécanique suivie par polissage mécano-chimique,
- une gravure par voie humide ou sèche.

La rectification mécanique est attractive. Cette méthode exige un wafer relativement épais, favorisant ainsi le contrôle de warp (le wafer épais est plus résistant à la déformation thermique). De plus, la surface rugueuse de la zone thermomigrée peut être éliminée par polissage en même temps de la rectification. Cependant, il y a une condition indispensable pour que l'on puisse effectuer la rectification mécanique : le procédé TGZM doit être effectué au début du processus de fabrication (cf. II.2.3.8).

Si l'on veut insérer le procédé TGZM après la réalisation de la zone active, le retrait de résidus par gravure est incontournable. Néanmoins, très peu de solutions humides enlèvent efficacement l'alumine. L'acide phosphorique attaque ce matériau, mais la réaction chimique doit avoir lieu à une haute température ( $> 200^{\circ}\text{C}$ ) pour atteindre une vitesse de gravure acceptable (de l'ordre de quelque  $\mu\text{m}$  par heure). Cela nécessite un équipement spécifique [100] qui n'est pas encore répandu dans l'industrie. Nous devons alors recourir à d'autres moyens de retrait. Nous verrons les détails dans la section II.3.

La formation de billes a été évoquée précédemment. Dans la référence [23], B. Morillon attribue ce phénomène à l'effet néfaste de l'atmosphère oxydante. En utilisant un recuit à deux étapes, l'une à basse température sans oxygène (ou avec une faible quantité), l'autre à haute température avec une quantité d' $\text{O}_2$  plus élevée, le nombre de billes a été réduit, de quelques centaines à quelques-unes dans les meilleurs cas. Nous pouvons constater des traces de billes sur la face de sortie dans la Figure II.25 (deux billes indiquées par les cercles rouges). Ce résultat n'est pas satisfaisant car l'objectif est de complètement éviter la formation de billes. Dans la section II.4, nous allons corréler la formation de billes avec la température. Un nouveau motif, développé pour pallier ce problème, semble donner des résultats prometteurs, malgré le problème de transparence du hublot.

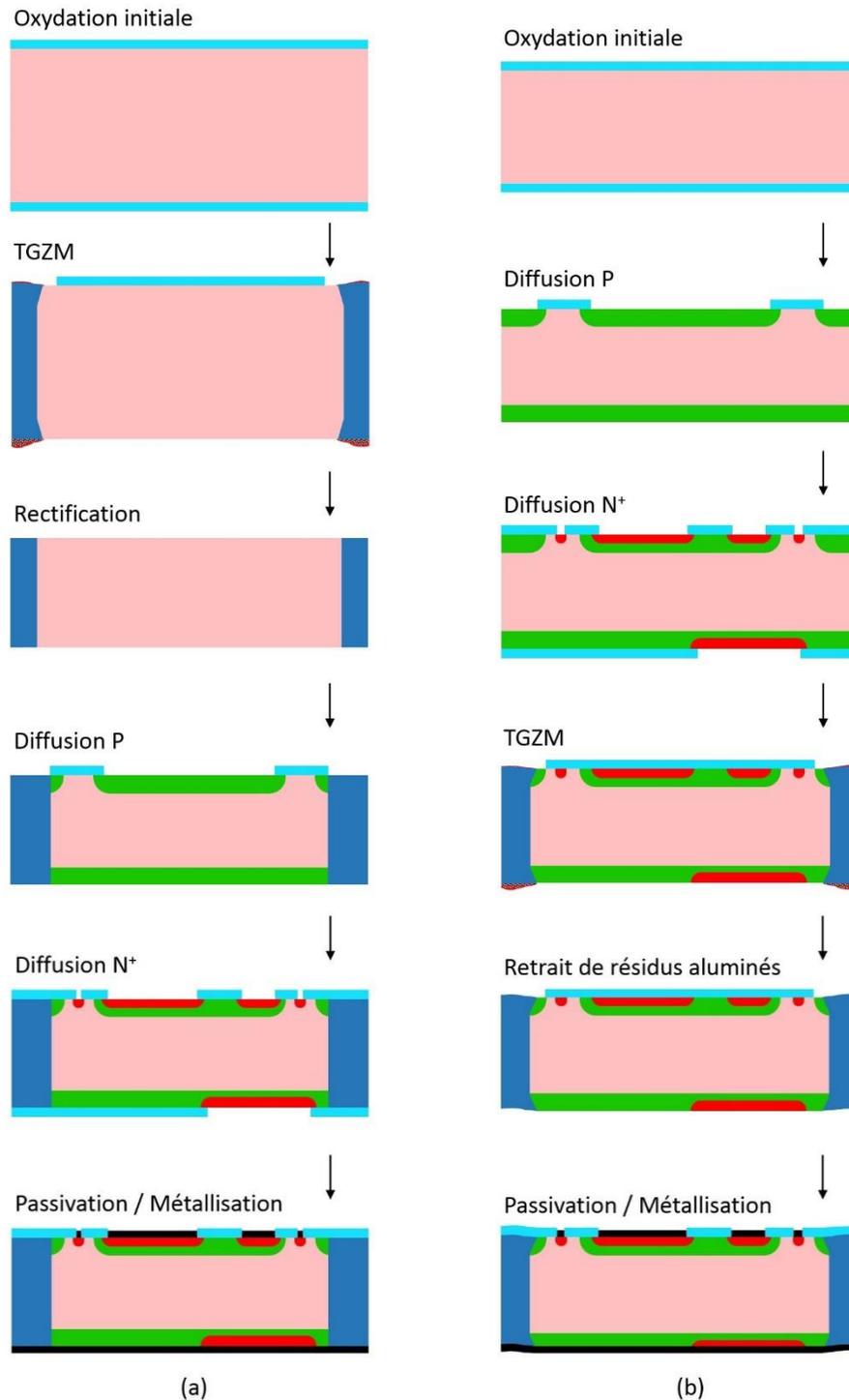
Dans la zone où la thermomigration est effectuée, une surface plus ou moins rugueuse est inévitable à cause de la resolidification du silicium (cf. Figure II.24). Une rugosité importante provoque un mauvais étalement de résine lors de la photolithographie et des dépôts de passivation / métallisation défectueux. Parmi les solutions envisageables, le polissage semble évident, mais cela n'est pas toujours réalisable. Des études précédentes ont montré que la rugosité de la zone migrée peut être réduite en faisant migrer une ligne d'Al moins large et moins épaisse. En effet, moins le volume de l'alliage liquide est important, moins la recristallisation à la surface est perturbée par des instabilités locales. Cette découverte, combinée avec l'intention d'insérer le procédé TGZM à la fin de la filière de fabrication, a abouti à une préférence pour le motif « Double Grille ».

#### II.2.3.8 Insertion de la TGZM dans une filière de fabrication

Comme nous l'avons vu précédemment, les études antérieures sur l'industrialisation du procédé TGZM montrent des résultats très encourageants. Une question que nous pouvons nous poser aujourd'hui : à quel moment intégrer le procédé TGZM dans la filière de fabrication ? D'une manière générale, deux positions sont envisageables : avant ou après la réalisation de la zone active. Chaque stratégie présente des avantages et des inconvénients.

Si le procédé TGZM est effectué au début du processus (cf. Figure II.27 (a)), comme nous l'avons évoqué, l'intégrité de la surface du silicium (les zones resolidifiées rugueuses, les résidus aluminés) peut être assurée par la rectification de la surface du silicium. Cela nous permet d'utiliser des plaquettes épaisses bénéficiant ainsi une meilleure tenue mécanique. Nous pouvons du même coup nous débarrasser des zones dopées étendues à l'entrée et la sortie de l'alliage. Un autre avantage majeur est la tenue en tension optimisée. En effet, le profil de dopage obtenu par TGZM est abrupt. Le bilan thermique cumulé au cours des diverses diffusions successives (diffusions P / N<sup>+</sup>) peut redistribuer latéralement le dopant et transformer le profil abrupt en profil graduel, favorisant ainsi la tenue au blocage [85]. Ces recuits post-TGZM sont aussi profitables de points de vue de la gestion de contraintes (cf. II.2.3.4) et de la fermeture de discontinuités.

Nous pouvons également identifier quelques points faibles à cette stratégie. D'abord, la rectification du wafer rend complexe l'alignement lors de l'étape suivante. Une étape de révélation supplémentaire sera alors nécessaire pour visualiser les zones thermomigrées. Deuxièmement, la contamination issue du procédé TGZM (l'aluminium et des autres éléments métalliques introduits lors du recuit rapide) peut polluer les équipements utilisés dans la suite



**Figure II.27 Insertion de la TGZM dans une filière de fabrication de TRIAC « Planar ». Le procédé TGZM peut être effectué avant (a) ou après (b) les diffusions de la zone active.**

de processus. Par conséquent, il faut dédier une ligne de fours spécifiques à cette filière de composant. Troisièmement, la redistribution latérale de dopant impacte négativement le dimensionnement de caisson d'isolation. D'après la référence [23], on peut s'attendre à une expansion latérale de l'ordre de  $75 \mu\text{m}$  de chaque côté du caisson après un bilan thermique d'une filière thyristor / TRIAC classique. Autrement dit, la largeur finale du caisson est

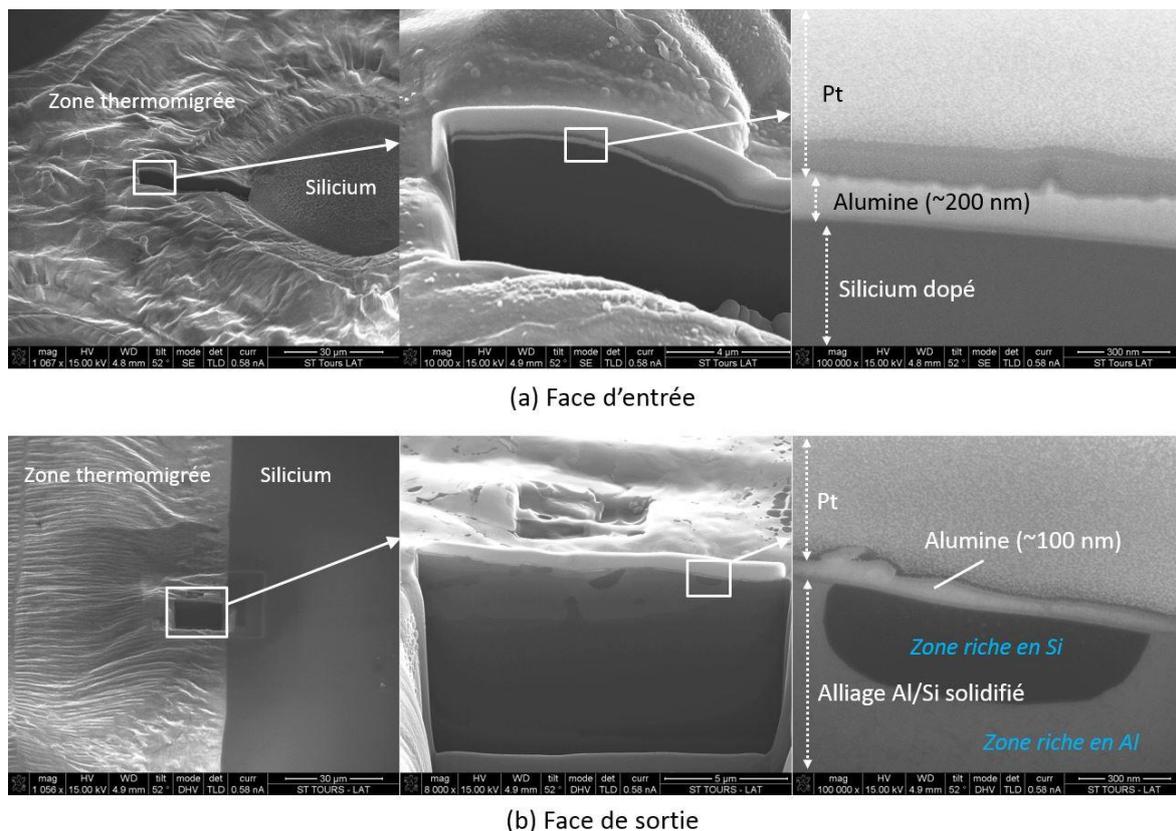
supérieure à 150  $\mu\text{m}$  (environ 180  $\mu\text{m}$  avec une largeur initiale de 50  $\mu\text{m}$ ). Dans ce cas, la configuration « Simple Grille » est plus attractive que deux autres motifs pour la raison de taille.

Si la TGZM est insérée en fin de processus, c'est-à-dire après toutes les diffusions de bases / émetteurs telle qu'illustrée par la Figure II.27 (b), nous pouvons obtenir une meilleure comptabilité avec les filières de fabrication existantes. Les fours de diffusion actuellement utilisés par autres filières de composant peuvent être partagés. Par contre, l'utilisation des plaquettes minces nécessite une bonne gestion de contraintes ainsi d'une gravure sélective de résidus aluminés et une limitation de la rugosité de zone thermomigrée.

Suite aux discussions ci-dessus, la seule conclusion que l'on puisse tirer actuellement est qu'aucune stratégie n'est parfaite. De plus amples études sont sans doute encore requises afin de déterminer la meilleure position pour insérer le procédé TGZM. Notons que, dans tous les deux cas, la maturité technologique ne permet pas une production industrielle à l'heure actuelle. Il est nécessaire de résoudre la problématique de billes avec le choix de motif « Grille Continue » ou de déterminer d'autres configurations sans billes en assurant également la verticalité du caisson TGZM. Un deuxième point important, dans le cas de l'insertion après la réalisation de la zone active, est le retrait de résidus aluminés sans endommager la surface de silicium. Afin de mieux comprendre, et éventuellement lever ces deux points bloquants, une étude a été menée pour le retrait des résidus aluminés et la disparition des billes. Ce travail sera présenté dans les deux parties suivantes.

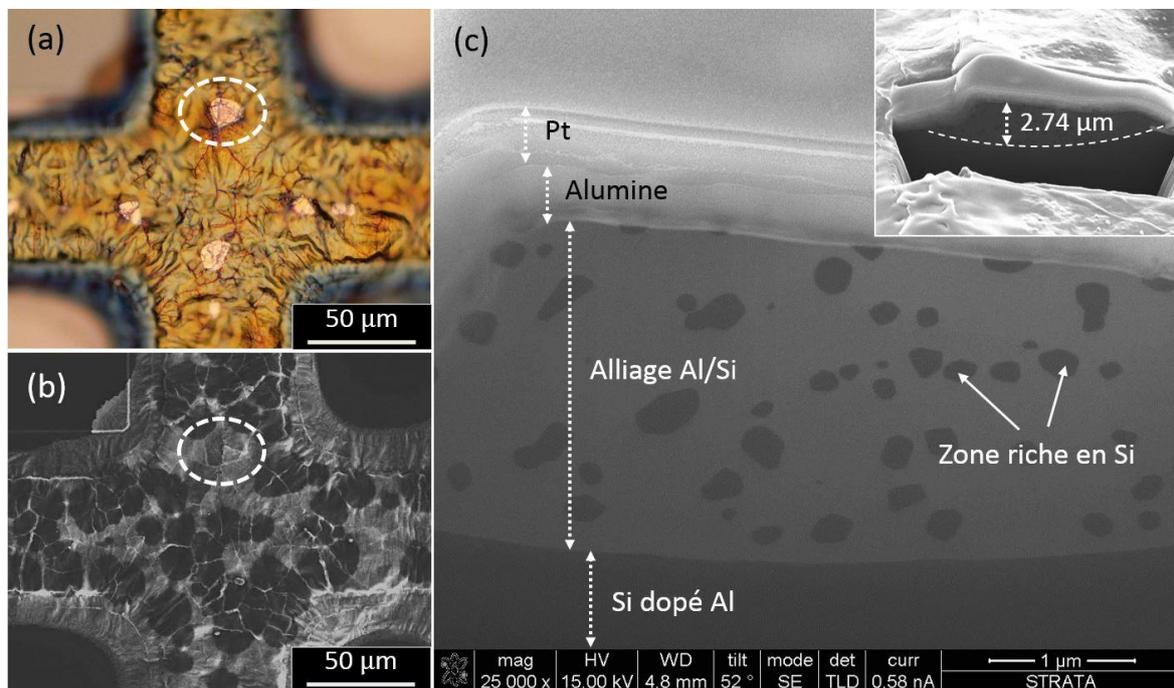
## II.3 Retrait de résidus aluminés post-thermomigration

Selon les études réalisées auparavant, la difficulté du retrait de résidus aluminés est le retrait de l'alumine en elle-même. Dans un premier temps, avant de se concentrer sur la gravure, nous avons mesuré les épaisseurs de l'alumine à graver. Le wafer a été soumis à un recuit TGZM typique à 1300 °C pendant 3 min. Dans la zone thermomigrée, après deux dépôts de couches protectrices (platine), des micro-sections ont été préparées sur la face d'entrée ainsi que sur la face de sortie à l'aide d'un faisceau de gallium focalisé (FIB). La Figure II.28 regroupe l'ensemble des observations en MEB. Nous pouvons constater que la couche de l'alumine est très irrégulière en termes d'épaisseur. Généralement, l'alumine sur la face d'entrée est quasiment deux fois plus épaisse que celle sur la face opposée (de l'ordre de 200 nm contre environ 100 nm). On peut s'atteindre alors à un retrait plus difficile sur la face d'entrée que sur la face de sortie.



**Figure II.28** Observation de micro-section sous MEB après une découpe par FIB : (a) sur la face d'entrée, (b) sur la face de sortie.

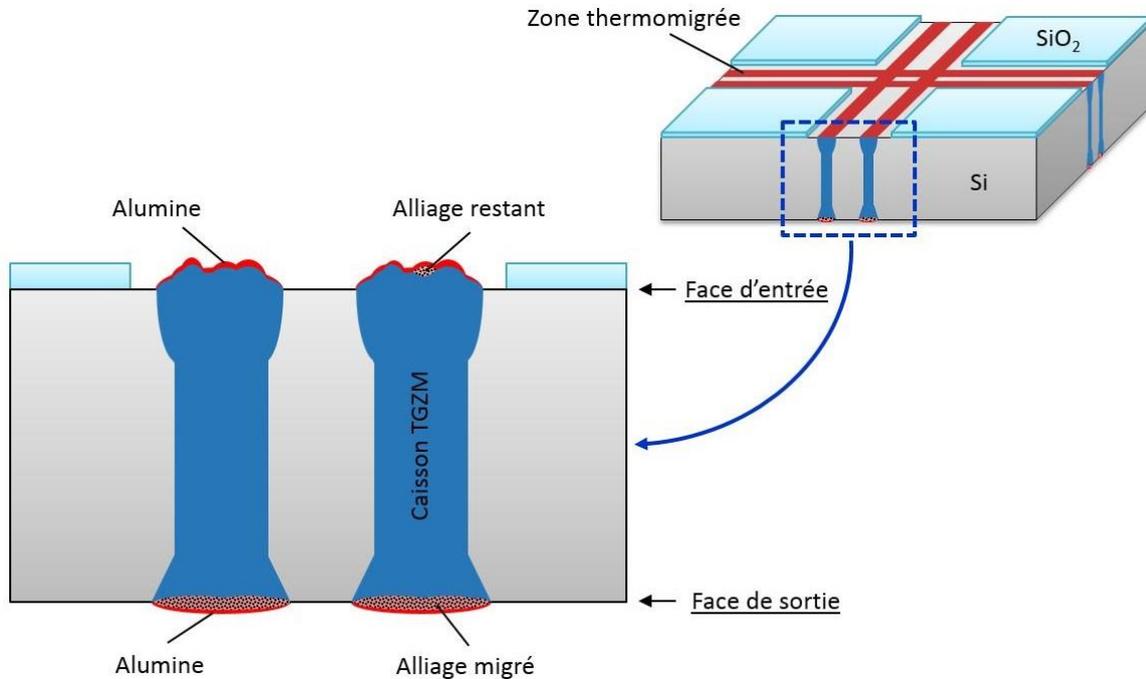
A part l'alumine, l'alliage Al/Si solidifié est aussi considéré comme un résidu non-désirable. La majeure partie de ce mélange solide se trouve sur la face de sortie. Nous pouvons observer une microstructure typique de l'alliage Al/Si solide sur la Figure II.28 (b). Des noyaux riches en Si se répartissent aléatoirement dans une zone de  $\alpha$ -Al. Sur la face d'entrée, la découverte de la présence de l'alliage Al/Si était inattendue. Grâce à la transparence de l'alumine à la lumière visible, des grains brillants couverts par l'alumine sont d'abord observés sous microscopie optique (cf. Figure II.29 (a)). De plus, une analyse EDX basée sur une lame découpée par FIB nous révèle que ces grains sont composés d'Al et Si. Nous pouvons retrouver une deuxième fois la morphologie typique de l'alliage Al/Si solide sur la Figure II.29 (c). Notons que l'alumine au-dessus de l'alliage non-migré est plus épaisse (environ 400 nm) que sur les zones migrées.



**Figure II.29** Observation de l'alliage Al/Si non-migré en face d'entrée. Les images (a) et (b) sont prises au même endroit par microscope optique (a) et MEB (b), respectivement. La figure (c) montre une observation de micro-section par MEB après une découpe par FIB à l'emplacement du cercle.

Afin d'expliquer la présence de l'alliage non-migré, nous devons revenir sur le mécanisme de TGZM. Le mouvement de l'inclusion liquide est issu de deux forces opposées [86] : le gradient de température est l'origine de la force motrice, la tension de surface s'oppose à celle-ci. Sachant que la tension de surface s'élève avec la diminution de la taille de la goutte liquide, il existe alors une taille minimale critique. Au-dessous de cette limite, la force due à la tension de surface devient suffisamment importante pour empêcher le mouvement de l'alliage liquide. De

fait, au début de la thermomigration, au fur et à mesure que l'alliage liquide s'infiltré dans le volume du wafer, les dimensions des zones liquides restant en surface diminuent jusqu'à une taille minimale mentionnée ci-dessus. Enfin, cette partie d'alliage liquide est bloquée à la face d'entrée, laissant des grains métalliques après le refroidissement.



**Figure II.30 Illustration de la structure et de la composition de résidus aluminés.**

La Figure II.30 résume schématiquement l'ensemble de résultats observés ci-dessus. L'objectif de la gravure est d'enlever la totalité de l'alumine et de l'alliage Al/Si solide, que nous retrouvons sur la face d'entrée mais aussi sur la face de sortie. Dans un premier temps, nous ciblerons directement ces résidus aluminés. Diverses gravures humides / sèches ont été testées et comparées. Au cours de ces premiers tests, nous avons découvert que les couches minces d'alumine sont en fait perméables aux solutions humides. Une deuxième méthode que nous avons envisagée est une technique de gravure indirecte. En utilisant un procédé proche de celui du lift-off, nous cherchons à enlever une quantité limitée de silicium et la totalité de l'alliage métallique situé en-dessous de l'alumine en espérant que cette dernière peut être retirée simultanément. Les paragraphes suivants nous présentent les protocoles expérimentaux et les résultats correspondants.

### II.3.1 Retrait de résidus aluminés par gravure directe

La gravure humide est une technique multi-plaque. Pour des raisons économiques, nous sommes tentés d'évaluer cette technique en premier. Plusieurs recettes de solutions chimiques ont été identifiées dans la littérature en prenant en compte la nature des résidus à graver. Le

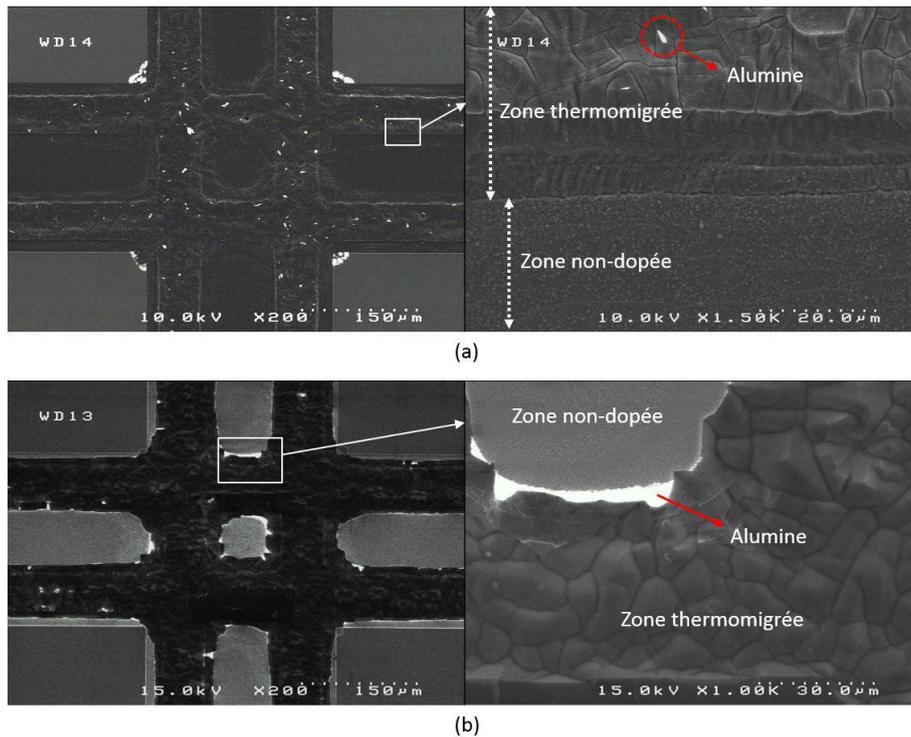
Tableau II.3 résume la composition de toutes les solutions liquides testées au cours de cette étude, ainsi que la température, la durée et le résultat de gravure.

**Tableau II. 3 Résumé des essais de retrait de résidus aluminés par voie humide.**

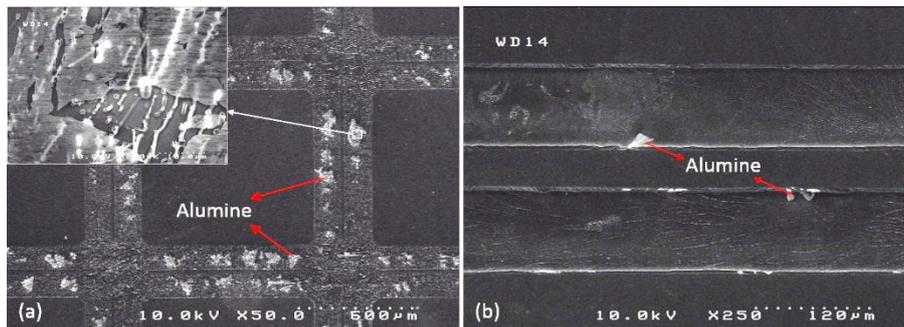
<b>Solution de gravure humide</b>	<b>Température (°C)</b>	<b>Durée (h)</b>	<b>Observation MEB de la face d'entrée après gravure</b>
Acide phosphorique (85 w.% H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> )	150	4	Retrait de l'alliage non-migré, couche d'alumine fissurée
		115	Retrait de la majorité de l'alumine, petits moreaux restant
ANPE (80:5:5:10 H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> (85%) : HNO <sub>3</sub> (70%) : CH <sub>3</sub> COOH (99%) : H <sub>2</sub> O)	80	4	Retrait de l'alliage non-migré, couche d'alumine intacte
Piranha (1:1 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (96%) : H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> (30%))	120	4	Retrait de l'alliage non-migré, couche d'alumine intacte
Mix FAF (10:1 NH <sub>4</sub> F (40%) : HF (49%))	20	0.33	Retrait de l'alliage non-migré, couche d'alumine intacte
OPD 4280 (développeur de résine contenant 2.8% de TMAH*)	20	4	Couche d'alumine fissurée
		72	Petits moreaux d'alumine restant, attaque du Si dopé P <sup>+</sup>

\* TMAH = Tetramethylammonium hydroxide

Comparons d'abord les résultats de gravure sur la face d'entrée. Parmi toutes les recettes testées, un bain à l'acide phosphorique à chaud est la seule solution capable d'éliminer sélectivement l'alumine. Cependant, la vitesse de gravure est très faible même à 150 °C (température maximale autorisée dans notre hotte). Il subsiste encore des petits moreaux d'alumine après 115 h de gravure. Pour enlever la totalité de résidus non-désirables, la durée de gravure nécessaire est probablement supérieure à 5 jours. Une telle durée de gravure modifie alors largement la surface de silicium. Nous pouvons en effet constater une quantité importante de micro-creux dans la zone non-dopée ainsi que nombreuses fissures dans la zone thermomigrée (cf. Figure II.31 (a)). Une augmentation de la rugosité de la surface de silicium n'est pas souhaitable. Outre l'acide phosphorique, le développeur OPD 4280 attaque lentement l'alumine ainsi que le silicium dopé P<sup>+</sup> (cf. Figure II.31 (b)). Ni la vitesse de gravure ni la sélectivité ne sont satisfaisantes. Pour les autres solutions testées, l'alumine en face d'entrée est simplement intacte après gravure.



**Figure II.31 Morphologie de la face d'entrée gravée par : (a) acide phosphorique à 150 °C pendant 115 h, (b) OPD 4280 à température ambiante pendant 72 h.**



**Figure II.32 Morphologie de la face de sortie gravée par acide phosphorique à 150 °C : (a) pendant 4 h, (b) pendant 115 h.**

Les résultats de diverses gravures sur la face de sortie sont généralement meilleurs que sur la face opposée, mais n'atteignent toujours pas des niveaux acceptables. La majorité des résidus métalliques sont éliminés rapidement car les agents réactifs peuvent s'infiltrer à travers la couche mince, et probablement poreuse, d'alumine. Cependant, seulement une partie de l'alumine se détache avec l'alliage métallique. Le reste d'alumine adhère à la surface de sortie même après un bain d'ultrasons post-gravure. La Figure II.32 nous montre que la gravure par acide phosphorique est capable d'enlever la totalité des résidus en face de sortie. Comme nous l'avons discuté ci-dessus, la durée de gravure et l'augmentation de rugosité ne sont pas acceptables.

L'échec de la gravure humide nous conduit à l'étude de la voie sèche. La gravure par plasma combine à la fois une attaque chimique par les radicaux réactifs et une attaque physique par bombardement ionique. Cette technique est peu sélective, mais elle permet de graver des matériaux qui sont normalement difficiles à enlever par voie humide. Notons que l'optimisation d'une recette sèche (vitesse de gravure, sélectivité, uniformité) est complexe du fait d'un grand nombre de paramètres influant. De fait, l'objectif de la présente étude est de démontrer la faisabilité de la gravure de l'alumine avec des sélectivités acceptables par rapport au Si et au SiO<sub>2</sub>.

D'après la littérature, les gaz halogénés (fluorés, chlorés, etc.) sont les plus couramment utilisés pour la gravure de l'oxyde d'aluminium. Deux gaz halogénés, BCl<sub>3</sub> et CHF<sub>3</sub>, sont disponibles dans notre réacteur Corial 200 IL. Notre étude s'est donc basée sur ces deux gaz réactifs. Notons que l'argon est mélangé avec CHF<sub>3</sub> en utilisant un ratio de gaz 1:1 pour favoriser la gravure par bombardement ionique. Afin de comparer l'efficacité de ces plasmas différents, le débit de gaz total est maintenu à une valeur constante (50 sccm). Une pression fixée (10 mTorr) et une température constante (20 °C) sont utilisées pour tous les tests effectués. L'effet de la gravure a été étudié en fonction de la puissance de source (P<sub>ICP</sub>), de la puissance de polarisation (P<sub>RF</sub>) et de la durée de traitement. Du fait que l'alumine à la face d'entrée est plus épaisse, la majorité des manipulations ont été effectuées sur cette surface de l'échantillon.

La Figure II.33 et la Figure II.34 montrent le changement de morphologie après gravure. Nous voyons que la zone thermomigrée, initialement couverte par une couche de l'alumine, est brillante sous MEB. Au fur et à mesure que l'alumine est gravée par plasma, ces zones brillantes deviennent graduellement sombres et accompagnées de l'apparition du silicium situé en-dessus. On peut observer directement l'influence de la variation des puissances sur la Figure II.33 et la Figure II.34. L'effet de P<sub>RF</sub> est similaire dans les deux types de plasmas. La vitesse de gravure de l'alumine augmente avec la montée de P<sub>RF</sub> en raison d'un bombardement ionique plus énergétique. Pour une puissance de source donnée, plus P<sub>RF</sub> est forte (de 50 à 200 W), plus la disparition de l'alumine est rapide. A l'opposé, l'effet de P<sub>ICP</sub> est différent selon la nature de plasma.

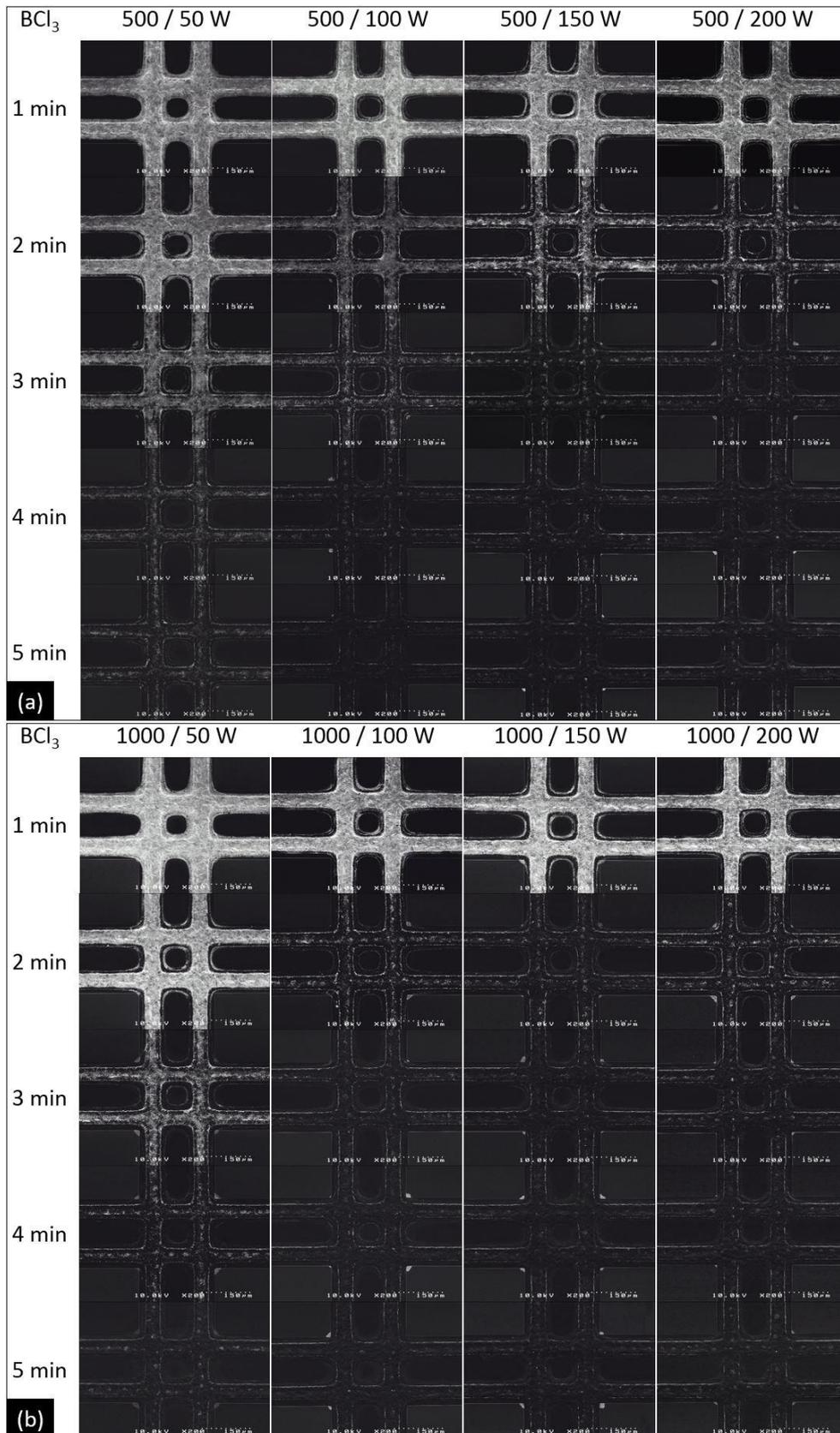


Figure II.33 Évolution de la face d'entrée après le traitement par plasma  $\text{BCl}_3$ .  $P_{\text{ICP}}$  utilisée est (a) 500 W, (b) 1000 W.  $P_{\text{RF}}$  est de 50 à 200 W. La durée de gravure est de 1 à 5 min.

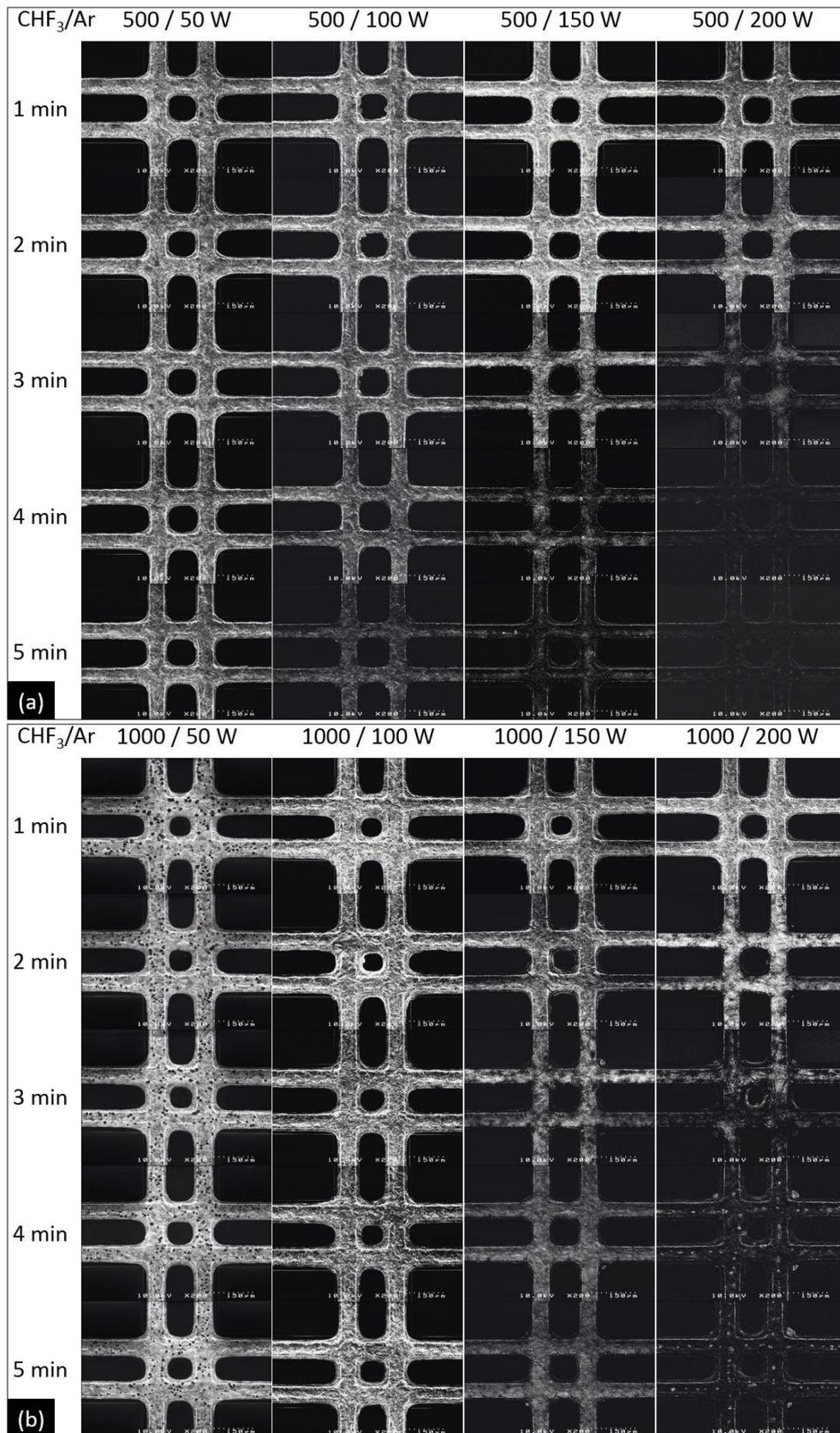


Figure II.34 Évolution de la face d'entrée après le traitement par plasma CHF<sub>3</sub>/Ar. P<sub>ICP</sub> est (a) 500 W, (b) 1000 W. PRF est de 50 à 200 W. La durée de gravure est de 1 à 5 min.

En comparant les figures II.33 (a) et (b), nous pouvons constater que, l'alumine est enlevée plus rapidement dans le plasma  $\text{BCl}_3$  avec une puissance de source plus élevée. De l'autre côté, il semble que la vitesse de gravure soit légèrement réduite dans le plasma  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  par une augmentation de  $P_{\text{ICP}}$  de 500 à 1000 W (cf. Figure II.34 (a) et (b)). Plus particulièrement, dans le cas de  $P_{\text{ICP}}/P_{\text{RF}}$  1000/50 W, on observe un dépôt de polymère après le traitement par plasma  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  au lieu d'une gravure. Notons que, sur la Figure II.34 (b), les photographies pour le réglage de puissance 1000/50 W sont prises après le retrait de ce polymère par plasma  $\text{O}_2$ . Dans ce cas-là, l'alumine est intacte en raison de la protection due au polymère.

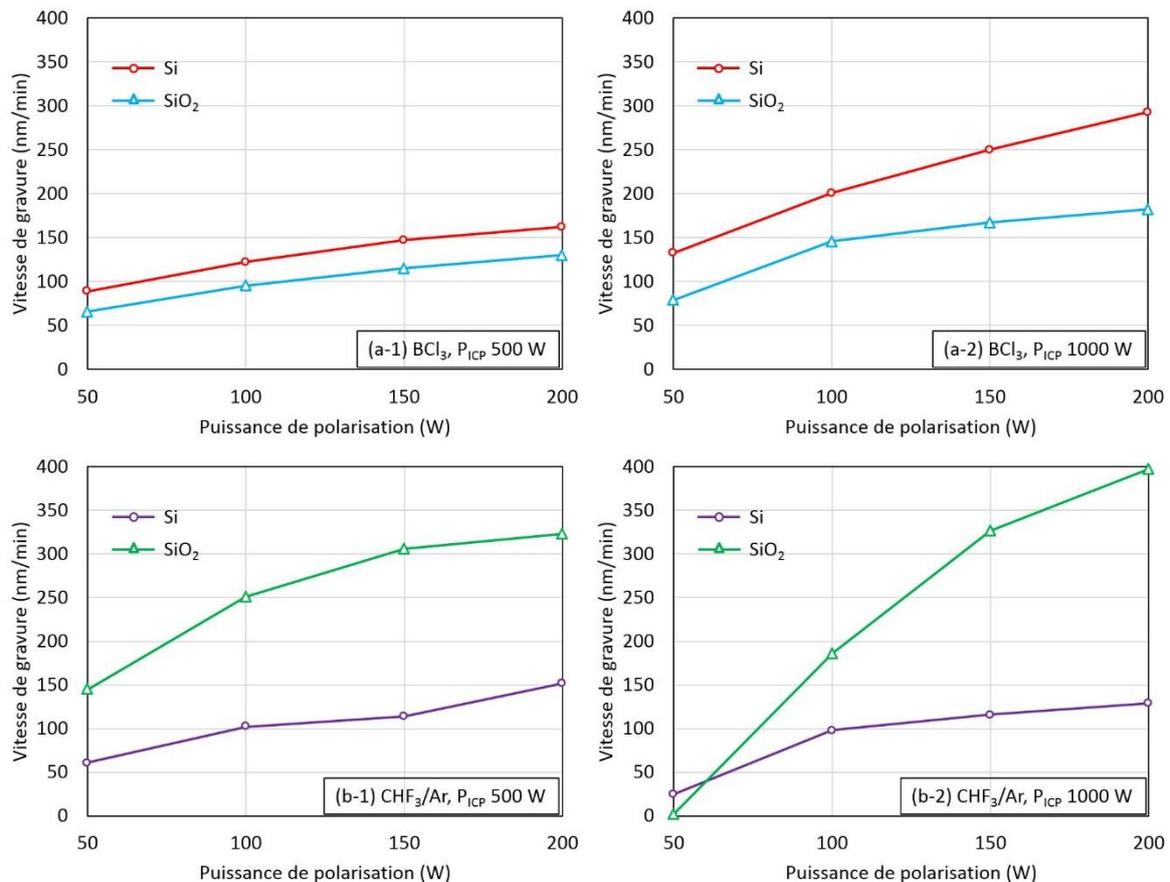
Comparons maintenant l'efficacité de ces deux plasmas. D'une manière générale, le plasma  $\text{BCl}_3$  enlève l'alumine au moins deux fois plus vite que  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$ , sous réserve que les conditions de gravure soient identiques. Cela s'explique par trois mécanismes essentiels :

Premièrement, la gravure de l'alumine par plasma dépend fortement de l'énergie de bombardement ionique [101]. Cette dernière est essentiellement contrôlée par la tension de polarisation. Pour des réglages de puissance identiques, la tension de polarisation générée dans le réacteur est plus élevée avec  $\text{BCl}_3$ , car le gaz chloré est moins électronégatif que le gaz fluoré. On peut s'attendre alors une vitesse de gravure plus élevée avec le plasma  $\text{BCl}_3$ .

Deuxièmement, même avec des tensions de polarisation comparables (ex. les tensions sont toutes d'environ  $-160$  V pour  $\text{BCl}_3$  1000/100 W et  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  1000/200 W), le plasma  $\text{BCl}_3$  est toujours plus efficace que  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  (cf. Figure II.33 (b) et la Figure II.34 (b)). Cela est probablement lié à la volatilité des produits de gravure potentiels. Selon leurs points de fusion / sublimation [101], les produits de gravure générés dans un plasma chloré ont des plus fortes volatilités par rapport à un plasma fluoré. Ainsi, la réaction chimique à la surface de l'alumine se produit plus efficacement avec les radicaux à base de Cl.

Enfin, comme nous avons évoqué précédemment, la génération de polymère dans le plasma  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  freine ou empêche la gravure de l'alumine.

Avec une vitesse de gravure plus ou moins rapide,  $\text{BCl}_3$  et  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  sont tous les deux capables de graver l'alumine. Nous cherchons donc maintenant lequel permet une gravure sélective. Afin de comparer la sélectivité de gravure, les vitesses de gravure du Si et du  $\text{SiO}_2$  sont mesurées séparément. La vitesse de gravure du Si est mesurée avec une plaquette de silicium vierge. En pesant la différence de poids avant et après la gravure sèche, nous pouvons calculer la vitesse. La vitesse de gravure du  $\text{SiO}_2$  est déterminée en mesurant le changement d'épaisseur avant / après la gravure à l'aide de « Nanospec ».

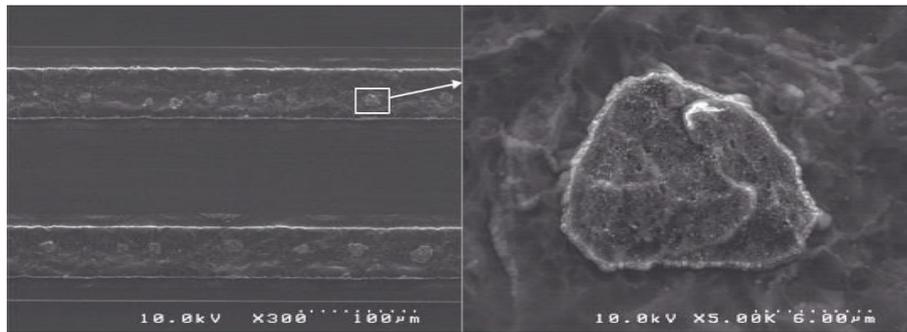


**Figure II.35 Vitesse de gravure du Si et du  $\text{SiO}_2$  en fonction de la puissance de polarisation avec plasma (a)  $\text{BCl}_3$  et (b)  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$ . La puissance de source ( $P_{\text{ICP}}$ ) est indiquée sur chaque figure.**

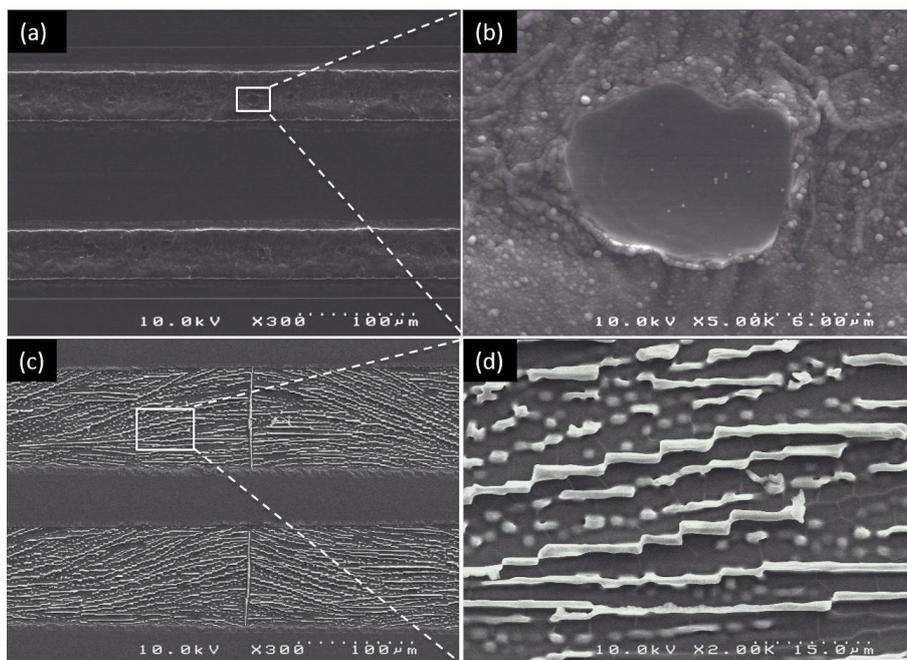
La Figure II.35 résume l'ensemble de résultats. Chaque point de données représente la valeur moyenne de trois (pour Si) ou de cinq (pour  $\text{SiO}_2$ ) gravures indépendantes. Telles qu'indiquées par les courbes, les variations de vitesse de gravure suivent des tendances similaires en fonction de la puissance de polarisation. Pour une  $P_{\text{ICP}}$  donnée, l'attaque de Si /  $\text{SiO}_2$  est accélérée en augmentant  $P_{\text{RF}}$ . Dans le plasma  $\text{BCl}_3$ , la vitesse de gravure du Si est toujours supérieure à celle du  $\text{SiO}_2$ . Au contraire, avec une seule exception, le plasma  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  grave généralement le  $\text{SiO}_2$  plus rapidement que le Si.

Une fois que les vitesses de gravure soient connues, en combinant la durée de gravure nécessaire estimée sur la Figure II.33 et la Figure II.34, nous pouvons calculer les épaisseurs de Si /  $\text{SiO}_2$  gravées lors d'un retrait complet de l'alumine. Le plasma  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$  enlève environ  $0.6 \mu\text{m}$  d'épaisseur de Si et  $1.5 \mu\text{m}$  d'épaisseur de  $\text{SiO}_2$ , tandis que les consommations de ces deux matériaux dans le plasma  $\text{BCl}_3$  sont environ  $0.7 \mu\text{m}$  et  $0.5 \mu\text{m}$  respectivement. Le plasma  $\text{BCl}_3$  semble plus prometteur car il permet d'avoir une meilleure sélectivité vis-à-vis de  $\text{SiO}_2$  et une sélectivité vis-à-vis de Si du même l'ordre de grandeur que par le plasma  $\text{CHF}_3/\text{Ar}$ .

La gravure indésirable du Si et du SiO<sub>2</sub> n'est pas le seul problème lors du retrait de résidus aluminés par voie sèche. Comme montrés la Figure II.36, des résidus en forme de grain apparaissent après gravure. Ces résidus sont en fait issues des grains d'alliage Al/Si non-migré. Ils sont profondément incrustés dans le silicium et particulièrement résistant à l'attaque plasma. Nous pouvons le constater même après 30 min de traitement. Clairement, la gravure sèche n'est pas une technique adéquate pour enlever ces résidus métalliques.



**Figure II.36 Résidu en forme de grain après l'enlèvement de l'alumine sur la face d'entrée.**



**Figure II.37 Morphologie de surface après deux étapes de gravure : (a) et (b) la face d'entrée, (c) et (d) la face de sortie.**

Enfin, un procédé comprenant deux étapes de gravure a été testé : une première étape de gravure sèche en limitant la durée de traitement, suivie par une deuxième étape de gravure humide. La Figure II.37 montre les morphologies de surface après gravure. Les deux faces de plaquette sont d'abord traitées par plasma BCl<sub>3</sub> pendant 200 s avec un réglage de puissance 1000/100 W. Le wafer est ensuite plongé dans un bain d'ANPE à 80 °C pendant 10 min. Comme ce que nous pouvons constater sur la Figure II.37, le retrait de résidus aluminés est complet. L'absence de

résidus aluminés sur les deux faces du wafer est confirmée par analyse EDX. Les résidus en forme de micro-escalier sur la face de sortie (cf. Figure II.37 (b)) sont le silicium rejeté au cours de la solidification de l'alliage Al/Si. L'épaisseur de SiO<sub>2</sub> enlevée au cours de la gravure est de l'ordre de 480 nm. Cela est en accord avec les mesures précédentes.

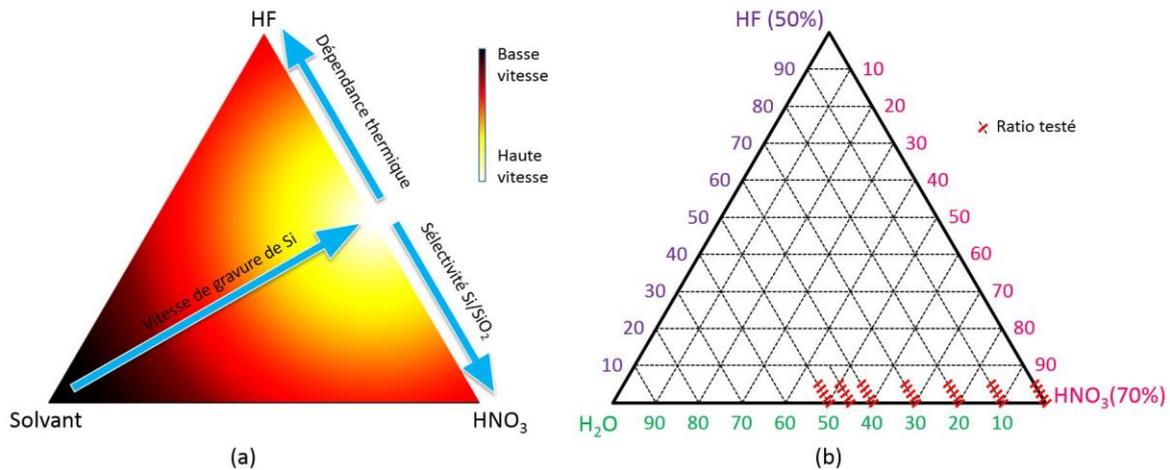
En résumé, diverses gravures humides ou sèches ont été examinées en vue d'enlever la totalité de résidus post-TGZM. Un procédé comprenant deux étapes de gravure a enfin été développé : une première gravure par voie sèche ciblant l'alumine et une deuxième gravure par voie humide ciblant l'alliage. La faisabilité de ce procédé a été démontrée. Cependant, d'un point de vue économique, cette technique est coûteuse car elle s'agit de deux gravures sèches et une gravure humide par wafer. Dans les paragraphes suivants, nous allons tenter de développer une technique de gravure collective, et donc moins coûteuse.

### II.3.2 Retrait de résidus aluminés par gravure indirecte

Comme évoqué précédemment, le principe du retrait dit « indirect » consiste à enlever une quantité limitée de silicium et la totalité de l'alliage métallique situé en-dessous de l'alumine. N'ayant plus de support sur lequel reposer, l'alumine devrait être aussi enlevée de la surface. L'enjeu de cette stratégie de gravure est de trouver une solution liquide qui attaque efficacement l'alliage Al/Si, et surtout grave le silicium dopé P<sup>+</sup> avec une vitesse sous contrôle.

Dans l'industrie du semiconducteur, le mélange de l'acide nitrique (HNO<sub>3</sub>) et l'acide fluorhydrique (HF) est connu pour effectuer une gravure de silicium [102-105]. Le mécanisme de gravure met en œuvre deux étapes élémentaires : (i) oxydation du Si par HNO<sub>3</sub>, (ii) désoxydation par HF. Notons que les réactions exactes ne sont pas encore totalement claires à ce jour.

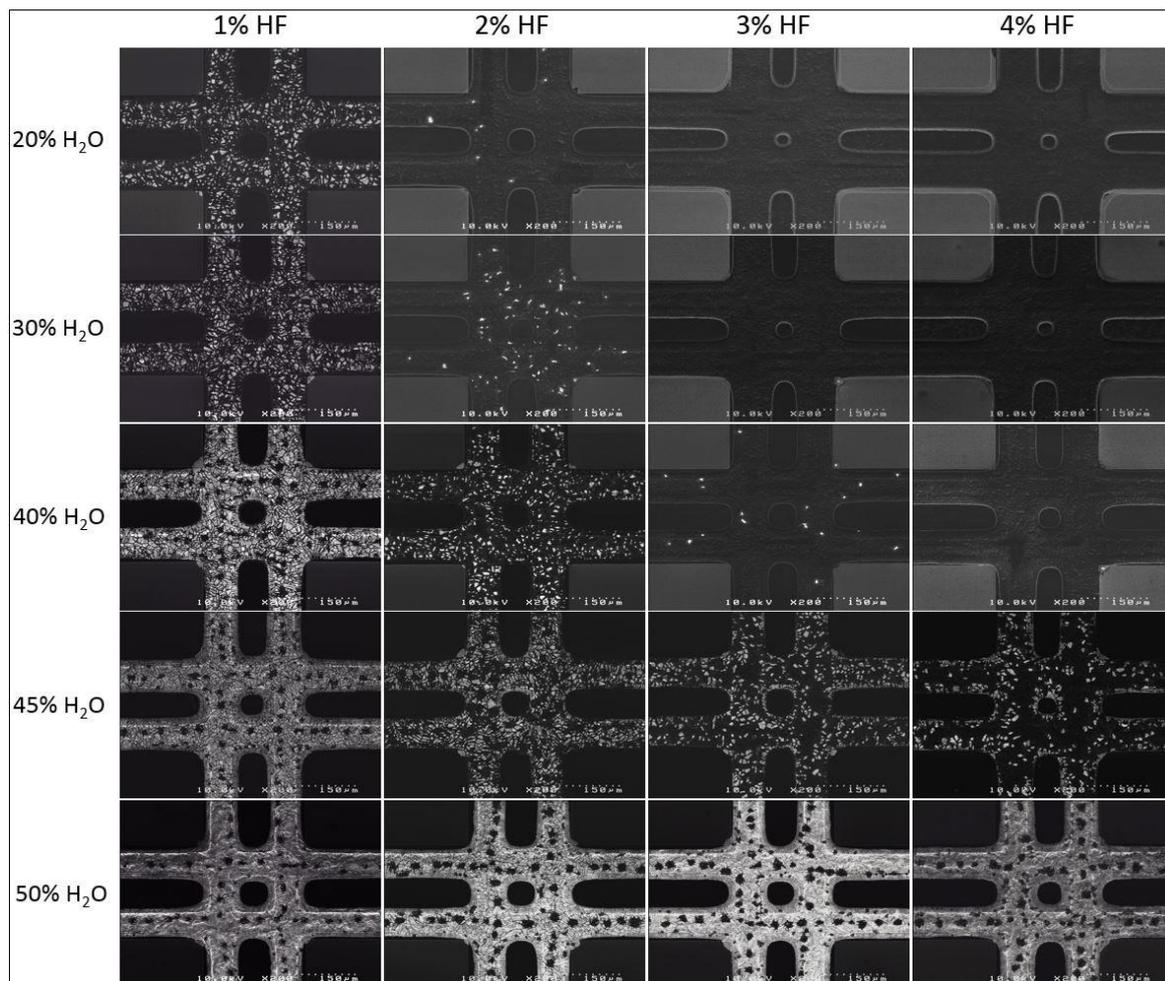
Bien évidemment, du fait de la présence d'HF, ce mélange aqueux attaque l'oxyde de champ (SiO<sub>2</sub>), qui doit être conservé après gravure. En ajustant les dosages des deux agents réactifs, le mélange HF / HNO<sub>3</sub> peut devenir sélectif par rapport au SiO<sub>2</sub> (il attaque toujours le SiO<sub>2</sub> mais plus faiblement). De plus, en ajoutant un troisième composant liquide, telle que l'acide phosphorique (H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>), l'acide acétique (CH<sub>3</sub>COOH) ou encore l'eau, nous pouvons optimiser encore la sélectivité de gravure. La Figure II.38 (a) illustre l'effet général du dosage des trois compositions sur la vitesse de gravure de Si et la sélectivité Si/SiO<sub>2</sub>.



**Figure II.38 Triangle de concentration de trois composants de mélange HF / HNO<sub>3</sub>/ solvant. La figure (a) montre les effets généraux de trois compositions sur la vitesse de gravure de Si et la sélectivité Si/SiO<sub>2</sub>. La figure (b) montre les dosages étudiés dans la présente étude.**

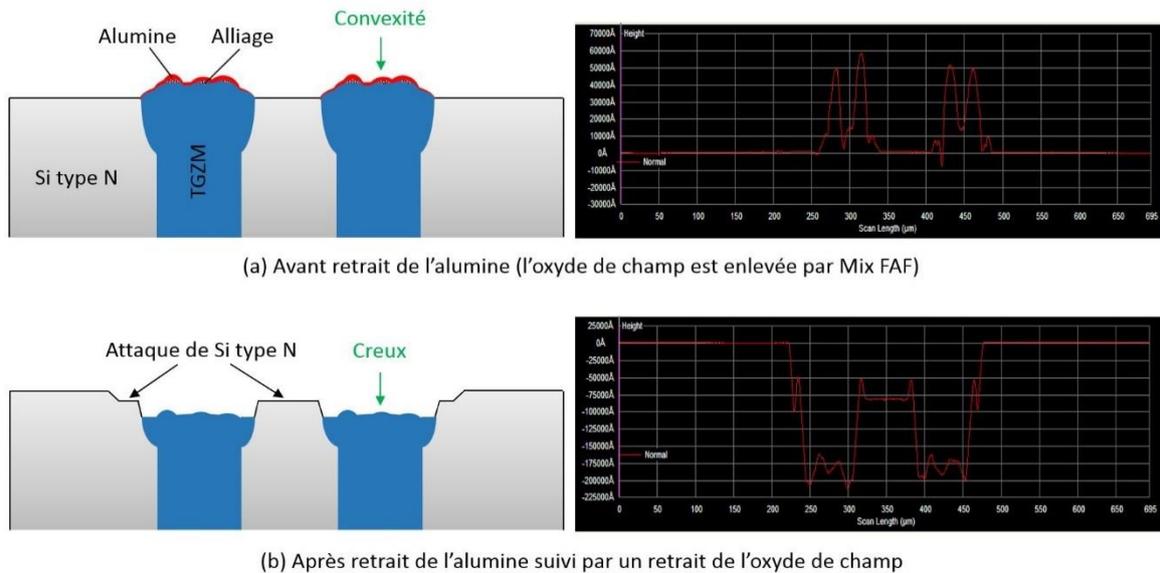
D'après la Figure II.38 (a), afin de satisfaire la sélectivité de gravure, la solution finale doit être composée d'une faible concentration d'HF et d'une concentration de HNO<sub>3</sub> relativement élevée. Vu que l'on cherche également une vitesse de gravure de Si contrôlée, la solution finale doit être diluée. Afin de mieux comprendre la fonctionnalité de chaque agent réactif, l'eau est choisie comme diluant dans la présente étude en évitant d'introduire un quatrième composant chimique dans la solution finale. Toutefois, H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> ou CH<sub>3</sub>COOH reste des solvants très intéressants en raison d'une gravure plus performante sur l'alliage riche en Al et/ou d'une meilleure mouillabilité de la surface à graver. Enfin, la Figure II.38 (b) montre les ratios HF (50%) : HNO<sub>3</sub> (70%) : H<sub>2</sub>O testés dans la présente étude. Le dosage d'HF (50%) est variable de 1 à 4 w.%. La fraction massique de HNO<sub>3</sub> (70%) est variable de 46 à 99 w.%.

Dans un premier temps, on cherche à démontrer la faisabilité de cette stratégie de gravure « indirecte ». Des échantillons thermomigrés ont été soumis à des gravures dans des mélanges de différents dosages pendant une durée de gravure constante. La Figure II.39 regroupe les morphologies de la face d'entrée après ce type de gravure. La fragmentation ou la disparition de la couche lumineuse signifie que ce mélange liquide enlève l'alumine. La composition de cette solution aqueuse influence clairement l'efficacité de retrait. Pour se débarrasser de la totalité de l'alumine sur la face d'entrée, la durée nécessaire réduit avec l'augmentation de la proportion d'HF. La dilution par ajout d'eau semble avoir un effet de diminution de la vitesse de gravure.

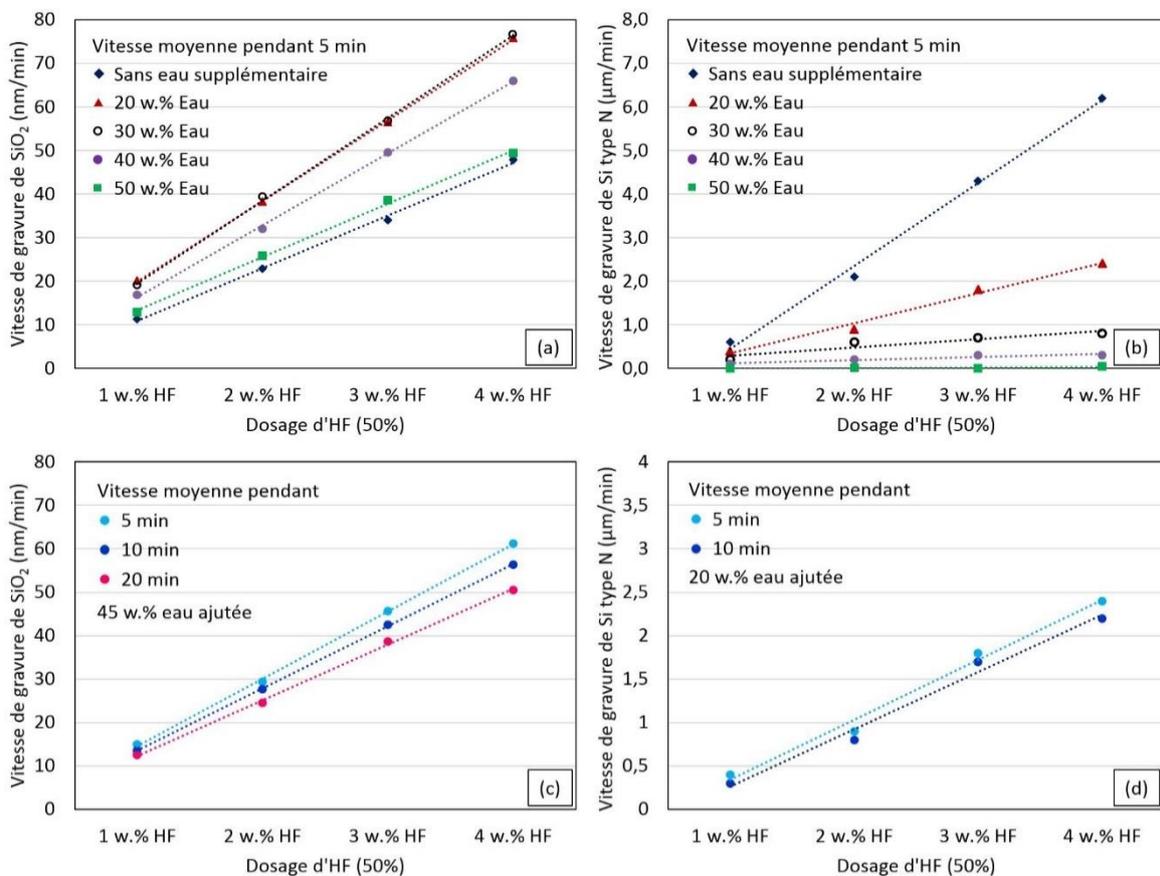


**Figure II.39** Évolution de la face d'entrée après le traitement par mélange HNO<sub>3</sub> / HF / H<sub>2</sub>O. Les fractions massiques d'HF (50%) et de H<sub>2</sub>O dans le mélange sont indiquées sur la figure. La durée de gravure est fixée à 5 min.

En comparant les profils de la surface avant / après gravure à l'aide d'un profilomètre, comme l'on peut s'y attendre, le retrait de l'alumine est issu d'une gravure de silicium dopé P<sup>+</sup>. Telle que montrée sur la Figure II.40, la zone thermomigrée, initialement bombée par rapport à la zone non-dopée, devient creuse après gravure (profondeur de l'ordre de 18 μm sur la Figure II.40 (b)). Le mélange HF/HNO<sub>3</sub> dilué attaque également le silicium de type N avec une vitesse moins élevée que le silicium dopé P<sup>+</sup>.



**Figure II.40** Exemple de profil de surface (face d'entrée) avant et après retrait de l'alumine. (a) Avant retrait de l'alumine (l'oxyde de champ est enlevé sélectivement par Mix FAF pendant 40 min). (b) Après retrait de l'alumine (78:2:20 HNO<sub>3</sub> (70%) : HF (50%) : H<sub>2</sub>O pendant 10 min) suivi par un retrait de l'oxyde de champ (Mix FAF pendant 40 min).

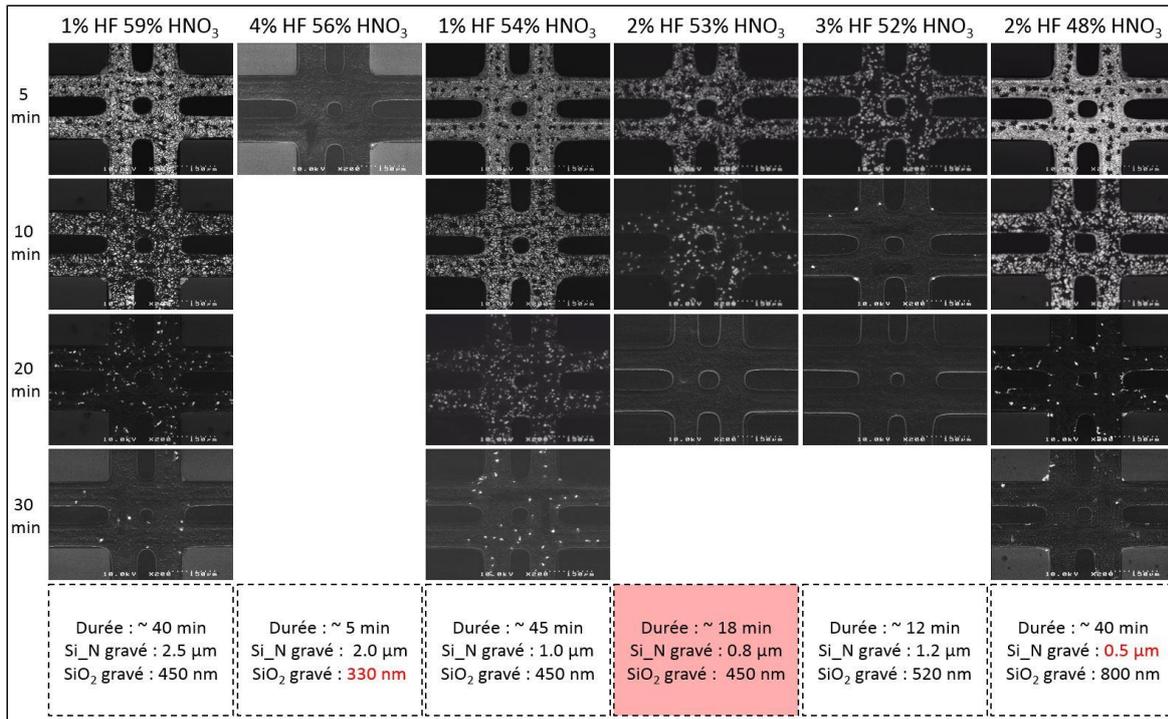


**Figure II.41** Vitesse de gravure moyenne du SiO<sub>2</sub> et du Si (type N) en fonction de la concentration d'HF (50%), de l'ajout de l'eau supplémentaire et de la durée de gravure.

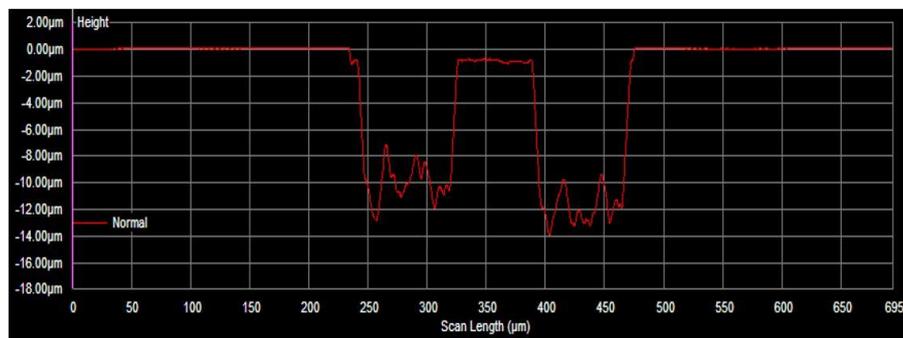
Les vitesses de gravure du SiO<sub>2</sub> et du Si (type N) sont mesurées en fonction de la composition du liquide et de la durée de gravure. Telles qu'indiquées par la Figure II.41, les vitesses augmentent linéairement avec la concentration d'HF. Pour une durée de gravure fixée, en diluant la solution avec de l'eau, l'attaque de SiO<sub>2</sub> est d'abord favorisée par une augmentation de l'eau de 0 à 20 w.%, puis réduite au cas de la proportion de H<sub>2</sub>O > 30 w.%. La vitesse de gravure de Si (type N) diminue avec la dilution du mélange. A part cet effet de concentration, telles que montrée sur la Figure II.41 (c) et (d), les attaques de SiO<sub>2</sub> et de Si (type N) ralentissent avec la durée de gravure.

Dans le but de comparer les sélectivités de gravure pour des mélanges de divers dosages, nous avons observé le changement de surface avec une durée de gravure croissante. Dès lors que l'alumine est enlevée totalement, on mesure les épaisseurs de SiO<sub>2</sub> et de Si (type N) gravés ainsi que la profondeur de creux (zone thermomigrée). La Figure II.42 montre quelques exemples intéressants. Nous pouvons constater que la consommation minimale d'oxyde de champ est environ 330 nm avec 4:56:40 HF (50%) : HNO<sub>3</sub> (70%) : H<sub>2</sub>O. Dans ce cas-là, on grave cependant environ 2 µm de Si type N et de l'ordre de 20 µm de Si thermomigré. Pour le silicium, nous pouvons obtenir une gravure minimale d'environ 0.5 µm pour Si de type N et une profondeur de l'ordre de 8 µm pour la zone thermomigrée (2:48:50 HF (50%) : HNO<sub>3</sub> (70%) : H<sub>2</sub>O). Néanmoins, cela s'accompagne d'un retrait excessif de SiO<sub>2</sub> (environ 800 nm). Il semble que le mélange 53:2:45 HNO<sub>3</sub> (70%) : HF (50%) : H<sub>2</sub>O permet d'avoir le meilleur compromis de sélectivité. La Figure II.43 montre le profil de la face d'entrée ainsi qu'une observation de la section après une gravure de cette solution pendant 20 min. La profondeur du creux à la face d'entrée est de l'ordre de 10 µm. Les résidus aluminés en face de sortie sont également attaqués.

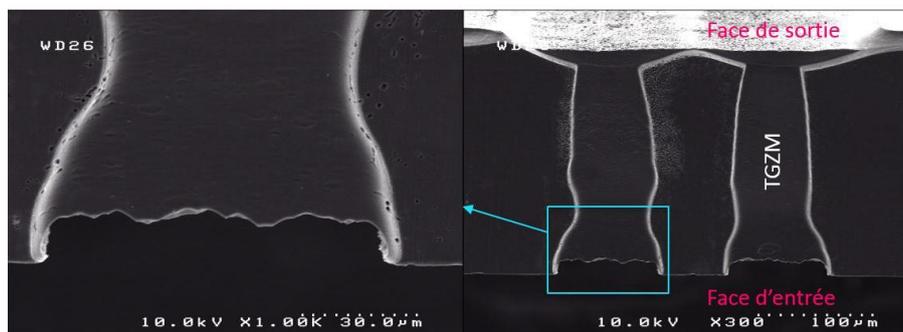
En conclusion, nous avons réussi à démontrer la faisabilité de cette stratégie de gravure « indirecte » en vue d'enlever l'alumine post-TGZM. Les sélectivités de gravure sur SiO<sub>2</sub> / Si ont été optimisées. Cependant, même dans le meilleur cas, des creux de l'ordre de 10 µm de profondeur apparaissent à la zone thermomigrée après gravure. La présence de ces creux est défavorable car l'étalement de résine et des dépôts de matériaux ultérieurs seront perturbés. L'application de cette technique est probablement peu pratique. Cependant, dans le but de diminuer la rugosité de la zone thermomigrée après la gravure « directe » (cf. II.3.1), il est peut-être intéressant d'utiliser un traitement supplémentaire comme ce mélange d'HF/HNO<sub>3</sub> diluée. Cela nécessite encore des efforts importants.



**Figure II.42** Évolution de la face d'entrée en fonction de la durée de gravure. Selon les concentrations différentes, la durée minimale pour un retrait complet de l'alumine, les épaisseurs de SiO<sub>2</sub> et de Si (type N) gravés sont indiquées.



(a)



(b)

**Figure II.43** Profil de la face d'entrée (a) et observation sur la section après une gravure par 53:2:45 HNO<sub>3</sub> (70%) : HF (50%) : H<sub>2</sub>O pendant 20 min.

## II.4 Etude sur la formation de billes

Telle que nous l'avons présentée précédemment, la problématique de la formation de billes est considérée aujourd'hui comme le point bloquant le plus critique empêchant l'industrialisation de la TGZM. Un des objectifs de la présente étude est de tenter de comprendre l'origine de ce phénomène néfaste, et éventuellement, de le supprimer. Dans les paragraphes suivants, nous présentons les travaux effectués au cours de cette étude. La structure interne de ces billes est d'abord présentée. Deuxièmement, nous proposons une hypothèse afin d'expliquer l'origine de bille, ce qui est ensuite confirmée à l'aide des simulations numériques. Enfin, les résultats de thermomigration utilisant de nouveaux motifs sont présentés.

### II.4.1 Observation et analyse de la section de bille

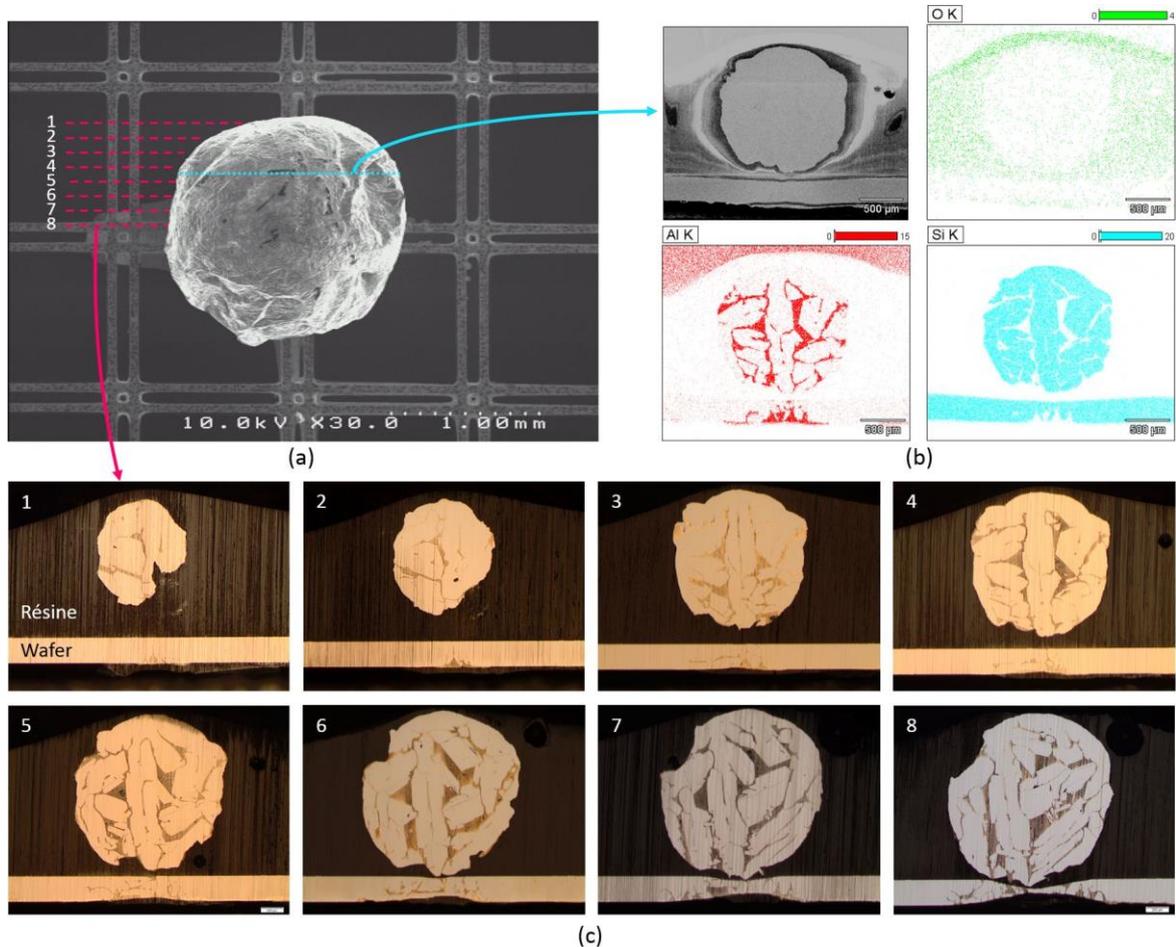
La bille générée durant le procédé TGZM est rarement étudiée dans la littérature. Selon les études réalisées auparavant, nous avons peu de connaissance sur la structure interne et la composition chimique de ces billes. En premier lieu, dans le but d'expliquer le mécanisme de formation, des micro-sections de billes ont été préparées à l'aide d'un procédé spécialement développé.

Un échantillon est d'abord chauffé à environ 200 °C. Un morceau de résine est ensuite fusionné à l'endroit où une bille est générée. En baissant la température, la résine se solidifie en encapsulant cette bille ainsi que sa zone périphérique. Par la suite, l'échantillon est monté sur une polisseuse. La micro-section est enfin découpée verticalement en érodant progressivement une part de la bille.

Dans un premier temps, nous avons observé la coupe d'une bille de diamètre de l'ordre de 1 mm. La Figure II.44 regroupe une vue de dessous avant découpe, une vue de section sous MEB ainsi que le mapping EDX de trois éléments (Al, Si et O) sur cette section, et une série de photographies prises sous microscope optique au fur et à mesure du polissage.

Comme montrée par la répartition des éléments (cf. Figure II.44 (b)), cette bille de grande taille est en fait une solution solide de l'alliage Al/Si. Donc, une part majeure est constituée de Si (bleu), une part mineure d'Al (rouge). Cela laisse penser que son ratio Al/Si global correspond à l'équilibre thermodynamique à la température du recuit (environ 80 at. % Si et 20 at. % Al à 1300 °C). La répartition de l'aluminium dans le volume de cette bille semble assez uniforme.

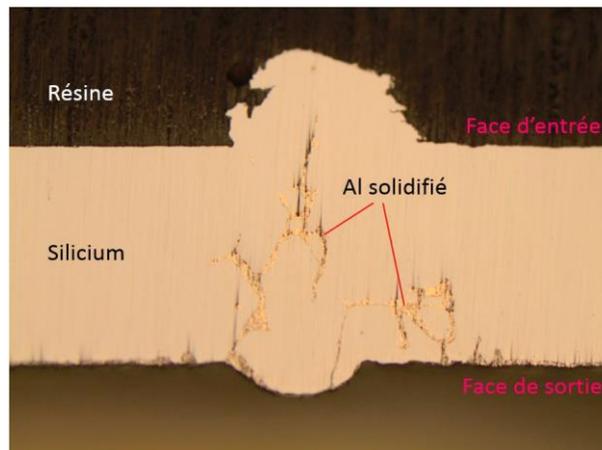
Cela est imprévu car, par la présence de gradient de température, l'Al devrait migrer vers la région la plus chaude. Finalement, on trouve une explication à l'aide des sections sur la Figure II.44 (c).



**Figure II.44** Observation d'une bille générée en face d'entrée. (a) Vue de dessous avant découpe. (b) Vue de section sous MEB et des répartitions de trois éléments : O (vert), Al (rouge) et Si (bleu). (c) Photographies prises sous microscope optique au fur et à mesure du polissage (la position relative de chaque section est indiquée par les numéros de 1 à 8 sur la figure (a)).

Au fur et à mesure du polissage, nous constatons une diminution graduelle de l'épaisseur du wafer située en dessous de la bille. Clairement, une part de silicium, initialement présent dans le volume du wafer, s'est déplacée à l'intérieur de la bille. Cela signifie que, probablement, la bille était composée d'aluminium liquide en premier. Cette bille d'Al dissout ensuite une quantité 4 fois plus importante de Si pour approcher de l'équilibre thermodynamique. Lorsque la taille initiale de la bille d'Al est assez grande, la thermomigration ne peut pas avoir lieu (ou n'est pas évidente) car il n'y a plus de silicium solide (ou très peu de Si solide) devant la face « chaude » de l'alliage liquide.

L'analyse sur la découpe d'une bille de petite taille semble donner des résultats cohérents. Telle que montrée sur la Figure II.45, cette bille de diamètre de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$  est composée essentiellement de silicium. L'aluminium resolidifié se trouve uniquement dans le volume du wafer et sur la face de sortie. Selon le modèle décrit ci-dessus, une bille d'Al de petite taille se forme en premier, puis dissout une quantité limitée de silicium de façon ne pas influencer trop l'épaisseur locale du wafer. Après le départ de l'aluminium sous l'effet du gradient thermique, on voit au final une bille de silicium solidifié qui conserve la même forme de l'alliage Al/Si à l'équilibre.



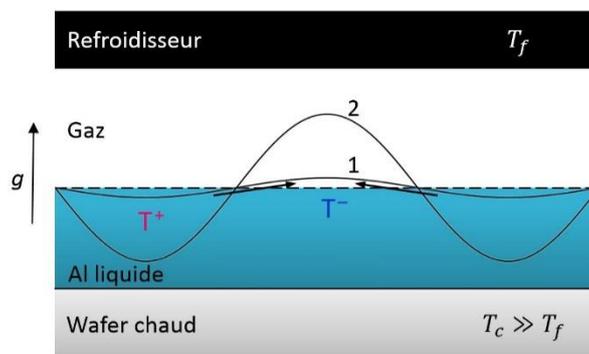
**Figure II.45** Vue de la section d'une bille de diamètre de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$ .

Même si les structures internes et les compositions chimiques sont différentes, la Figure II.44 et la Figure II.45 montrent clairement l'effet néfaste de la formation de billes. La plaquette est en fait largement fragilisée par la présence de trous situés en-dessous des billes et/ou la solidification de l'alliage dans le volume du wafer. De fait, la formation de billes doit être strictement évitée. Dans le but d'atteindre cet objectif, nous devons d'abord comprendre le mécanisme de formation.

## II.4.2 Mécanisme de formation des billes : hypothèse, observation expérimentale et modélisation numérique

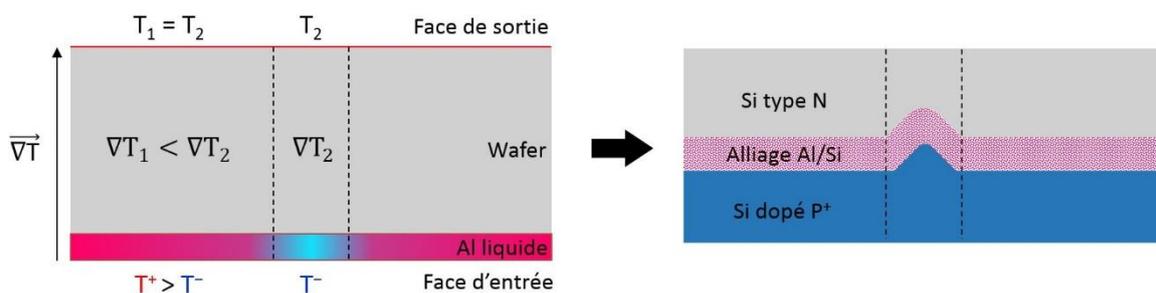
Comme présentée précédemment, la bille est probablement formée au début du procédé TGZM avant le démarrage de migration. Selon les études réalisées auparavant [23], on sait que, l'Al liquide reste sur la face d'entrée pendant un certain temps (environ 30 s). Durant cette période, la forme et le comportement du liquide est contrôlé par la tension de surface, qui est fonction de température.

Si on suppose que la distribution de température le long de la ligne d'Al n'est pas uniforme, il existe alors un gradient de tension superficielle entre la zone « chaude » et la zone « froide ». D'après la théorie de Marangoni [106], ce gradient de tension superficielle peut induire un mouvement du fluide de la zone chaude vers la zone froide, ce qui provoque une déformation de l'interface liquide-vapeur (interface 1 sur la Figure II.46). Par la suite, comme le liquide dans la zone concave est plus proche du wafer, sa température augmente encore dans cette zone devenant encore plus élevée que dans la zone convexe. Il y a donc une accentuation du gradient de tensions superficielles, ce qui ensuite mène à une amplification de la déformation locale (interface 2 sur la Figure II.46). Le phénomène peut alors s'amplifier et induire éventuellement la formation de billes.



**Figure II.46 Déformation de l'interface liquide-vapeur sous l'effet Marangoni.**

Cette hypothèse donne une explication de l'origine de bille. Vu que les billes sont toujours situées aux intersections du motif, une question alors s'élève : l'intersection est-elle une zone « froide » ?

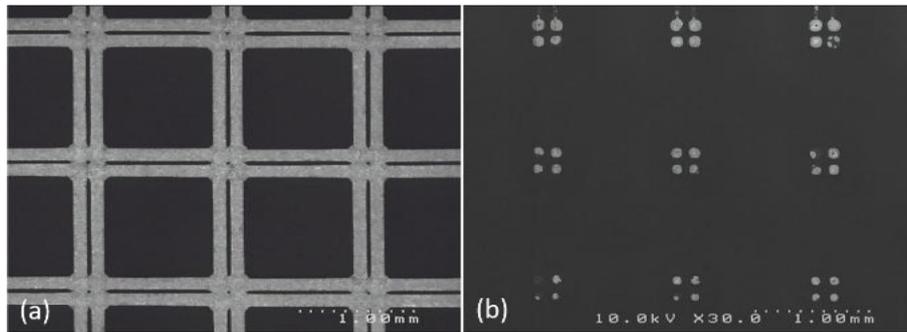


**Figure II.47 Migration non-uniforme en présence d'une non-uniformité de température le long de la ligne d'Al.**

Dans un premier temps, on cherche à répondre à cette question par des observations expérimentales. Si l'intersection du motif a une température différente que l'autre part de la ligne d'Al, la différence de température va provoquer une différence de gradient thermique

vertical. Cette dernière est probablement capable de provoquer des migrations plus ou moins rapides le long de la ligne d'Al (cf. Figure II.47).

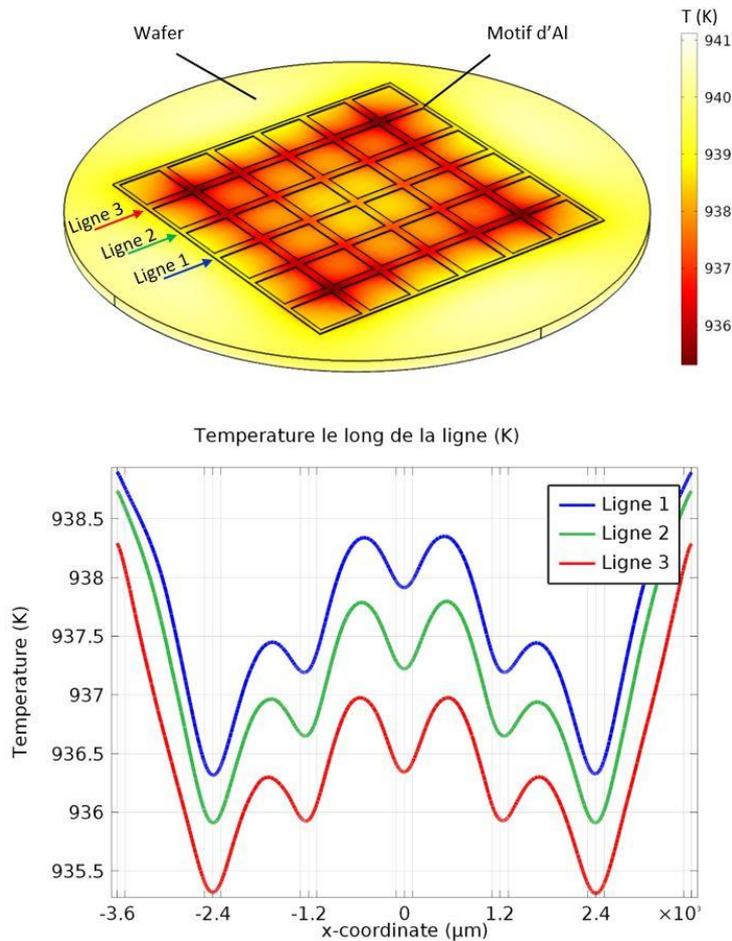
La Figure II.48 montre deux photographies de la face d'entrée : une émergence complète et une émergence partielle. Comme nous pouvons constater sur la Figure II.48 (b), les intersections ont émergé plus rapidement que l'autre part du motif. Cela est en accord avec notre supposition ci-dessus. Il est vraisemblable que l'intersection soit une zone plus froide.



**Figure II.48 Comparaison d'une émergence complète (a) avec une émergence partielle (b). Les intersections émergent plus rapidement que l'autre partie du motif.**

Cette conclusion est ensuite vérifiée par simulation numérique. A l'aide du logiciel COMSOL, on simule un modèle 3D combinant deux modes de transfert thermique (conduction, rayonnement). Le wafer est chauffé d'un seul côté (i.e. la face sans motif) par une source de rayonnement identique au cas réel. La face opposée avec le motif d'Al émet librement l'énergie radiative. Notons que la chaleur latente de la fusion d'Al (398 J/g) est prise en compte dans cette modélisation.

Notre attention s'est concentrée sur la période de montée en température, notamment sur une durée courte après la fusion de l'aluminium. Lorsque la température dépasse le point fusion d'Al (933 K), on trace alors des courbes de température le long des lignes d'Al. Telles qu'indiquées sur la Figure II.49, chaque intersection est bien une zone locale froide (motif « Double Grille » est identique que « Simple Grille »). De plus, parmi 25 intersections simulées, nous pouvons identifier 4 intersections au bord qui sont les plus froides. Autrement dit, ces intersections ont des plus grandes probabilités de générer une bille. Revenons maintenant sur la Figure II.25. Il est un fait que la position des billes sur cette plaquette est systématiquement à la périphérie du motif. Cela est également en accord avec simulation.

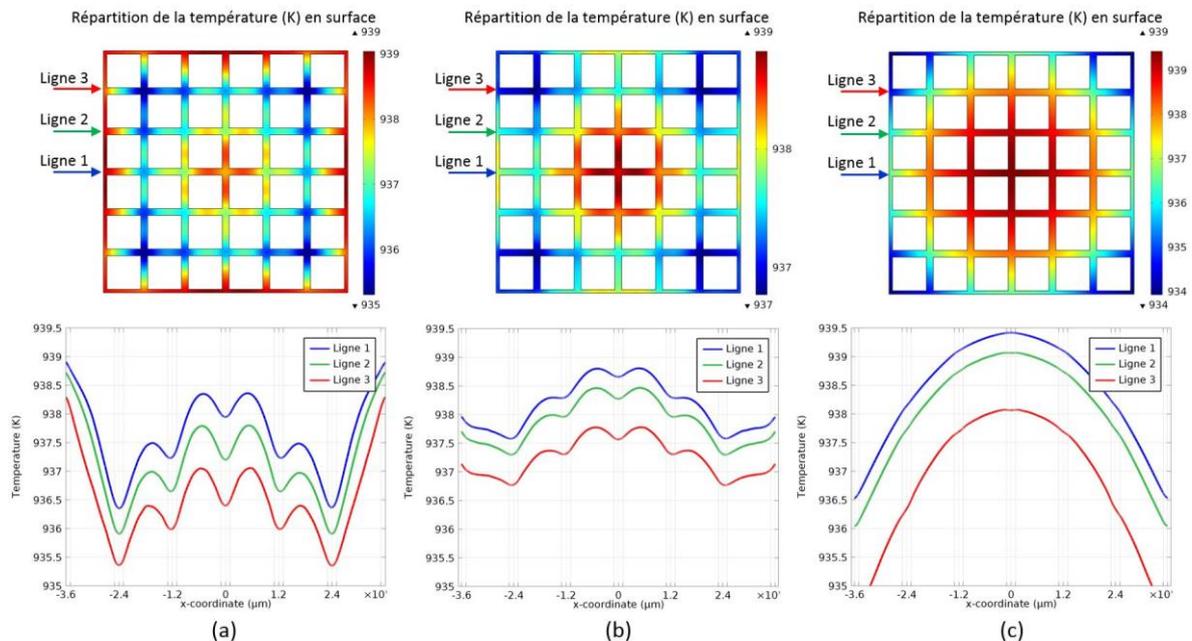


**Figure II.49 Modélisation numérique de la distribution de température le long de lignes d'Al du motif.**

De plus amples simulations ont été réalisées pour révéler l'origine de ces inhomogénéités de température. Nous avons conclu que cette dernière est fortement liée au changement de phase de l'aluminium. Telle que montrée par la Figure II.50, en diminuant artificiellement la valeur de la chaleur latente de fusion, de 398 à 99 J/g, la distribution de température le long des lignes d'Al ne subit plus des variations périodiques.

En effet, au cours de la montée en température, il existe toujours un certain degré de non-uniformité thermique à la surface du wafer. Cette non-uniformité thermique initiale provoque des fusions plus rapides de certaines parties du motif d'Al. Notons que la fusion d'Al consomme une quantité de chaleur importante. Dans le but d'avoir une idée plus concrète, nous avons comparé les quantités d'énergie thermique consommées par fusion d'Al et lors d'une montée en température du wafer. Prenons l'exemple du motif « Double Grille » avec des lignes d'Al de 50  $\mu\text{m}$  de largeur et 10  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. On dépose environ 0.069 g d'aluminium sur un wafer de 6 pouces. Cette quantité d'aluminium nécessite **27.3 J** de chaleur pour changement d'état de solide à liquide. Un wafer silicium de diamètre 6 pouces et d'épaisseur 240  $\mu\text{m}$  pèse environ

9.8 g. Il a besoin **9 J** pour accroître sa température de 933 K (point fusion d'Al) à 934 K. A chaque instant, du fait que la quantité de chaleur fournie par la source est limitée, la montée en température de l'une et l'autre part du wafer est fortement perturbée par des fusions d'Al localisées et non-synchronisées. La non-uniformité thermique initiale est alors accentuée. Dans ces lignes d'Al qui sont disposées périodiquement, la conduction thermique résulte finalement une variation de température quasi-périodique.



**Figure II.50 Modélisation numérique sur la distribution de température en surface du motif et le long de la ligne d'Al. La chaleur latente de fusion est (a) 398 J/g, (b) 199 J/g, (c) 99 J/g.**

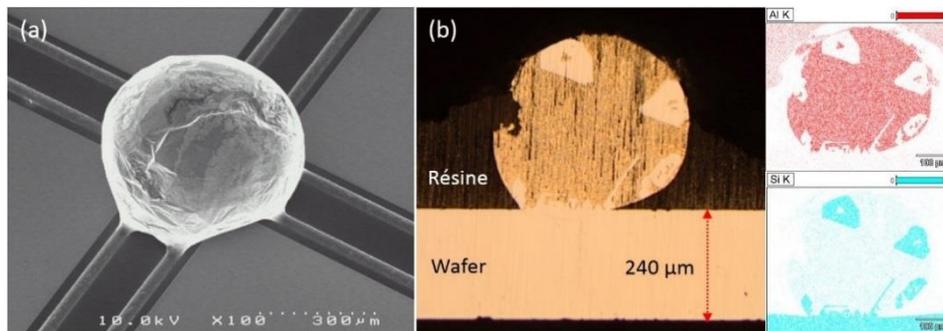
A ce stade de discussions, nous pouvons conclure que la génération de bille est probablement un effet de la tension de surface. L'intersection du motif est une zone « froide » comme cela a été confirmé par des observations expérimentales et des modélisations numériques. Les gradients de température entre les intersections et les autres parties du motif créent des écoulements initiés par la tension de surface (effet Marangoni). Si la force de Marangoni est suffisamment puissante pour surmonter la viscosité du liquide, une bille se forme alors à l'intersection.

### II.4.3 Proposition de solution pour supprimer les billes : conception et test des nouveaux motifs

Les paragraphes précédents révèlent l'origine de billes. Leur génération est issue de la fusion de l'aluminium, ce qui accentue la non-uniformité thermique préexistante sur la surface du

wafer. Dans le but de supprimer la formation de billes, nous allons résumer d'abord les facteurs qui participent à ce phénomène néfaste.

Premièrement, l'atmosphère oxydante facilite la génération de bille. Cela est probablement dû à la croissance d'alumine qui modifie la tension superficielle de l'aluminium liquide. En limitant l'influence de l'oxygène par une réduction de sa quantité au début du procédé, nous pouvons réduire le nombre de bille. Néanmoins, cela reste insuffisant car l'absence d'oxygène ne garantit pas l'absence de bille. La Figure II.51 montre une bille générée lors du recuit sous argon.



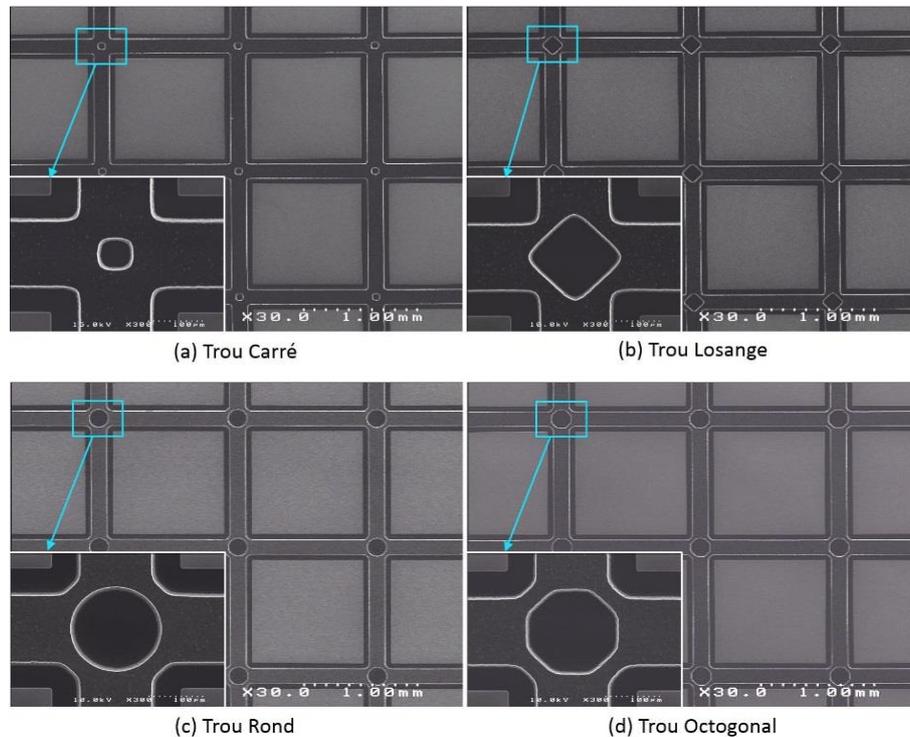
**Figure II.51 Bille générée lors du recuit (700 °C pendant 60 s) sous argon dans un four RTA classique. (a) Observation sous MEB. (b) Vue optique de section et mapping EDX pour Al (rouge), Si (bleu).**

Deuxièmement, la quantité d'aluminium joue un rôle important. Suite aux modélisations réalisées, une plus faible quantité d'Al à fusionner provoque moins de perturbation thermique. D'après les études réalisées auparavant, pour la même configuration de motif, le nombre de bille réduit avec une diminution d'épaisseur et/ou de largeur de la ligne initiale. Cela provoque, cependant, une mauvaise linéarité des lignes après TGZM (cf. II.2.3.1). Ainsi, la réduction de la quantité d'Al seule ne permet pas de résoudre la problématique des billes.

Troisièmement, selon l'hypothèse développée dans la partie précédente, l'uniformité thermique en régime transitoire (montée en température et début du palier) est critique en vue de limiter la variation de température le long de la ligne d'Al. Comme présentée dans II.2.3.3, une maîtrise parfaite de ce facteur est difficile, voire impossible, avec le four actuel. Malgré cette difficulté, une montée en température douce et une limitation de l'« overshoot » sont profitables en vue de limiter le degré de non-uniformité initiale.

Le quatrième facteur est la période durant laquelle l'aluminium liquide restant en surface. Comme évoqué précédemment, l'Al liquide reste environ 30 s sur la face d'entrée pour former un alliage équilibré. La bille est générée probablement durant cette période. Logiquement, une

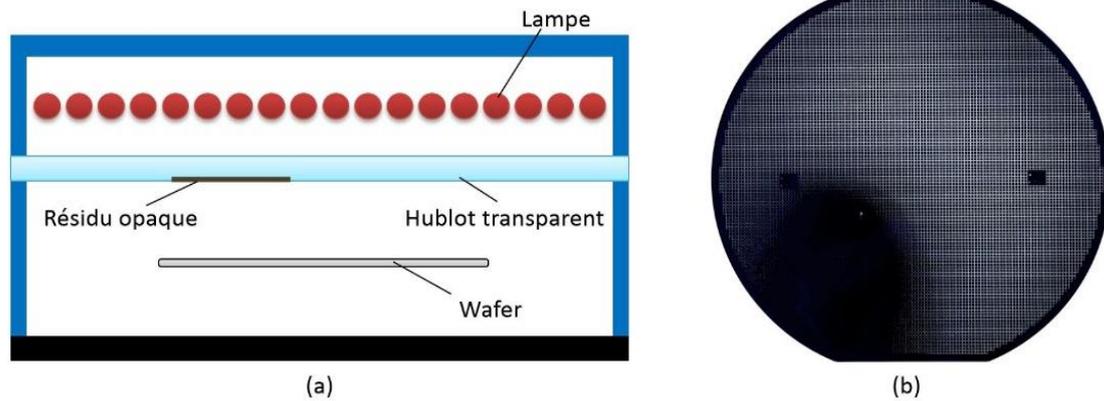
durée plus courte est bénéfique à la suppression de bille. La réduction de durée est cependant très difficile à mettre en œuvre. La seule méthode permettant de diminuer cette durée, en théorie, est le dépôt d'un alliage Al/Si remplaçant le dépôt d'Al pur. Du fait que la technique de dépôt d'alliage Al/Si n'est pas disponible dans notre laboratoire, cette stratégie n'a pas pu être vérifiée expérimentalement dans la présente étude.



**Figure II.52 Conception de nouveaux motifs d'Al incluant des trous aux intersections : (a) trou carré, (b) trou losange, (c) trou rond, (d) trou octogonal. Les photographies sont prises avant TGZM.**

Enfin, la configuration du motif est le seul facteur permettant à l'heure actuelle de supprimer la formation de billes. Dans la présente étude, basée sur la configuration « Simple Grille », plusieurs nouveaux motifs incluant des trous aux intersections (cf. Figure II.52) ont été dessinés. La largeur de la ligne est 150  $\mu\text{m}$ . L'épaisseur d'Al est 10  $\mu\text{m}$ .

Tout d'abord, il faut signaler que, lors de ces premiers tests, le hublot du four TGZM n'était pas en excellent état à cause de résidus opaques. En vue d'assurer une meilleure uniformité thermique possible du wafer, la transparence du hublot doit être parfaite et égale en tout point. Malheureusement, ce n'était pas le cas. La Figure II.53 illustre cette problématique de transparence et son impact sur l'uniformité thermique. La plaquette a été soumise à un recuit TGZM sans rotation. Une émergence partielle a été observée malgré une durée de recuit suffisamment longue.



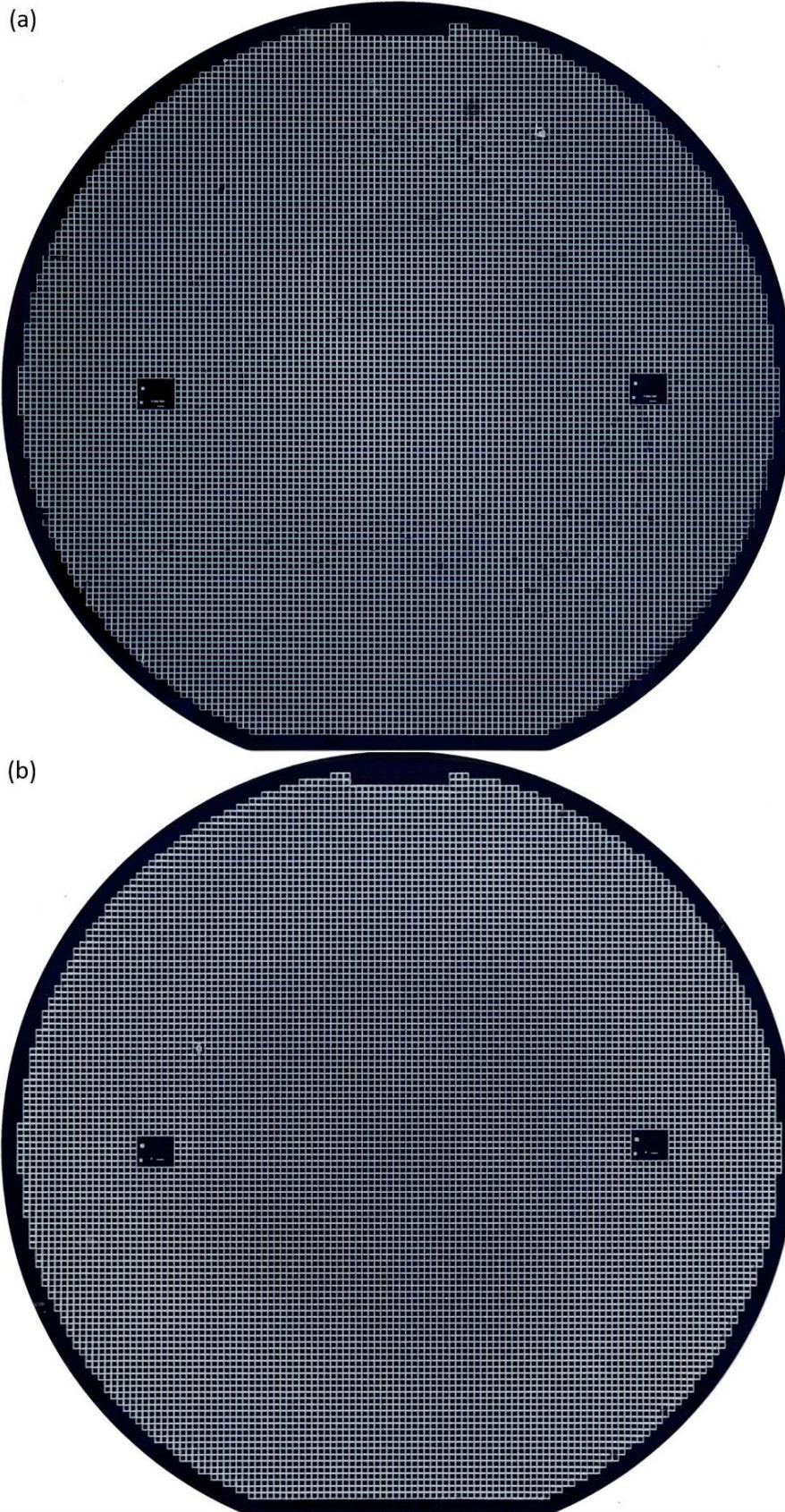
**Figure II.53 (a) Illustration sur la problématique de transparence du hublot. (b) Son impact sur l'uniformité d'émergence au cas de sans rotation du wafer au cours du recuit.**

En raison de ce problème d'uniformité thermique, pour les recuits avec motif d'Al classique « Double Grille », nous n'arrivons pas à obtenir des résultats aussi bons qu'avant (cf. II.2.3.6). Telles que montrées sur la Figure II.54 (a), un grand nombre de discontinuités sont observées à la face de sortie. Le nombre de billes générées en face d'entrée est innombrable.

De plus, avec les mêmes conditions, nous avons obtenu des résultats favorables avec le motif dit « Simple Grille Trou Carré ». Telle que montrée sur la Figure II.54 (b), l'uniformité d'émergence est acceptable. Très peu de discontinuités sont observées. La formation de bille n'est cependant pas évitée. Mais le nombre de bille est limité à une ou deux par wafer. Sachant que l'uniformité thermique est critique en vue de supprimer la formation de bille, ce résultat est prometteur.

Pour les trois autres motifs incluant des trous losanges / ronds / octogonaux, les résultats sont similaires au « Double Grille ». De nombreuses billes et discontinuités sont observées. Cela est probablement lié au critère d'alignement sur le wafer (100). Comme présenté précédemment, toute la partie du motif doit être strictement aligné, parallèle ou perpendiculaire par rapport au méplat. Néanmoins, comme on peut le constater sur la Figure II.52 (b), (c) et (d), une part de ces motifs à l'intersection n'est pas correctement orientée.

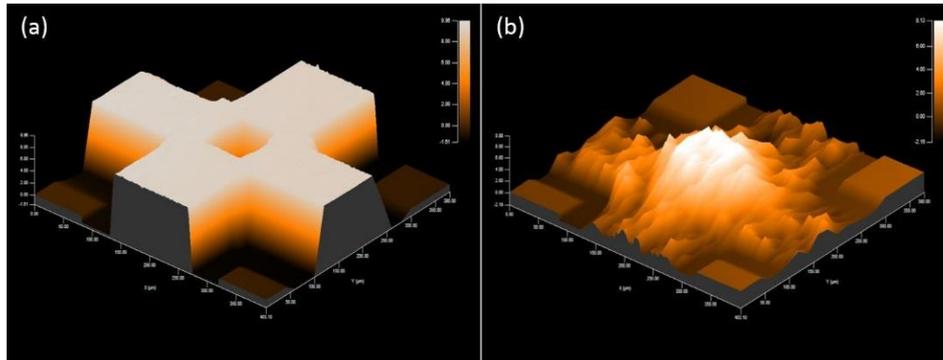
Enfin, cette partie de travaux n'a pas été poursuivie à cause d'une panne accidentelle du four TGZM. Le four a été arrêté jusqu'à la fin de cette thèse. Dans la sous-section suivante, nous allons proposer quelques perspectives pour la future étude.



**Figure II.54 Morphologie de la face de sortie du wafer 6 pouces thermomigré. (a) Double Grille, (b) Simple Grille Trou Carré.**

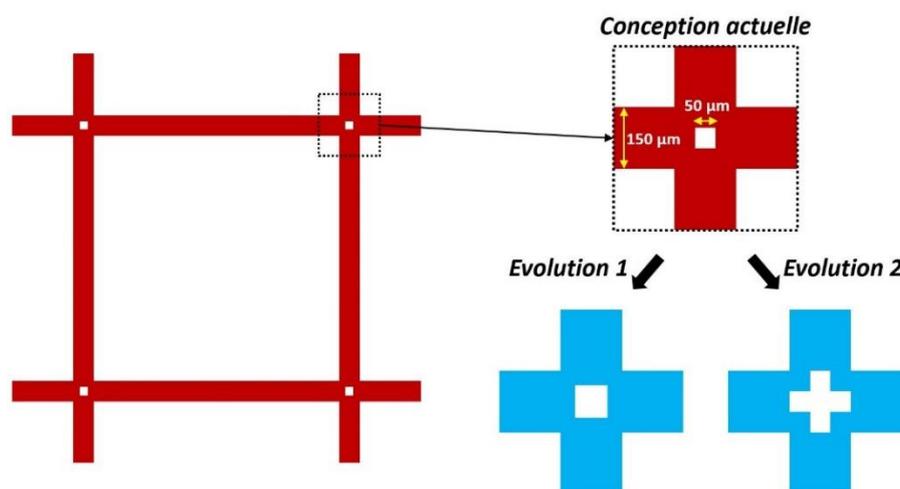
## II.4.4 Proposition d'évolution du motif d'Al existant

Malgré une mauvaise uniformité thermique, le motif « Simple Grille Trou Carré » montre des résultats encourageants. Dans le futur, cette configuration doit être étudiée plus en profondeur avec un hublot possédant une transparence excellente.



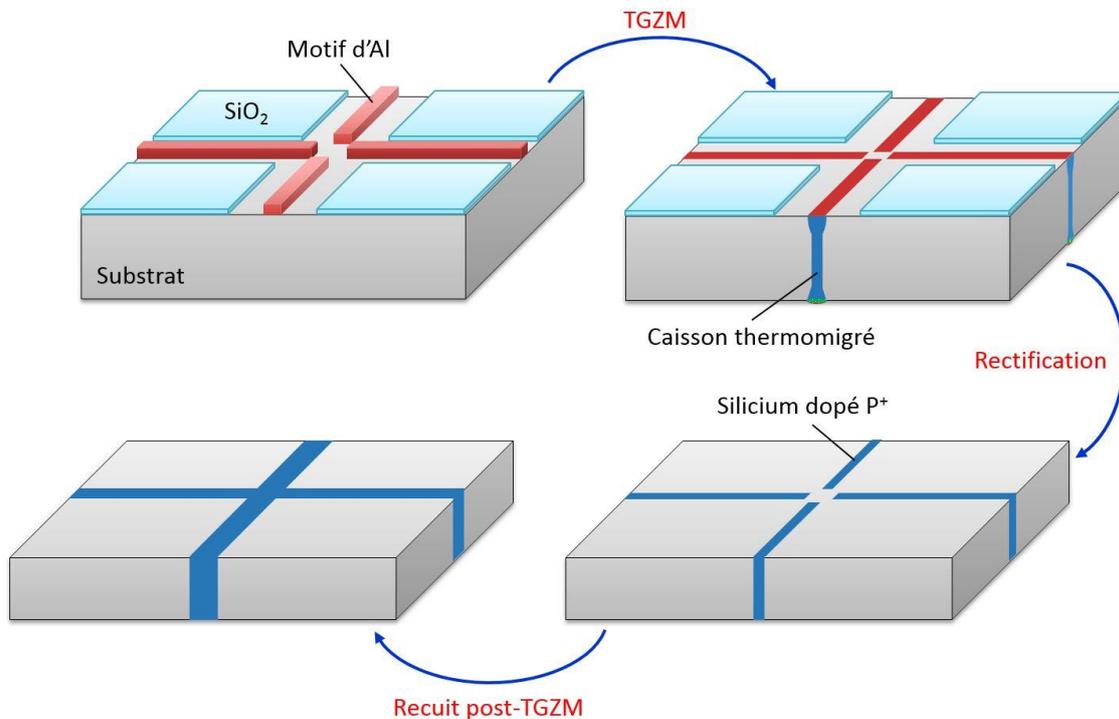
**Figure II.55** Profil 3D de l'intersection du motif « Simple Grille Trou Carré » (a) avant et (b) après recuit TGZM.

Notons que la présence d'un trou carré ( $50 \times 50 \mu\text{m}^2$ ) à l'intersection ne supprime pas l'origine de bille. Pour des lignes d'Al de largeur  $150 \mu\text{m}$ , elles sont toujours en contact les unes avec les autres. La perturbation thermique due à la fusion d'Al locale est donc transmise rapidement à travers des conceptions thermiques dans le réseau d'aluminium, créant ainsi des régions « froides » dans les zones de connexion. Par conséquent, l'Al liquide a toujours tendance de se réunir à l'intersection du motif. Telle que montrée sur la Figure II.55, une surface rugueuse issue de la resolidification du silicium apparaît à la position initiale de trou. Cela signifie qu'une part d'Al se déplace et s'infiltré à cette position.



**Figure II.56** Proposition d'évolution du motif d'Al existant.

En effet, le retrait d'une part d'Al à l'intersection ne peut que ralentir la formation de billes. Si la thermomigration démarre avant la génération de bille, nous pouvons éviter ce phénomène. Ainsi, la configuration existante ne garantit pas l'absence de bille. De fait, des évolutions sont proposées sur la Figure II.56. Avec un trou carré plus grand ou un trou en forme de croix, nous pouvons ralentir davantage la réunion d'Al liquide à l'intersection.



**Figure II.57 Configuration « Grille Isolée » sans intersection nécessite une diffusion post-TGZM pour fermer la discontinuité.**

Une autre configuration intéressante est illustrée sur la Figure II.57. Le motif initial est composé par des lignes d'Al fines et courtes. Elles sont toutes isolées les unes des autres. Nous pouvons alors éviter la formation de bille par l'absence de l'intersection. Notons que la fonctionnalité de caisson d'isolation nécessite une zone dopée fermée encadrant la zone active. Un recuit post-TGZM est donc nécessaire à la fermeture de la zone dopée. Comme évoqué précédemment, le bilan thermique cumulé au cours de la fabrication de la zone active peut redistribuer latéralement le dopant environ  $75 \mu\text{m}$  vers chaque côté. Cette configuration est donc plus adaptée à l'insertion du procédé TGZM au début de la filière de fabrication. Il faut signaler que, avec cette configuration « Grille Isolée », la zone d'intersection est moins dopée par rapport à la zone thermomigrée. L'impact de ce dopage doit être pris en compte lors de l'étude qui devra être menée.

## II.5 Conclusion

Dans ce chapitre II, nous avons présenté le développement passé, présent et les perspectives du procédé TGZM en vue d'une industrialisation pour la réalisation de caissons d'isolation.

Après un bref rappel de l'histoire, le principe physique et les principales caractéristiques de la thermomigration d'Al dans le silicium ont été discutées. Grâce à sa rapidité et au profil de dopage réalisé, la TGZM est une technique attractive pour la réalisation de caisson d'isolation. L'application industrielle de la TGZM nécessite de satisfaire plusieurs critères, notamment la gestion de contraintes / défauts, la géométrie du caisson thermomigré, l'uniformité et la stabilité du procédé, l'intégrité de la surface du silicium et la limitation de la contamination. Vis-à-vis de ces critères, l'état de l'art du procédé TGZM a été résumé. L'effet de chaque facteur clef a été présenté en détail. Enfin, les derniers verrous technologiques ont été mis en évidence. Il est alors nécessaire de déterminer une configuration de motif d'Al sans génération de billes en assurant également la verticalité du caisson TGZM. Un deuxième point important, si on veut intégrer le procédé après la réalisation de la zone active, est le retrait de résidus aluminés sans endommager la surface du silicium. L'objectif de la présente étude est donc de tenter de répondre à ces deux problématiques.

L'étude expérimentale menée sur le retrait de résidus post-TGZM a été présentée dans la troisième section. La structure et la nature des résidus aluminés ont été analysées à l'aide de la technique FIB. Diverses gravures humides /sèches ont été envisagées en vue d'enlever la totalité de résidus en face d'entrée et en face de sortie. Un bain à l'acide phosphorique chaud a été considéré comme la solution la plus économique. L'emploi de cette solution est cependant limité par sa vitesse de gravure très lente due à une température insuffisante (150 °C). Un procédé alternatif comprenant deux étapes de gravure a finalement été développé : une gravure double-face par voie sèche ciblant l'alumine et une gravure par voie humide ciblant l'alliage. La faisabilité de ce procédé a été démontrée. Une deuxième stratégie de gravure dite « indirecte » a également été étudiée. En enlevant une quantité limitée de silicium et la totalité de l'alliage métallique situé en-dessous de l'alumine, le mélange aqueux de HF/ HNO<sub>3</sub> a prouvé son efficacité pour le retrait de l'alumine. La mise en pratique de cette technique est cependant limitée par la formation de creux (profondeur de l'ordre de 10 µm) dans la zone thermomigrée.

Enfin, concernant les deux techniques développées dans la présente étude, ses utilisations industrielles nécessitent encore des efforts importants.

La génération de billes est la problématique la plus critique pour une industrialisation de la TGZM. Dans la quatrième section, à l'aide des observations expérimentales et des modélisations numériques, nous avons étudié la structure interne de bille et les mécanismes impliqués dans sa formation. L'origine des billes est liée à l'uniformité thermique du wafer, la fusion d'Al et la forme du motif. Plusieurs motifs incluant des trous aux intersections ont été étudiés. Le motif « Simple Grille Trou Carré » a montré des résultats encourageants malgré une uniformité thermique encore optimisable. Cette partie de travaux n'a pas été poursuivie au final à cause d'une panne accidentelle du four TGZM. Des perspectives ont donc été proposées pour la future étude. La configuration « Simple Grille Trou Carré » doit être étudiée plus en profondeur avec un hublot de bonne qualité. Des évolutions de la configuration existante, tel qu'un trou carré de taille plus grande ou un trou en forme de croix, ont été proposées. Une deuxième configuration de type « Grille Isolée » a aussi été proposée. Nous pouvons espérer éviter la formation de billes par l'absence de l'intersection. Cette configuration est plus adaptée à l'insertion du procédé TGZM au début de la filière de fabrication car elle nécessite un recuit post-TGZM à la fermeture des caissons d'isolation.

Les résultats prometteurs obtenus au cours de cette thèse nous ont permis d'apporter une contribution à l'industrialisation du procédé TGZM. Malgré ces avancements, le procédé TGZM ne permet pas encore de fabriquer industriellement le caisson d'isolation. Aujourd'hui, le caisson bore reste la seule technique mature disponible à STMicroelectronics Tours. Dans le prochain chapitre, nous allons recourir au silicium poreux et l'intégrer dans le caisson bore en vue de réduire le dimensionnement des puces TRIAC.

## Chapitre III

### Etude de la périphérie TRIAC à base de silicium poreux

### III.1 Introduction

Le silicium poreux (PS) est une texturation spécifique du silicium comprenant de nombreux pores et cristallites dans sa microstructure. Au cours des dernières décennies, grâce à ses propriétés remarquables, le Si poreux a été considéré comme un matériau novateur en vue d'augmenter davantage la fonctionnalité du silicium. De nouvelles applications ont émergé dans plusieurs domaines, telles que résumées dans le Tableau III.1.

**Tableau III.1 Silicium poreux comme matériau multifonctionnel (selon [107])**

<b>Domaine de recherche</b>	<b>Propriété clef du PS</b>	<b>Exemple d'application</b>
Optoélectronique	Emission de lumière	Affichage
Chimie analytique	Porosité	Détecteur
Optique	Indice de réfraction accordable	Filtre optique
Ultrason	Faible conductivité thermique	Transducteur
Science des surfaces	Grande surface spécifique	Catalyseur
Microbiologie	Biocompatibilité	Bioréacteur
Conversion d'énergie	Faible réflectivité	Panneau solaire
Micro-ingénierie	Croissance localisée	Microsystèmes
Electronique	Propriété diélectrique	Circuits hyperfréquences
Médecine	Résorption	Délivrance de médicaments

Parmi les diverses propriétés clefs évoquées ci-dessus, les concepteurs de composants de puissance sont intéressés par les propriétés diélectriques du PS, plus précisément le PS formé à partir du silicium de type P. En effet, le micro/méso-PS de type P présente des résistivités et des constantes diélectriques s'approchant de celles du SiO<sub>2</sub> ou du verre, isolants couramment employés lors la fabrication de composants de puissance [6]. Par ailleurs, les techniques de croissance et de localisation du PS semblent compatibles avec les procédés microélectroniques existants. Ceci permet d'envisager l'utilisation du PS en tant que diélectrique pour l'isolation électrique des TRIACs.

Dans le but de valider l'intérêt du Si poreux et son potentiel dans le domaine de l'isolation électrique, différents travaux ont été réalisés au sein du GREMAN en collaboration avec STMicroelectronics. La présente étude fait suite à la thèse de S. Ménard portant sur l'intégration du PS en périphérie du TRIAC. Les travaux effectués dans le cadre de ce chapitre ont pour vocation, dans un premier temps, de résoudre les grandes problématiques identifiées lors de l'étude précédente et notamment la localisation d'une couche de PS disposant d'une forte porosité et présentant une épaisseur importante. Un second objectif est la fabrication et la caractérisation de prototypes intégrés basés sur la structure optimale mentionnée en fin de chapitre I.

Afin d'illustrer le bénéfice du PS comme matériau diélectrique et le défi que représente son intégration dans la fabrication du TRIAC, la première partie sera dédiée à la présentation générale du Si poreux, élément de base de notre étude. Après avoir succinctement tracé son histoire et ses applications dans le domaine de l'isolation électrique, nous présenterons les propriétés physiques et électriques du PS. Une focalisation sera faite sur les textures poreuses formées à partir des substrats de type P car l'application visée implique uniquement la croissance du PS à partir du dopage de  $P_{iso}$ . Nous décrirons ensuite la technique de fabrication la plus couramment utilisée et la plus efficace pour obtenir du PS épais, à savoir, l'anodisation. Le mécanisme de dissolution électrochimique du Si ainsi que les divers paramètres mis en jeu seront alors explicités. Nous verrons enfin l'équipement adapté à la formation du PS par voie anodique, à savoir, la cellule électrochimique.

Dans un second temps, nous présenterons le développement d'une technique de localisation adaptée à nos besoins. Le procédé de masquage est en effet indispensable à l'application visée. Néanmoins, l'étude précédente n'a pas pu trouver une solution satisfaisante, bien qu'une multitude de techniques aient été testées. Le fluoropolymère (FP) développé précédemment au sein du laboratoire est un masque prometteur malgré plusieurs types de défauts existants. L'optimisation du procédé de masquage par FP sera envisagée dans cette présente étude.

Dans une ultime section, nous nous concentrerons sur l'intégration du PS comme élément de terminaison de jonction du TRIAC. Tout d'abord, la croissance du PS dans le caisson bore sera étudiée en fonction de la densité de courant et la durée d'anodisation. Nous verrons également comment les caractéristiques physiques du Si poreux sont influencées par la forme et le dopage du caisson bore. Au final, à l'aide d'un masque à base de polymère fluoré, les premiers prototypes sont fabriqués. Le procédé de fabrication et les résultats de caractérisation seront donnés en détail. Un modèle sera développé afin d'expliquer la variation des comportements

électriques avec l'épaisseur du PS dans le caisson d'isolation. En s'appuyant sur ce modèle, nous serons en mesure de proposer des optimisations visant à réduire les contraintes mécaniques et surtout à obtenir des tenues en tension satisfaisantes.

## III.2 Généralités sur le silicium poreux

Au cours du demi-siècle passé, de nombreux travaux ont été réalisés sur le PS. Une présentation générale sera donnée dans cette partie pour comprendre les caractéristiques uniques offertes par ce matériau.

### III.2.1 Bref historique du PS : découverte et applications à l'isolation électrique

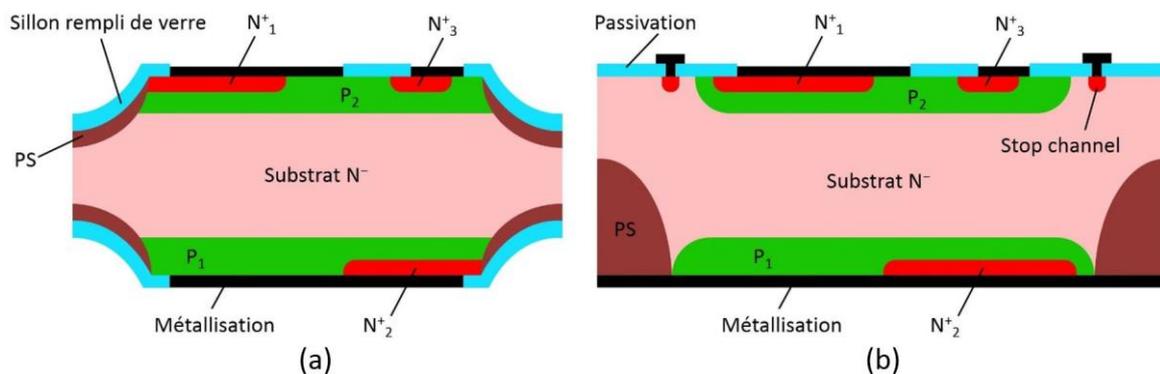
Découvert en 1956 dans les laboratoires Bell [108], le Si poreux fut initialement synthétisé de manière fortuite lors d'une expérience d'électropolissage du silicium. En effet, pour certaines conditions, Ulhir observe une couche brune à la suite de l'anodisation du Si dans une solution d'acide fluorhydrique (HF). Néanmoins, il faut attendre quelques années pour qu'on reconnaisse enfin correctement la nature et la structure poreuse du PS [109].

L'intérêt de ce matériau s'est accru dans les décennies suivant sa découverte. Durant les années 1970 et 1980, les études du PS étaient encore peu nombreuses et se focalisaient quasi exclusivement sur l'oxydation du PS pour des applications SOI (de l'anglais « *Silicon On Insulator* »). Citons notamment quelques exemples significatifs issus de cette période, telle que la technologie IPOS (de l'anglais « *Insulation by Porous Oxidized Silicon* ») [110], ou la technologie FIPOS (de l'anglais « *Full Insulation Porous Oxidized Silicon* ») [111]. Notons que ces premières applications concernant l'isolation électrique ne cherchaient pas vraiment à exploiter directement les propriétés diélectriques du PS. Après sa croissance initiale, le PS était en effet systématiquement oxydé en formant alors des puits ou des couches isolantes.

Dès les années 90, la découverte de la photoluminescence [112] et de l'électroluminescence [113] du PS suscita un engouement croissant au sein de la communauté scientifique. Ces phénomènes dus à l'effet de « confinement quantique » des porteurs dans les cristallites [114] laissaient entrevoir des applications séduisantes dans le domaine de l'optoélectronique intégrée. Bien que l'application optique du PS soit en voie d'abandon depuis 1997 à cause des problèmes de stabilité ou de faiblesse des rendements [6], le fort intérêt pour ce matériau n'est, à l'heure actuelle, toujours pas remis en cause. Une grande variété d'applications a su en effet émerger pour exploiter d'autres propriétés remarquables du PS (cf. Tableau III.1).

Parmi ces nouvelles thématiques, les propriétés isolantes du PS attirent l'attention dans le domaine de l'électronique. Une application prometteuse concerne l'intégration monolithique de circuits radiofréquences sur un substrat mixte Si/PS. En effet, les caissons poreux localisés sont propices à l'intégration des composants passifs permettant la réduction des pertes alors que les dispositifs actifs peuvent être intégrés sur les régions du Si massif. Cette application est actuellement en cours d'étude au sein du laboratoire en collaboration avec STMicroelectronics [115]. Des résultats prometteurs ont été démontrés.

Une autre application, qui est encore au stade embryonnaire, concerne l'intégration du PS dans les composants de puissance, plus précisément, dans la terminaison de jonction. Salucha *et al.* [116] ont étudié l'effet du PS dans le fond du sillon pour le thyristor / TRIAC « Double Mésa » (cf. Figure III.1 (a)). Un gain de 200 V sur la tenue en tension a été rapporté. Néanmoins dans cette étude, le PS joue un rôle ici de couche de passivation et de piégeage d'impuretés. Dans le but de véritablement profiter des propriétés diélectriques du PS, deux concepts impliquant des périphéries TRIAC à base de PS font actuellement l'objet de prospections au niveau du GREMAN et de STMicroelectronics. En plus de la structure étudiée dans le cadre de cette thèse (cf. Figure I.25 (b)), une deuxième architecture impliquant la formation du PS à partir de silicium dopé de type N a été également étudiée (cf. Figure III.1 (b)). Le lecteur intéressé pourra se reporter à la référence [117] pour de plus amples informations.



**Figure III.1 Deux concepts de terminaison de jonction à base de PS pour des TRIACs de type (a) « Double-Mésa » et (b) « Planar ».**

Pour conclure ce paragraphe, le PS présente aujourd'hui un grand potentiel dans plusieurs domaines. Bien que l'isolation électrique soit la première application historique du PS, ses propriétés diélectriques n'ont pas encore commencé à être exploitées. Dans la partie suivante, nous présentons les différentes morphologies du PS ainsi que la notion de porosité.

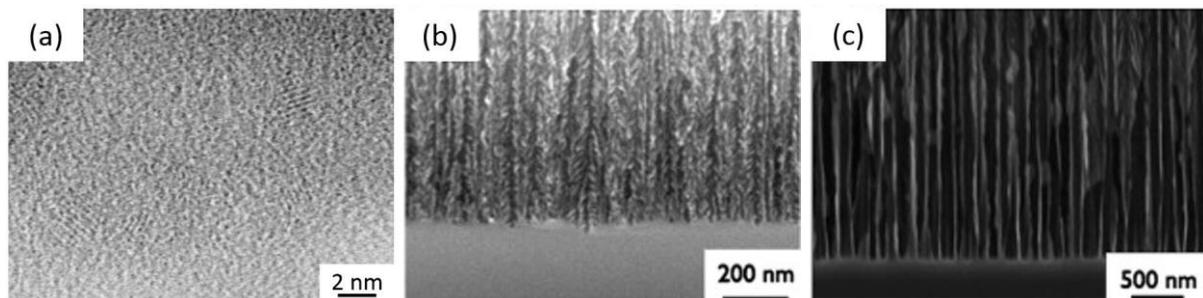
## III.2.2 Caractéristiques physiques du PS

La multitude de propriétés offertes par le PS est issue de sa morphologie physique extrêmement variée (formes, dimensions, orientations et densités de pores, interconnexions, etc.). Dans cette partie, la classification officielle du PS est d'abord donnée selon la taille des pores. La notion de porosité est ensuite introduite. La porosité permet de faire le lien entre les caractéristiques structurelles du PS et ses propriétés diélectriques.

### III.2.2.1 Classification et morphologie typique du PS

Produit à partir du silicium massif, le PS possède néanmoins des propriétés fondamentalement différentes. L'origine de ce changement est la présence des pores dont la taille peut varier de quelques nanomètres au micromètre. Selon les critères de l'IUPAC (*International Union of Pure and Applied Chemistry*), on distingue trois familles de matériaux poreux en fonction du diamètre ( $\phi$ ) des pores :

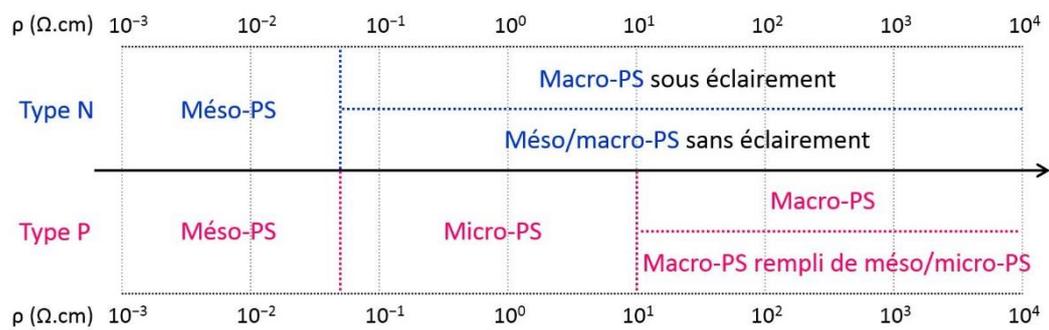
- Silicium microporeux (micro-PS) :  $\phi < 2 \text{ nm}$ .
- Silicium mésoporeux (méso-PS) :  $2 \text{ nm} < \phi < 50 \text{ nm}$
- Silicium macroporeux (macro-PS) :  $\phi > 50 \text{ nm}$



**Figure III.2 Morphologies typiques du PS : (a) micro-PS (selon [118]), (b) méso-PS (selon [119]), (c) macro-PS (selon [119]).**

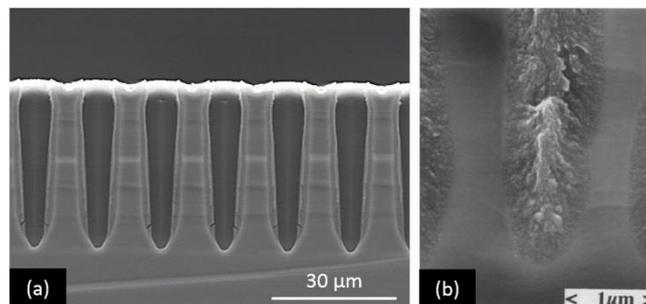
La Figure III.2 montre quelques exemples typiques de ces trois catégories de PS. Notons que la synthèse du PS par anodisation est possible quelques soient le type et la résistivité du substrat. Cependant la résistivité du silicium influence fortement sur la morphologie du PS (cf. Figure III.3). Le micro-PS ne peut être obtenu qu'à partir du Si de type P moyennement dopé (résistivité de 0.05 à 10  $\Omega \cdot \text{cm}$ ). La formation de méso-PS nécessite des dopages importants (résistivité  $< 0.05 \Omega \cdot \text{cm}$ ) qu'ils soient de type N ou de type P par ailleurs. Le macro-PS, d'une manière générale, est formé à partir de substrat faiblement dopé. Dans le cas où le dopage est de type N, une résistivité supérieure à 0.05  $\Omega \cdot \text{cm}$  et une illumination sont nécessaires pour donner naissance aux macropores. Sans éclaircissement, la morphologie du PS peut être méso-PS

ou macro-PS selon la nature de l'électrolyte. Dans un substrat dopé de type P, les macropores peuvent se développer lorsque la résistivité dépasse  $10 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ .



**Figure III.3 Influence de la résistivité et du type de substrat silicium sur la morphologie du PS pour des électrolytes aqueux.**

Il convient de signaler que dans certaines conditions, la morphologie du macro-PS de type P peut devenir hybride. Comme le montre la Figure III.4, ces macropores peuvent être partiellement (cf. Figure III.4 (a)) ou totalement (cf. Figure III.4 (b)) remplis de méso/micro-PS.



**Figure III.4 Exemples de macro-PS partiellement rempli (a) et totalement rempli (b) de méso/micro-PS (photographies extraites de [120, 121]).**

### III.2.2.2 Porosité du PS : définition et détermination

Après avoir présenté la diversité dimensionnelle et morphologique du Si poreux, nous introduisons maintenant la porosité ( $P\%$ ), paramètre structurel quantifiant la nature poreuse du PS.

La porosité est définie comme la fraction de vide dans la couche poreuse. Ce paramètre est notamment utilisé lors de l'étude analytique du PS. En effet, en changeant la porosité, il est possible d'ajuster plusieurs propriétés du PS, telles que la conductivité électrique / thermique, la tenue mécanique, etc. De ce point de vue, ce paramètre est donc important.

Afin de déterminer la porosité, une méthode simple dite « gravimétrique » est couramment utilisée. Le wafer ou l'échantillon est pesé en premier avant anodisation ( $m_1$ ), puis après anodisation ( $m_2$ ) et enfin, après retrait total de la couche poreuse ( $m_3$ ) par une solution de KOH ou TMAH. La porosité est alors calculée par l'équation suivante :

$$P_{\%} = \frac{m_2 - m_3}{m_1 - m_3} \quad \text{Equation III.1}$$

Notons que la porosité obtenue par ces mesures de masse ne représente qu'une valeur moyenne si celle-ci évolue dans la profondeur de la couche poreuse.

De plus, il convient de signaler que la méthode gravimétrique est une technique destructive. Il existe d'autres méthodes non-destructives, tel que SLIM (*Spectroscopic Liquid Infiltration Method*) [122], l'ellipsométrie [123], etc. Ces techniques complexes, plus ou moins précises, n'ont pas été utilisées dans le cadre de cette étude.

### III.2.3 Propriétés diélectriques du PS

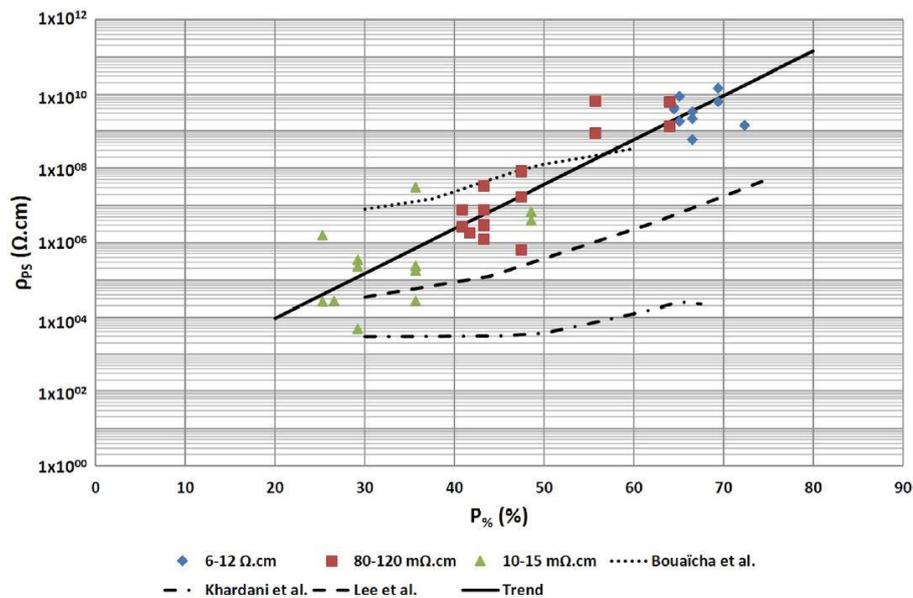
Comme évoqué précédemment, dans le cadre de cette étude, l'intérêt de PS réside dans ses propriétés diélectriques attractives et ajustables. Afin d'éclairer ce point, durant la thèse de S. Ménard, des analyses bibliographiques et expérimentales ont été menées de façon rigoureuse. Ici, nous rappellerons simplement les conclusions principales obtenues lors de l'étude précédente, à savoir la variation de la résistivité et de la permittivité du PS en fonction de sa porosité. Il faut signaler que, à part la microstructure du PS lui-même, il existe en fait plusieurs facteurs « externes » influençant fortement le comportement électrique du PS, tel que la température, l'atmosphère ambiante, la présence de résidus de l'électrolyte dans les pores, etc. L'effet de ces paramètres ne sera pas détaillé dans ce manuscrit. Le lecteur pourra se reporter à la référence [124] pour de plus amples informations.

#### III.2.3.1 Résistivité du PS ( $\rho_{PS}$ )

En général, la résistivité du PS est de plusieurs ordres de grandeur supérieure à celle du substrat de départ. Cette chute de conductivité a été démontrée dans les années 1980 lors des premières études sur le comportement électrique du PS [125, 126].

Au cours des trois dernières décennies, de multiples études ont été menées dans le but de mieux quantifier la forte résistivité du PS et de comprendre les mécanismes mis en jeu. Concernant le premier point, citons d'abord les résultats expérimentaux obtenus par S. Ménard [6]. Comme le montre la ligne noire solide sur la Figure III.5, l'évolution de  $\rho_{PS}$  suit une tendance

exponentielle en fonction de la porosité. Une continuité semble exister entre les trois types de substrats de base (cf. Figure III.5 pour la résistivité des substrats). En d'autres termes, à porosité égale, la résistivité du PS n'est pas fortement impactée par le dopage du substrat initial. Par ailleurs, les résultats obtenus par Bouaïcha *et al.* [127], Khardani *et al.* [128], ainsi que Lee *et al.* [129] sont également présentés sur la Figure III.5. Malgré un certain degré de divergence, on retrouve des variations similaires. Globalement, la résistivité augmente d'autant plus que la porosité est importante.

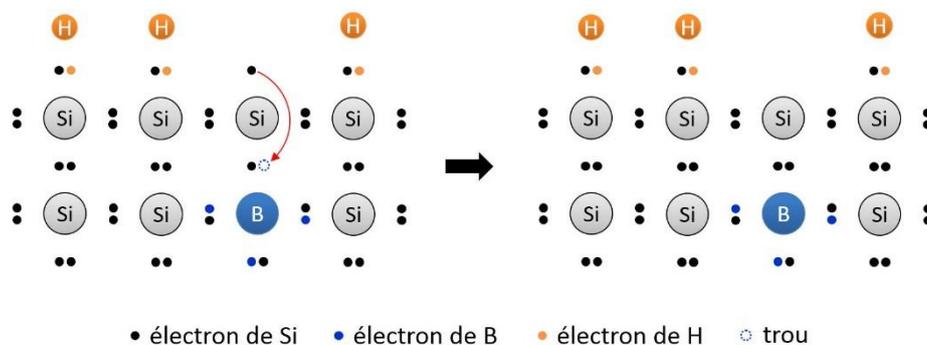


**Figure III.5 Evolution de la résistivité DC du PS (type P) à température ambiante en fonction de la porosité (selon [6]). La résistivité du substrat de départ est indiquée au bas de l'image.**

Selon la littérature [130], la forte résistivité du PS est essentiellement liée à la faible concentration de porteurs libres dans les cristallites du silicium. En effet, bien que les dopants restent présents dans la texturation poreuse, le nombre de porteurs libres diminue dramatiquement [131]. La majorité des impuretés (bore) restant dans les cristallites ne fonctionne plus comme accepteur. Plusieurs hypothèses ont été proposées pour expliquer ce phénomène, tel que des pièges formés à la surface des cristallites (état de surface) [132], ou la passivation de dopant par l'hydrogène dans le volume des pores (formation de complexes Si-H-B) [133]. Néanmoins, peu de preuves expérimentales sont capables de soutenir ces théories sans ambiguïté.

Il est aussi possible que l'effet de « confinement quantique » contribue à la désertion des cristallites. En effet, l'élargissement de la bande interdite dû au confinement quantique diminue la génération thermique des porteurs libres. Cependant, ce phénomène est limité à des tailles

des cristallites inférieures à 5 nm, il ne constitue donc probablement pas la principale contribution (au moins pour les « grands » cristallites). D'après Boarino *et al.* [134], la disparition de porteurs est issue d'une interaction entre l'atome de bore et l'électron non-apparié d'un atome de silicium en surface (i.e. « *surface dangling bond* »). La Figure III.6 illustre schématiquement ce mécanisme. L'atome de bore est situé en dessous d'un atome de silicium en surface qui n'est pas passivé par l'hydrogène. En transférant un électron non-apparié à l'atome bore, ce dernier devient électriquement inactif perdant ainsi son rôle d'accepteur. Cette interaction a été confirmée par des modélisations *ab initio* [135]. De plus, ce modèle a été utilisé avec succès pour expliquer les phénomènes réversibles de dopage du PS par certain gaz [136] (le bore restant dans le PS peut être réactivé ou désactivé en absorbant ou éliminant le gaz NO<sub>2</sub> car ce dernier est préférentiellement absorbé par la liaison pendante du silicium [135]).



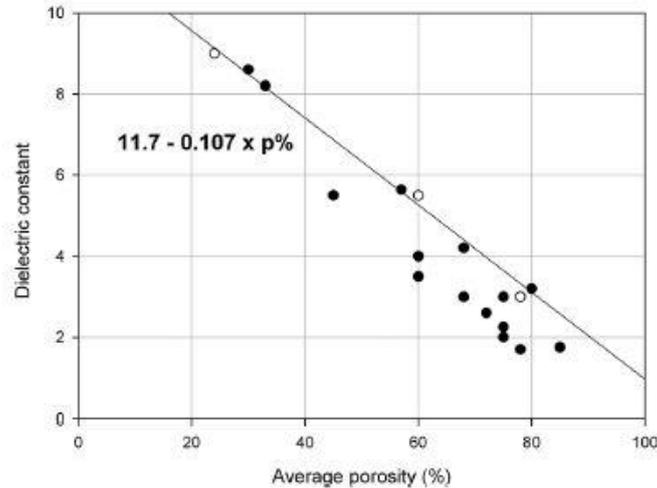
**Figure III.6 Mécanisme de passivation de dopant bore dans le silicium poreux type P.**

En somme, la passivation du dopant par « *surface dangling bond* » semble offrir une explication plausible permettant de justifier l'origine de la forte résistivité du PS. Cependant, pour que cette théorie soit valable, la majorité des atomes de bore doit se trouver à une faible profondeur par rapport à la surface des pores. Concernant ce dernier point, sa validation expérimentale reste encore en questionnement.

Enfin, vis-à-vis de l'application visée, le TRIAC, notons qu'il existe quelques facteurs qui atténuent la forte résistivité du PS, comme la fréquence et la température. L'impact de la fréquence se manifeste d'autant plus gravement que cette dernière est haute [115]. La diminution de  $\rho_{PS}$  n'est pas encore évidente à 50 Hz et donc, est négligée dans cette étude. Quant à l'impact de la température, ce dernier doit toujours être pris en compte car le TRIAC fonctionne souvent à haute température. Une diminution de  $\rho_{PS}$  d'environ 3 décades a été observée par S. Ménard [137] lorsque la température s'élève de 30 °C à 200 °C.

### III.2.3.2 Constante diélectrique relative du PS ( $\epsilon_{PS}$ )

La permittivité (constante diélectrique relative) du Si poreux est inversement proportionnelle à la porosité, tel que le montre la Figure III.7.



**Figure III.7 Evolution de la permittivité du PS en fonction de la porosité (selon [138]). La ligne noire solide représente la loi de Vegard et les points des valeurs expérimentales issues de la littérature.**

La  $\epsilon_{PS}$  est comprise globalement entre celle de l'air ( $\epsilon_{air} = 1$ ) et celle du silicium massif ( $\epsilon_{Si} = 11.7$ ). Théoriquement, la permittivité du PS peut être reliée à sa porosité en utilisant la loi de Vegard [138] :

$$\epsilon_{PS} = \epsilon_{Si} - (\epsilon_{Si} - \epsilon_{air})P_{\%} \quad \text{Equation III.2}$$

Cette loi considère que le PS est un mélange homogène d'air et de silicium. Sur la Figure III.7, la loi de Vegard donne une bonne approximation de  $\epsilon_{PS}$  pour une  $P_{\%}$  donnée, malgré une certaine surestimation à haute porosité ( $> 60\%$ ). Ceci est probablement dû à l'oxydation spontanée du PS ( $\epsilon_{SiO_2} = 3.9$ ). En effet, le PS ayant une forte porosité est très sensible à l'oxydation même à température ambiante du fait de sa grande surface spécifique.

De plus, la permittivité du PS est impactée par la fréquence [139]. Cependant, seulement une légère augmentation de  $\epsilon_{PS}$  a été observée par S. Ménard [6] de 1 à 10 MHz. L'impact de la fréquence ne semble donc pas primordial vis-à-vis de l'application visée.

Pour conclure cette partie, nous avons montré que le PS est capable d'offrir des propriétés diélectriques intéressantes, à condition que sa porosité soit suffisamment élevée. Afin de structurer le matériau de façon désirée, il est nécessaire de comprendre les principes fondamentaux de sa formation. Nous présentons donc par la suite l'élaboration du PS par voie anodique.

### III.2.4 Elaboration du PS par voie anodique

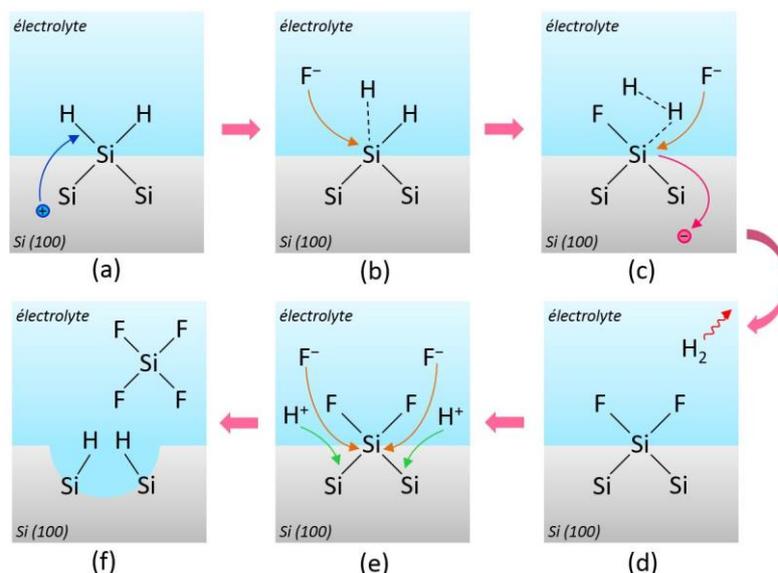
Historiquement, l'anodisation fut la première méthode mise en œuvre pour rendre poreux un substrat silicium [108]. Au cours des 60 ans passés, malgré une grande variété de procédés développés (plus de 30) [140], la voie anodique reste la technique la plus couramment utilisée et la plus efficace pour former des couches poreuses de haute qualité, de forte épaisseur et de façon reproductible.

Dans cette partie, nous introduirons tout d'abord les réactions électrochimiques impliquées dans la gravure du silicium. Nous nous intéresserons ensuite aux mécanismes de croissance des pores afin de comprendre pourquoi la dissolution du Si ne suit que certains chemins au sein du substrat, formant ainsi des texturations poreuses. L'influence des paramètres d'anodisation sera présentée dans la partie suivante. Nous verrons comment ajuster ces paramètres pour former les microstructures désirées ainsi que les limitations imposées par le procédé. Le dispositif expérimental sera brièvement évoqué en toute fin de cette partie.

#### III.2.4.1 Principe de la gravure électrochimique du silicium

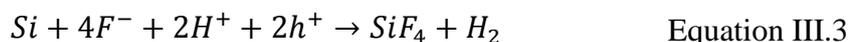
Dans un électrolyte aqueux à base de HF, la gravure électrochimique du Si suit essentiellement deux voies concurrentes, l'une via la réaction directe avec des espèces actives fluorées, l'autre via l'oxydation anodique suivie d'une désoxydation. Les détails sont donnés dans les parties suivantes.

##### III.2.4.1.1 Voie directe : réaction du Si avec des espèces actives fluorées



**Figure III.8 Illustration de la dissolution du silicium par réaction directe.**

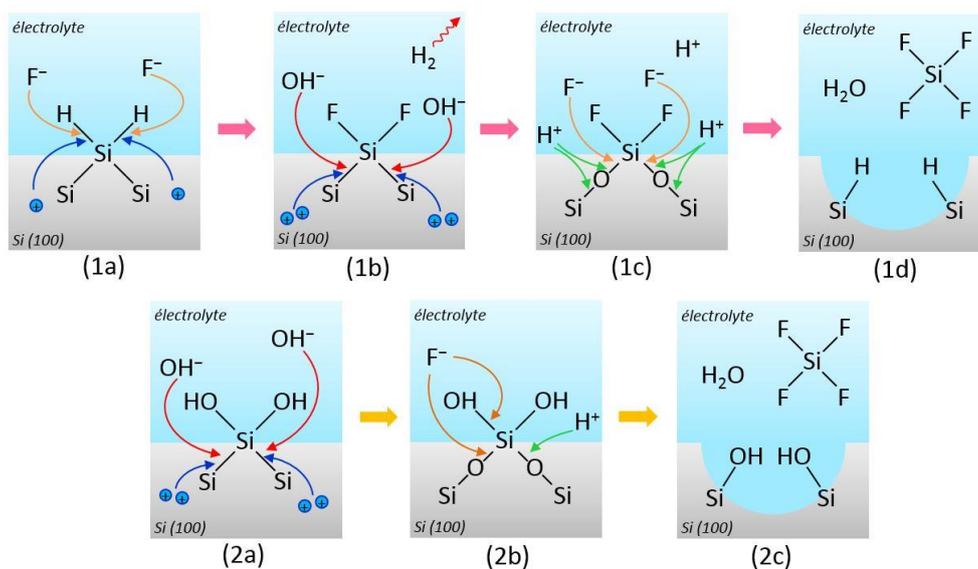
En milieu HF, la surface du substrat silicium est principalement passivée par l'hydrogène. Prenons un exemple du Si (100). La majorité des atomes de Si en surface (100) se terminent sous forme de SiH<sub>2</sub>. Lorsqu'un trou rejoint l'interface électrolyte/silicium (cf. Figure III.8 (a)), un ion fluor (ou plus précisément HF<sub>2</sub><sup>-</sup>) se substitue à un atome H par attaque nucléophile (cf. Figure III.8 (b)). Après la formation d'une première liaison Si-F, la forte électronégativité du fluor induit une polarisation du groupe Si-F affaiblissant les autres liaisons du silicium. Cela favorise la substitution du second ion F<sup>-</sup> au détriment du deuxième atome d'hydrogène (cf. Figure III.8 (c)), libérant ainsi un électron et une molécule de dihydrogène sous forme gazeuse (cf. Figure III.8 (d)). La formation de la deuxième liaison Si-F affaiblit davantage les liaisons Si-Si. Ces dernières sont alors attaquées rapidement par l'acide fluorhydrique (cf. Figure III.8 (e)). Enfin, un atome Si se détache du substrat sous forme de SiF<sub>4</sub> qui est soluble en solution sous forme de SiF<sub>6</sub><sup>2-</sup> (cf. Figure III.8 (f)). L'Equation III.3 représente le bilan de la réaction :



Nous pouvons constater que la réaction générale est divalente (consomme 2 trous en moyenne par atome de silicium).

#### III.2.4.1.2 Voie indirecte : oxydation du Si en régime anodique et désoxydation par HF

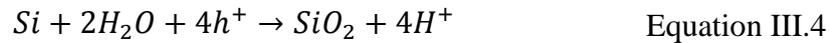
La dissolution dite « indirecte » est complexe. Bien que de nombreuses études aient été menées, les détails de la réaction font encore l'objet de débats aujourd'hui [141]. La Figure III.9 illustre deux chemins de réaction possibles.



**Figure III.9** Illustration de la dissolution du silicium par voie indirecte.

En résumé, le silicium en surface est d'abord oxydé en régime anodique. La croissance de l'oxyde implique la rupture des liaisons Si-Si (cf. Figure III.9 (1b) et (2a)) et la formation des

liaisons Si–O–Si (cf. Figure III.9 (1c) et (2b)) en présence de quatre trous et d'ion hydroxyde (OH<sup>-</sup>). L'oxyde ainsi formé subit ensuite l'attaque nucléophile par des ions fluor. L'Equation III.4 et l'Equation III.5 représentent les réactions générales :



Afin de libérer un atome de silicium, 4 trous sont consommés au cours de cette dissolution dite « indirecte » (cf. Equation III.4).

Pour conclure, les dissolutions directe / indirecte coexistent lors de la croissance du PS [142]. Notons que la dissolution directe est anisotropique tandis que la dissolution indirecte est plutôt isotropique. Le ratio entre ces deux voies concurrentes influence alors la morphologie du silicium après gravure, provoquant la formation du PS ou l'électropolissage.

### III.2.4.2 Mécanisme de formation du PS

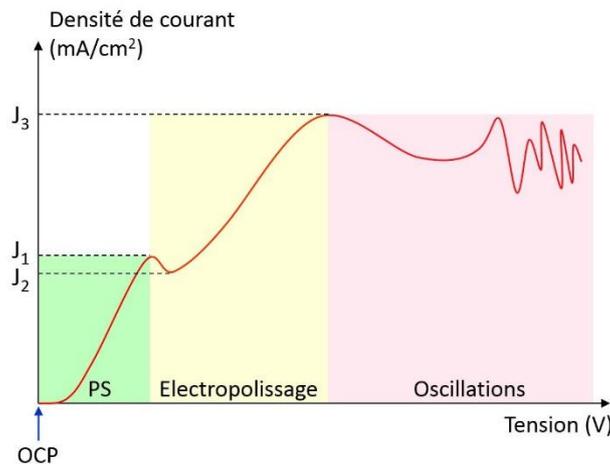
Après avoir parcouru les diverses réactions provoquant la dissolution du silicium, il convient maintenant d'expliquer les phénomènes physiques impliqués par la croissance des pores. Tout d'abord, à l'aide de la caractéristique courant-tension du système silicium/HF, nous présenterons les différents modes de gravure en régime anodique. Nous nous focaliserons ensuite sur le régime de formation du PS. En commençant par l'initiation des pores, les principaux mécanismes impliqués dans la croissance des pores seront évoqués dans cette partie.

#### III.2.4.2.1 Gravure du Si en régime anodique : formation du PS ou électropolissage

Comme nous l'avons vu précédemment, la dissolution du Si nécessite des trous à l'interface Si/électrolyte. Autrement dit, sans apport de trous, le silicium ne sera pas gravé en régime anodique.

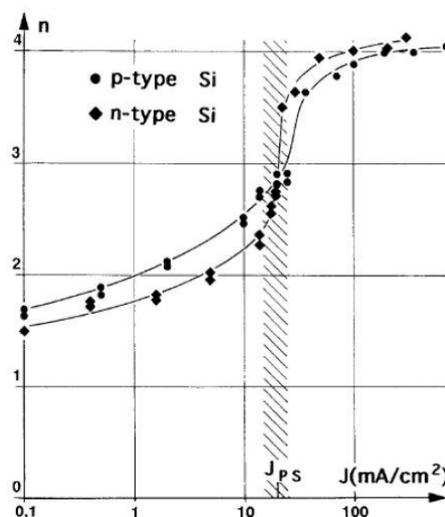
La Figure III.10 représente l'allure typique des caractéristiques I-V obtenues lors de l'anodisation du silicium de type P (quel que soit le dopage) ou de type N (modérément dopé éclairé ou très fortement dopé). La vitesse de balayage en tension est fixée à une valeur constante. Globalement, la densité de courant augmente avec la tension. Au-delà du potentiel OCP, nous pouvons distinguer 3 zones de gravure : « PS », « électropolissage » et « oscillations ». La formation du Si poreux est confinée à des courants inférieurs à  $J_{PS}$  (ou  $J_1$  sur la Figure III.10). En effet, à chaque instant, seul un nombre limité de trous arrivent à l'interface Si/électrolyte. Ces trous sont consommés immédiatement dans les réactions électrochimiques décrites précédemment. De fait, le silicium à l'interface Si/HF est déserté en

trou dans certaines zones. Leur absence provoque ainsi la passivation du Si et constitue la paroi des pores.



**Figure III.10** Caractéristique I-V du Si ( $P^+$ , N éclairé ou  $N^+$ ) dans une solution aqueuse de HF en régime anodique. OCP représente le potentiel en circuit ouvert (*Open Circuit Potential*).

En régime de formation du PS, la dissolution du silicium est dominée par la voie directe (cf.2.4.1.1). En augmentant le courant, le mode de gravure évolue vers la voie indirecte. La Figure III.11 montre l'évolution de la valence de réaction en fonction de la densité de courant. Nous pouvons constater que, au-delà de  $J_{PS}$ , il existe un passage abrupt représentant la transition entre la formation du PS et le régime d'« électropolissage ».



**Figure III.11** Evolution de la valence de réaction de gravure électrochimique du Si en fonction de la densité de courant (selon [143]).

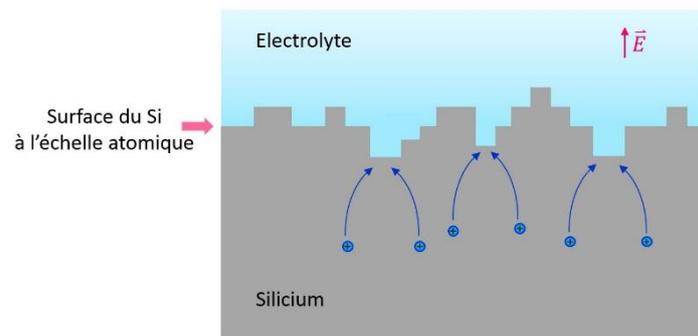
Notons que la frontière PS/polissage est indépendante du type et du dopage du matériau. De plus, la valeur de  $J_{PS}$  croît avec la concentration de HF dans l'électrolyte [143]. Dans le cadre

de ce travail, la concentration de HF a été fixée à 30 w.% dans l'électrolyte. Ainsi, les densités de courant devront être bien inférieures à  $600 \text{ mA/cm}^2$ .

Revenons sur la Figure III.10, entre  $J_2$  et  $J_3$ , la dissolution du Si suit essentiellement la voie indirecte (cf.2.4.1.2), c'est-à-dire, une oxydation puis une désoxydation. La vitesse d'oxydation augmente avec la densité de courant. Au-delà de  $J_3$ , la croissance de l'oxyde devient plus rapide que sa dissolution. La présence de l'oxyde provoque une isolation « électrique » qui empêche la circulation du courant, freinant ainsi la croissance de l'oxyde. La compétition oxydation/désoxydation devient alors auto-entretenu. Un régime oscillatoire est alors observable.

#### III.2.4.2.2 Initiation des pores

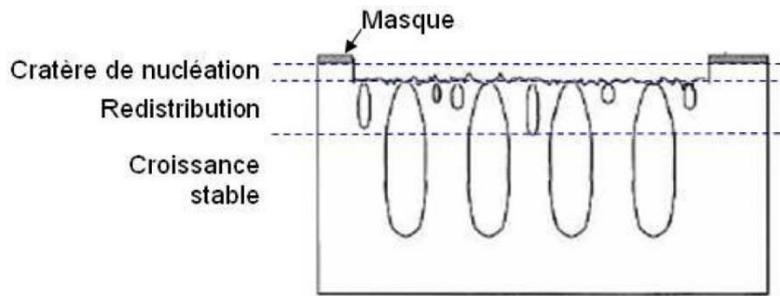
Après avoir discuté macroscopiquement de la formation du PS, nous présentons dans cette partie l'amorçage et la croissance des pores d'un point de vue microscopique.



**Figure III.12 Illustration de la surface du silicium à l'échelle atomique et de la collection de trou au niveau des sites de dépression.**

La naissance des pores est influencée par la microrugosité du substrat. En effet, la surface du silicium n'est pas parfaitement plane à l'échelle atomique (cf. Figure III.12). Elle présente toujours quelques irrégularités, qui se traduisent par des micro-pics et des micro-cuvettes. En raison du plus fort champ électrique induit par la courbure locale de la surface, les trous se réunissent préférentiellement au niveau des micro-cuvettes. Ainsi, ces sites de dépression à l'échelle atomique se transforment rapidement en pointes de nucléation puis en pores.

Après la phase d'initialisation, on distingue une seconde étape dite de « redistribution » avant l'étape ultime de la croissance stable des pores. Les pores initiaux sont petits en taille, mais ils sont présents en grande quantité. Au fur et à mesure de la gravure, certains pores cessent de croître tandis que d'autres continueront à se propager en profondeur, tel que le montre la Figure III.13.



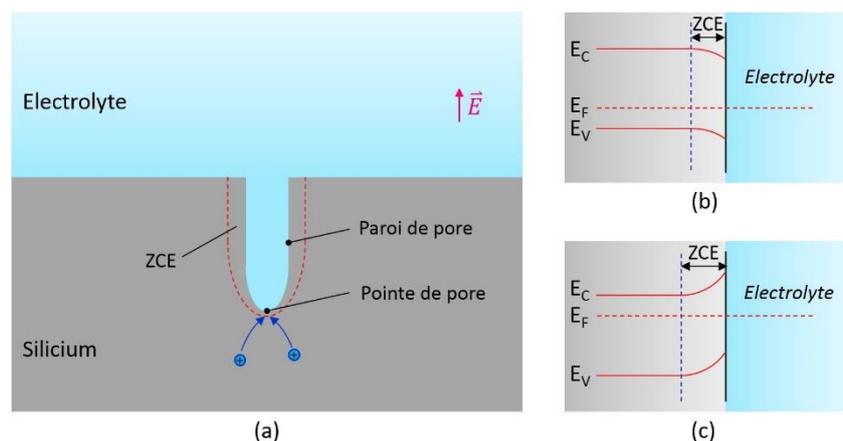
**Figure III.13 Illustration du cratère de nucléation, de la redistribution et de la croissance stable des pores dans le cas de macropores dans le type N éclairé en face arrière (selon [141]).**

Une fois cette étape terminée, la couche poreuse continue à s'approfondir avec une densité de pores globalement constante si la profondeur atteinte reste modérée.

### III.2.4.2.3 Croissance des pores

La propagation des pores met en œuvre plusieurs facteurs physiques et chimiques. De nombreux mécanismes concurrents sont susceptibles de jouer un rôle simultanément. Les principaux mécanismes mis en jeu sont présentés ci-dessous.

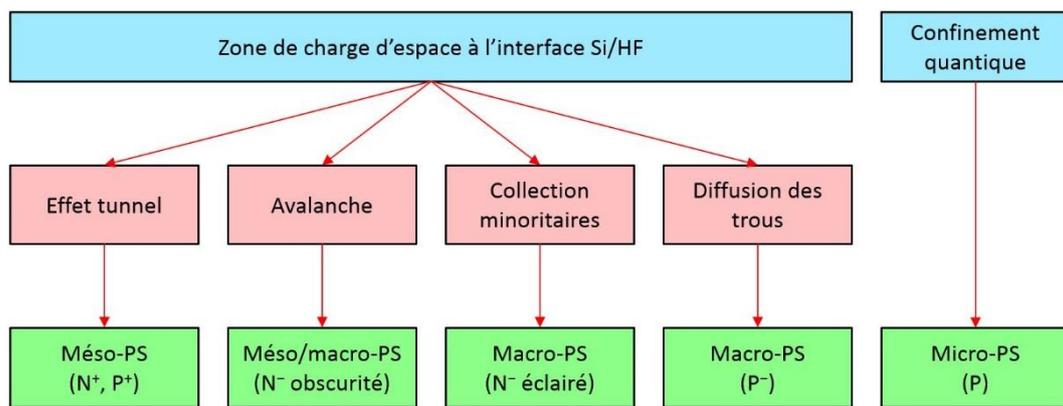
Dans un premier temps, l'orientation cristallographique joue un rôle important influençant la direction des pores. Les plans (100) contiennent en fait des liaisons Si–H moins stables que les plans (111). Il y a alors une plus grande probabilité que la dissolution du Si ait lieu sur les faces (100). Par conséquent, les pores ont tendance à croître dans la direction  $\langle 100 \rangle$ .



**Figure III.14 Etablissement de la zone de charge d'espace (ZCE) et déformation des bandes d'énergie à l'interface Si/HF lors de l'anodisation. (a) Illustration de la ZCE autour d'un pore. Déformation des bandes en régime anodique : (b) Si (type P) / électrolyte, (c) Si (type N) / électrolyte.**

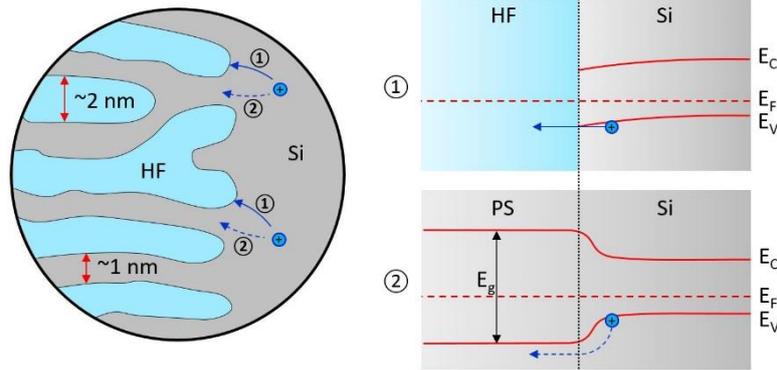
Deuxièmement, par rapport au flanc des pores, le rayon de courbure accentué au niveau de la pointe génère des régions où le champ électrique est plus intense (cf. Figure III.14 (a)). Les trous se focalisent alors préférentiellement vers le fond des pores.

Troisièmement, à l'interface Si/électrolyte, une zone de déplétion se développe du côté du Si en régime anodique (cf. Figure III.14). Cette zone désertée représente la barrière de potentiel à franchir pour les trous désirant réagir à l'interface. Selon le dopage et le type de substrat, nous pouvons distinguer différentes modes de conduction permettant le transfert de charge à travers la ZCE (cf. Figure III.15).



**Figure III.15 Différents phénomènes physiques à l'origine de la passivation des parois des pores, mécanismes de transfert de charge associés et morphologie finale du PS (selon [144]).**

Pour le silicium fortement dopé (quel que soit le type), la largeur de la ZCE est fine (quelques 10 nm) en régime anodique. Le transport de charge est donc dominé par effet tunnel [144]. Pour le silicium de type N<sup>-</sup> dans l'obscurité, du fait de la forte épaisseur de la ZCE (quelques micromètres), le transport de trou ne peut se faire que par avalanche sous des tensions importantes (de l'ordre 10 V) [143]. Si nous éclairons une des faces du Si, les trous photogénérés (minoritaires) seront collectés par le champ électrique et propulsés à l'interface où ils réagiront [143]. Pour le silicium de type P<sup>-</sup>, la diffusion des porteurs est responsable du déplacement des trous [121]. Enfin, pour le silicium de type P modérément dopé, la ZCE est très fine ou n'existe pas. La passivation des cristallites (taille < 5 nm) est attribuée à un effet dimensionnel quantique [114]. Tel qu'illustré sur la Figure III.16, dans des cristallites de très petites tailles, l'élargissement du gap ( $E_g$ ) provoque une hauteur de barrière supplémentaire à franchir pour les trous venant du Si massif. Les trous se focalisent alors plus facilement sur le fond des pores.

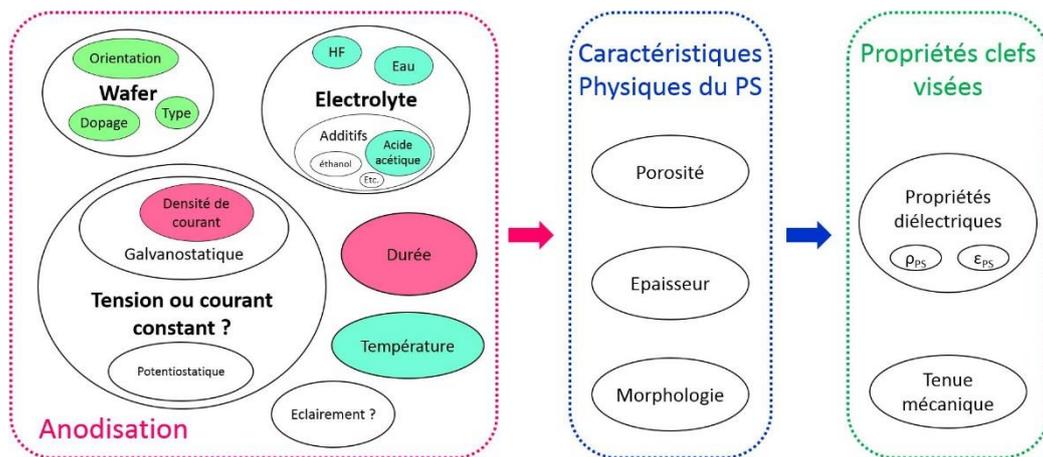


**Figure III.16** Schéma illustrant le mécanisme du confinement quantique (selon [141]). L'image de gauche représente l'interface Si/micro-PS et les deux chemins possibles de déplacement pour les trous. Les deux images de droite représentent la déformation des bandes selon les différents chemins. Le déplacement des trous est favorisé vers le fond des pores (chemin ①) du fait de la faible barrière de potentiel à franchir.

Pour conclure, les principaux phénomènes à l'origine de la croissance des pores ont été discutés. Nous verrons dans la partie suivante comment ajuster les paramètres d'anodisation pour avoir des caractéristiques structurelles désirées.

### III.2.4.3 Influence générale des paramètres expérimentaux

L'anodisation implique un grand nombre de facteurs influençant la morphologie finale du PS et par conséquent ses propriétés électriques ou mécaniques (cf. Figure III.17). La composition de l'électrolyte, le type et le dopage du substrat Si, les conditions de la réaction électrochimique (tension, courant, durée), la température et l'éclairage sont autant de paramètres à contrôler.



**Figure III.17** Relation simplifiée entre l'anodisation, les caractéristiques physiques du PS ainsi que les propriétés clés visées. Les ovales verts, bleus et roses représentent respectivement les paramètres imposés par l'application visée, les paramètres fixés volontairement et les paramètres qui nous utilisons pour ajuster les propriétés du PS.

Dans le cadre de cette étude, certains paramètres sont pré-conditionnés par l'application visée (ex. wafer) ou maintenus volontairement à des conditions constantes (ex. électrolyte). Seulement deux variables, la densité de courant et la durée d'anodisation, sont utilisées pour ajuster les propriétés du PS. Afin de justifier le choix ci-dessus, l'effet de chaque paramètre est brièvement commenté par la suite.

#### III.2.4.3.1 Paramètres de gravure fixes

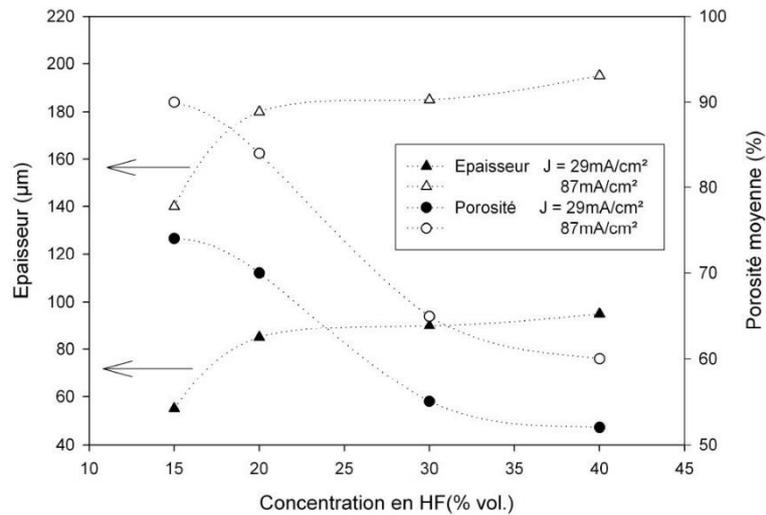
Tout d'abord, les trois caractéristiques du substrat silicium (orientation, profil et type de dopage) sont imposées par l'application visée. Des plaquettes (111) sont essentiellement utilisées par STMicroelectronics pour ses filières de TRIAC. De plus, la croissance du PS est prévue dans un caisson dopé de type P, réalisé par diffusion de bore.

- L'orientation cristalline du substrat a des influences sur la morphologie (direction de la propagation des pores, cf. III.2.4.2.3) et sur la vitesse de gravure (plus rapide dans la direction  $\langle 100 \rangle$  que la direction  $\langle 111 \rangle$  [122]). A priori, ces influences sont secondaires vis-à-vis de l'application visée.
- Le niveau et le type de dopage ont essentiellement des impacts sur le diamètre des pores (cf. III.2.2.1 et Figure III.3) et sur la porosité. Celle-ci augmente avec le niveau de dopage dans un substrat de type P, à condition que la densité de courant et la concentration de HF soient constant. Rappelons que le caisson bore possède une forme dite en « diabolo » et un profil de dopage graduel. Ces irrégularités rendent le contrôle de la croissance du PS très complexe. En résulte un mélange de diverses texturations (micro/méso/macropores) et des porosités locales inhomogènes dans le volume du caisson poreux. Nous le verrons dans la partie III.4.1 dédiée aux résultats expérimentaux de cette étude.

En ce qui concerne l'électrolyte, sa nature conditionne également fortement la croissance du PS et donc ses propriétés physique / électrique / mécanique associées. Il a été choisi un électrolyte de type aqueux à base d'acide fluorhydrique (HF) et d'acide acétique ( $\text{CH}_3\text{COOH}$ ).

- La concentration du HF en solution est un des facteurs essentiels influençant la réaction électrochimique. En plus de la valeur de  $J_{\text{PS}}$ , la teneur en HF affecte également la vitesse de gravure, la porosité et la taille des pores. D'une manière générale, l'augmentation de la concentration en HF dans l'électrolyte accélère la croissance, mais diminue la porosité et la taille des pores (cf. Figure III.18 pour un exemple de micro-PS). Ces évolutions sont indépendantes du dopage du silicium.

- L'acide acétique, réputé pour ne pas influencer chimiquement sur la gravure, joue le rôle d'agent mouillant.



**Figure III.18 Evolution de la porosité et de l'épaisseur du PS (substrat type P 30-50 ohms.cm) en fonction de la concentration de HF (selon [145]). Le rapport de volumes entre l'acide acétique et H<sub>2</sub>O est constant (1.5). La durée d'anodisation est 1 h.**

Dans le cadre de ce travail, la composition de l'électrolyte a été fixée volontairement à HF (50%) / CH<sub>3</sub>COOH (99%) / H<sub>2</sub>O (4.63 : 2.14 : 1.45 en volume) représentant une concentration HF effective 30 w.%. Ce choix constitue pour nos besoins un bon compromis entre la vitesse de gravure et la porosité facilitant ainsi le contrôle de la croissance du PS.

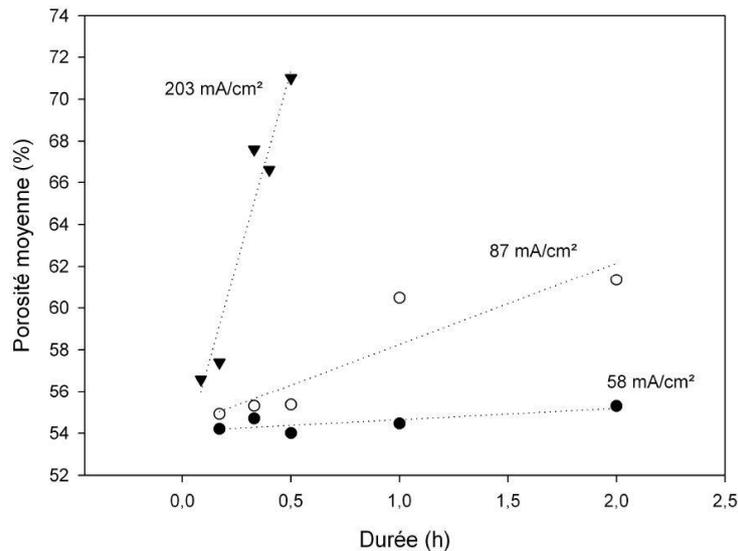
Enfin, la température affecte la cinétique de gravure [146]. Vu que la croissance du PS de type P n'exige pas d'illumination, nous supposons que la variation de température est faible au cours de l'anodisation. Toutes les expériences sont effectuées à température ambiante.

#### III.2.4.3.2 Paramètres de gravure à ajuster

Le mode galvanostatique (courant constant) est couramment utilisé en raison d'un meilleur contrôle de la porosité, de l'homogénéité et de l'épaisseur de la couche poreuse, ainsi qu'une plus grande reproductibilité des résultats par rapport au mode potentiostatique (tension constante).

En mode galvanostatique, la vitesse de gravure se stabilise après la phase d'initialisation et la densité de pores reste globalement constante si la profondeur atteinte reste modérée. Pour une concentration en HF donnée, nous pouvons ajuster les caractéristiques physiques du PS en fonction de la densité de courant. Dans un substrat de type P, l'augmentation du courant provoque une augmentation de la porosité et une accélération de la gravure de PS [141, 147]. La taille des pores augmente aussi avec le courant appliqué [141, 147].

A courant constant, l'épaisseur de la couche poreuse est contrôlée en faisant varier la durée d'anodisation. Il faut signaler que, dans le cas où la durée est longue (forte épaisseur du PS), la porosité évolue dans la profondeur (cf. Figure III.19 pour un exemple). Ceci est lié à la baisse de la concentration en HF en fond des pores et donc la diminution de l'approvisionnement en espèces actives [148, 149]. Nous observons alors une augmentation de la porosité et de la taille de pores dans la profondeur de la couche poreuse. Ces variations sont d'autant plus importantes que la densité de courant augmente.



**Figure III.19 Evolution de la porosité moyenne en fonction de la durée de l'anodisation (selon [145]). Le substrat est type P 30-50 ohms.cm. L'électrolyte est composé par HF (50%) / CH<sub>3</sub>COOH (99%) / H<sub>2</sub>O (6.56 : 0.98 : 0.65 en volume).**

#### III.2.4.3.3 Rupture des couches épaisses et de porosités élevées

L'application visée nécessite des PS de forte porosité et d'épaisseur importante. Pour ce type de matériau, la rupture de la couche poreuse a été systématiquement observée lors de l'anodisation, lors du séchage ou lors d'un dépôt de matériau étranger sur le PS.

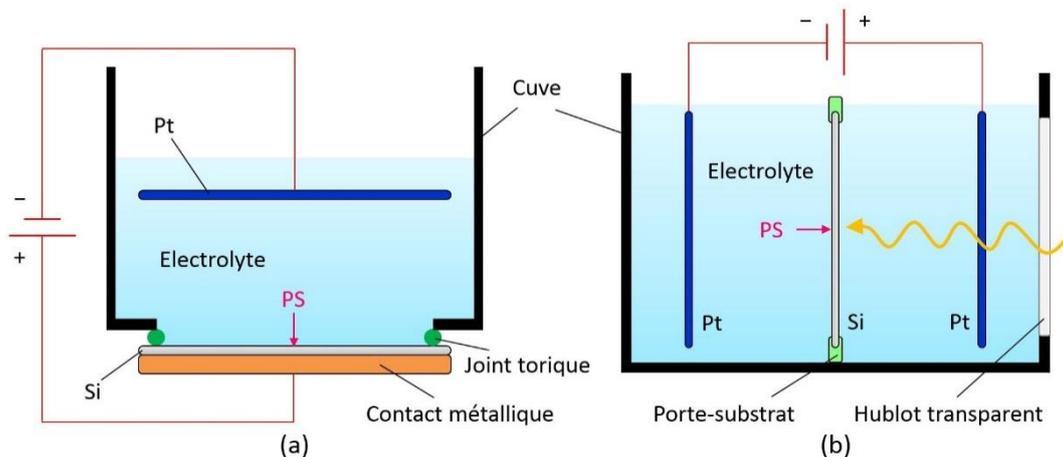
En effet, au cours de l'anodisation, la croissance du PS s'accompagne par une génération de contraintes au sein du substrat car le Si poreux a un paramètre de maille supérieur à celui du Si [150-152]. Lors du séchage, les contraintes générées par l'évaporation de l'eau sont responsables de la destruction du PS [153]. Enfin, le stress interne de la couche peut être libéré lors d'un dépôt de matériau (ex. USG) et entraîner ainsi la destruction de la couche poreuse.

En règle générale, il existe une épaisseur critique en fonction de la porosité. Au-delà de cette épaisseur, il est difficile, voire impossible, de conserver l'intégrité du PS après anodisation / séchage / dépôt. Plus la porosité est forte, moins l'épaisseur critique est importante. Dans la

partie III.4.1, nous verrons la limitation de l'intégrité du PS en fonction de la densité de courant et la durée d'anodisation.

### III.2.4.4 Dispositifs dédiés à l'anodisation

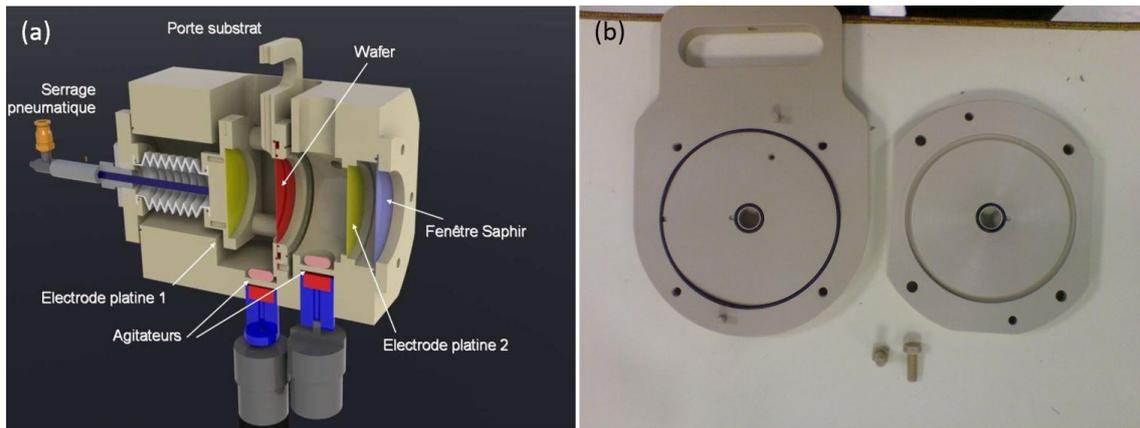
La cellule électrochimique est le dispositif permettant l'anodisation du silicium. En général, il existe deux conceptions, telles qu'illustrées sur la Figure III.20.



**Figure III.20** Illustration de différents types de cellules électrochimiques : (a) simple-cuve, (b) double-cuve.

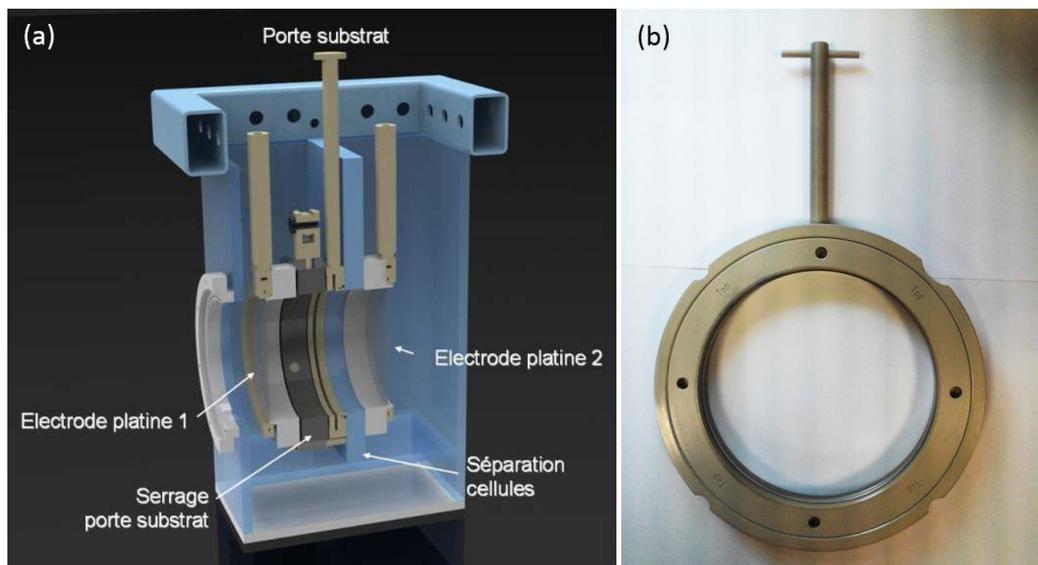
La configuration simple-cuve (cf. Figure III.20 (a)) est généralement dédiée aux échantillons de petites dimensions. Il s'agit d'un seul réservoir. Les électrodes sont alors disposées horizontalement. L'anode est constituée par le silicium lui-même. La face avant est en contact avec l'électrolyte et la face arrière est plaquée contre une plaque métallique ou sur laquelle un dépôt métallique en couche mince a généralement été réalisé.

La configuration double-cuve (cf. Figure III.20 (b)) est mieux adaptée à la gravure de plaquettes entières. Cette configuration est constituée de deux réservoirs isolés l'un de l'autre par un porte substrat supportant le wafer. Chaque demi-cellule contient une électrode en platine. Les deux faces du wafer sont en contact avec l'électrolyte qui assure d'une part la dissolution du Si (seulement côté cathode) et d'autre part le contact électrique entre l'électrode et le silicium. Cette configuration est compatible avec l'illumination si celle-ci est nécessaire. Par ailleurs, un système de pompage ou d'agitation est souvent mis en place permettant d'homogénéiser l'électrolyte au cours de l'anodisation. Nous pouvons atteindre alors une meilleure uniformité de gravure par rapport à une configuration simple-cuve.



**Figure III.21 Coupe transversale de la cellule destinée aux petits échantillons (a) et photographie d'un porte échantillon dont le diamètre de l'ouverture est 1 cm (b).**

Au cours des expériences décrites par la suite, nous avons utilisé deux cellules de type double-cuve développé par AMMT<sup>®</sup>. La première (cf. Figure III.21), d'une contenance d'environ 850 ml, permet l'anodisation de petits échantillons (diamètre de 0.4 à 3 pouces). Deux agitateurs magnétiques sont installés au fond de chaque demi-cuve assurant l'homogénéité de la concentration de l'électrolyte. Pour des wafers de 6 pouces, on a eu recours à une deuxième cellule d'une contenance d'environ 8 L (cf. Figure III.22). Un système de pompage permet d'assurer la circulation de l'électrolyte au cours de l'anodisation.



**Figure III.22 Coupe transversale de la cellule permettant la gravure du wafer 6 pouces (a) et photographie d'un porte substrat 6 pouces dont le diamètre de l'ouverture est 13.2 cm (b).**

### III.3 Localisation du PS

La localisation du Si poreux est une problématique critique lorsqu'on aborde l'intégration du PS dans la périphérie des TRIACs. La formation du PS est prévue après la fabrication de la zone active (cf. 4.2). De fait, la zone active doit être protégée au cours de l'anodisation en déposant un masque empêchant son contact avec l'électrolyte et/ou le passage du courant.

L'enjeu est d'identifier un matériau protecteur qui (i) est inerte en milieu HF (ou au moins résistant à l'attaque) sous l'effet de polarisation, (ii) possède une adhérence suffisante avec le substrat avant et au cours de l'anodisation, (iii) peut être sélectivement retiré sans endommager le PS ou l'autre structure préfabriquée. Enfin, sachant l'on vise une application industrielle, le procédé de masquage doit être (iv) fiable (sans défaut), (v) peu coûteux (dépôt et retrait par des procédés standards), et surtout (vi) compatible avec les procédés lithographie standards.

**Tableau III.2 Comparatif de divers masques proposés dans la littérature. Les symboles « ++ », « + », « 0 » et « - » traduisent respectivement un jugement très satisfaisant, satisfaisant, peu satisfaisant et pas du tout satisfaisant.**

	Résistance en milieu HF	Adhérence au silicium	Sélectivité de retrait	Coût	Compatibilité avec la lithographie	Fiabilité (défaut, surgravure, etc.)
Résine	0	-	++	++	++	-
Métal (Au, Pt, W)	++	+	0	0	+	-
Si <sub>x</sub> N <sub>y</sub>	++	++	0	0	++	-
SiO <sub>2</sub> /poly-Si	+	++	+	0	0	-
SiO <sub>2</sub> /Si <sub>x</sub> N <sub>y</sub> /poly-Si	++	+	+	-	0	+
Polymère fluoré*	++	0	++	+	++	-
GaAs ou SiC amorphe	++	+	0	0	+	-

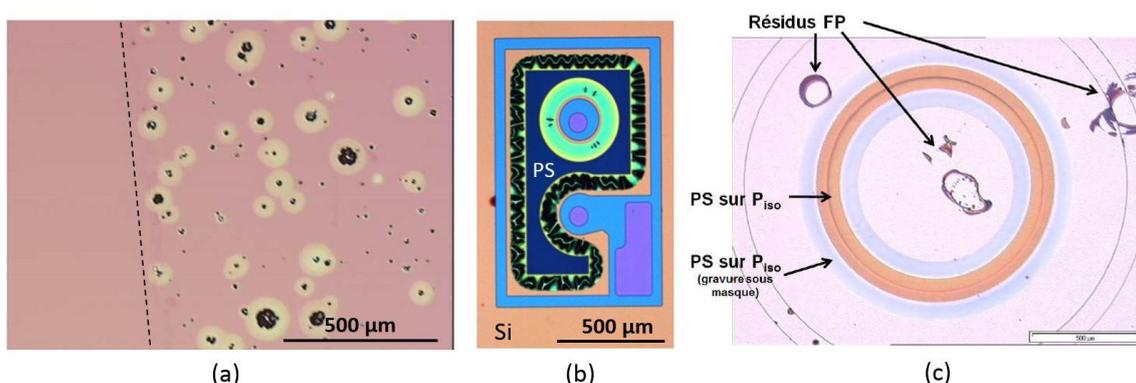
\* Il s'agit du FP décrit dans la référence [154].

Depuis les années 70, la localisation du PS reste un des principaux verrous technologiques pour un bon nombre d'applications limitant le transfert à l'échelle industrielle. Une multitude de techniques a été étudiée et proposée dans la littérature. Néanmoins, ces divers masques possèdent plus ou moins des points faibles, et aucun d'entre eux ne répond à tous les critères. Le Tableau III.2 synthétise les divers matériaux de masquage proposés dans la littérature et étudiés précédemment au laboratoire.

En raison de l'importance de ce sujet de recherche, plusieurs articles ont été dédiés à cette problématique. Le lecteur pourra consulter les références [115, 154-156] pour de plus amples informations. Ici, nous ne détaillerons qu'une technique, le masquage par fluoropolymère (FP) synthétisé par plasma, qui est étroitement lié aux travaux réalisés dans le cadre de la présente étude.

### III.3.1 État de l'art du masque FP

Inspiré par le procédé Bosch<sup>®</sup>, le polymère synthétisé par plasma  $\text{CHF}_3/\text{C}_2\text{H}_4$  est un masque prometteur développé précédemment au sein du laboratoire GREMAN [154]. Ce matériau organique est en fait complètement inerte au HF et facile à déposer et à retirer par plasma. Cependant, le FP synthétisé jusqu'ici adhère très mal au silicium. Dans certains cas, le décollement a lieu immédiatement après le dépôt. L'emploi de ce matériau comme masque durant l'anodisation nécessite donc, en premier lieu, de résoudre le problème de l'adhérence.



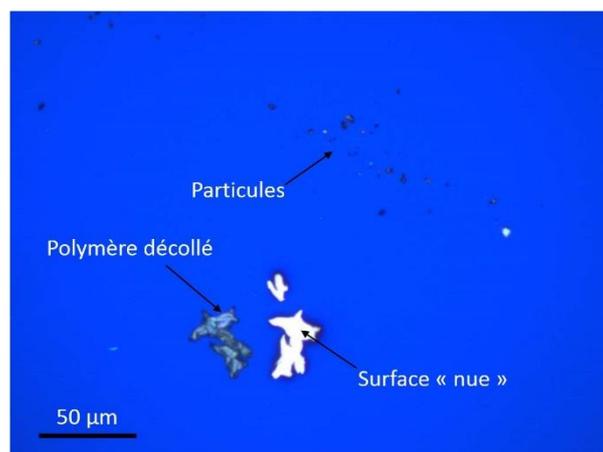
**Figure III.23 Défauts typiques d'un masque FP : (a) défauts ponctuels (selon [115]), (b) décollement partiel résultant des dentelles au bord de l'ouverture de masque (selon [115]), (c) résidu après retrait plasma  $\text{O}_2$  (selon [6]).**

La solution retenue précédemment est l'utilisation d'une couche d'accrochage. Un polymère hydrocarboné synthétisé par plasma  $\text{C}_2\text{H}_4$  est formé préalablement sur le silicium provoquant une adhérence améliorée entre le FP et le substrat. Toutefois, celle-ci n'est pas parfaite. Notamment, le masque FP se détache partiellement au bord de l'ouverture, il en résulte des

« dentelles » après l'anodisation (cf. Figure III.23 (b)). Par ailleurs, des piqûres ou des décollements locaux dans la zone masquée sont visibles (cf. Figure III.23 (a)). De plus, dans certain cas, compte tenu de la présence de résidus difficiles à enlever par plasma O<sub>2</sub>, le masque ne peut pas être retiré proprement après l'anodisation (cf. Figure III.23 (c)).

Malgré ces trois types d'imperfections, le procédé de masquage par FP reste la technique la plus attractive. Dans la présente étude, nous avons donc pour ambition de l'optimiser à un niveau industrialisable. Pour atteindre ce but, nous devons d'abord comprendre l'origine de ces défauts indésirables.

L'origine des piqûres et des décollements locaux est en fait issue de la couche d'accrochage. Les études préalables montrent que les piqûres viennent de la présence des particules sous la couche de FP. Elle provoque alors des infiltrations de l'électrolyte et des fortes densités de courant locales (claquage localisé) responsables de l'érosion du silicium [115]. En effet, comme indiqué par Niinomi *et al.* [157], en plus d'une couche uniforme, la polymérisation de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> peut aussi générer un polymère amorphe en forme de poudre. La Figure III.29 montre un exemple typique. Après 1 min de dépôt dans un plasma C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>, en plus d'une couche bleue foncée homogène, nous pouvons observer des particules apparaissant aléatoirement sur le substrat. De plus, une part de polymère est détachée laissant des zones « nues » sans promoteur d'adhésion. Bien évidemment, si le FP est déposé subséquentement sur cette couche d'accrochage inhomogène, la probabilité de rencontrer des piqûres et des décollements partiels augmente.



**Figure III.24 Morphologie de surface après le dépôt de polymère hydrocarboné par plasma C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> non-optimisé.**

Afin de se débarrasser de ces défauts susmentionnés, une couche d'accrochage homogène est bien entendu nécessaire. Néanmoins, l'optimisation de la recette C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> est complexe car la forme du polymère hydrocarboné est fortement influencée par le débit de gaz, la pression, la

puissance, ou même la structure de réacteur [157, 158]. Cette contrainte, ainsi que la volonté de s'orienter vers une technique simple et fiable, nous pousse à chercher une alternative pour augmenter l'adhérence de FP.

### III.3.2 Optimisation du procédé FP

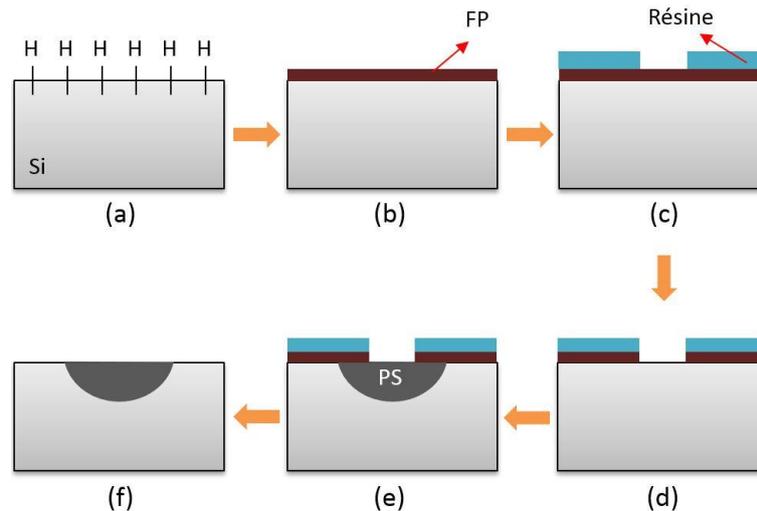
L'adhérence du polymère sur le silicium a fait l'objet de nombreuses études au sein de la communauté scientifique depuis plusieurs années. À la place d'une couche de promoteur d'adhésion, une deuxième voie est souvent proposée dans la littérature : l'activation de la surface de Si avant le dépôt de polymère. Cela peut être réalisé à l'aide d'une gravure par HF en créant des liaisons Si-H [159] ou par un bombardement par plasma (ex. Ar, SF<sub>6</sub>, etc.) en formant des sites actifs [160, 161].

Dans un premier temps, pour une raison de simplicité, l'effet de la gravure par HF a été systématiquement étudié. Le FP a été synthétisé par plasma CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> dans le réacteur Corial 200IL en mode RF. Deux types d'échantillons (taille fixe 3×3 cm<sup>2</sup>, silicium dopé de type P) ont été préparés : l'un avec l'oxyde de silicium natif, l'autre avec une surface hydrogénée (gravure par HF 25 w.% pendant quelques minutes). Après dépôt, l'épaisseur de polymère a été mesurée à l'aide d'un ellipsomètre. Les deux types d'échantillons avec leurs revêtements fluorés ont alors ensuite prolongés dans un bain HF 50 w.% pendant 2 h (sans anodisation). Le comportement du polymère en milieu HF a été alors observé pour évaluer l'adhérence. Si la totalité de FP détache au cours du bain, la durée pendant laquelle la couche a adhéré a été notée. Au bout de 2 h, la morphologie de surface a été examinée par microscope optique.

Il est important de noter que la polymérisation par plasma est sensible aux paramètres cinétiques, tels que le ratio des gaz, la pression, la puissance, etc. En effet, ces divers paramètres peuvent changer dramatiquement la propriété du polymère. Notamment, quelques tests préalables ont révélé un effet notable du ratio CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> influençant l'adhérence du FP. Les résultats des premiers tests sans anodisation en fonction des paramètres de dépôt seront discutés dans la première partie.

Après l'optimisation de la chimie de surface et du ratio des gaz, divers masques préparés en faisant varier la pression et la puissance RF ont été testés pendant une anodisation. Le procédé de masquage est illustré sur la Figure III.25. Après un dépôt de FP (cf. Figure III.25 (b)), une résine positive (OIR 906-17, épaisseur 2.3 μm) est déposée directement sur le polymère par centrifugation. Puis une procédure standard de photolithographie créant des motifs est réalisée (cf. Figure III.25 (c)). L'ouverture de FP est réalisée à l'aide d'un plasma O<sub>2</sub> pendant quelques

dizaines de secondes (cf. Figure III.25 (d)). Notons que le plasma  $O_2$  attaque efficacement le FP aussi bien que la résine. La durée de gravure sèche doit donc être soigneusement ajustée (environ 30 s pour 200 nm de FP) pour enlever la totalité du FP dans la région ouverte tout en conservant un masque suffisant dans la région masquée. Un système de laser est utilisé pour déterminer avec précision la fin de gravure. Ensuite, le bicouche (la résine restant et le FP) est utilisée comme masque durant l'anodisation (cf. Figure III.25 (e)). Après la formation du PS, le masque est enfin enlevé par plasma  $O_2$  pendant environ 2 min (cf. Figure III.25 (f)).



**Figure III.25 Localisation du PS à l'aide d'un procédé de masquage par FP : (a) création d'une surface hydrogénée, (b) dépôt de FP, (c) photolithographie, (d) ouverture de FP par plasma  $O_2$ , (e) anodisation, (f) retrait de masque par plasma  $O_2$ .**

### III.3.2.1 Influence de la surface passivée sur l'adhérence du FP

Pour des conditions de dépôt équivalentes, l'épaisseur du FP ne dépend pas de la chimie de surface. Cependant, comme le montre dans le Tableau III. 3 et le Tableau III. 4, l'utilisation d'une surface hydrogénée améliore considérablement l'adhérence du FP sur le Si. Globalement, quel que soit le ratio et les débits de gaz, le FP synthétisé avec une pré-gravure par HF présente une meilleure tenue au HF par rapport au matériau déposé sur une surface couverte d'oxyde natif.

Cette amélioration est probablement due à la nature réactive des liaisons Si-H [159]. Au cours de la polymérisation par plasma, des sites actifs peuvent être formés par scission des liaisons Si-H via des interactions avec des radicaux ou des rayonnements UV générés dans le plasma, conduisant ainsi à un film de polymère adhérent de manière étroite avec la surface du substrat.

**Tableau III.3 Évaluation de l'épaisseur ( $e_{FP}$ ) et du comportement dans HF 50 w.% du FP en fonction de l'état de surface du silicium. Le débit de  $CHF_3$  ( $F_{CHF_3}$ ) est fixé à 50 sccm. Le débit de  $C_2H_4$  ( $F_{C_2H_4}$ ) varie de 5 à 20 sccm. La température, la pression, la puissance RF ainsi que la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (20 °C, 100 mTorr, 100 W, 5 min).**

$F_{CHF_3}$ (sccm)	$F_{C_2H_4}$ (sccm)	$e_{FP}$ (nm)	Durée avant décollement et morphologie après 2 h de gravure	
			Avec oxyde natif	Avec surface hydrogénée
50	5	273	< 1 min	~ 2 h
	10	286	~ 7 min	> 2 h; des défauts au milieu, décollement du FP à la périphérie de l'échantillon
	15	278	~ 25 min	>> 2 h; quelques piqûres micrométriques
	20	288	> 2 h; décollement de la plupart de FP, petits moreaux restant	>> 2 h; quelques piqûres micrométriques

**Tableau III.4 Évaluation de l'épaisseur ( $e_{FP}$ ) et du comportement dans HF 50 w.% du FP en fonction de l'état de surface du silicium. Le débit de  $C_2H_4$  est fixé ( $F_{C_2H_4}$ ) à 25 sccm. Le débit de  $CHF_3$  ( $F_{CHF_3}$ ) varie de 25 à 100 sccm. La température, la pression, la puissance RF ainsi que la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (20 °C, 50 mTorr, 150 W, 5 min).**

$F_{CHF_3}$ (sccm)	$F_{C_2H_4}$ (sccm)	$e_{FP}$ (nm)	Durée avant décollement et morphologie après 2 h de gravure	
			Avec oxyde natif	Avec surface hydrogénée
25	25	311	>> 2 h; quelques piqûres micrométriques	>> 2h; pas de défaut évident
50		276	~ 50 min	>> 2 h; peu de défauts évidents
75		250	~ 8 min	> 2 h; des piqûres au milieu, FP au bord légèrement décollé
100		241	~ 3 min	> 2 h; des défauts au milieu, décollement du FP à la périphérie de l'échantillon

### III.3.2.2 Influence du ratio et des débits de gaz CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> sur l'adhérence du FP

A part la chimie de surface, le ratio et les débits de gaz montrent aussi un effet remarquable sur l'adhérence du FP au silicium.

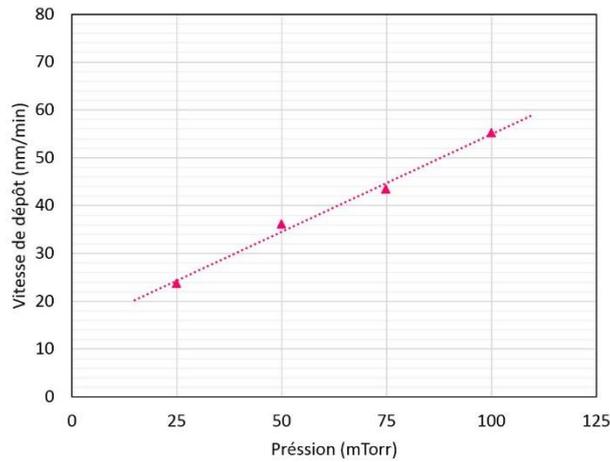
Dans le Tableau III.3, le débit de CHF<sub>3</sub> est maintenu à 50 sccm pour tous les 4 tests. Au bout de 5 min de dépôt, l'épaisseur de FP semble peu sensible au débit de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>. La vitesse de dépôt est alentours de 56 nm/min, malgré une variation de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> de 5 à 20 sccm. Ayant des épaisseurs similaires, les polymères présentent des adhérences considérablement différentes. Cette dernière varie en fonction du ratio CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>. En augmentant le débit de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>, il semble que le FP adhère de mieux en mieux sur le silicium en milieu HF. La variation de la tenue au HF est notamment remarquable lorsque la polymérisation est effectuée sur la surface d'oxyde natif. En effet, la durée pour atteindre le décollement peut s'élever de quelques minutes à quelques heures en montant le débit de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> de 5 à 20 sccm. Ainsi, l'adhérence de FP peut être améliorée en augmentant le débit de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>.

Le Tableau III.4 révèle une tendance similaire. Cette fois-ci, le débit de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> est fixé à 25 sccm (débit maximal autorisé par l'équipement) tandis que le débit de CHF<sub>3</sub> varie de 25 à 100 sccm. Nous pouvons constater que, la vitesse de dépôt, ainsi que la durée avant décollement, diminuent avec l'augmentation du débit de CHF<sub>3</sub>. Le changement de l'adhérence n'est probablement pas dû aux épaisseurs différentes de FP, mais plutôt à la variation du débit de CHF<sub>3</sub>. Ainsi, l'adhérence de FP peut être renforcée par diminution du débit de CHF<sub>3</sub>.

Enfin, il faut signaler que des particules de polymère ont tendance à se former lorsque le débit de CHF<sub>3</sub> devient inférieur à celui de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>. Par conséquent, le ratio 25/25 sccm CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> semble le plus prometteur. Toutes les expériences décrites par la suite utiliseront ce ratio de gaz.

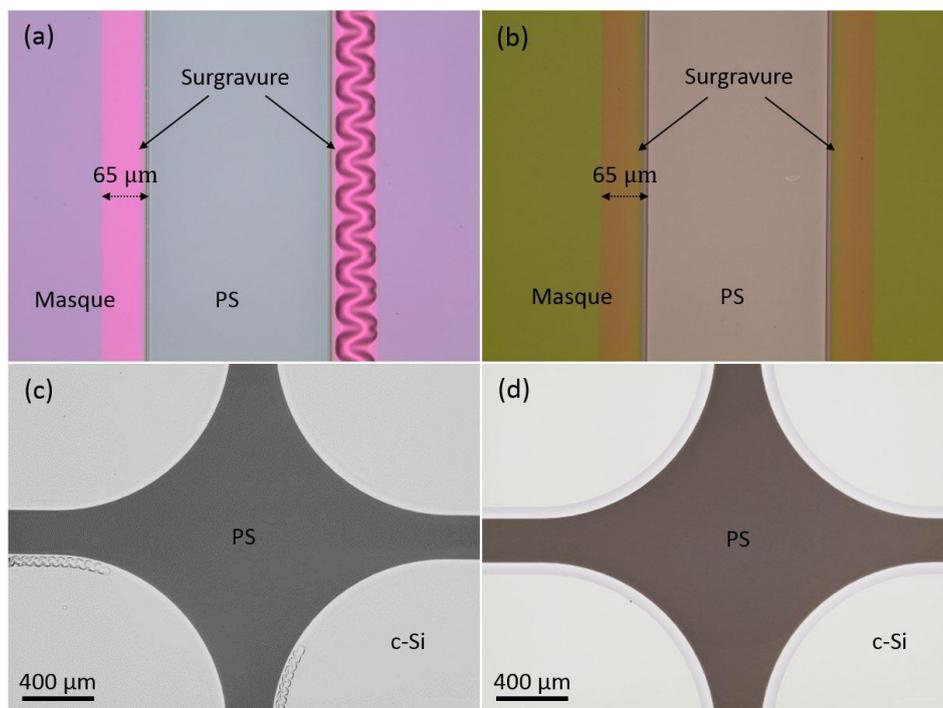
### III.3.2.3 Influence de la pression de dépôt sur le défaut « dentelle »

La pression dans la chambre de dépôt est un paramètre important influençant la polymérisation par plasma. En effet, elle affecte considérablement la répartition des espèces actives, ainsi que leurs durées de séjour et leurs parcours moyens [162]. A haute pression, en raison d'une longue durée de séjour et d'un court parcours, la polymérisation se produit plus facilement. Comme le montre la Figure III.26, la vitesse de dépôt de FP augmente linéairement avec la pression.



**Figure III.26** Variation de la vitesse de dépôt FP avec la pression. La puissance RF et la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (100 W, 5 min).

Dans le but d'évaluer l'influence de la pression sur la qualité du masque, deux couches de FP déposées à deux pressions différentes (50 et 100 mTorr) ont été préparées pour l'anodisation. Comme nous pouvons constater sur la Figure III.27 (a), le FP déposé à basse pression provoque un bord en « dentelle » dans certaines zones. Après le retrait du masque, cette dentelle est toujours présente (cf. Figure III.27 (c)). A l'opposé, le bord du masque FP déposé à haute pression est bien défini après l'anodisation (cf. Figure III.27 (b)). La gravure latérale sous masque présente une frontière nette (cf. Figure III.27 (d)).

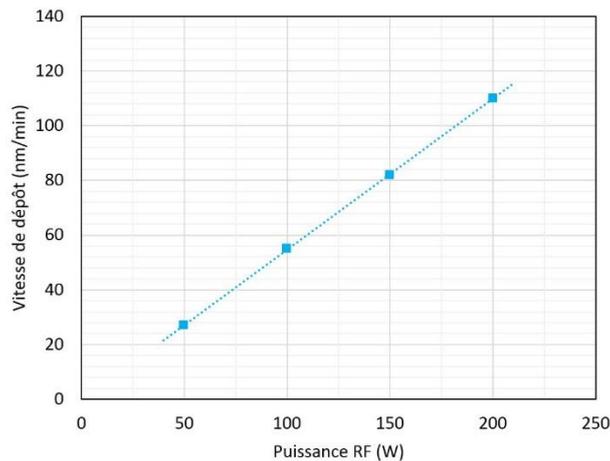


**Figure III.27** Influence de la pression sur la qualité du masque. (a) et (c) 50 mTorr, (b) et (d) 100 mTorr. Le ratio de gaz est 25/25 sccm CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>. La puissance RF et la durée de dépôt sont respectivement 100 W et 5 min.

En conclusion, une pression plus haute semble être efficace pour obtenir une bonne adhérence de masque et donc la suppression du défaut « dentelle ».

### III.3.2.4 Influence de la puissance RF sur la vitesse de dépôt

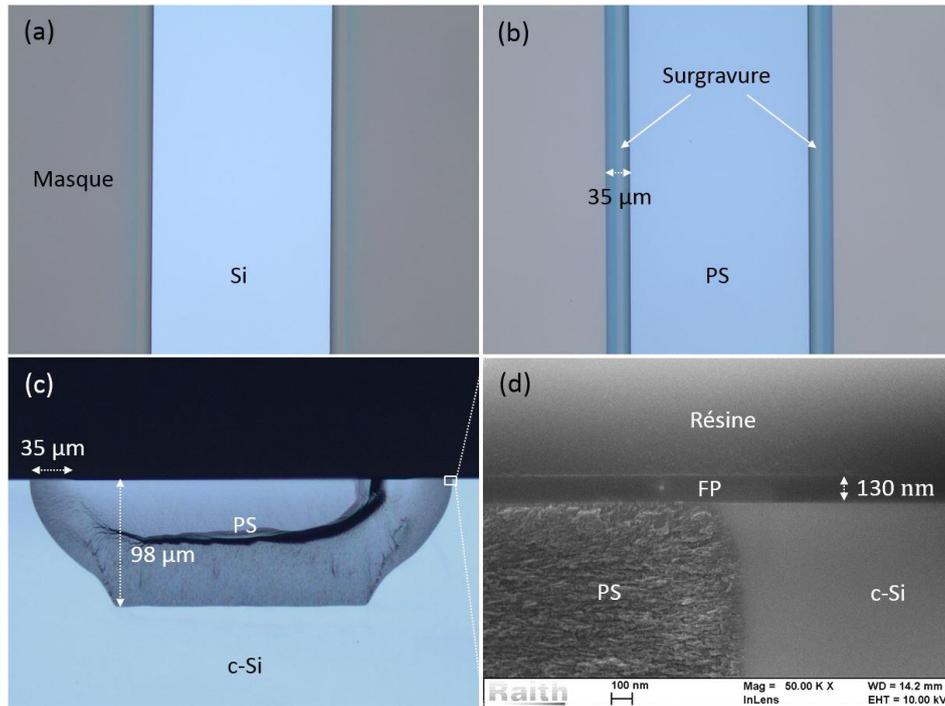
La puissance RF est un autre paramètre qui affecte le processus de polymérisation. La variation de la vitesse de dépôt en fonction de la puissance est illustrée sur la Figure III.28. Une dépendance linéaire est clairement présentée. Cette tendance s'explique par deux mécanismes.



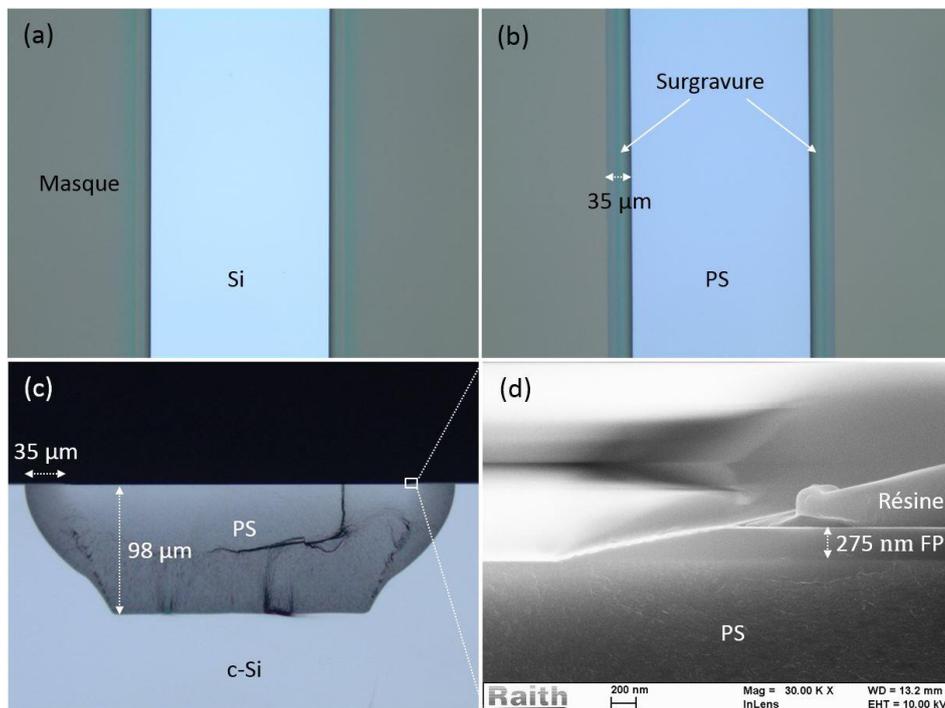
**Figure III.28** Variation de la vitesse de dépôt FP avec la puissance RF. Le ratio de gaz est 25/25 sccm CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>. La pression et la durée de dépôt sont maintenues à des valeurs constantes (100 mTorr, 5 min).

Premièrement, dans un plasma fluorocarboné, il existe deux interactions plasma-surface concurrentes [162, 163], i.e. la gravure par les ions fluor versus la polymérisation. Le fluor attaque la surface solide (y compris le polymère) conduisant à des produits de gravure volatils, tandis que les radicaux CF<sub>x</sub> sont responsables du dépôt de polymère. Il est un fait que l'augmentation de la puissance RF augmente directement la densité de toutes les espèces actives, y compris les atomes, les radicaux et les ions. Néanmoins, en utilisant un ratio 1:1 CHF<sub>3</sub>/C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>, l'excès de C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> assure une très faible densité de fluor car ce dernier réagit préférentiellement avec le C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>. La gravure par le fluor est donc peu influencée par la variation de puissance. En revanche, du fait que la densité de CF<sub>x</sub> est proportionnelle à la puissance, la polymérisation augmente donc rapidement avec la puissance RF.

Deuxièmement, selon la référence [162], la croissance de la chaîne de polymère est déclenchée par le bombardement ionique en créant des sites actifs à la surface du FP. Dans la gamme de 50 à 200 W, une puissance plus élevée provoque un bombardement plus énergétique. La surface de polymère est donc activée de cette manière, déclenchant ainsi la croissance continue du FP.



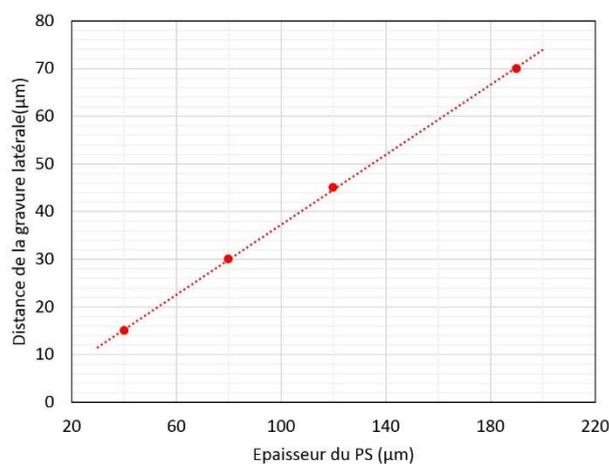
**Figure III.29 Localisation du PS avec un masque FP déposé à 100 W (25/25 sccm  $\text{CHF}_3/\text{C}_2\text{H}_4$ , 100 mTorr, 150 s). L'anodisation est effectuée à  $40 \text{ mA/cm}^2$  pendant 45 min. (a) et (b) sont des vues de dessous avant et après l'anodisation. (c) est une vue de coupe du caisson poreux localisé. (d) est une vue MEB à fort grossissement de (c).**



**Figure III.30 Localisation du PS avec un masque FP déposé à 200 W (25/25 sccm  $\text{CHF}_3/\text{C}_2\text{H}_4$ , 100 mTorr, 150 s). L'anodisation est effectuée à  $40 \text{ mA/cm}^2$  pendant 45 min. (a) et (b) sont des vues de dessous avant et après l'anodisation. (c) est une vue de coupe du caisson poreux localisé. (d) est une vue MEB à fort grossissement de (c).**

Deux couches de FP déposées avec deux puissances différentes (100 et 200 W) ont été préparées pour l'anodisation. Comme le montre la Figure III.29 et la Figure III.30, dans les deux cas, la zone masquée est bien protégée. Aucun piqûre ou décollement n'est observé après gravure.

De plus amples expérimentations ont été alors réalisées avec des durées d'anodisation différentes. Le masque à base de FP peut résister à l'anodisation pendant une durée d'au moins 2 h sans formation de défaut. Plusieurs couches poreuses avec des épaisseurs de PS jusqu'à 190  $\mu\text{m}$  ont été réalisées. La distance de la gravure latérale sous masque apparaît comme une fonction linéaire de l'épaisseur de PS (cf. Figure III.31).



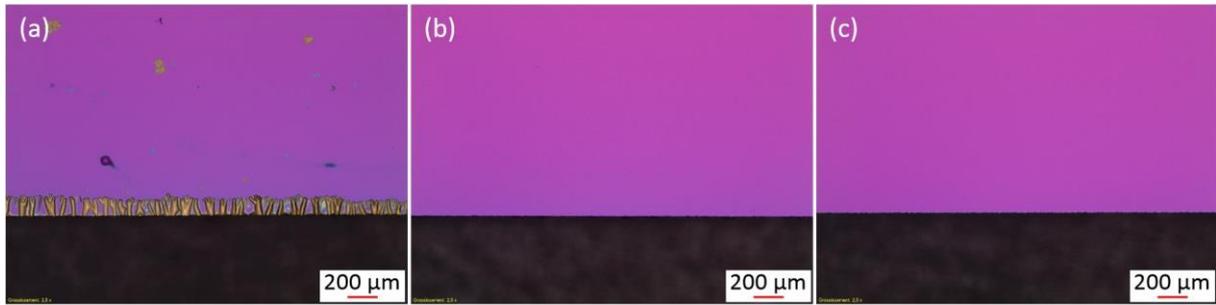
**Figure III.31** Variation de la distance de surgravure en fonction de l'épaisseur du PS.

Enfin, nous pouvons conclure que l'effet de la puissance se limite essentiellement à la vitesse de dépôt. Pour les masques préparés avec des puissances différentes, la localisation est généralement satisfaisante.

### III.3.2.5 Étude du bombardement par plasma Ar comme alternative au prétraitement par HF

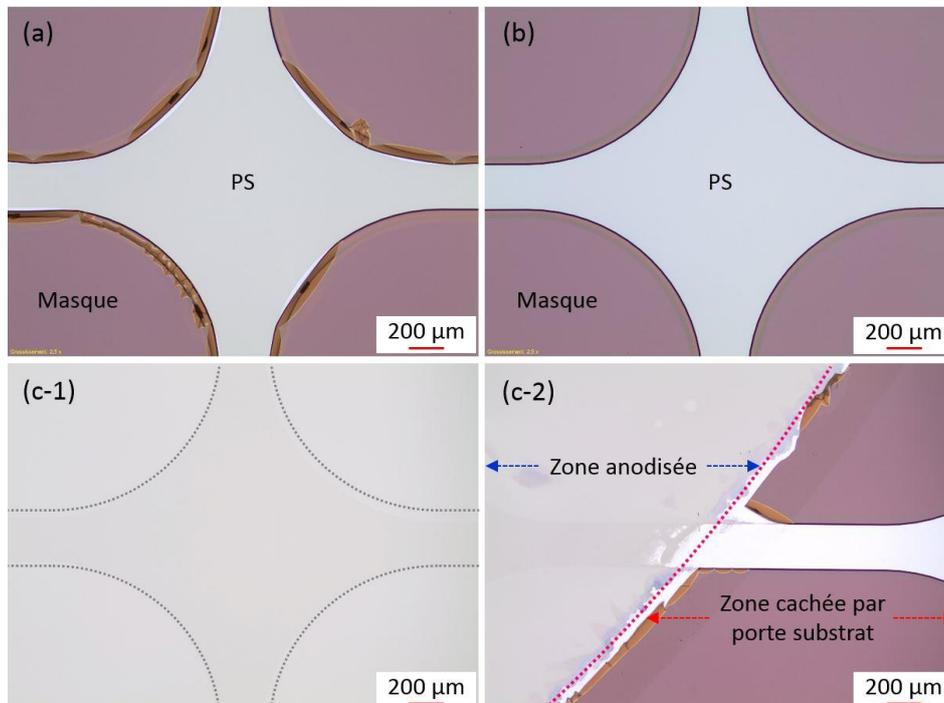
Après avoir compris l'effet de divers paramètres cinétiques, nous revenons de nouveau à l'étape d'activation de la surface de silicium. Comme présenté précédemment, les liaisons Si-H peuvent améliorer l'adhérence de FP sur le silicium. Néanmoins, la surface hydrogénée du Si n'est stable que pour une durée limitée (quelques dizaines minutes à température ambiante) [141]. Cette contrainte rend la séquence de production complexe. De fait, l'activation de la surface de silicium par bombardement ionique a été également étudiée durant cette thèse. En utilisant une recette de dépôt optimisée (25/25 sccm  $\text{CHF}_3/\text{C}_2\text{H}_4$ , pression 100 mTorr, puissance

200 W), le polymère a été déposé sur trois échantillons ayant des états de surfaces différents : (i) oxyde natif, (ii) surface pré-gravée par HF, (iii) surface pré-gravée par plasma Ar.



**Figure III.32 Bord d'échantillon après dépôt de FP et gravure par HF 50 w.% pendant 4 h : (a) FP sur l'oxyde natif, (b) FP sur une surface passivée par hydrogène, (c) FP sur une surface pré-gravée par plasma Ar.**

Un bain de HF 50 w.% est d'abord utilisé pour évaluer l'adhérence du FP en milieu HF. Comme le montre la Figure III.32 (a), après 4 h de gravure, des défauts ponctuels apparaissent sur le FP déposé à la surface d'un oxyde natif. De plus, le bord de cet échantillon présente une dentelle. Ces deux types d'imperfection ne sont pas observés sur les deux autres échantillons (cf. Figure III.32 (b) et (c)). Le bombardement par plasma Ar est donc capable d'augmenter l'adhérence de FP en milieu HF.



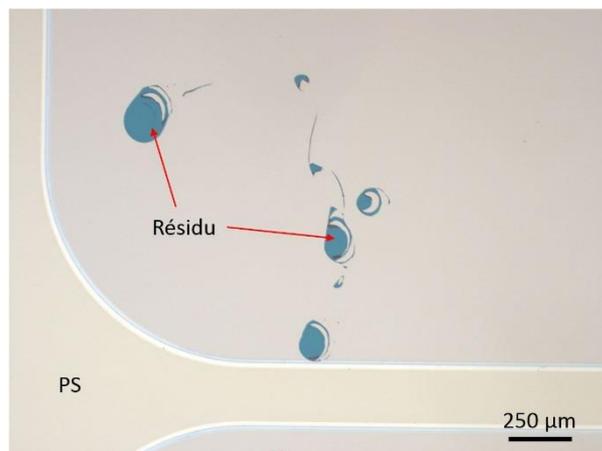
**Figure III.33 Vues de surface après l'anodisation avec des masques FP préparés sur (a) la surface d'oxyde natif, (b) la surface Si-H, (c-1) et (c-2) la surface traitée par plasma Ar. Les lignes pointillées sur l'image (c-1) montrent la position initiale du masque.**

Par la suite, trois masques ont été préparés en utilisant la même recette de dépôt et les trois états de surface du Si. L'anodisation a été effectuée pendant 2 h avec une densité de courant  $40 \text{ mA/cm}^2$ . Comme le montre la Figure III.33 (c), à cause de l'effet de polarisation, le FP déposé sur la surface pré-gravée par plasma Ar s'est décollé complètement dans la zone anodisée. Le FP déposé sur l'oxyde natif provoque des défauts au bord de l'ouverture de masque (cf. Figure III.33 (a)). Seul le FP déposé sur la surface pré-gravée par HF permet d'avoir une localisation satisfaisante (cf. Figure III.33 (b)).

La conclusion que nous pouvons tirer de ces tests est que la surface Si-H est indispensable en vue d'obtenir une adhérence suffisante en milieu HF sous polarisation.

### III.3.2.6 Suppression des résidus présents après le retrait par plasma $\text{O}_2$ du masque

Après avoir optimisé le procédé de masquage, nous tentons de vérifier la fiabilité du procédé FP sur des wafers de 6 pouces. Un problème lié à la présence de résidus après le retrait de masque FP (cf. Figure III.34) a été mis en évidence lors de ces premiers essais.



**Figure III.34 Exemple typique de résidu après retrait de masque par plasma  $\text{O}_2$ .**

Ce problème n'apparaît pas de manière évidente lors de l'étude précédente du fait de la petite taille ( $3 \times 3 \text{ cm}^2$ ) des échantillons. Dans le cas où le FP est déposé sur un wafer 6 pouces, dans certaines zones masquées, nous constatons que le masque FP ne peut pas être enlevé complètement par plasma  $\text{O}_2$ , même avec une durée de retrait prolongée jusqu'à 30 min (la majorité du masque est retiré au bout de 2 min).

Dans un premier temps, l'épaisseur de ces résidus a été caractérisée via le profilomètre. Une marche supérieure à l'épaisseur de FP a été mesurée. Pour connaître la nature de ces résidus et savoir si ceux-ci proviennent de la résine, cette dernière a été enlevée avant l'anodisation lors

du second test. Néanmoins, le résidu apparaît à nouveau après retrait de masque. La mesure par profilomètre a montré que, cette fois-ci, la hauteur de la marche était égale à l'épaisseur du FP. Par conséquent, le problème de résidu n'est pas dû à la présence de la résine, mais dû à l'anodisation.

Enfin, après avoir testé diverses solutions chimiques / sèches, nous avons montré que ces résidus pouvaient être enlevés proprement par une gravure de HF (1 w.%, quelques minutes) suivie par un retrait dans le plasma O<sub>2</sub> (2 min). En effet, au cours de l'anodisation, le silicium dissout dans l'électrolyte se concentre dans certaines zones masquées sous l'effet de la polarisation. Malgré plusieurs rinçages après l'anodisation, le silicium précipite dans ces zones formant un oxyde après séchage. Le plasma O<sub>2</sub> n'est bien entendu pas efficace pour graver ce matériau, alors que la solution de HF l'est.

Afin de simplifier le procédé de retrait de masque, le wafer anodisé est laissé dans l'électrolyte avec agitation pendant une dizaine minutes après l'anodisation. Pendant cette période, en supprimant l'effet de polarisation, le silicium réuni sur le masque se dissout à nouveau dans l'électrolyte. Cette simple démarche permet d'éviter la majorité des résidus. En enlevant la résine préalablement par un solvant (ex. acétone, isopropanol) avant le retrait par plasma O<sub>2</sub>, le masque FP peut enfin être proprement retiré.

### III.3.3 Conclusion et perspective

Le procédé de masquage par FP a été optimisé à un niveau acceptable pour une phase d'industrialisation ultérieure. En utilisant une pré-gravure par HF et en ajustant le ratio et les débits de gaz, le problème de l'adhérence du FP a été résolu sans utiliser de couche d'accrochage. La formation de « dentelles » sur les bords de l'ouverture de masque a été évitée en augmentant la pression de dépôt. L'origine des résidus après le retrait par plasma O<sub>2</sub> a été également identifiée. Celle-ci semble être due au redépôt de silicium dissout dans l'électrolyte sous l'effet de la polarisation. En laissant le wafer dans l'électrolyte pendant une dizaine de minutes après l'anodisation, et en retirant la résine préalablement dans un solvant, le masque FP peut être enfin retiré proprement par plasma O<sub>2</sub>.

Il faut également signaler qu'à l'heure actuelle, le procédé de masquage par FP possède encore quelques points faibles. La surface Si-H en fait n'est stable que pendant une durée limitée (quelques dizaines de minutes) dans l'environnement ambiant. La synthèse de FP doit donc être effectuée assez rapidement après la gravure par HF. De ce point de vue, l'utilisation d'une couche d'accrochage serait favorable, sous réserve que cette couche d'accrochage soit

uniforme et fiable. Par ailleurs, dans le cas où l'oxyde de champ doit être conservé, c'est-à-dire, si le masque FP doit être déposé sur un oxyde, l'emploi d'une couche d'accrochage formée par plasma  $C_2H_4$  reste l'unique solution. Le dernier point faible concerne le type de dopage du substrat. Dans certains cas, le masque FP déposé dans la zone où le silicium est dopé de type  $N^-$  se décolle facilement en milieu HF avec/sans la polarisation. L'origine de cette instabilité est encore inconnue aujourd'hui. Encore une fois, l'utilisation d'une couche d'accrochage est probablement capable d'offrir une solution à cette problématique. Toutefois, l'avancement du procédé de masquage par FP nous permet de localiser la croissance du PS dans le caisson d'isolation. Les premiers prototypes ont été fabriqués avec succès. La partie III.4.2 nous présente en détail leur procédé de fabrication et leurs caractérisations électriques.

## III.4 Périphérie TRIAC à base de PS

Dans les sections précédentes, nous avons montré les aspects généraux du PS, de ses caractéristiques à sa formation. Nous verrons dans cette partie l'intégration du PS dans l'architecture du TRIAC ainsi que les résultats de caractérisation.

### III.4.1 Anodisation d'un profil de diffusion de type P graduel et traversant

Le caisson  $P_{iso}$  obtenu par diffusion de bore se caractérise par une forme particulière et un profil de dopage variable (cf. Figure III.35). Le Si poreux formé dans le  $P_{iso}$  sera donc différent d'un matériau obtenu à partir d'un substrat dopé de manière homogène.

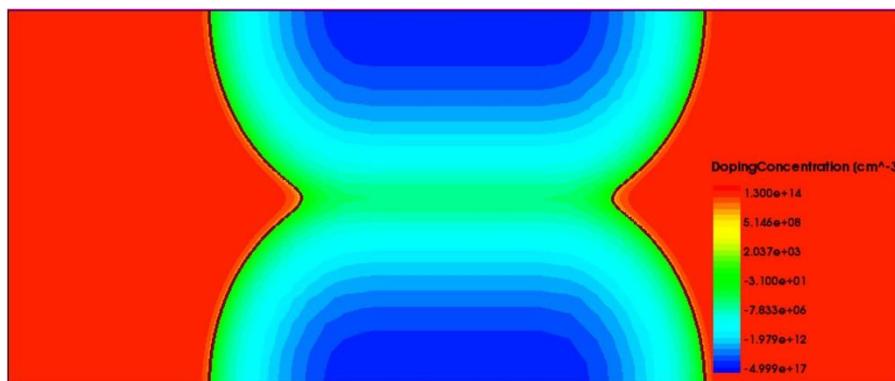


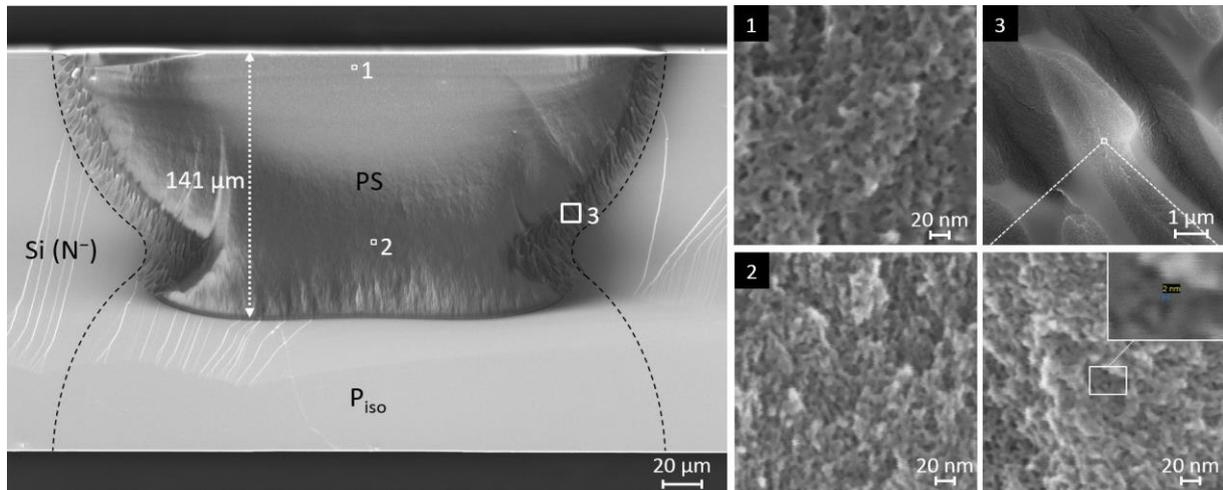
Figure III.35 Schéma de la forme et du dopage du caisson bore.

Cette partie a pour objectif de décrire plus précisément la croissance du PS dans le caisson bore. Les dopages  $P_{iso}$  sont préalablement diffusés dans un substrat de type N (résistivité 33-39  $\Omega.cm$ ), d'orientation (111), d'épaisseur 210  $\mu m$ . Les expériences décrites dans cette partie sont effectuées sur des échantillons découpés ( $3 \times 3 cm^2$ ) ou sur des wafers 6 pouces **sans l'utilisation de masque**. La croissance localisée est assurée par le dopage sélectif. En effet, une sélectivité de la gravure PS existe entre silicium de type N et de type P [164].

#### III.4.1.1 Morphologie du PS formé dans le caisson bore

La Figure III.36 montre une vue en coupe du PS formé dans le caisson bore. L'anodisation a été effectuée sur une plaquette 6 pouces à 1100 mA (environ 40 mA/cm<sup>2</sup>) pendant 1 h. Notons que, sauf précision contraire, la densité de courant mentionnée dans ce mémoire est calculée selon l'aire du  $P_{iso}$  en surface. Pour la densité de courant réelle, il existe une évolution dans la

profondeur en raison de la variation de la surface anodisée, à partir d'environ  $40 \text{ mA/cm}^2$  en surface jusqu'à de l'ordre de  $55 \text{ mA/cm}^2$  à mi-épaisseur de la plaquette.



**Figure III.36** Vue MEB en coupe d'un caisson poreux réalisé par l'anodisation à  $1100 \text{ mA}$  ( $40 \text{ mA/cm}^2$ ) pendant  $60 \text{ min}$ . Les images de droite représentent des vues à fort grossissement des zones 1 à 3 dans la vue globale de gauche. Les zones 1, 2 et 3 ont un niveau de dopage respectif de type  $P^+$ ,  $P$  et  $P^-$ .

A première vue, la géométrie du caisson poreux correspond globalement à la forme du  $P_{iso}$ . Les régions N restent intactes dans le volume du substrat. En ce qui concerne la morphologie du PS, nous avons évoqué précédemment que le diamètre de pore est influencé principalement par le niveau de dopage. Les zones 1, 2 et 3 indiquées sur la Figure III.36 ont un niveau de dopage respectif de type  $P^+$ ,  $P$  et  $P^-$ . La morphologie correspondante est méso-PS (cf. Figure III.1), méso/micro-PS (cf. Figure III.2) et macro-PS rempli de méso/micro-PS (cf. Figure III.3).

#### III.4.1.2 Suivi de la croissance du PS dans le caisson bore en fonction du courant et de la durée d'anodisation

Comme présenté précédemment, la porosité ( $P\%$ ), l'épaisseur du PS ( $e_{PS}$ ) et la stabilité mécanique de la zone poreuse varient selon les conditions d'anodisation. Nous présentons dans cette partie l'effet de la densité de courant ( $J_{ano}$ ) et de la durée d'anodisation ( $D_{ano}$ ) sur ces caractéristiques structurelles.

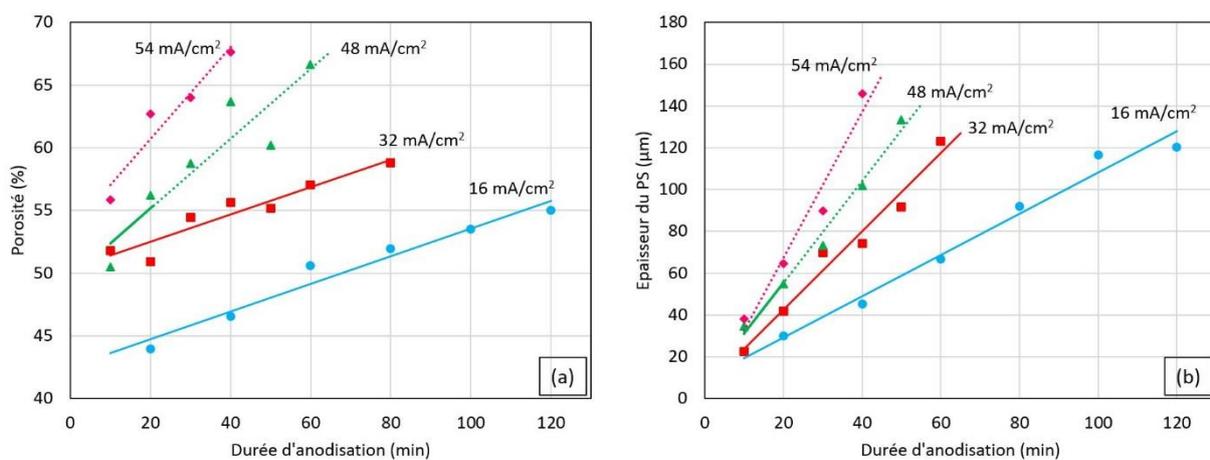
##### III.4.1.2.1 Limite imposée par la tenue mécanique du PS

En règle générale, la couche poreuse est d'autant plus fragile que la densité de courant et/ou la durée d'anodisation est importante. La destruction locale du PS après rinçage et séchage est observée pour certaines conditions (cf. Figure III.37). A l'œil nu, le PS qui conserve son intégralité possède un couleur noire ou gris foncé tandis que le matériau craqué est brunâtre.



### III.4.1.2.2 Evolution de $P\%$ et $e_{PS}$ avec $J_{ano}$ et $D_{ano}$

$P\%$  et  $e_{PS}$  ont été mesurées sur des échantillons anodisés.  $P\%$  est déterminée par gravimétrie après séchage des échantillons (cf. Equation III.1) à l'aide d'une balance disposant d'une précision à  $\pm 0.5$  mg. Chaque mesure de masse est répétée 3 fois afin de diminuer l'erreur de mesure. Les mesures de l'épaisseur sont effectuées à l'aide d'un profilomètre après le retrait de PS dans une solution de KOH. Pour chaque échantillon, la mesure de  $e_{PS}$  est répétée 5 fois sur des zones différentes. Enfin, pour chaque combinaison de  $J_{ano}$  et  $D_{ano}$ , au moins deux échantillons sont préparés et mesurés. La Figure III.39 synthétise les valeurs moyennes des résultats obtenus.



**Figure III.39 Evolution de  $P\%$  (a) et  $e_{PS}$  (b) avec  $J_{ano}$  et  $D_{ano}$ . Chaque point correspond à une moyenne sur deux échantillons indépendants. La ligne continue représente le PS non-dégradé. La ligne pointillée représente le PS craqué.**

A première vue, nous pouvons constater des relations linéaires sur la Figure III.39.  $P\%$  moyenne est proportionnelle à  $D_{ano}$  pour des courants identiques (cf. Figure III.39 (a)). L'augmentation de la porosité au fur et à mesure de la gravure est issue de 3 phénomènes : la variation de dopage et la variation de la densité de courant réelle (effet du  $P_{iso}$ , cf. 4.1.1), ainsi que la baisse de concentration en HF au fond des pores (effet HF, cf. 2.4.3.2). Par ailleurs, la variation de  $P\%$  en fonction de  $D_{ano}$  est d'autant plus marquée que le courant est important. De plus, l'augmentation de la densité de courant entraîne une croissance de la porosité.

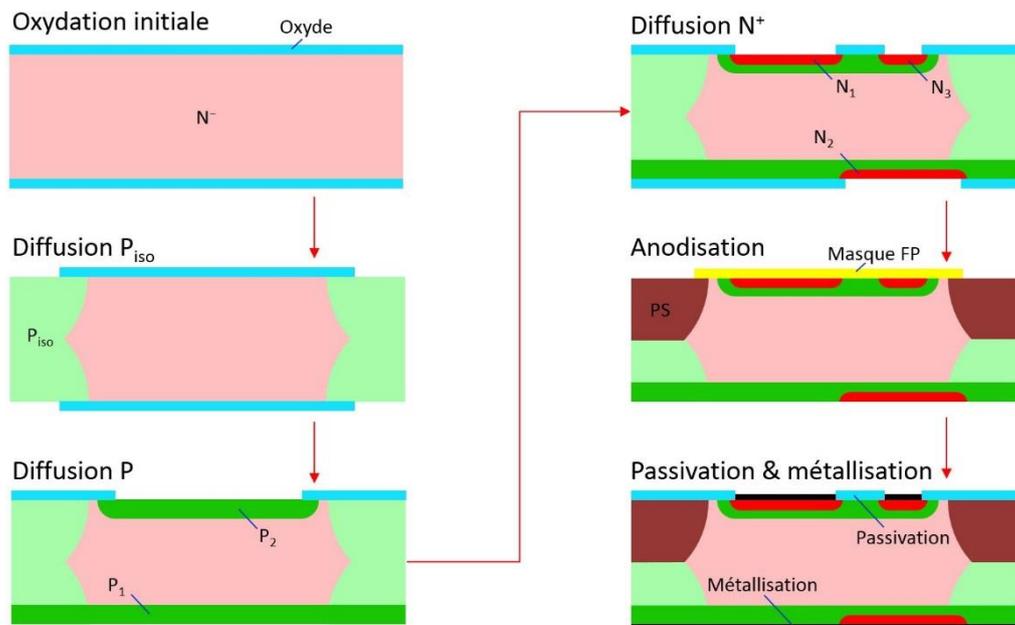
L'épaisseur du PS augmente linéairement avec  $D_{ano}$  pour un même courant (cf. Figure III.39 (b)). C'est-à-dire, malgré les effets de  $P_{iso}$  et de la diminution de concentration en HF, la vitesse de gravure est quasi-constante. Elle ne dépend que de la densité de courant. Plus le courant appliqué est important, plus la croissance du PS est rapide.

En conclusion, pour former des couches PS mécaniquement stables mais aussi possédant des  $P\%$  élevées, nous devons recourir à des  $J_{ano}$  relativement faibles. Dans la partie suivante, deux densités de courant (32 et 40 mA/cm<sup>2</sup>) seront étudiées pour l'intégration du PS dans le TRIAC en utilisant le masque FP.

### III.4.2 Fabrication et caractérisation des prototypes TRIAC avec PS intégré

Après avoir étudié l'effet de la densité de courant et de la durée d'anodisation, l'intégration du PS dans une filière de fabrication de TRIAC est envisagée à l'aide du masque FP. L'ensemble du procédé et les résultats de caractérisation sont présentés par la suite.

#### III.4.2.1 Description générale du procédé de fabrication (PS simple-face)



**Figure III.40 Schématisation des principales étapes de fabrication du TRIAC avec PS intégré.**

Comme le montre la Figure III.40, nous suivons dans un premier temps des procédés standards pour fabriquer la zone active du TRIAC. En effet, après une oxydation initiale, les profils de  $P_{iso}$  et de  $P_{base}$  sont diffusés sur des wafers 6 pouces, de type N (résistivité 33-39  $\Omega \cdot cm$ ), d'orientation (111), d'épaisseur 210  $\mu m$  (cf. Tableau III.5 pour le détail des étapes d'opération). Les jonctions de bases ( $P_1N^-$  et  $P_2N^-$ ) ont une profondeur d'environ 20  $\mu m$  et un niveau de dopage compris entre  $5 \times 10^{16}$  et  $2 \times 10^{17}$  at/cm<sup>-3</sup>. Il convient de signaler que, pour ce profil de dopage, la tension de claquage théorique est autour de 600 V pour la jonction localisée ( $P_2N^-$ ),

et supérieure à 1000 V pour la jonction concave ( $P_1P_{iso}N^-$ ). Par ailleurs, du fait que l'on s'intéresse principalement à la tenue au blocage du TRIAC dans le cadre de cette étude ( $N^+$  n'est pas nécessaire), la réalisation des profils  $N^+$  (cf. Tableau III.5, étape 4) n'est pas effectuée lors de la fabrication des premiers prototypes.

**Tableau III.5 Description générale de la fabrication du TRIAC intégré PS**

N° Etape	Intitulé	Détails opération
1	Oxydation initiale	Recuit 5 h à 1050 °C (1.2 µm).
2	Diffusion $P_{iso}$	Photogravure d'oxyde ; oxydation pré-implantation 90 min à 950 °C (170 nm) ; Implantation bore double-face dose $5.8 \times 10^{15}$ at/cm <sup>2</sup> , recuit 240 h à 1280 °C.
3	Diffusion $P_1$ et $P_2$	Photogravure d'oxyde ; implantation bore double-face dose $5.8 \times 10^{15}$ at/cm <sup>2</sup> , recuit 39 h à 1180 °C.
4*	Diffusion $N_1$ , $N_2$ et $N_3$	Pré-dépôt $POCl_3$ , recuit 45 min à 1150 °C ; désoxydation partielle 650 nm, recuit diffusion 2 h à 1150 °C.
5a	Désoxydation complète	HF 50 w.% : $H_2O$ (1:1).
5b	Masquage FP	Dépôt FP (25/25 sccm $CHF_3/C_2H_4$ , 100 mTorr, 150 W, 150 s) ; résine OIR 906-17, ouverture sous plasma $O_2$ , 35 s.
5c	Anodisation	32-40 mA/cm <sup>2</sup> pendant 15-60 min (cf. III.4.2.2 et III.4.2.3).
5d	Rinçage + séchage 1	Eau déionisée ; séchage sous $N_2$ .
5e	Retrait résine / FP	Bain acétone / IPA ; plasma $O_2$ (2 min).
5f	Rinçage + séchage 2	Eau déionisée ; séchage sous $N_2$ puis sur une plaque chauffante (120 °C, 5-10 min, air ambiant).
6	Passivation	Dépôt USG 1 µm (200 °C, PECVD) ; photogravure d'oxyde (Mix FAF, 2 min).
7	Métallisation (FX)	Dépôt Al 2 µm (PVD) ; photogravure d'Al (ANPE, 50 °C, 3.5 min).
8	Métallisation (FO)	Dépôt Al 1 µm (PVD).

\* Etape 4 non effectuée lors de la fabrication des premiers prototypes TRIAC.

La formation du PS est réalisée après la fabrication de la zone active. La croissance localisée du Si poreux est assurée par un masque à base de FP. Après l'anodisation et le retrait du masque,

le PS est soigneusement rincé avec l'eau déionisée afin d'enlever les résidus d'électrolyte ou de solvant dans les pores. Un séchage est alors effectué sur une plaque chauffante à 120 °C pendant environ 5-10 min sous atmosphère non-contrôlée (air ambiant).

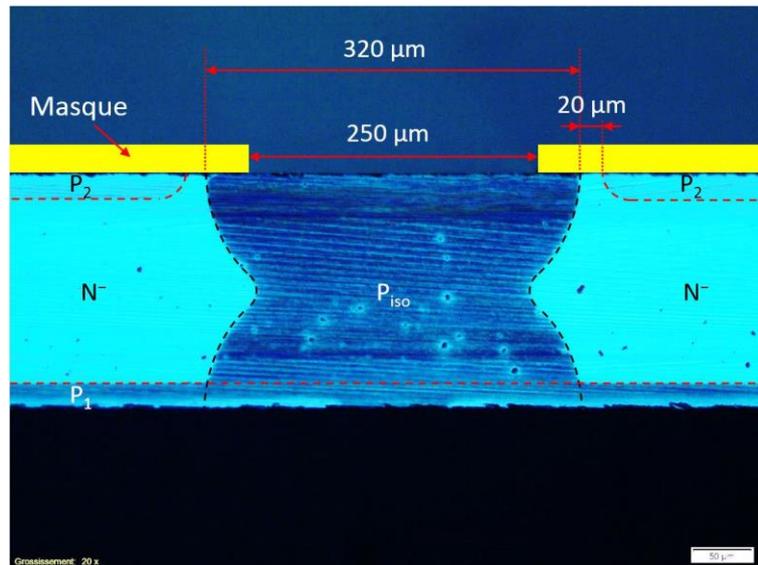
Précisons qu'une attention particulière doit être portée au traitement thermique post-anodisation. D'une manière générale, un **recuit de stabilisation** (200–400 °C sous N<sub>2</sub> ou Ar) est recommandé dans la littérature [6]. En effet, la paroi des pores est essentiellement passivée par des liaisons Si–H après l'anodisation. Cette passivation d'hydrogène n'est pas suffisamment stable pour des longues durées. Une couche d'oxyde natif croît lentement sur la surface des pores (la durée de croissance peut aller jusqu'à quelques mois selon la morphologie et l'épaisseur du PS). Ce phénomène rend les propriétés du PS variables. Un recuit sous atmosphère inerte a pour effet d'accélérer le processus d'oxydation. En formant une fine couche d'oxyde (1-2 nm) sur la paroi des pores, une stabilité améliorée du matériau est attendue. Néanmoins, nous considérons que les conditions du recuit ne sont pas optimales à l'heure actuelle. Un effet néfaste du traitement thermique du PS est l'augmentation de la concentration de porteurs libres à certaine température [133]. Ceci est bien entendu non-favorable vis-à-vis de l'application visée. Nous avons donc éliminé le recuit de stabilisation dans ce travail. Une analyse sur l'effet de l'oxydation native est montrée dans la partie III.4.3. L'étude éventuelle sur le traitement post-anodisation ou sur d'autres moyens de passivation du PS (ex. carbonisation [165] ou oxydation anodique [166]) sera certainement intéressante dans une phase plus avancée de l'étude.

Enfin, la passivation et la métallisation sont effectuées respectivement par un dépôt d'USG à 200 °C et deux dépôts d'Al à température ambiante. La couche d'USG présente une épaisseur d'environ 1 µm. La couche d'Al en face avant a une épaisseur de 2 µm mais uniquement 1 µm pour celle en face arrière. Ces caractéristiques sont suffisantes pour permettre la caractérisation électrique des prototypes. Notons qu'aucun traitement thermique n'a été implémenté pour densifier l'USG ou améliorer la qualité des contacts Al/Si. Ce type de traitement sera à considérer lors d'une future étude.

### III.4.2.2 Caractérisation physique des caissons PS

Quelques essais ont d'abord été effectués dans le but de valider le procédé de fabrication. Après les diffusions de P<sub>iso</sub> et de P<sub>base</sub>, un masque à base de FP a été déposé sur la face avant d'un wafer 6 pouces pour localiser le PS. Cette plaquette (avec le masque FP sur la face supérieure) a été ensuite découpée en échantillons de dimension 3×3 cm<sup>2</sup>. La Figure III.41 montre une vue

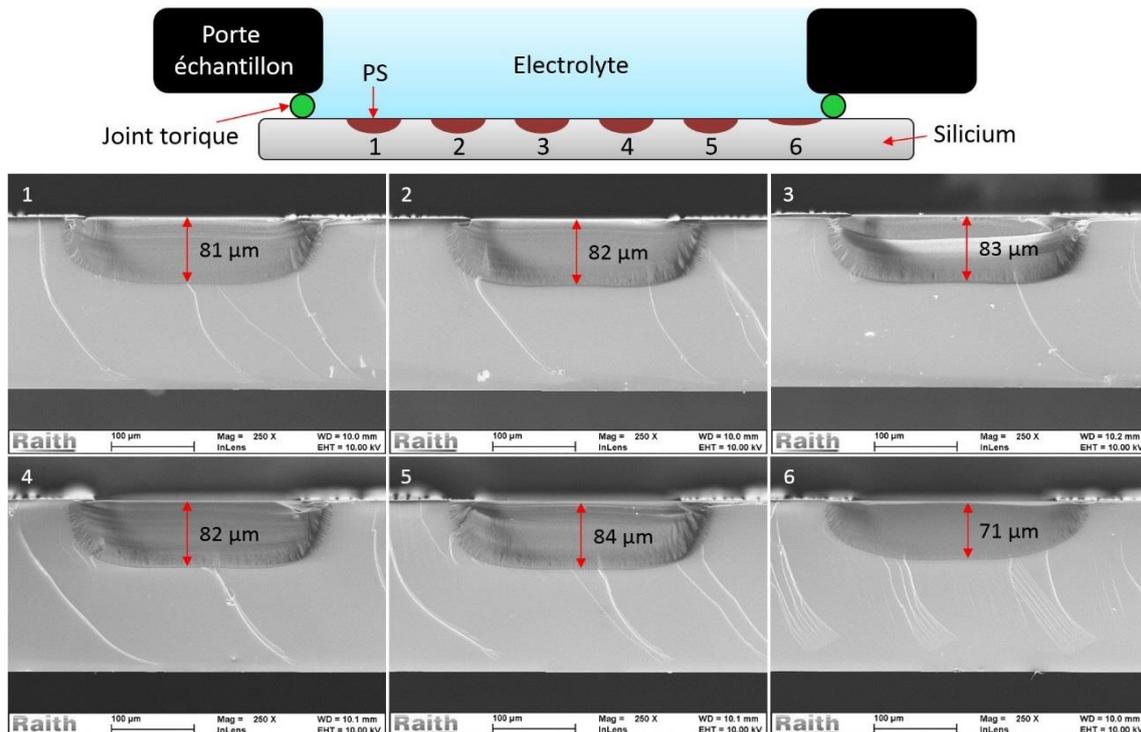
optique au niveau de la périphérie du TRIAC après une révélation chimique de la zone dopée P. Les positions relatives du  $P_{iso}$ , du  $P_1$  (base inférieure) et du  $P_2$  (base supérieure) sont repérées par des lignes discontinues. La largeur du  $P_{iso}$  et de l'ouverture du masque ainsi que la distance entre  $P_{iso}$  et  $P_2$  sont respectivement de  $320\ \mu\text{m}$ ,  $250\ \mu\text{m}$  et  $20\ \mu\text{m}$ . Nous pouvons également constater que l'ouverture du masque (zone anodisée) se trouve à l'intérieur du  $P_{iso}$ . Enfin, notons que le dimensionnement de cette périphérie est environ 40% inférieure à celle d'un TRIAC « Planar » typique.



**Figure III.41** Vue optique en coupe au niveau de la périphérie du TRIAC après une révélation chimique de la zone dopée P. Les limites des jonctions sont repérées en pointillé.

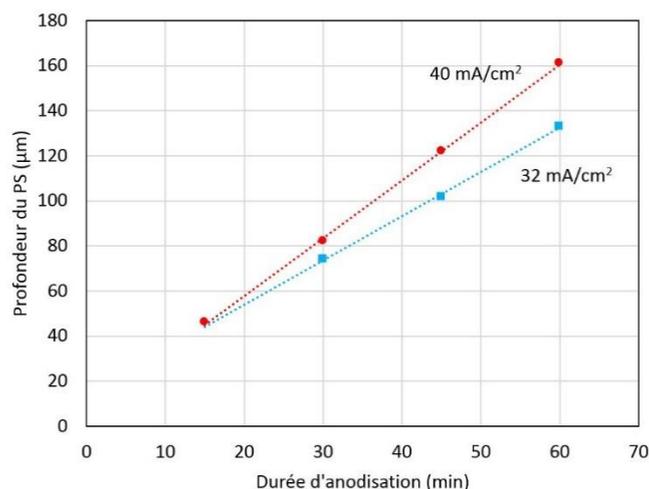
Selon les limites des conditions d'anodisation décrites dans le paragraphe III.4.1.2, deux densités de courant ont été testées lors de ces essais, 32 et  $40\ \text{mA}/\text{cm}^2$ . Il convient de signaler que ces deux valeurs sont légèrement inférieures aux  $J_{ano}$  réelles. Du fait que les deux bords du  $P_{iso}$  sont masqués, la surface anodisée en présence de masque est en fait plus petite que celle sans. Néanmoins, à priori, cet impact est limité sur une profondeur proche de la surface compte tenu de la gravure sous masque. La durée d'anodisation varie de 15 à 60 min.

Après l'anodisation, un contrôle à l'œil nu est d'abord effectué afin d'évaluer rapidement l'intégrité du PS. Pour  $J_{ano}$  de 32 à  $40\ \text{mA}/\text{cm}^2$  et  $D_{ano}$  de 15 à 60 min, toutes les couches poreuses sont mécaniquement stable. L'échantillon est ensuite découpé en deux morceaux afin d'estimer la profondeur du caisson PS au MEB. Notons que, pour chaque échantillon, une seule découpe nous permet d'observer au maximum 6 caissons PS. Un exemple typique est montré sur la Figure III.42.



**Figure III.42 Uniformité de la profondeur du PS (conditions d’anodisation :  $40 \text{ mA/cm}^2$  pendant 30 min). L’image du haut illustre le numéro et la position relative du caisson PS par rapport au porte substrat.**

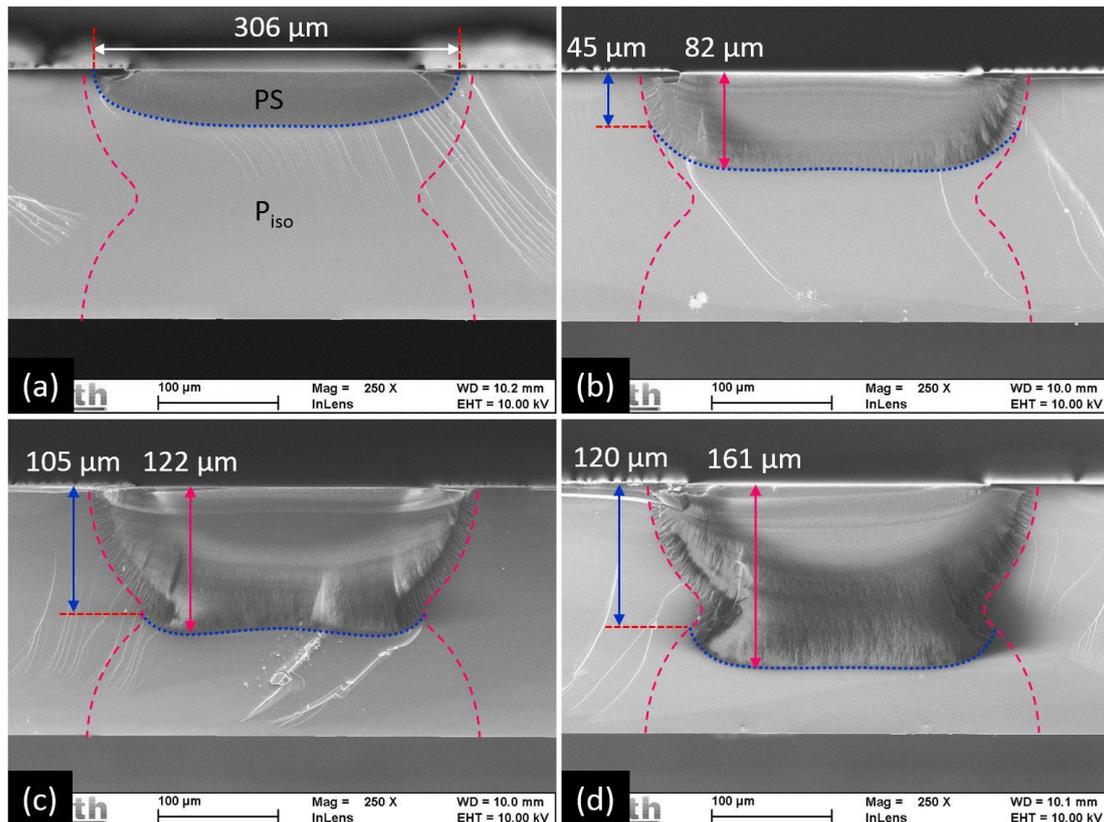
Nous pouvons constater que la gravure est assez uniforme en termes de profondeur du PS, sauf pour la zone proche du porte substrat (cf. N° 6). Le caisson PS est moins épais si celui-ci est partiellement caché par le porte substrat. Nous enlevons alors ces valeurs non-représentatives lors de l’évaluation de la profondeur du PS en fonction de  $J_{\text{ano}}$  et  $D_{\text{ano}}$ .



**Figure III.43 Variation de l’épaisseur du PS en fonction de  $J_{\text{ano}}$  et  $D_{\text{ano}}$  (anodisation avec masque).**

La Figure III.43 résume les résultats de l’évaluation de  $e_{\text{PS}}$  pour des différentes durées d’anodisation. Nous retrouvons des relations quasi-linéaires, c’est-à-dire, une vitesse constante

pour  $J_{ano}$  constante. Pour  $J_{ano} = 32 \text{ mA/cm}^2$ , si nous comparons la Figure III.43 avec la Figure III.39 (b), nous pouvons constater que la vitesse de croissance avec masque n'est que légèrement supérieure à celle sans. Nous nous attendons donc à ce que les porosités obtenues soient proches l'une de l'autre. Les  $P\%$  moyennes devraient être situées entre 55% et 60% pour ces essais.



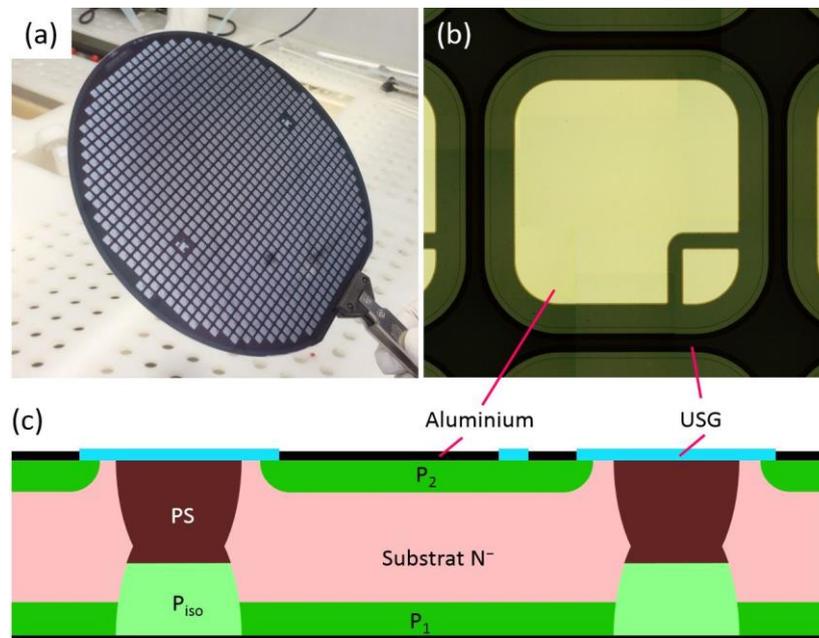
**Figure III.44** Vue en coupe du caisson poreux. Conditions d'anodisation :  $40 \text{ mA/cm}^2$  pendant (a) 15 min, (b) 30 min, (c) 45 min et (d) 60 min. Les limites du caisson PS et du  $P_{iso}$  sont repérées en pointillé bleu et rose respectivement. La largeur du caisson PS est indiquée par une flèche blanche sur la figure (a). Les épaisseurs maximale / minimale du PS sont données à l'aide des flèches rose et bleu respectivement sur les figures (b), (c) et (d).

Enfin, signalons deux points importants. Premièrement, comme le montre la Figure III.44 (a), en utilisant un masque, la partie supérieure du  $P_{iso}$  n'est que partiellement poreuse si  $D_{ano}$  est trop courte. Cette configuration est indésirable car cela laisse un chemin de conduction à la périphérie du  $P_{iso}$  provoquant un claquage prématuré [6]. La croissance latérale sous masque nécessite un certain temps afin que toute la partie supérieure du  $P_{iso}$  devienne poreuse. Ainsi, lors de la prochaine phase d'étude (cf. III.4.2.3), nous utiliserons une  $J_{ano}$  fixe ( $40 \text{ mA/cm}^2$ ) et des  $D_{ano}$  supérieure à 30 min. Deuxièmement, nous avons en fait seulement présenté l'épaisseur maximale du PS ( $e_{PS\_max}$ ) tout au long de nos discussions jusqu'ici. Le front de gravure n'est

pas homogène en profondeur. A la périphérie du  $P_{iso}$ , la croissance verticale du PS est moins rapide que la zone centrale. Comme le montre la Figure III.44 (b), (c) et (d), nous pouvons distinguer une profondeur minimale du PS ( $e_{PS\_min}$ ). Lors de l'analyse sur le comportement électrique des prototypes (cf. 4.2.3), ces  $e_{PS\_min}$  semblent importantes pour comprendre les performances en blocage du caisson PS.

### III.4.2.3 Fabrication et caractérisation électrique de la périphérie intégrée PS

Après avoir caractérisé la croissance localisée du PS avec le masque FP, des prototypes TRIAC disposant de périphéries PS ont été fabriqués. Trois wafers 6 pouces ont été anodisés à 1100 mA ( $40 \text{ mA/cm}^2$ ) pendant des durées différentes (30, 45 et 60 min). La Figure III.45 regroupe une photographie d'un wafer finalisé (cf. (a)), une vue optique d'une puce TRIAC (cf. (b)) et une illustration de sa structure verticale (cf. (c)).



**Figure III.45 Prototype TRIAC à périphérie PS dédié à la caractérisation des performances en blocage : (a) photographie du wafer finalisé, (b) observation de la face avant d'une puce (taille  $4 \times 4 \text{ mm}^2$ ) sous microscope optique, (c) illustration de la structure verticale.**

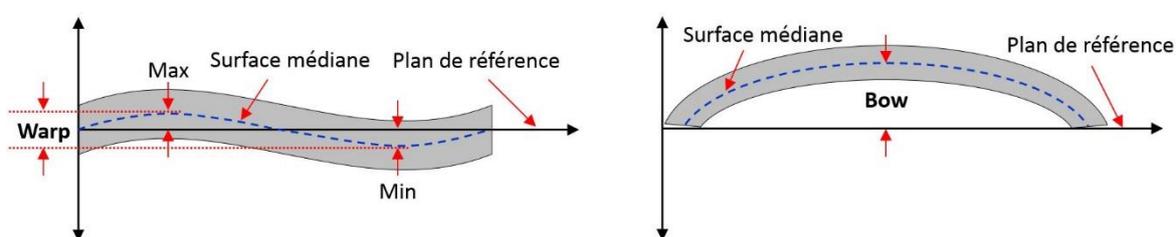
Pour ces trois wafers, la mesure de la courbure des plaques et les résultats de la caractérisation électrique sont présentés par la suite.

#### III.4.2.3.1 Déformation macroscopique du wafer

Comme évoqué précédemment, la formation de la couche poreuse s'accompagne de contraintes mécaniques dans le substrat provoquant la déformation du wafer. Dans le cas où la déformation

est trop importante, le wafer se casse facilement lors de son passage dans certains équipements de production.

Dans le but d'avoir une idée plus précise de la courbure des plaques, des mesures de *warp* et de *bow* (cf. Figure III.46) par interférométrie ont été effectuées à l'aide de SEMDEX 301. Le *bow* est la déviation du centre de la ligne médiane d'une plaque libre par rapport à un plan de référence. Ce paramètre donne une information sur la nature du stress macroscopique (compressif ou tensif). Le *warp* est la différence entre les déviations maximum et minimum de la surface médiane par rapport au plan de référence. Le *warp* est plus révélateur de la forme de la courbure de la plaque que le *bow*.



**Figure III.46 Schéma illustrant la définition du *warp* et du *bow*.**

Les résultats des mesures sont listés dans le Tableau III.6. Notons que ces valeurs sont mesurées après le dépôt de la métallisation en face arrière et donc correspondent à des contraintes cumulés tout au long de la filière de fabrication. Pour les trois wafers mesurés, du fait que la seule différence est  $D_{ano}$ , nous pouvons considérer que la variation de *warp* et de *bow* entre ces plaques est issue de l'anodisation. Globalement, la déformation du wafer est d'autant plus importante que la couche poreuse est épaisse. En prolongeant  $D_{ano}$  de 30 à 60 min, la déformation du wafer augmente d'environ 300  $\mu\text{m}$  à environ 400  $\mu\text{m}$ .

**Tableau III.6 Déformation du wafer en fonction des conditions d'anodisation**

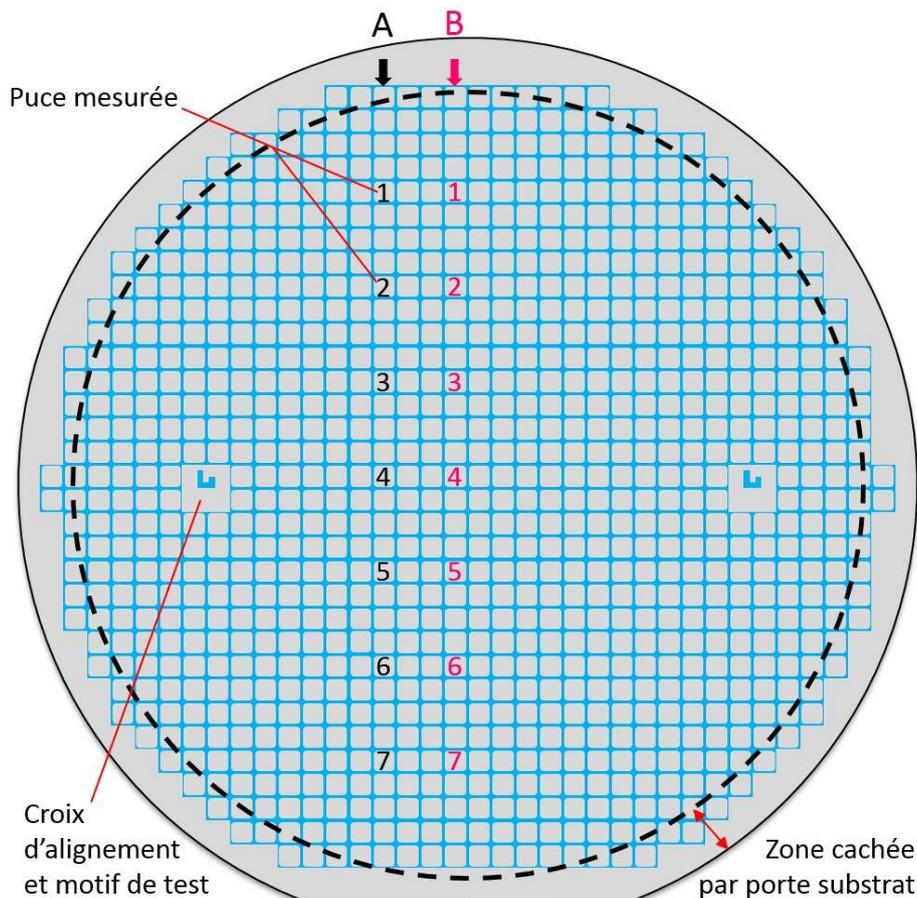
$J_{ano}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$D_{ano}$ (min)	<i>Warp</i> ( $\mu\text{m}$ )	<i>Bow</i> ( $\mu\text{m}$ )
40	30	309	283
	45	358	266
	60	426	393

Il convient de signaler que la courbure maximum tolérée par la ligne de production est comprise entre 200 et 400  $\mu\text{m}$ . La déformation de nos plaques semble alors trop importante. Néanmoins, il est possible de limiter la courbure du wafer en diminuant l'épaisseur du PS ou en optimisant la géométrie du caisson poreux (ex. formation du PS en face arrière pour compenser la

contrainte générée en face avant, cf. III.4.3.1). Le traitement thermique post-anodisation peut aussi avoir un impact. Ces études devront être menées lors de futurs travaux.

### III.4.2.3.2 Caractérisation électrique : protocole de mesure

L'application visée implique un grand nombre de puces (quelques centaines) fabriquées sur une plaquette entière (936 puces sur la Figure III.45 (a)). Une caractérisation complète de l'ensemble de puces est bien entendu intéressante. Ceci est néanmoins difficile à réaliser par des mesures manuelles. Dans le but d'évaluer correctement et efficacement l'impact du PS sur la performance en blocage, un protocole rigoureux de caractérisation a été mis en place.

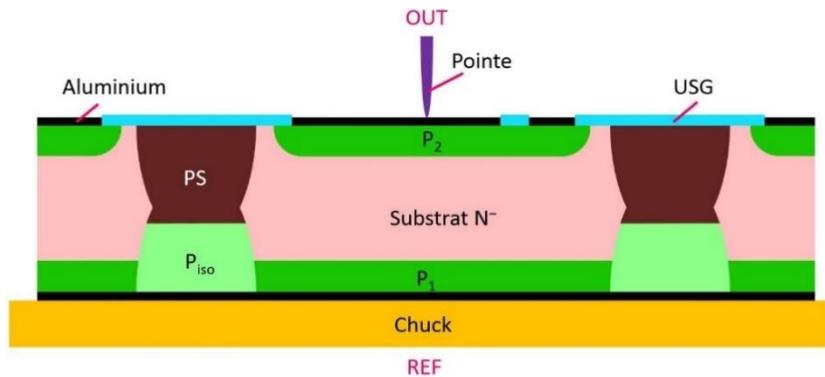


**Figure III.47 Schéma illustrant le numéro et la position des puces mesurées (A1-A7 et B1-B7).**

La Figure III.47 illustre le numéro et la position des puces mesurées sur chaque wafer. En prenant compte de la position du porte substrat et du motif de test (impact possible sur la densité de courant locale), nous avons choisi 14 puces sur deux colonnes (A et B) par plaquette.

Toutes les puces choisies (42 puces au total) sont caractérisées à l'aide d'un analyseur Keithley modèle 4200. Cet équipement présente une puissance maximale de 2 W permettant des mesures

I-V de  $-200\text{ V}$  à  $+200\text{ V}$  (avec un courant maximal de  $10\text{ mA}$ ). Cette excursion en tension a été appliquée dans un premier temps. Il autorise également une précision de mesure inférieure au nano-ampère. Pour évaluer des niveaux de tension plus élevés, nous avons eu recours à un traceur de courbes de la société Tektronik modèle 370A. Ce dernier dispose en effet d'une puissance maximale de  $100\text{ W}$  et une précision de mesures de l'ordre de  $10\text{ nA}$  dans nos conditions de test (*leakage current mode*).



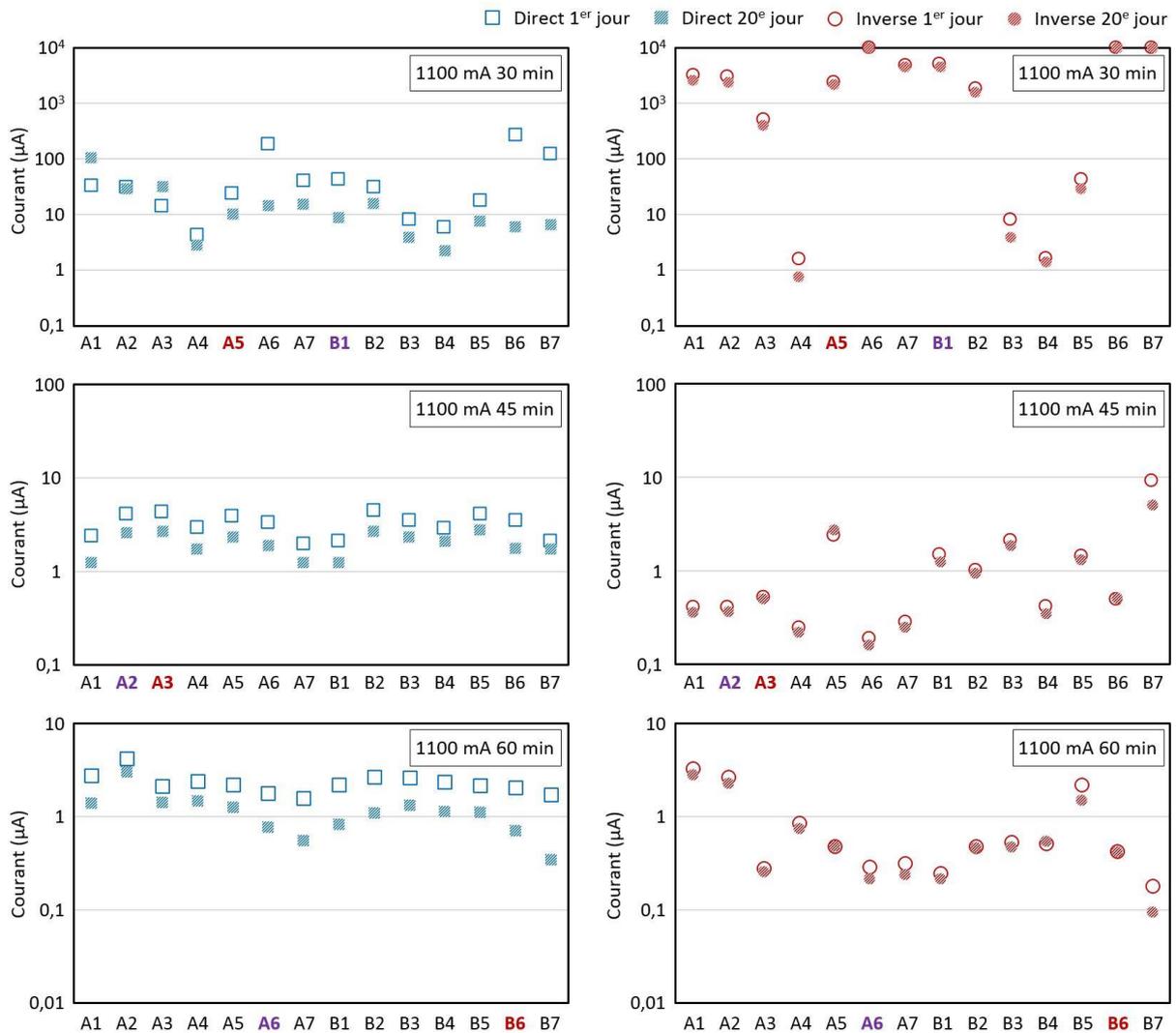
**Figure III.48 Configuration des mesures I-V sur les plaquettes tests.**

Toutes les I-V sont mesurées sous pointes, à l'aide d'une station permettant de maintenir les échantillons dans l'obscurité. Les wafers sont disposés sur un support conducteur (chuck) permettant le contact électrique de la face arrière. Les mesures sont en effet réalisées verticalement telles qu'indiquées sur la Figure III.48. Notons que la référence est systématiquement prise sur la face arrière de la plaquette, à savoir le contact chuck. La polarisation positive ( $OUT > 0$ ) ou négative ( $OUT < 0$ ) est quant à elle appliquée sur la pointe. Une caractérisation de  $-200\text{ V}$  à  $+200\text{ V}$  est donc en fait effectuée en deux temps : de  $0$  à  $+200\text{ V}$  puis de  $0$  à  $-200\text{ V}$  ou inversement. Chaque mesure I-V est répétée trois fois consécutivement au minimum. Par ailleurs, afin d'étudier l'impact de la séquence de polarisation (positif ou négatif en premier), les puces voisines dans la même colonne ont été mesurées en utilisant une séquence de polarisation opposée. Par exemple, pour la colonne A, la puce A1 est caractérisée de  $0$  à  $+200\text{ V}$  trois fois, puis de  $0$  à  $-200\text{ V}$  trois fois; les mesures de la puce A2 suivent une séquence inversée. De même, pour la colonne B, la puce B1 est polarisée négativement en premier, puis positivement, et ainsi de suite.

Les I-V sont obtenues dans un environnement à température ambiante sous atmosphère non-contrôlée. Notons que les propriétés électriques du PS évoluent fortement avec l'humidité. Nous avons donc tenté de limiter cet impact en chauffant les plaquettes à  $150\text{ °C}$  pendant  $5-10\text{ min}$  de façon à évacuer l'humidité des pores avant la caractérisation.

Au final, nous avons également tenté d'étudier l'évolution du comportement du PS dans le temps. Après la première caractérisation, la deuxième caractérisation a été effectuée 20 jours plus tard en suivant rigoureusement les mêmes règles.

### III.4.2.3.3 Caractérisation électrique : courants de fuite à $\pm 200$ V



**Figure III.49 Courants de fuite à +200 V (carrée bleu) et à -200 V (rond rouge) mesurés à température ambiante. Les mesures effectuées le 1<sup>er</sup> jour sont indiquées par des formes vides. Les mesures effectuées le 20<sup>e</sup> jour sont indiquées par des formes remplies.**

Dans un premier temps, en appliquant des tensions égales sur la pointe, nous évaluons rapidement l'impact de la séquence de polarisation (puces voisines), l'effet de l'anodisation (puces sur des wafers différents), ainsi que l'effet de l'oxydation native. La Figure III.49 montre le courant de fuite ( $I_f$ ) de toutes les puces mesurées à  $\pm 200$  V. Le prototype TRIAC est polarisé direct (OUT = +200 V) ou inverse (OUT = -200 V). La jonction  $P_1N^-$  ou  $P_2N^-$  sont

respectivement bloquées (cf. Figure III.48). L'analyse de données est résumée dans les paragraphes suivants.

L'impact de la séquence de polarisation n'est pas notable. Les puces A1, A3, A5, A7, B2, B4 et B6 sont polarisées positivement en premier, puis négativement en deuxième. Les puces A2, A4, A6, B1, B3, B5 et B7 suivent une séquence opposée négatif / positif. Sur la Figure III.49, aucune tendance ne peut être corrélée au changement de séquence.

L'effet de l'anodisation est clairement montré sur la Figure III.49. L'augmentation de  $D_{ano}$  favorise l'isolation électrique. En prolongeant  $D_{ano}$  de 30 à 60 min, le courant de fuite à  $\pm 200$  V diminue d'environ deux ordres de grandeur. Nous considérons que cette diminution de courant de fuite est principalement due à l'augmentation de la porosité. Dans le paragraphe 4.2.3.4, nous rediscuterons de ce phénomène à l'aide d'une extraction de résistance.

L'effet de l'oxydation native est révélé par l'évolution du courant de fuite dans le temps. Après un stockage pendant 20 jours dans l'environnement ambiant, la grande majorité de  $I_f$  diminue de façon notable (cf. Figure III.49, les formes remplies et vides). Cette partie d'étude doit être poursuivie dans le futur pour des plus longues durées et en température.

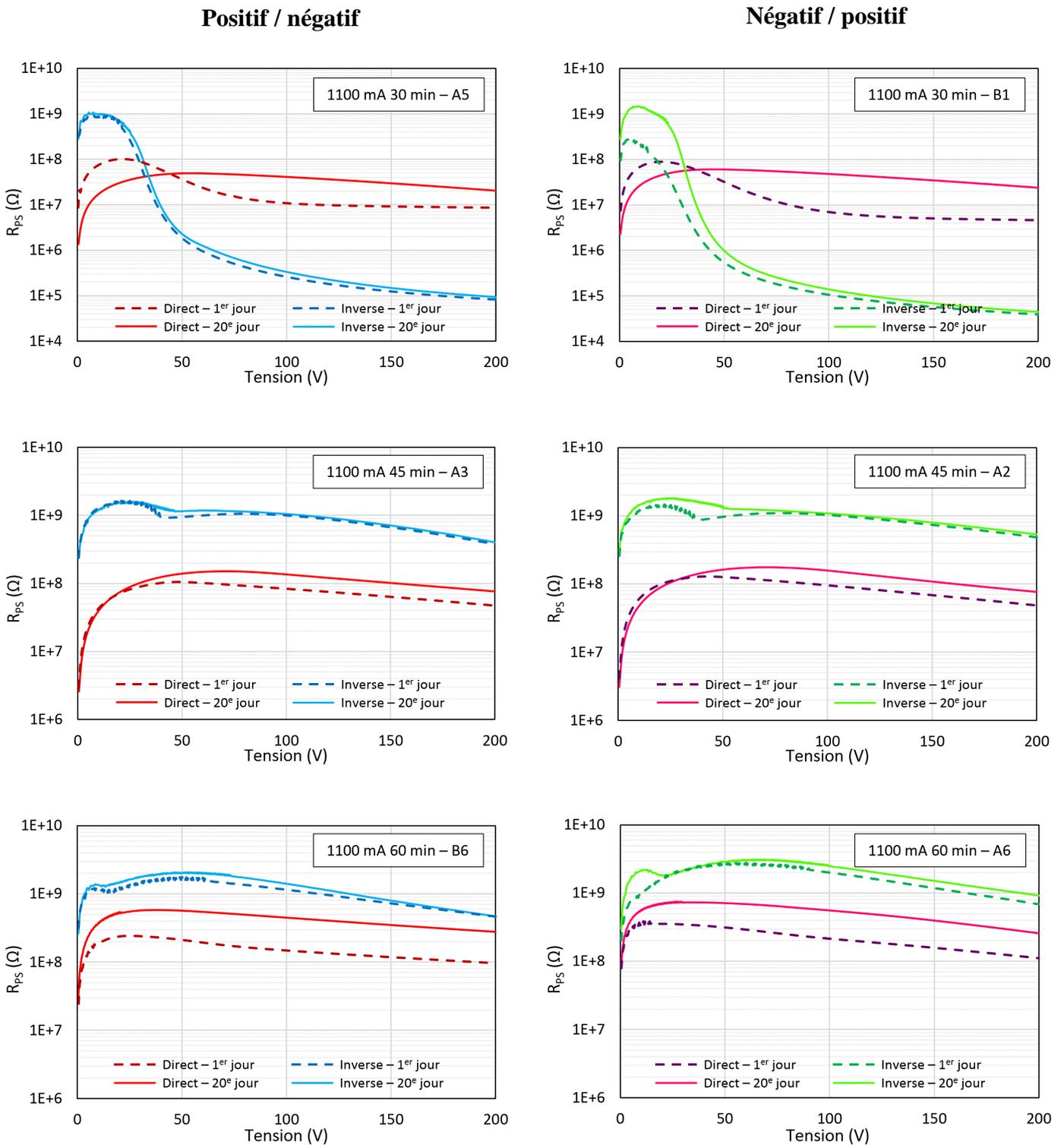
Au final, en prenant compte la séquence de polarisation et la valeur moyenne de  $I_f$ , **deux puces représentatives par wafer** sont sélectionnées pour l'analyse suivante. A savoir, A5 et B1 pour le wafer 1100 mA-30 min, A3 et B3 pour le wafer 1100 mA-45 min, ainsi que A6 et B6 pour le wafer 1100 mA-60 min.

#### III.4.2.3.4 Caractérisation électrique : extraction de la résistance

La résistance des puces représentatives ( $R_{PS}$ ) est extraite à partir des mesures I-V de  $-200$  V à  $+200$  V. Les valeurs de  $R_{PS}$  en fonction de la tension appliquée sont représentées sur la Figure III.50. Nous distinguons également le changement de  $R_{PS}$  dans le temps.

En premier lieu, nous pouvons confirmer que la séquence de polarisation (positif ou négatif en premier) n'influence pas le comportement électrique en régime stationnaire. A la lecture de la Figure III.50, nous constatons des variations assez similaires entre les courbes de gauche (polarisation positive en premier) et celles de droite (polarisation négative en premier).

En deuxième lieu,  $R_{PS}$  évolue clairement avec la tension appliquée. Globalement, lorsque la tension s'élève,  $R_{PS}$  augmente progressivement jusqu'à sa valeur maximale, puis diminue graduellement avec la tension. Cette variation de  $R_{PS}$  (croissance / baisse) est influencée par les différentes conditions d'anodisation mais aussi par le signe de la polarisation.



**Figure III.50** Résistances extraites des I-V pour les puces représentatives : A5 et B1 du wafer 1100 mA-30 min, A3 et B3 du wafer 1100 mA-45 min, A6 et B6 du wafer 1100 mA-60 min. Les trois images de gauche correspondent à une séquence de polarisation positive puis négative. Celles de droite correspondent à une séquence de polarisation inverse, négative puis positive.

On s'intéresse d'abord à la phase de croissance.  $R_{PS}$  atteint sa limite supérieure à de faibles tensions (aux alentours de 10 et 20 V). Nous considérons que, à ce niveau de polarisation, la majorité de cristallites dans le PS est probablement dominée par la ZCE (déplétion complète). Le PS se comporte alors comme un bon isolant car l'ensemble de la zone poreuse est désertée par les porteurs. Notons que la valeur maximale de  $R_{PS}$  augmente légèrement avec  $D_{ano}$ , d'environ 100 M $\Omega$  à environ 400 M $\Omega$  sous polarisation directe ( $OUT > 0$ , cf. les courbes rouges et roses), à environ 1 G $\Omega$  / 2 G $\Omega$  sous polarisation inverse ( $OUT < 0$ , cf. les courbes bleues et vertes). Cette amélioration peut être attribuée à l'augmentation de  $P\%$  avec  $D_{ano}$ . Nous pouvons en fait constater une légère augmentation de la porosité moyenne sur la Figure III.39 (a)), de 57% à 60%, en prolongeant  $D_{ano}$  de 30 à 60 min.

Commentons ensuite brièvement sur la phase de baisse. Nous pouvons en fait distinguer deux régimes différents : l'une de forte  $R_{PS}$  (diminution graduelle) et l'autre de faible  $R_{PS}$  (chute abrupte, i.e. claquage). Il faut noter que, dans la gamme de -200 V à +200 V, la chute abrupte ne peut qu'être observée sur le wafer 1100 mA-30 min sous polarisation inverse. La diminution graduelle de  $R_{PS}$  est difficile à interpréter physiquement. Les charges fixes à l'interface PS/Si et/ou les pièges présents à la surface des pores jouent probablement des rôles dans ce phénomène. Nous verrons plus de détails dans la partie III.4.2.3.5.

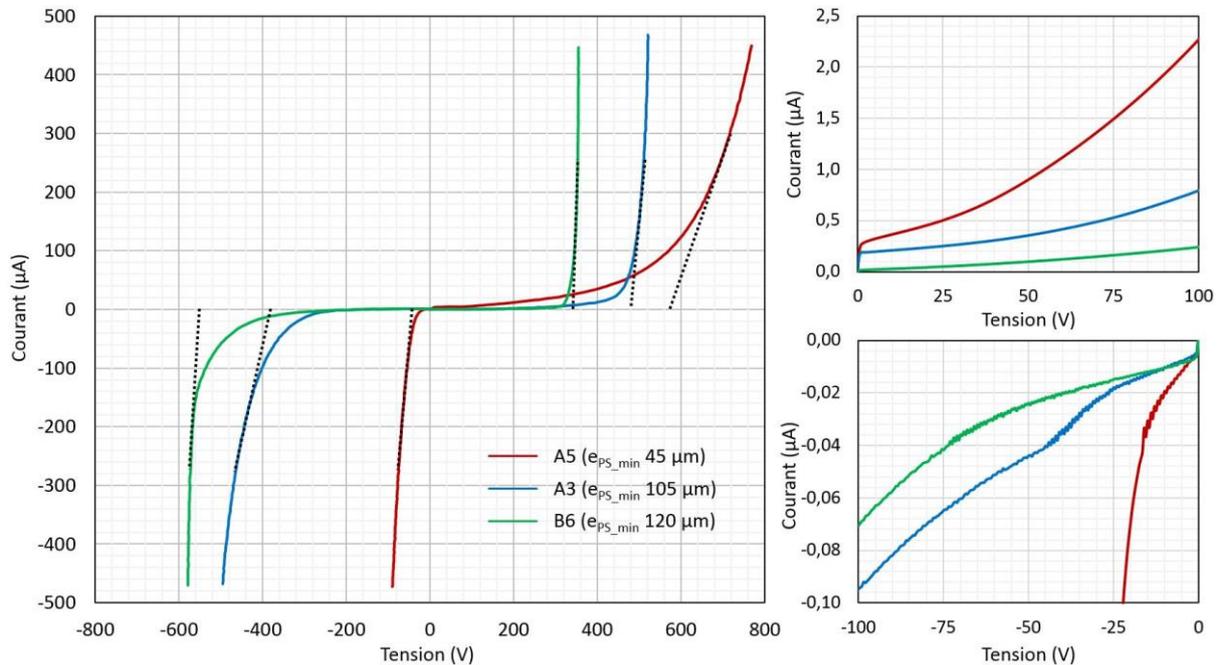
L'effet de l'oxydation native dépend de la tension appliquée. D'une manière générale, nous pouvons considérer que la croissance d'oxyde natif favorise l'isolation électrique (voir la différence entre les courbes discontinues et continues). Nous constatons en effet une diminution de  $R_{PS}$  à des faibles tensions (jusqu'à quelques volts ou quelques dizaines de volts selon  $D_{ano}$ ), mais une isolation améliorée à des tensions élevées.

Pour conclure cette partie, la périphérie PS est capable d'offrir des résistances élevées dans les deux sens de polarisation. Néanmoins, le comportement en isolation évolue avec la tension appliquée et les caractéristiques physiques du caisson PS ( $e_{PS}$  et  $P\%$ ). Une image plus complète sera donnée par la suite à l'aide d'une excursion en tension plus large.

#### III.4.2.3.5 Caractérisation électrique : analyse des courbes I-V typiques

Sachant que les performances en blocage ne semblent pas dépendre de la séquence de polarisation, nous présenterons seulement 3 puces représentatives ici : A5 du wafer 1100 mA-30 min, A3 du wafer 1100 mA-45 min, B6 du wafer 1100 mA-60 min. Pour ces 3 puces, les courbes I-V caractérisées par Tektronik 370A à température ambiante sont représentées sur la Figure III.51 (image de gauche). Les courbes I-V caractérisées par Keithley 4200 (images de

droite) sont également ajoutées pour illustrer plus précisément l'évolution du courant de fuite à des tensions relativement faibles ( $< 100$  V).

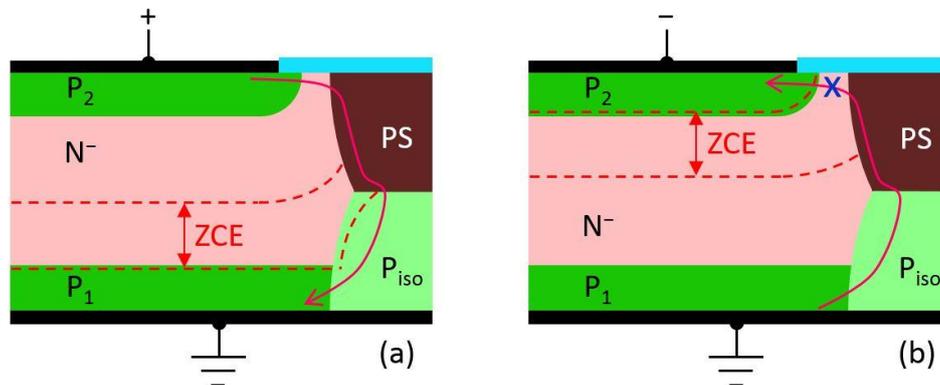


**Figure III.51** Caractéristiques I–V associées aux puces : A5 du wafer 1100 mA-30 min, A3 du wafer 1100 mA-45 min, B6 du wafer 1100 mA-60 min. L'image de gauche regroupe les I–V caractérisées sur Tektronik 370A. Les tenues en tensions sont indiquées à l'aide des tangentes en pointillé. Les deux images de droite représentent les I–V caractérisées par Keithley 4200.

A première vue, bien que ces premiers prototypes ne satisfassent pas encore les critères désirés, à savoir des tenues en tension de 600 V et des courants de fuite inférieures à 10  $\mu$ A à température ambiante, les performances en blocage montrées sur la Figure III.51 sont largement améliorées par rapport à l'étude précédente (une polarisation ne dépassant pas la centaine de volts et des courants de fuite supérieurs à la dizaine de milliampères [6]).

A l'exception de A5, des faibles courants de fuite ( $< 10$   $\mu$ A) peuvent être observés jusqu'à une polarisation de plusieurs centaines de volts. Globalement, avant que le claquage se produise, plus  $D_{ano}$  est longue, plus la limitation du courant est efficace. Une des raisons derrière ce phénomène pourrait être l'accroissement de  $R_{PS}$  issue de l'augmentation de  $P\%$  avec  $D_{ano}$ . Par ailleurs, l'épaisseur de la couche poreuse influence probablement aussi la limitation du courant. Il est possible que le courant de fuite emprunte alors un chemin à travers le PS, notamment au travers de la zone de macro-PS contenant des grandes cristallites. Pour les porteurs, plus  $e_{PS}$  est importante, plus le chemin à parcourir sera long.

De plus, le signe de la polarisation semble aussi avoir un impact évident sur le courant de fuite. Avant que le claquage ne se produise, le courant de fuite à des tensions négatives est généralement plus faible que celui sous polarisation positive. Ceci est lié au chemin de conduction et à la position de la ZCE. Comme le montre la Figure III.52, dans le cas de la polarisation inverse ( $V_{OUT} < 0$ , cf. Figure III.52 (b)), les porteurs doivent en fait franchir la ZCE situé entre le PS et la base  $P_2$  pour contribuer au courant de fuite.



**Figure III.52 Chemins de conduction possibles du courant de fuite sous polarisation directe (a) ou inverse (b). La limite de ZCE est représentée en pointillé. Le chemin de conduction est indiqué par la flèche rose.**

Les tenues en tension directe / inverse ( $V_{T,D} / V_{T,I}$ ) sont conditionnées par  $D_{ano}$ . Deux tendances opposées peuvent être identifiées sur la Figure III.51 selon le signe de la polarisation :  $V_{T,D}$  diminue avec  $D_{ano}$  tandis que  $V_{T,I}$  augmente avec  $D_{ano}$ . En faisant varier  $D_{ano}$  de 30 à 60 min,  $V_{T,D}$  diminue à partir d'environ 580 V jusqu'à alentours de 350 V,  $V_{T,I}$  augmente à partir d'environ 30 V jusqu'à environ 540 V. Il est fort probable que ces deux tendances opposées soient issue de la variation d'épaisseur du PS dans le  $P_{iso}$ .

Proposons ci-dessous un modèle dans le but de corréler la variation de tenues en tension avec les différentes  $\epsilon_{PS}$ . Nous rappelons que le phénomène de perçage peut provoquer un claquage prématuré (cf. I.3.2.2). Quel que soit le signe de la polarisation, les ZCE des jonctions  $P_1N^-$  ou  $P_2N^-$  se développent essentiellement côté  $N^-$  au fur et à mesure que la tension s'élève. Il est alors possible que le claquage ait lieu à un moment où la limite de ZCE rejoint la partie non-poreuse du  $P_{iso}$  (cf. Figure III.53 (a)) ou la base supérieure  $P_2$  (cf. Figure III.53 (b)).

Nous définissons une distance  $d$  qui est liée à  $\epsilon_{PS_{min}}$ . Sous polarisation inverse (cf. Figure III.53 (a)), la distance  $d$  est égale approximativement à la différence entre l'épaisseur minimale du PS et la profondeur de  $P_2$  (cf. Figure III.53 (a)). Le perçage se produit lorsque  $W_{ZCE}$  dépasse  $d$ .

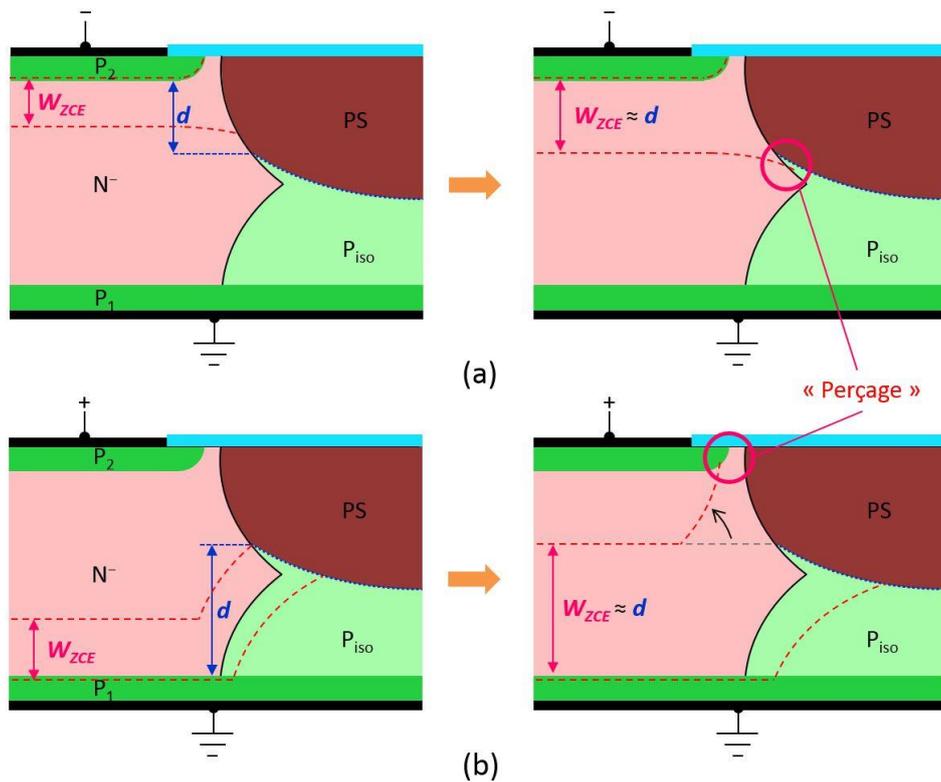


Figure III.53 Extension de la ZCE sous polarisation inverse (a) ou directe (b). Le « perçage » a lieu lorsque l'extension de ZCE ( $W_{ZCE}$ ) est égale à la distance  $d$ .

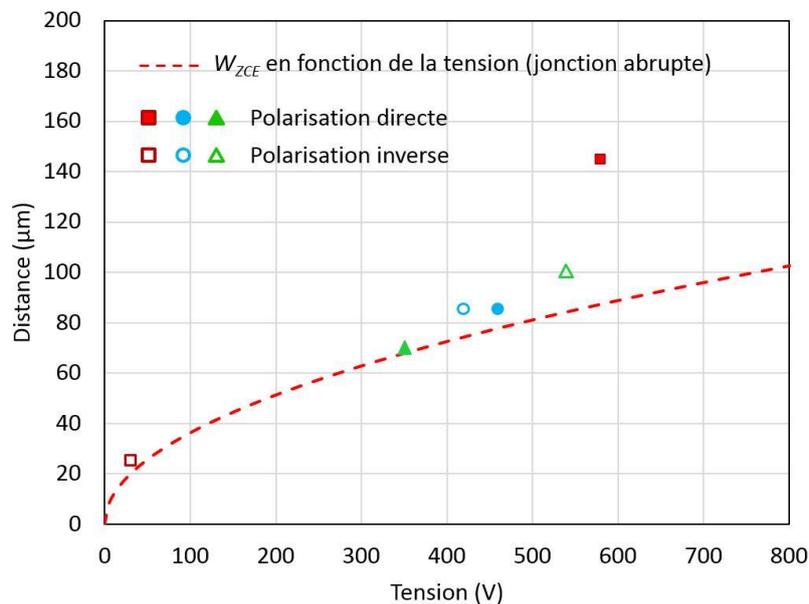


Figure III.54 Tenues en tension (cf. Figure III.51) des puces A5 (carré), A3 (rond), B6 (triangle) et distances  $d$  correspondantes (cf. Figure III.44). Les formes remplies correspondent à la polarisation directe ( $OUT > 0$ ) et les formes vides à la polarisation inverse ( $OUT < 0$ ). L'extension de la ZCE en fonction de la tension appliquée est également représentée (courbe discontinue).

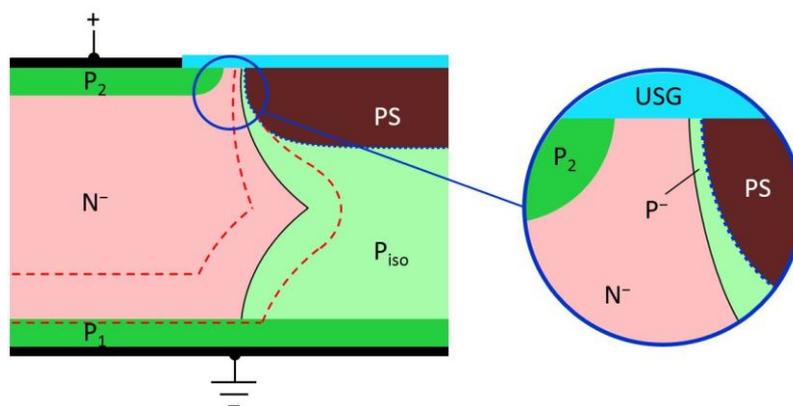
Sous polarisation directe (cf. Figure III.53 (b)), l'étendue de la ZCE est probablement influencée par le macro-PS. Pour des tensions relativement faibles, la zone de déplétion est bloquée au niveau de la profondeur minimale du PS par des macropores remplis de micro-PS. Lorsque la limite de la ZCE arrive à  $e_{PS\_min}$ , le fort champ électrique repousse la ZCE côté  $N^-$  vers la surface en maintenant une courbure globalement concave. La distance  $d$  correspond alors à la différence entre l'épaisseur maximale de la partie non-poreuse du  $P_{iso}$  et la profondeur de  $P_1$ .

Afin de valider le modèle décrit ci-dessus, nous traçons les tenues en tension des puces A5, A3 et B6, ainsi que les distances  $d$  correspondantes sur la Figure III.54. L'extension de la ZCE en fonction de la tension appliquée est calculée en utilisant une approximation abrupte du profil de dopage selon l'expression suivante :

$$W_{ZCE} = \sqrt{\frac{2\varepsilon_0\varepsilon_{Si}V}{qN_D}} \quad \text{Equation III.6}$$

avec  $\varepsilon_0$  la permittivité du vide,  $\varepsilon_{Si}$  la permittivité relative du silicium,  $V$  la tension appliquée,  $q$  la charge électrique d'un électron et  $N_D$  le dopage du substrat  $N^-$  ( $10^{14} \text{ cm}^{-3}$ ).

Globalement, le modèle est valable pour évaluer la tenue en tension en fonction de  $e_{PS\_min}$ . Avec une seule exception (A5 sous polarisation directe, cf. carré rouge rempli), l'extension de la ZCE est au niveau de la distance  $d$  au moment du claquage. Dans le cas de la puce A5 du wafer 1100 mA-30 min, il existe probablement encore une zone  $P^-$  non-poreuse au bord du  $P_{iso}$  (cf. Figure III.55). Cette zone de forte résistivité laisse passer le courant de fuite favorisant un claquage prématuré (cf. Figure III.44 (a)).



**Figure III.55 Mécanisme possible du claquage prématuré pour A5 (1100 mA-30 min) sous polarisation directe. La zone  $P^-$  non-poreuse à la périphérie du  $P_{iso}$  laisse passer un faible courant favorisant le claquage.**

En conclusion, malgré des tenues en tension insuffisantes, les premiers prototypes intégrés PS montrent des performances en blocage largement améliorées par rapport à l'étude précédente.

Des courants de fuite inférieures à  $10 \mu\text{A}$  peuvent être constatés jusqu'à plusieurs centaines de volts. Il semble que la tenue en tension soit conditionnée par l'épaisseur du PS dans le  $P_{\text{iso}}$ . En effet, lorsque l'extension de la ZCE arrive au niveau de la profondeur minimale du PS, le phénomène de perçage se produit, provoquant ainsi un claquage prématuré. Néanmoins, il est difficile, voire impossible, d'obtenir des tenues en tension supérieures à 600 V avec les paramètres structurels actuels. La variation d'épaisseur du PS a des effets antagonistes sur les tenues en tension de polarisations opposées. L'augmentation de  $e_{\text{PS}}$  favorise la tenue en tension inverse, mais abaisse la tenue en tension directe. A l'opposé, afin d'atteindre une tenue en tension directe élevée, nous devons limiter l'épaisseur du PS, mais cela affaiblit la tenue en tension inverse.

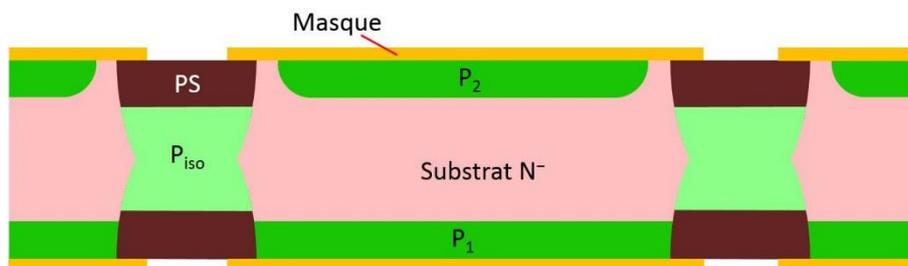
Pour obtenir des distances  $d$  suffisantes sous les deux polarisations, nous devons augmenter l'épaisseur du substrat. Cette solution n'est néanmoins pas pratique car cela augmente la résistance dynamique du composant. Il est alors impératif de modifier l'architecture actuelle de la périphérie PS. Nous proposerons dans la partie suivante quelques évolutions de la structure existante.

### III.4.3 Nouvelles conceptions et perspectives

Basées sur des techniques disponibles au laboratoire, quelques nouvelles conceptions sont proposées dans cette partie.

#### III.4.3.1 Formation du PS double-face dans le caisson d'isolation

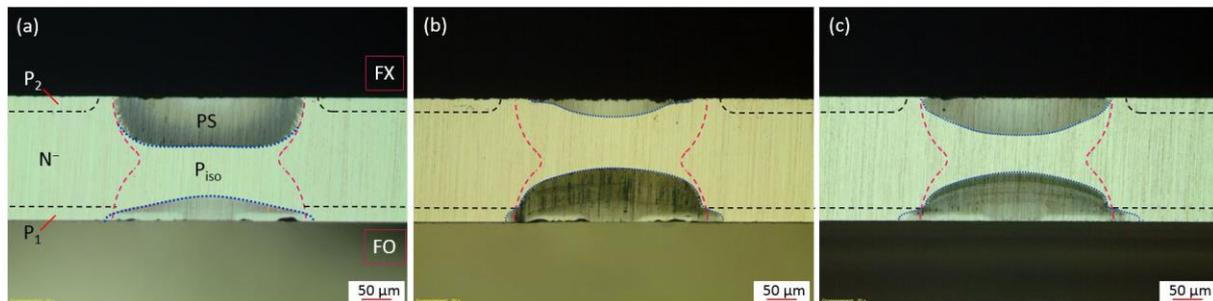
D'un point de vue structurel, la formation du PS des deux côtés du  $P_{\text{iso}}$  est intéressante. Une structure symétrique favoriserait le contrôle de la déformation du wafer. De plus, l'ajout d'un caisson poreux en face arrière offre, à priori, une isolation supplémentaire limitant le passage du courant. Dans un premier temps, nous cherchons à vérifier expérimentalement la réalisation d'une telle structure avec les caissons bore (cf. Figure III.56).



**Figure III.56 Conception du PS double-face dans les caissons bore (structure désirée).**

Deux masques identiques sont préparés sur les deux faces du wafer (cf. Figure III.56). La formation du PS peut être effectuée de trois manières différentes :

- 1) anodisation sur la face avant (FX) en premier, puis la face arrière (FO) ;
- 2) anodisation FO en premier, FX en deuxième ;
- 3) en mode pulsé par de courtes impulsions de courant sur chaque face, répétées plusieurs fois.



**Figure III.57** Vue en coupe du PS double-face dans le caisson bore. Conditions et ordre d'anodisation : (a) FX en premier ( $40 \text{ mA/cm}^2$ , 30 min), FO en deuxième ( $50 \text{ mA/cm}^2$ , 30 min) ; (b) FO en premier ( $50 \text{ mA/cm}^2$ , 30 min), FX en deuxième ( $40 \text{ mA/cm}^2$ , 30 min) ; (c) mode pulsé, 40 cycles (un cycle = FO  $50 \text{ mA/cm}^2$  45 s + FX  $40 \text{ mA/cm}^2$  45 s). La limite des bases, du  $P_{\text{iso}}$  et du PS sont repérées respectivement en pointillé noir, rose et bleu.

La Figure III.57 regroupe quelques vues en coupe après la formation du PS double-face. Bien que la quantité de charge consommée ( $J_{\text{ano}} \times D_{\text{ano}}$ ) soit identique du même côté pour ces trois tests, la séquence de l'anodisation conditionne fortement l'épaisseur du PS. De plus, quel que soit la séquence, il semble que la formation du caisson poreux en face arrière laisse toujours un chemin de conduction entre  $P_1$  et  $P_{\text{iso}}$ . En effet, la base inférieure est une jonction pleine-plaque. La croissance du PS en face arrière n'est donc plus limitée dans le  $P_{\text{iso}}$ , malgré la présence de masque. Notons que, dans ce cas-là, la gravure du PS est plus sélective sur les zones P les plus dopées, i.e.  $P_1$ . Il existe alors toujours une zone  $P^-$  non-poreuse à la périphérie du  $P_{\text{iso}}$ . La conception illustrée sur la Figure III.56 n'est donc pas réalisable. Séparer physiquement la base inférieure ( $P_1$ ) et le caisson bore est probablement nécessaire pour localiser le PS double-face dans le  $P_{\text{iso}}$ . Cela augmente néanmoins le coût de fabrication du fait d'un niveau de masquage supplémentaire (diffusion localisée de  $P_1$ ). Au final, nous n'avons pas caractérisé le comportement électrique du PS double-face dans le cadre de cette thèse.

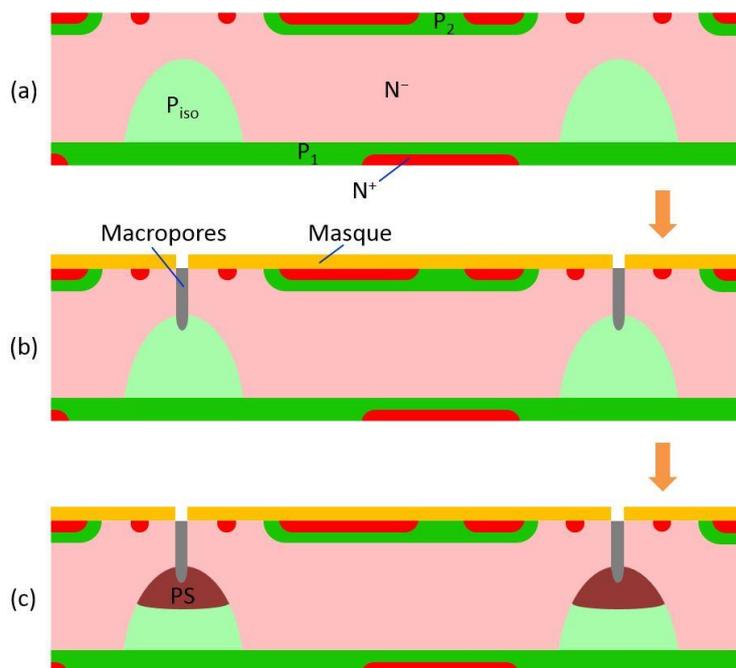
Enfin, il convient de signaler que la formation du PS double-face dans le caisson TGZM reste une conception très intéressante. Le fort dopage quasi uniforme obtenu par TGZM favorise la croissance anisotropique du PS. Il est alors possible de localiser le Si poreux dans le  $P_{\text{iso}}$  sans nécessité de séparer les bases et les caissons traversants. De plus, le profil abrupt de dopage du caisson TGZM pourrait permettre d'éviter la formation de macropores à la périphérie du  $P_{\text{iso}}$ .

On pourrait alors peut-être obtenir une meilleure tenue au blocage. Aujourd'hui, le procédé TGZM n'est pas encore prêt pour appliquer industriellement, nous proposons par la suite une seconde structure basée sur les diffusions conventionnelles.

### III.4.3.2 Evolution de la structure existante

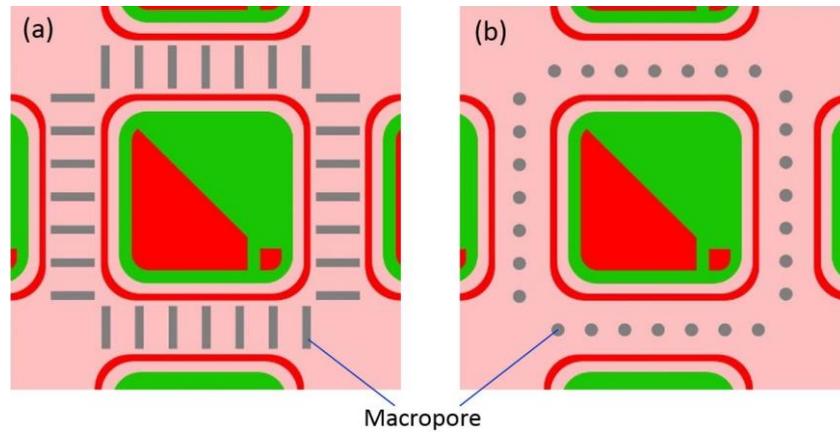
Selon les discussions dans le paragraphe 4.2.3, le méso/micro-PS de type P semble offrir des résistivités assez fortes pour limiter le courant de fuite. L'application visée nécessite encore bien des efforts pour maîtriser les contraintes mécaniques et les tenues en tension d'une périphérie PS. Une évolution de la structure existante est proposée ci-dessous dans le but de répondre à ces deux grandes problématiques.

Le caisson d'isolation, à partir duquel le PS est formé, est une jonction ultra profonde et non-traversante (cf. Figure III.58 (a)). Afin de rendre la partie supérieure du  $P_{iso}$  poreux, des macropores ordonnés sont préalablement réalisés à partir de la face avant jusqu'à la zone P (cf. Figure III.58 (b)). A l'aide des macropores, la partie supérieure du  $P_{iso}$  non-traversant est en contact avec l'électrolyte. La zone poreuse, qui génère les contraintes mécaniques, est enfin formée au milieu du substrat (cf. Figure III.58 (c)). Nous espérons alors une limitation de la courbure du wafer par cette configuration. De plus, du fait de l'absence de  $P_{iso}$  en face avant, cette périphérie innovante pourrait favoriser la réduction de la taille de puce.

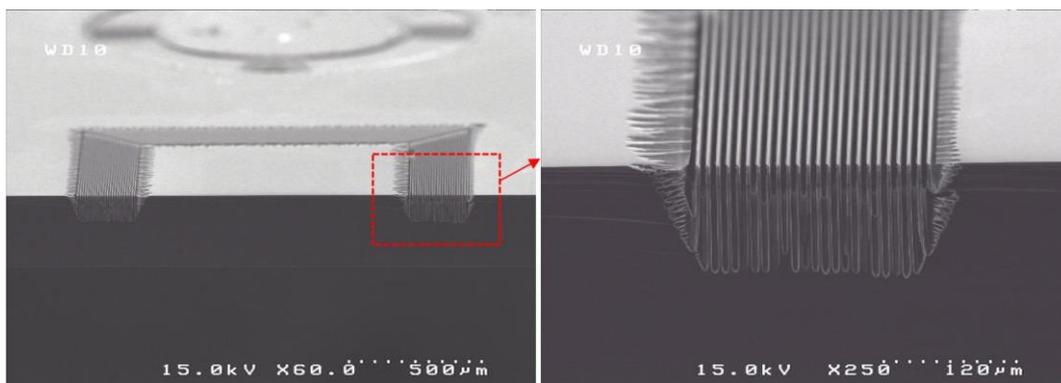


**Figure III.58 Formation du PS à l'intérieur du wafer à l'aide des macropores ordonnés.**

D'un point de vue technologique, la réalisation d'une telle structure est délicate. L'élaboration des macropores de façon désirée joue probablement le rôle le plus critique. La Figure III.59 illustre deux formes possibles de macropores afin de limiter son impact sur la tenue mécanique du wafer.



**Figure III.59** Vue de dessus illustrant deux formes possibles du macropore : (a) rectangle et (b) rond.



**Figure III.60** Exemple des macropores ordonnés réalisés au GREMAN (selon [167]).

Aujourd'hui, la formation de macropores ordonnés dans un substrat (100) dopé  $N^-$  est maîtrisée par laboratoire GREMAN. Un exemple typique est montré sur la Figure III.60. Toutes les techniques nécessaires sont alors disponibles pour fabriquer la structure illustrée sur la Figure III.59. La faisabilité reste bien entendu à démontrer. Le comportement électrique d'une telle conception nécessite également des études approfondies.

## III.5 Conclusion

Le chapitre III de ce manuscrit s'est focalisé sur la périphérie du TRIAC intégrée PS : de son élaboration à sa caractérisation.

Pour utiliser le PS comme élément clef des terminaisons de jonction, il est nécessaire au préalable de connaître ce matériau, notamment ses caractéristiques et son élaboration. Une présentation générale du PS a donc été donnée en premier lieu en se focalisant sur ces deux grands aspects. Après un bref rappel de l'historique, les morphologies et les caractéristiques principales du PS ont été discutées. La notion de porosité a été introduite afin de corrélérer ses caractéristiques physiques extrêmement variées avec ses propriétés diélectriques ajustables. La gravure électrochimique du PS fait appel à plusieurs mécanismes physico-chimiques. Dans le but de structurer le PS de façon désirée, une bonne compréhension des mécanismes de croissance des pores dans le Si est nécessaire, ces aspects ont donc été exposés en détail. Les effets de chaque paramètre de l'anodisation ont été commentés afin de justifier le choix des deux seules variables retenues dans notre étude, à savoir la densité de courant et la durée d'anodisation. Les dispositifs dédiés à l'anodisation ont également été évoqués.

L'application visée repose sur notre capacité à pouvoir localiser le PS dans le caisson d'isolation. Par rapport à la structure étudiée par S. Ménard, la séparation physique entre le  $P_{iso}$  et la base supérieure ( $P_2$ ) favorise une croissance localisée. Néanmoins, cela est loin d'être suffisant. Un masque adéquat est indispensable permettant de protéger la zone active au cours de l'anodisation. Du fait qu'aucune technique existante ne satisfasse tous les critères demandés, la section suivante s'est donc attachée à développer un procédé de masquage dédié à l'application visée.

Le fluoropolymère développé précédemment au laboratoire a été choisi comme point de départ malgré ses trois types d'imperfections (piqûres, dentelles et résidus après retrait). L'effet de la chimie de surface du Si et des paramètres cinétiques (ratio et débit de gaz, pression, puissance) a été exhaustivement étudié. En activant la surface du silicium (formant des liaisons Si-H par gravure HF) et en ajustant le ratio et les débits de  $CHF_3/C_2H_4$ , l'adhérence de FP sur le silicium a été largement améliorée évitant ainsi l'utilisation d'une couche d'accrochage qui provoque des piqûres après gravure. L'augmentation de la pression de dépôt a également prouvé son efficacité pour supprimer les défauts de type « dentelle ». L'origine des résidus après le retrait du FP a été également identifiée. Le silicium dissout au cours de l'anodisation précipite sur

certaines zones masquées sous l'effet de la polarisation. En laissant simplement le wafer dans l'électrolyte pendant un certain temps après l'anodisation puis en utilisant un bain de solvant suivi d'une gravure par plasma  $O_2$ , le masque a pu être retiré proprement. Au final, le procédé de masquage par FP a été optimisé à un niveau acceptable.

L'ultime section s'est focalisée sur la fabrication et la caractérisation des prototypes TRIAC intégrés PS. Dans un premier temps, une étude a été menée sans l'utilisation de masques pour définir la densité de courant et la durée d'anodisation. En effet, il existe un compromis entre les propriétés diélectriques et la tenue mécanique du PS. Plus la porosité est forte, plus la couche poreuse est isolante, mais plus elle est fragile. Des densités de courant relativement faibles ont été choisies pour former du PS mécaniquement stable et des porosités élevées. Dans un second temps, la croissance du PS dans le  $P_{iso}$  en présence d'un masque FP a été étudiée. Il a été prouvé que la durée d'anodisation doit être suffisamment longue afin de rendre poreux toute la partie supérieure du caisson d'isolation.

Des premiers prototypes ont été fabriqués sur trois wafers 6 pouces en utilisant une même densité de courant ( $40 \text{ mA/cm}^2$ ) et des durées d'anodisation différentes (30, 45 et 60 min). L'évaluation de ces prototypes a montré des performances en blocage largement améliorées par rapport à l'étude précédente. Globalement, des courants de fuite inférieures à  $10 \mu\text{A}$  ont été constatés jusqu'à quelques centaines de volts. Néanmoins, les tenues en tension nécessaires n'ont pas été atteintes. Un modèle a été proposé afin d'expliquer la variation de la tenue en tension avec l'épaisseur du PS dans le  $P_{iso}$ . En effet, lorsque l'extension de la ZCE arrive au niveau de la profondeur minimale du PS, un phénomène de perçage se produit, provoquant ainsi un claquage prématuré. Une évaluation rapide de l'extension de la ZCE semble cohérent avec ce modèle.

Enfin, quelques nouvelles conceptions ont été proposées en espérant avoir des tenues en tension satisfaisantes mais également limiter le voile des plaquettes. Quelques essais sur la formation de PS des deux côtés du caisson bore ont été effectués expérimentalement. Des observations en coupe ont révélé des zones non-poreuses à la périphérie du  $P_{iso}$ . La performance au blocage d'une telle configuration est donc questionnable. Une deuxième conception consisterait à former le PS à l'intérieur du wafer à l'aide de macropores ordonnés. L'optimisation conjointe de trois points clefs (le dimensionnement de la périphérie, la déformation du wafer et les performances au blocage) apparaît possible.

## Conclusion générale

Les composants d'électronique de puissance sont positionnés aujourd'hui dans un marché soumis à la forte concurrence. La recherche par les fabricants d'avantages concurrentiels en termes de coûts constitue une ligne directrice permanente pour un grand nombre d'activités de recherche et développement. Le TRIAC, ainsi que son fabricant, n'échappe pas à ces tendances.

En vue d'obtenir un coût de production plus compétitif, une stratégie a été choisie pour le TRIAC : augmenter le nombre de composants fabriqués sur une même plaquette en diminuant la taille des puces. La mission s'avère difficile. Mais les pistes d'investigations ouvertes par les études précédentes sont toujours intéressantes. Deux voies d'optimisation ont été poursuivies dans le cadre de la présente étude : la réalisation de caissons d'isolation ( $P_{iso}$ ) par la thermomigration d'aluminium (TGZM) et l'intégration du silicium poreux (PS) dans le  $P_{iso}$  comme jonction de terminaison. Ces deux techniques innovantes pourraient permettre de réduire le dimensionnement de la périphérie du TRIAC et donc diminuer le coût unitaire du composant.

Tout d'abord, l'architecture physique et le fonctionnement électrique du composant actuel ont été présentés. Le chapitre I de ce mémoire s'est en effet focalisé sur la présentation du TRIAC, notamment sa périphérie et la tenue au blocage. En effet, pour jouer le rôle d'interrupteur, le TRIAC doit tenir une haute tension (supérieure à 600 V) en limitant le courant de fuite (inférieure à 10  $\mu$ A à température ambiante) à l'état bloqué. La tenue au blocage est assurée par sa périphérie où sont situées les terminaisons de jonction et les passivations. En prenant en compte le compromis coût / performance, les différentes conceptions de périphéries définissent aujourd'hui trois grandes familles de TRIACs sur le marché : « Double Méta », « Top Glass » et « Planar ». Notre attention s'est enfin portée sur le TRIAC « Planar ». Sa périphérie étendue liée à la présence de  $P_{iso}$  laisse entrevoir quelques points d'amélioration possibles qui constituent les travaux de cette thèse.

Le chapitre II a été consacré à l'optimisation du procédé TGZM pour la réalisation du  $P_{iso}$  en vue d'une industrialisation. La technique TGZM a longtemps été connue dans le monde de semiconducteur pour sa rapidité et son profil de dopage. Malgré de nombreux progrès technologiques, sa maturité n'a pas encore atteint un niveau acceptable pour l'industrie. L'objet de cette partie de travaux est donc de contribuer à sa mise au point. Commencant par un rappel de l'historique, le principe physique et les caractéristiques essentielles de la TGZM ont été exposés afin de justifier le fort intérêt de cette technique, à savoir, la réduction de la taille du  $P_{iso}$ , du bilan thermique et donc du coût de réalisation. L'état de l'art du procédé a été donné de façon détaillée en insistant tous les critères industriels à atteindre. Vis-à-vis de ces critères,

l'effet de chaque paramètre clef du procédé a été commenté. Au final, deux grandes problématiques ont été signalés. En premier, il est nécessaire de déterminer un motif d'aluminium sans génération de billes en assurant également la verticalité du caisson TGZM. En deuxième, d'un point de vue de la filière de fabrication, si on veut intégrer le procédé après la réalisation de la zone active, le retrait de résidus aluminés sans endommager les structures préfabriquées reste à démontrer.

Les travaux visant à solutionner ces deux points bloquants ont été exposés dans les détails. En ce qui concerne le retrait de résidus post-TGZM, la structure et la nature des résidus aluminés ont été analysées. La présence d'alliage non-migré sur la face d'entrée a été mise en évidence. Deux procédés de gravure ont été développés pour enlever l'ensemble des résidus riches en aluminium. Le premier procédé consiste à effectuer une gravure sèche double-face suivie d'un bain d'acide. L'alumine et l'alliage Al/Si peuvent être enlevé proprement et sélectivement l'un (attaque par plasma  $\text{BCl}_3$ ) après l'autre (gravure par un mélange d'acide ANPE). Le deuxième procédé suit une stratégie de gravure « indirecte ». En enlevant une quantité limitée de silicium dopé  $\text{P}^+$  mais la totalité de l'alliage métallique situé en-dessous de l'alumine, le mélange aqueux de  $\text{HF}/\text{HNO}_3$  s'est montré efficace pour le retrait de l'alumine.

La formation de billes est quant à elle la problématique la plus critique. L'étude de ce phénomène n'a pas pu donner une solution définitive à cause d'une panne accidentelle de l'équipement. Néanmoins, des perspectives attractives ont été offertes grâce à des examens soigneux de la structure interne de la bille et des mécanismes impliqués dans sa formation. Un modèle a été proposé pour expliquer l'origine de ce phénomène néfaste. L'uniformité thermique du wafer, la fusion d'aluminium et la forme du motif jouent des rôles déterminants. De nouveaux motifs incluant des trous aux intersections ont été testés. Le motif « Simple Grille Trou Carré » a montré des résultats encourageants malgré une uniformité thermique encore optimisable. Des recherches ultérieures doivent être axées sur ce motif ou sur une autre configuration, par exemple de type « Grille Isolée » qui a été également proposée à la fin de ce chapitre.

Le dernier chapitre s'est concentré sur l'élaboration et la caractérisation de prototypes de TRIAC intégrés PS. Dans un premier temps, le PS a été introduit dans le contexte de l'application visée. Après avoir succinctement tracé son historique et décrit ses applications dans le domaine de l'électronique, les caractéristiques physiques / électriques du PS ont été présentés pour exposer les bénéfices du matériau. Dans un second temps, les mécanismes responsables de la formation du PS par anodisation ont été décrits. L'effet de chaque paramètre

de l'anodisation a été commenté afin de justifier le choix de deux variables, la densité de courant ( $J_{\text{ano}}$ ) et la durée d'anodisation ( $D_{\text{ano}}$ ), pour structurer le matériau.

L'intégration du PS dans l'architecture du TRIAC s'appuie sur une technique de localisation. Le développement d'un procédé masquage a fait également l'objet de cette thèse. La base de cette partie de travaux est un masque étudié précédemment au laboratoire, le fluoropolymère (FP) déposé par plasma. Les trois types d'imperfections généralement rencontrées ont été éliminés en optimisant la chimie de surface du Si et les paramètres cinétiques de dépôt. Dans le but d'éviter l'utilisation d'une couche d'accrochage instable qui provoque des piqûres après gravure, l'adhérence de FP sur le silicium a été améliorée en formant des liaisons Si-H et en ajustant le ratio et les débits de  $\text{CHF}_3/\text{C}_2\text{H}_4$ . Les défauts de type « dentelle » ont été supprimés par l'augmentation de la pression de dépôt. Le retrait de masque a été optimisé de façon à éviter les résidus. En laissant simplement le wafer dans l'électrolyte pendant un certain temps après l'anodisation, le masque a pu être retiré proprement par un bain de solvant suivi d'une gravure par plasma  $\text{O}_2$ .

Les propriétés isolantes du PS dépendent de sa microstructure. Cette dernière est conditionnée par le matériau de départ (type et niveau de dopage) mais aussi par les conditions d'anodisation ( $J_{\text{ano}}$  et  $D_{\text{ano}}$ ). Afin de mieux adapter l'anodisation à la géométrie irrégulière et le dopage graduel du caisson bore, la croissance du PS dans le  $\text{P}_{\text{iso}}$  a été étudiée sans / avec le masque FP en faisant varier  $J_{\text{ano}}$  et  $D_{\text{ano}}$ . La morphologie, la vitesse de gravure, la porosité et la tenue mécanique du PS ont été examinées. Enfin, le choix d'une  $J_{\text{ano}}$  de  $40 \text{ mA/cm}^2$  et des  $D_{\text{ano}}$  supérieures à 30 min nous a permis de fabriquer les premiers prototypes intégrés PS. L'évaluation de performances en blocage a montré des résultats largement améliorés par rapport à l'étude précédente. Bien que des tenues en tension suffisantes ne soient pas atteintes, des courants de fuite inférieures à  $10 \mu\text{A}$  ont été constatés jusqu'à plusieurs centaines de volts. Afin d'expliquer la variation de la tenue en tension avec l'épaisseur du PS dans le  $\text{P}_{\text{iso}}$ , un modèle a été proposé en tenant compte de l'extension de la ZCE. En effet, lorsque la ZCE se développe jusqu'au niveau de la profondeur minimale du PS, un phénomène de perçage se produit, provoquant ainsi un claquage prématuré. Des perspectives ont été ouvertes à la fin de ce chapitre pour approcher les caractéristiques électriques / mécaniques désirées. A l'aide d'une nouvelle architecture impliquant des macropores ordonnés, l'optimisation conjointe de trois points clefs (le dimensionnement de la périphérie, la déformation du wafer et les performances au blocage) apparaît possible.

Enfin, dans un esprit de proposer des perspectives à long terme, la combinaison de ces deux voies d'optimisation, c'est-à-dire l'intégration du PS dans les caissons TGZM, pourrait également amener des résultats intéressants. En effet, pour les colonnes P<sup>+</sup> réalisés par TGZM, leurs forts dopages quasi uniformes favorisent la gravure anisotrope du Si poreux. Il est alors possible de localiser le PS dans les caissons TGZM, simple-face ou double-face, sans nécessité de séparer les bases et les P<sub>iso</sub>. De fait, la dimension de la périphérie pourrait être encore raccourcie.

Pour conclure, vis-à-vis de l'objet initial de l'étude, c'est-à-dire, minimiser la taille des puces sans dégrader ses performances, les travaux effectués dans cette thèse ont permis d'apporter des contributions. Bien que le chemin à parcourir soit encore long, les deux voies d'optimisation restent à poursuivre.

## Bibliographie

- [1] BALIGA, B. J. *Fundamentals of Power Semiconductor Devices*. New York, USA : Springer, 2008, 1069 p.
- [2] SHOCKLEY, W. The Theory of P-N Junctions in Semiconductors and P-N Junction Transistors. *Bell System Technical Journal*, 1949, 28, 435-489.
- [3] ALDRICH, R. W. et HOLONYAK, N. Multiterminal P-N-P-N Switches. *Proceedings of the IRE*, 1958, 46, 1236-1239.
- [4] MACKINTOSH, I. M. The Electrical Characteristics of Silicon P-N-P-N Triodes. *Proceedings of the IRE*, 1958, 46, 1229-1235.
- [5] GUTZWILLER, F. W. *Semiconductor Switch*. US 3275909, 1966.
- [6] MÉNARD, S. *Périphérie TRIAC À Base De Silicium Poreux*. thèses de doctorat, Université François-Rablais de Tours, 2014, 316 p.
- [7] LETURCQ, P. Tenue En Tension Des Semi-Conducteurs De Puissance. *Techniques de l'ingénieur Composants actifs en électronique de puissance*, 2000, d3104, 1-18.
- [8] PANKOVE, J. I. et TARNG, M. L. Amorphous Silicon as a Passivant for Crystalline Silicon. *Applied Physics Letters*, 1979, 34, 156-157.
- [9] SAH, C.-T. Effect of Surface Recombination and Channel on P-N Junction and Transistor Characteristics. *IRE Transactions on Electron Devices*, 1962, 9, 94-108.
- [10] SZE, S. M. et GIBBONS, G. Effect of Junction Curvature on Breakdown Voltage in Semiconductors. *Solid-State Electronics*, 1966, 9, 831-845.
- [11] BALIGA, B. J. High-Voltage Device Termination Techniques a Comparative Review. *IEE Proceedings I - Solid-State and Electron Devices*, 1982, 129, 173-179.
- [12] CHARITAT, G. Voltage Handling Capability and Termination Techniques of Silicon Power Semiconductor Devices. *Proceedings of the 2001 Bipolar/BiCMOS Circuits and Technology Meeting*, 2001, 175-183.
- [13] SCHNABLE, G. L., KERN, W. et COMIZZOLI, R. B. Passivation Coatings on Silicon Devices. *Journal of the Electrochemical Society*, 1975, 122, 1092-1103.
- [14] KORWIN-PAWLOWSKI, M. L., GUILLOT, J. M. et BROGLE, J. J. *Planar P-N Junction Semiconductor Structure with Multilayer Passivation*. US5677562 A, 1997.

- [15] MATSUSHITA, T., AOKI, T., OHTSU, T., YAMOTO, H., HAYASHI, H., OKAYAMA, M. et KAWANA, Y. Highly Reliable High-Voltage Transistors by Use of the Sipos Process. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1976, 23, 826-830.
- [16] MATSUMOTO, Y. et SAUCEDO, E. Polyimide Passivation Approaches on Double-Mesa Thyristors. *2005 2nd International Conference on Electrical and Electronics Engineering*, 2005, 223-226.
- [17] WANG, Y., ZHU, C., WU, C. et LIU, J. Improving Reliability of Beveled Power Semiconductor Devices Passivated by Sipos. *Microelectronics Reliability*, 2005, 45, 535-539.
- [18] MINGUES, C. *Modélisation Et Réalisation De Terminaisons De Jonctions Haute Tension Compatibles Avec La Technologie Planar : Les Anneaux Polarisés Et La Spirale De Sipos*. thèse de doctorat, Université Paul Sabatier de Toulouse, 1997, 155 p.
- [19] TANTRAPORN, W. et TEMPLE, V. A. K. Multiple-Zone Single-Mask Junction Termination Extension – A High-Yield Near-Ideal Breakdown Voltage Technology. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1987, 34, 2200-2210.
- [20] JAUME, D., CHARITAT, G., REYNES, J. M. et ROSSEL, P. High-Voltage Planar Devices Using Field Plate and Semi-Resistive Layers. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1991, 38, 1681-1684.
- [21] TANAKA, T., MOCHIZUKI, Y. et OKAMURA, M. Analysis of a Junction Termination Structure for Ideal Breakdown Voltage in P-N Junction Devices. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1980, 27, 261-265.
- [22] HAKIM, H., SANCHEZ, J. L., LAUR, J. P., AUSTIN, P. et BREIL, M. The Concave Junction: An Attractive Topology to Design Specific Junction Terminations. *Proceedings of the 14th International Symposium on Power Semiconductor Devices and Ics*, 2002, 193-196.
- [23] MORILLON, B. *Etude De La Thermomigration De L'aluminium Dans Le Silicium Pour La Réalisation Industrielle De Mures D'isolation Dans Les Composants De Puissance Bidirectionnels*. INSA Toulouse, 2002, 222 p.
- [24] DÉHU, P., SENES, A. et MISEREY, F. P Wells Made of Porous Silicon for Power Devices: Determination of the Formation Steps. *Thin Solid Films*, 1995, 255, 321-324.

- [25] AMATO, G., BOARINO, L., BRUNETTO, N. et TURNATURI, M. Deep “Cold” Junctions by Porous Silicon Impregnation. *Thin Solid Films*, 1997, 297, 321-324.
- [26] PIERRE, F., AACHBOUN, S., BONNAUD, O., LHERMITE, H., RANSON, P., ANCEAU, C. et CORNIBERT, L. Deep Discrete Trenches Filled by In-Situ Doped Polysilicon: An Alternative Method for Junction Insulating Box. In : , 1999. : 252-258.
- [27] ANTHONY, T. R., BOAH, J. K., CHANG, M. F. et CLINE, H. E. Thermomigration Processing of Isolation Grids in Power Structures. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1976, 23, 818-823.
- [28] FULLER, C. S. et DITZENBERGER, J. A. Diffusion of Donor and Acceptor Elements in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1956, 27, 544-553.
- [29] ORTIZ, C. *Contribution à l'Etude des Phénomènes de Diffusion de l'Aluminium dans le Silicium. Application à la Réalisation de Jonctions Profondes*. Thèse de doctorat, Universié François-Rabelais de Tours, 2000, 129 p.
- [30] CHANG, M. F., ROESCH, A. et KENNEDY, R. W. *Selective Open Tube Aluminum Diffusion*. US 4188245, 1980.
- [31] MOCHIZUKI, Y., HACHINO, H., MISAWA, Y. et WAKUI, Y. *Method of Fabricating a Semiconductor Device*. US 4219373, 1980.
- [32] ROWE, C. M. *Semiconductor Device Manufacture*. US 4040878, 1977.
- [33] ZHOU, R. R., WANG, C. S., SHEN, Y. D. et LI, C. L. *Diffusion de l'Aluminium pour la Réalisation du Caisson Traversant de Thyristor*. Brevet chinois, CN 103280453, 2013.
- [34] MÉNARD, S. et GAUTIER, G. *Vertical Power Component*. US 20160247904, 2016.
- [35] WHITMAN, W. G. Elimination of Salt from Sea-Water Ice. *American Journal of Science*, 1926, 11, 126-132.
- [36] PFANN, W. G. Temperature Gradient Zone Melting. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1955, 203, 961.
- [37] OLD, B. S. Walter Gordon Whitman. In : *Memorial Tributes: National Academy of Engineering, Volume 1*. Washington, DC : The National Academies Press, 1979, 290-293.

- [38] PFANN, W. G. Techniques of Zone Melting and Crystal Growing. *Solid State Physics*, 1957, Volume 4, 423-521.
- [39] PFANN, W. G. Zone Melting. *International Materials Reviews*, 1957, 2, 29-76.
- [40] PFANN, W. G. Zone Melting. *Science*, 1962, 135, 1101-1109.
- [41] TILLER, W. A. Migration of a Liquid Zone through a Solid: Part I. *Journal of Applied Physics*, 1963, 34, 2757-2762.
- [42] TILLER, W. A. Migration of a Liquid Zone through a Solid: Part II. *Journal of Applied Physics*, 1963, 34, 2763-2767.
- [43] HARRISON, J. D. Measurement of Brine Droplet Migration in Ice. *Journal of Applied Physics*, 1965, 36, 3811-3815.
- [44] HOEKSTRA, P., OSTERKAMP, T. E. et WEEKS, W. F. The Migration of Liquid Inclusions in Single Ice Crystals. *Journal of Geophysical Research*, 1965, 70, 5035-5041.
- [45] TILLER, W. A. Migration of a Liquid Zone through a Solid. Part III. *Journal of Applied Physics*, 1965, 36, 261-263.
- [46] SEIDENSTICKER, R. G. Kinetic Effects in Temperature Gradient Zone Melting. *Journal of the Electrochemical Society*, 1966, 113, 152-156.
- [47] WILCOX, W. R. Removing Inclusions from Crystals by Gradient Techniques. *Industrial & Engineering Chemistry*, 1968, 60, 12-23.
- [48] BRADSHAW, R. L. et SANCHEZ, F. Migration of Brine Cavities in Rock Salt. *Journal of Geophysical Research*, 1969, 74, 4209-4212.
- [49] TILLER, W. A. Migration of a Liquid Zone through a Solid. *Journal of Crystal Growth*, 1969, 6, 77-85.
- [50] WILCOX, W. R. Anomalous Gas-Liquid Inclusion Movement. *Industrial & Engineering Chemistry*, 1969, 61, 76-77.
- [51] BRODER, J. D. et WOLFF, G. A. A New Method of GaP Growth. *Journal of the Electrochemical Society*, 1963, 110, 1150-1153.
- [52] WEINSTEIN, M. et MLAVSKY, A. I. Growth of GaP Crystals and P-N Junctions by a Traveling Solvent Method. *Journal of Applied Physics*, 1964, 35, 1892-1894.

- [53] GRIFFITHS, L. B. et MLAVSKY, A. I. Growth of A - SiC Single Crystals from Chromium Solution. *Journal of the Electrochemical Society*, 1964, 111, 805-810.
- [54] WRIGHT, M. A. The Growth of A - SiC from Various Chromium Alloys by a Travelling Solvent Method. *Journal of the Electrochemical Society*, 1965, 112, 1114-1116.
- [55] MLAVSKY, A. I. et WEINSTEIN, M. Crystal Growth of GaAs from Ga by a Traveling Solvent Method. *Journal of Applied Physics*, 1963, 34, 2885-2892.
- [56] WEINSTEIN, M., LABELLE, J. H. E. et MLAVSKY, A. I. Dislocations in Gallium Arsenide Grown from Gallium by a Travelling Solvent Method. *Journal of Applied Physics*, 1966, 37, 2913-2914.
- [57] RAYMOND, W. H. et WILLIAM, B. W. Mechanism of Single-Crystal Growth in InSb Using Temperature-Gradient Zone Melting. *Journal of Applied Physics*, 1968, 39, 1758-1765.
- [58] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. Thermomigration of Gold-Rich Droplets in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43, 2473-2476.
- [59] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Effects of the Magnitude and Crystallographic Direction of a Thermal Gradient on Droplet Migration in Solids. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43, 10-15.
- [60] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. The Kinetics of Droplet Migration in Solids in an Accelerational Field. *Philosophical Magazine*, 1970, 22, 0893-0901.
- [61] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. Thermal Migration of Liquid Droplets through Solids. *Journal of Applied Physics*, 1971, 42, 3380-3387.
- [62] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. The Interaction of Liquid Droplets with a Grain Boundary in Large Accelerational Fields. *Philosophical Magazine*, 1971, 24, 695-703.
- [63] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. The Shape Relaxation of Liquid Droplets in Solids. *Acta Metallurgica*, 1971, 19, 175-180.
- [64] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Vaporization of Liquid Inclusion in Solids. *Philosophical Magazine*, 1971, 24, 1483-1494.
- [65] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. The Thermomigration of Liquid Droplets through Grain Boundaries in Solids. *Acta Metallurgica*, 1971, 19, 491-495.

- [66] NADEAU, J. S., CARTER, R. E. et ROSOLOWSKI, J. H. Morphology of Migrating Bubbles in KCl Crystals. *Journal of Applied Physics*, 1971, 42, 2194-2202.
- [67] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. The Thermomigration of Biphasic Vapor-Liquid Droplets in Solids. *Acta Metallurgica*, 1972, 20, 247-255.
- [68] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. The Migration of Liquid Droplets in Solids. *Journal of Crystal Growth*, 1972, 13-14, 790-794.
- [69] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. The Stability of Migrating Droplets in Solids. *Acta Metallurgica*, 1973, 21, 117-122.
- [70] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Interface Stability in Temperature Gradient Zone Melting. *Acta Metallurgica*, 1973, 21, 547-557.
- [71] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Thermomigration of Aluminum-Rich Liquid Droplets in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43, 4391-4395.
- [72] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. Deep-Diode Arrays. *Journal of Applied Physics*, 1976, 47, 2550-2557.
- [73] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. Random Walk of Liquid Droplets Migrating in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1976, 47, 2316-2324.
- [74] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Thermomigration of Aluminum-Rich Liquid Wires through Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1976, 47, 2332-2336.
- [75] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. High-Speed Droplet Migration in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1976, 47, 2325-2331.
- [76] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. Lamellar Devices Processed by Thermomigration. *Journal of Applied Physics*, 1977, 48, 3943-3949.
- [77] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Thermomigration of Silicon Wafers in a Solar Furnace. *Solar Energy*, 1977, 19, 715-719.
- [78] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Nonequilibrium Morphology of Liquid Inclusions Migrating in Solids. *Journal of Applied Physics*, 1977, 48, 5096-5104.
- [79] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. Stresses Generated by the Thermomigration of Liquid Inclusions in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1978, 49, 5774-5782.
- [80] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Migration on Fine Molten Wires in Thin Silicon Wafers. *Journal of Applied Physics*, 1978, 49, 2412-2419.

- [81] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. *Method of Making Isolation Grids in Bodies of Semiconductor Material*. US 3904442 A, 1975.
- [82] Physics Today Collection. [référence du 12 avril 2017], <https://photos.aip.org/history-programs/niels-bohr-library/photos/cline-harvey-fl>
- [83] ANTHONY, T. R., CLINE, H. E., ERIKSON, C. A. et FIELDING, J. O. *Furnace for Practising Temperature Gradient Zone Melting*. US 4097226, 1978.
- [84] ANTHONY, T. R., CLINE, H. E., ERIKSON, C. A., FIELDING, J. O. et LUDKE, S. *Apparatus for Practising Temperature Gradient Zone Melting*. US 4221956, US 4224504 1980.
- [85] CHANG, M. et KENNEDY, R. The Application of Temperature Gradient Zone Melting to Silicon Wafer Processing. *Journal of the Electrochemical Society*, 1981, 128, 2193-2198.
- [86] CHANG, M. F. The Instabilities in the Al - Si Temperature Gradient Zone Melting. *Journal of the Electrochemical Society*, 1981, 128, 1963-1967.
- [87] LISCHNER, D. J., BASSECHES, H. et D'ALTROY, F. A. Observations of the Temperature Gradient Zone Melting Process for Isolating Small Devices. *Journal of the Electrochemical Society*, 1985, 132, 2997-3001.
- [88] BUCHIN, E. Y. et DENISENKO, Y. I. Use of Thermomigration in Mems Technology. In : *Proceeding of SPIE, 2006.* : 62601L 1-10.
- [89] ESLAMIAN, M. et SAGHIR, M. Z. Thermodiffusion Applications in Mems, Nems and Solar Cell Fabrication by Thermal Metal Doping of Semiconductors. In : *Fluid Dynamics & Materials Processing, 2012.* : 353-380.
- [90] DILHAC, J.-M., CORNIBERT, L. et GANIBAL, C. Deep Diffusions and SOI Layers Produced by Rapid Thermal Processing for Smart Power Applications. *MRS Online Proceedings Library*, 1997, 470.
- [91] DILHAC, J.-M., CORNIBERT, L. et GANIBAL, C. Al Thermomigration Applied to the Formation of Deep Junctions for Power Device Insulation. *Microelectronics Reliability*, 1999, 39, 23-27.
- [92] MURRAY, J. et MCALISTER, A. The Al-Si (Aluminum-Silicon) System. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1984, 5, 74-84.

- [93] TRUMBORE, F. A. Solid Solubilities of Impurity Elements in Germanium and Silicon. *Bell Labs Technical Journal*, 1960, 39, 205-233.
- [94] LOGERAIS, P.-O. *Étude Du Chauffage D'un Substrat De Silicium Dans Un Système Thermique Rapide*. thèse de doctorat, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2007, 190 p.
- [95] KOUASSI, S. Rapport de stage, 2004, 65 p.
- [96] SIETHOFF, H. Macroscopic Mechanical Behaviour of Si at High Temperature In : HULL, Robert (éd.), *Properties of Crystalline Silicon*. London : INSPEC, 1999, 122-135.
- [97] YONENAGA, I. Upper Yield Stress of Si Crystals at High Temperatures. *Journal of the Electrochemical Society*, 1996, 143, L176-L178.
- [98] RABIER, J. et DEMENET, J. Low Temperature, High Stress Plastic Deformation of Semiconductors: The Silicon Case. *physica status solidi (b)*, 2000, 222, 63-74.
- [99] MORILLON, B. *Statut Tgzm Au 04/10/05*. Travail non-publié.
- [100] Wet Versus Dry Etching for Sapphire Wafers. [référence du 12 avril 2017], [http://www.semiconductor-today.com/features/PDF/SemiconductorToday\\_SeptOct\\_EtchingSapphireWafers.pdf](http://www.semiconductor-today.com/features/PDF/SemiconductorToday_SeptOct_EtchingSapphireWafers.pdf)
- [101] BRADLEY, J. D. B., AY, F., WÖRHOFF, K. et POLLNAU, M. Fabrication of Low-Loss Channel Waveguides in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Layers by Inductively Coupled Plasma Reactive Ion Etching. *Applied Physics B*, 2007, 89, 311-318.
- [102] ROBBINS, H. et SCHWARTZ, B. Chemical Etching of Silicon: I. The System Hf, HNO<sub>3</sub> and H<sub>2</sub>O. *Journal of the Electrochemical Society*, 1959, 106, 505-508.
- [103] ROBBINS, H. et SCHWARTZ, B. Chemical Etching of Silicon: II. The System Hf, HNO<sub>3</sub>, H<sub>2</sub>O and H<sub>2</sub>C<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. *Journal of the Electrochemical Society*, 1960, 107, 108-111.
- [104] SCHWARTZ, B. et ROBBINS, H. Chemical Etching of Silicon: III. A Temperature Study in the Acid System. *Journal of the Electrochemical Society*, 1961, 108, 365-372.
- [105] SCHWARTZ, B. et ROBBINS, H. Chemical Etching of Silicon: IV. Etching Technology. *Journal of the Electrochemical Society*, 1976, 123, 1903-1909.
- [106] STERNLING, C. a. et SCRIVEN, L. Interfacial Turbulence: Hydrodynamic Instability and the Marangoni Effect. *AIChE Journal*, 1959, 5, 514-523.

- [107] PARKHUTIK, V. Analysis of Publications on Porous Silicon: From Photoluminescence to Biology. *Journal of Porous Materials*, 2000, 7, 363-366.
- [108] UHLIR, A. Electrolytic Shaping of Germanium and Silicon. *Bell System Technical Journal*, 1956, 35, 333-333.
- [109] MEMMING, R. et SCHWANDT, G. Anodic Dissolution of Silicon in Hydrofluoric Acid Solutions. *Surface Science*, 1966, 4, 109-124.
- [110] WATANABE, Y., ARITA, Y., YOKOYAMA, T. et IGARASHI, Y. Formation and Properties of Porous Silicon and Its Application. *Journal of the Electrochemical Society*, 1975, 122, 1351-1351.
- [111] IMAI, K. et UNNO, H. FIPOS (Full Isolation by Porous Oxidized Silicon) Technology and Its Application to Lsi's. *Electron Devices, IEEE Transactions on*, 1984, 31, 297-302.
- [112] CANHAM, L. T. Silicon Quantum Wire Array Fabrication by Electrochemical and Chemical Dissolution of Wafers. *Applied Physics Letters*, 1990, 57, 1046-1048.
- [113] KOSHIDA, N. et KOYAMA, H. Visible Electroluminescence from Porous Silicon. *Applied Physics Letters*, 1992, 60, 347-349.
- [114] LEHMANN, V. et GÖSELE, U. Porous Silicon Formation: A Quantum Wire Effect. *Applied Physics Letters*, 1991, 58, 856-858.
- [115] CAPELLE, M. *Intégration Monolithique De Composants Bipolaires Et De Circuits Radiofréquences Sur Substrats Mixtes Silicium / Silicium Poreux*. thèse de doctorat, Université François-Rablais de Tours, 2013, 271 p.
- [116] ŠALUCHA, D. et MARCINKEVIČIUS, A. Investigation of Porous Silicon Layers as Passivation Coatings for High Voltage Silicon Devices. *Elektronika ir Elektrotechnika*, 2015, 79, 41-44.
- [117] FÈVRE, A. *Le Silicium Poreux Pour Les Périphéries TRIAC*. thèse de doctorat, Université François-Rablais de Tours, 2017, 190 p.
- [118] JOO, J., DEFFORGE, T., LONI, A., KIM, D., LI, Z. Y., SAILOR, M. J., GAUTIER, G. et CANHAM, L. T. Enhanced Quantum Yield of Photoluminescent Porous Silicon Prepared by Supercritical Drying. *Applied Physics Letters*, 2016, 108, 153111-153111.

- [119] FUKAMI, K., HARRAZ, F. A., YAMAUCHI, T., SAKKA, T. et OGATA, Y. H. Fine-Tuning in Size and Surface Morphology of Rod-Shaped Polypyrrole Using Porous Silicon as Template. *Electrochemistry Communications*, 2008, 10, 56-60.
- [120] DEFFORGE, T. *Optimisation De La Gravure De Macropores Ordonnés Dans Le Silicium Et De Leur Remplissage De Cuivre Par Voie Électrochimique : Application Aux Via Traversants Conducteurs*. thèse de doctorat, Université François-Rabelais de Tours, 2012, 206 p.
- [121] LEHMANN, V. et RÖNNEBECK, S. The Physics of Macropore Formation in Low-Doped P-Type Silicon. *Journal of the Electrochemical Society*, 1999, 146, 2968-2968.
- [122] SAILOR, M. J. *Porous Silicon in Practice: Preparation, Characterization and Applications*. Singapore : Wiley-VCH, 2012, 249 p.
- [123] FODOR, B., AGOCS, E., BARDET, B., DEFFORGE, T., CAYREL, F., ALQUIER, D., FRIED, M., GAUTIER, G. et PETRIK, P. Porosity and Thickness Characterization of Porous Si and Oxidized Porous Si Layers--an Ultraviolet-Visible-Mid Infrared Ellipsometry Study. *Microporous and Mesoporous Materials*, 2016, 277, 112-120.
- [124] RAM, S. K. Electrical Transport in Porous Silicon. In : CANHAM, Leigh (éd.), *Handbook of Porous Silicon*. : Springer, 2014, 263-279.
- [125] BEALE, M., BENJAMIN, J., UREN, M., CHEW, N. et CULLIS, A. An Experimental and Theoretical Study of the Formation and Microstructure of Porous Silicon. *Journal of Crystal Growth*, 1985, 73, 622-636.
- [126] UNAGAMI, T. Formation Mechanism of Porous Silicon Layer by Anodization in HF Solution. *Journal of the Electrochemical Society*, 1980, 127, 476-483.
- [127] BOUAÏCHA, M., KHARDANI, M. et BESSAÏS, B. Correlation of Electrical Conductivity and Photoluminescence in Nanoporous Silicon. *Materials Science and Engineering: C*, 2006, 26, 486-489.
- [128] KHARDANI, M., BOUAÏCHA, M., DIMASSI, W., ZRIBI, M., AOUIDA, S. et BESSAÏS, B. Electrical Conductivity of Free-Standing Mesoporous Silicon Thin Films. *Thin Solid Films*, 2006, 495, 243-245.
- [129] LEE, W., LEE, C., KWON, Y., HONG, C. et CHO, H. Deep Level Defects in Porous Silicon. *Solid State Communications*, 2000, 113, 519-522.

- [130] BISI, O., OSSICINI, S. et PAVESI, L. Porous Silicon: A Quantum Sponge Structure for Silicon Based Optoelectronics. *Surface Science Reports*, 2000, 38, 1-126.
- [131] AMATO, G. Structural and Electrophysical Properties of Porous Silicon. In : KOROTCENKOV, Ghenadii (éd.), *Porous Silicon from Formation to Application, Volume One*. : CRC Press, 2016, 155-185.
- [132] BEN-CHORIN, M., MOLLER, F. et KOCH, F. Nonlinear Electrical Transport in Porous Silicon. *Physical Review B*, 1994, 49, 2981-2981.
- [133] BALAGUROV, L. A., YARKIN, D. G. et PETROVA, E. A. Electronic Transport in Porous Silicon of Low Porosity Made on a P+ Substrate. *Materials Science and Engineering B*, 2000, 69, 127-131.
- [134] BOARINO, L., GEOBALDO, F., BORINI, S., ROSSI, A., RIVOLO, P., ROCCHIA, M., GARRONE, E. et AMATO, G. Local Environment of Boron Impurities in Porous Silicon and Their Interaction with No 2 Molecules. *Physical Review B*, 2001, 64, 205308.
- [135] MIRANDA-DURÁN, Á., CARTOIXÀ, X., CRUZ IRISSON, M. et RURALI, R. Molecular Doping and Subsurface Dopant Reactivation in Si Nanowires. *Nano Letters*, 2010, 10, 3590-3595.
- [136] GARRONE, E., GEOBALDO, F., RIVOLO, P., AMATO, G., BOARINO, L., CHIESA, M., GIAMELLO, E., GOBETTO, R., UGLIENGO, P. et VIALE, A. A Nanostructured Porous Silicon Near Insulator Becomes Either a P- or an N-Type Semiconductor Upon Gas Adsorption. *Advanced Materials*, 2005, 17, 528-531.
- [137] MENARD, S., FEVRE, A., BILLOUE, J. et GAUTIER, G. P Type Porous Silicon Resistivity and Carrier Transport. *Journal of Applied Physics*, 2015, 118, 105703.
- [138] GAUTIER, G. et LEDUC, P. Porous Silicon for Electrical Isolation in Radio Frequency Devices: A Review. *Applied Physics Reviews*, 2014, 1, 011101.
- [139] ISSA, H., FERRARI, P., HOURDAKIS, E. et NASSIOPOULOU, A. G. On-Chip High-Performance Millimeter-Wave Transmission Lines on Locally Grown Porous Silicon Areas. *Electron Devices, IEEE Transactions on*, 2011, 58, 3720-3724.
- [140] CANHAM, L. *Handbook of Porous Silicon*. : Springer, 2014, 987 p.
- [141] ZHANG, X. G. *Electrochemistry of Silicon and Its Oxide*. : Springer US, 2001, 510 p.

- [142] FOLL, H., CHRISTOPHERSEN, M., CARSTENSEN, J. et HASSE, G. Formation and Application of Porous Silicon. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2002, 39, 93-141.
- [143] LEHMANN, V. The Physics of Macropore Formation in Low Doped N-Type Silicon. *Journal of the Electrochemical Society*, 1993, 140, 2836-2836.
- [144] LEHMANN, V., STENGL, R. et LUIGART, A. On the Morphology and the Electrochemical Formation Mechanism of Mesoporous Silicon. *Materials Science and Engineering B*, 2000, 69, 11-22.
- [145] GAUTIER, G. *Etude De Procédés D'elaboration De Substrats Mixtes Silicium/Silicium Poreux Pour L'intégration De Systèmes Microélectroniques*. HDR, Université François-Rabelais de Tours, 2010, 221 p.
- [146] KAN, P. Y. Y. et FINSTAD, T. G. Bi-Stable Pore Size During Electrochemical Etching of N-Type Silicon During a Thermal Ramp. *Thin Solid Films*, 2007, 515, 5241-5247.
- [147] CANHAM, L. *Properties of Porous Silicon*. : INSPEC, 1997, p.
- [148] THONISSEN, M., BERGER, M. G., BILLAT, S., ARENS-FISCHER, R., KRUGER, M., LUTH, H., THEISS, W., HILLBRICH, S., GROSSE, P., LERONDEL, G. et OTHERS. Analysis of the Depth Homogeneity of p-PS by Reflectance Measurements. *Thin Solid Films*, 1997, 297, 92-96.
- [149] THONISSEN, M., BILLAT, S., KRUGER, M., LUTH, H., BERGER, M. G., FROTSCHER, U. et ROSSOW, U. Depth Inhomogeneity of Porous Silicon Layers. *Journal of Applied Physics*, 1996, 80, 2990-2993.
- [150] BARLA, K., HERINO, R., BOMCHIL, G., PFISTER, J. C. et FREUND, A. Determination of Lattice Parameter and Elastic Properties of Porous Silicon by X-Ray Diffraction. *Journal of Crystal Growth*, 1984, 68, 727-732.
- [151] SUGIYAMA, H. et NITTONO, O. Microstructure and Lattice Distortion of Anodized Porous Silicon Layers. *Journal of Crystal Growth*, 1990, 103, 156-163.
- [152] BELMONT, O., BELLET, D. et BRECHET, Y. Study of the Cracking of Highly Porous P<sup>+</sup> Type Silicon During Drying. *Journal of Applied Physics*, 1996, 79, 7586-7591.

- [153] BELMONT, O., FAIVRE, C., BELLET, D. et BRECHET, Y. About the Origin and the Mechanisms Involved in the Cracking of Highly Porous Silicon Layers under Capillary Stresses. *Thin Solid Films*, 1996, 276, 219-222.
- [154] DEFFORGE, T., CAPELLE, M., TRAN-VAN, F. et GAUTIER, G. Plasma Deposited Fluoropolymer Film Mask for Local Porous Silicon Formation. *Nanoscale Research Letters*, 2012, 7, 344-344.
- [155] KOROTCENKOV, G. et CHO, B. Technology of Si Porous Layer Fabrication Using Anodic Etching. In : *Porous Silicon: From Formation to Application, Volume One.* : CRC Press, 2016, 47-72.
- [156] HOURDAKIS, E. et NASSIOPOULOU, A. G. Single Photoresist Masking for Local Porous Si Formation. *Journal of Micromechanics and Microengineering*, 2014, 24, 117002-117002.
- [157] NIINOMI, M., KOBAYASHI, H., BELL, A. T. et SHEN, M. Morphology of Plasma - Polymerized Ethylene. *Journal of Applied Physics*, 1973, 44, 4317-4321.
- [158] KOBAYASHI, H., SHEN, M. et BELL, A. T. Effects of Reaction Conditions on the Plasma Polymerization of Ethylene. *Journal of Macromolecular Science: Part A - Chemistry*, 1974, 8, 373-391.
- [159] FU, G. D., KANG, E. T. et NEOH, K. G. Deposition of Nanostructured Fluoropolymer Films on Silicon Substrates Via Plasma Polymerization of Allylpentafluorobenzene. *The Journal of Physical Chemistry B*, 2003, 107, 13902-13910.
- [160] ZHANG, J., CUI, C. Q., LIM, T. B., KANG, E.-T., NEOH, K. G., LIM, S. L. et TAN, K. L. Chemical Modification of Silicon (100) Surface Via UV-Induced Graft Polymerization. *Chemistry of Materials*, 1999, 11, 1061-1068.
- [161] IANEV, V. et SCHWESINGER, N. Improving the Adhesion of Plasma Polymerized Thin Fluorocarbon Films on Silicon Using (CHF<sub>3</sub> + SF<sub>6</sub>) Radio-Frequency Discharge Pretreatments. In : MITTAL, K. L. (éd.), *Adhesion Aspects of Thin Films, Volume 1.* : VSP, 2001, 261-270.
- [162] D'AGOSTINO, R., CRAMAROSSA, F., FRACASSI, F. et ILLUZZI, F. Plasma Polymerization of Fluorocarbons. In : D'AGOSTINO, Riccardo (éd.), *Plasma Deposition, Treatment, and Etching of Polymers.* San Diego : Academic Press, 1990, 95-162.

- [163] YANEV, V., KRISCHOK, S., OPITZ, A., WURMUS, H., SCHAEFER, J. A., SCHWESINGER, N. et AHMED, S. I. U. Influence of the RF Power on the Deposition Rate and the Chemical Surface Composition of Fluorocarbon Films Prepared in Dry Etching Gas Plasma. *Surface Science*, 2004, 566–568, Part 2, 1229-1233.
- [164] GAUTIER, G., VENTURA, L., JERISIAN, R., KOUASSI, S., LEBORGNE, C., MORILLON, B. et ROY, M. Deep Trench Etching Combining Aluminum Thermomigration and Electrochemical Silicon Dissolution. *Applied Physics Letters*, 2006, 88, 212501-212501.
- [165] SALONEN, J., BJORKQVIST, M. et PASKI, J. Temperature-Dependent Electrical Conductivity in Thermally Carbonized Porous Silicon. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2004, 116, 438-441.
- [166] BARDET, B. *Fonctionnalisation Du Silicium Poreux Pour L'optimisation De Filtres Radio-Frequences*. thèse de doctorat, Université François-Rabelais de Tours, 2017, 207 p.
- [167] DEFFORGE, T. *Macropores Ordonnés*. Travail non-publié.

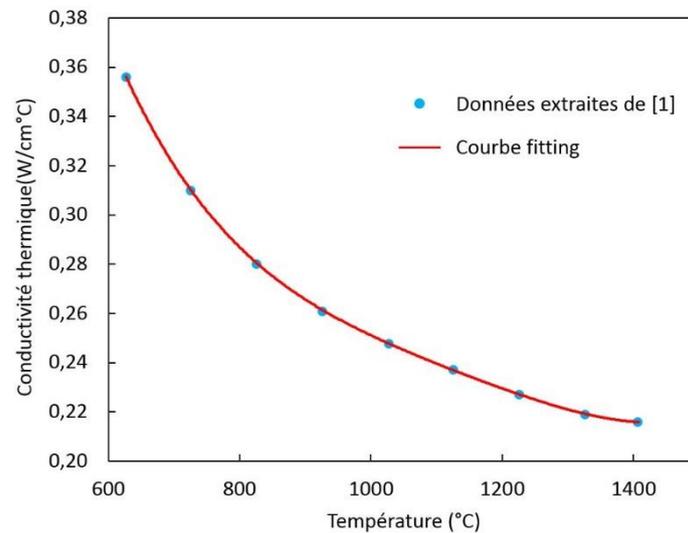
# Annexes

## Annexe A Caractéristiques physiques du silicium

Le gradient vertical de température ( $G_S$ ) dans l'épaisseur du wafer et la vitesse de thermomigration ( $V$ ) sont deux caractéristiques essentielles du procédé TGZM. Les données exactes de quelques caractéristiques physiques du silicium ou du système Al/Si sont nécessaires pour évaluer  $G_S$  et  $V$  en fonction de la température. Nous présenterons dans cette partie comment extraire des données numériques avec précision à partir de la littérature.

### A1. Conductivité thermique du silicium ( $K_{Si}$ )

La conductivité thermique du silicium monocristallin ( $K_{Si}$ ) varie avec la température ( $T$ ). Basée sur les données extraites de la référence [1], la variation de  $K_{Si}$  avec  $T$  (900 - 1681 K) est illustrée sur la Figure A.1.



**Figure A.1** Conductivité thermique du silicium en fonction de la température.

**Tableau A.1.** Paramètres utilisés pour fitter la courbe illustrée sur la Figure A.1.

A	$7.71733135048272 \times 10^{-13}$
B	$-3.52372798920570 \times 10^{-9}$
C	$6.08748560455640 \times 10^{-6}$
D	$-4.81654477854853 \times 10^{-3}$
E	1.73214725866469

Un polynôme de degré 4 est utilisé pour fitter les données. Il s'écrit en forme suivante :

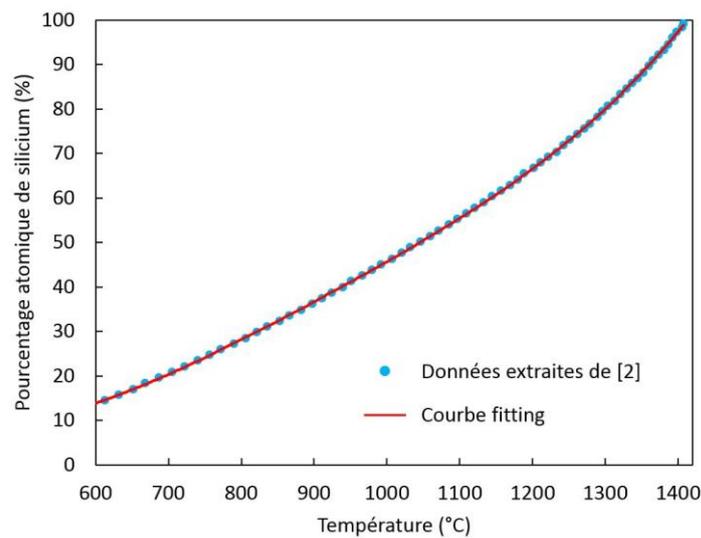
$$K_{Si} = AT^4 + BT^3 + CT^2 + DT + E \text{ (en W.cm}^{-1}\text{K}^{-1}\text{)} \quad (1)$$

- A, B, C, D et E sont les paramètres de fitting (les valeurs correspondantes sont résumées dans le Tableau A.1).
- T est la température en °C.

La qualité de fitting est indiquée par le coefficient de détermination ( $R^2 = 0.999975380506782$ ).

## A2. Fraction molaire du silicium dans l'alliage Al/Si liquide à l'équilibre thermodynamique

Les données du liquidus sont extraites du diagramme de phase Al/Si [2] à l'aide d'une logiciel (WebPlotDigitizer [3]). L'évaluation de la fraction molaire du silicium (X en %) à l'équilibre avec la température (T) est montré sur la Figure A.2.



**Figure A.2 Fraction molaire du silicium en fonction de la température.**

**Tableau A.2. Paramètres utilisés pour fitter la courbe illustrée sur la Figure A.2.**

a	$1.75500880891899 \times 10^{-10}$
b	$-6.32159540871192 \times 10^{-7}$
c	$8.77568326293832 \times 10^{-4}$
d	$-4.67504352236681 \times 10^{-1}$
e	$9.23238931585650 \times 10^1$

Un polynôme de degré 4 est utilisé pour fitter la courbe montrée sur la Figure 2. Ce polynôme s'écrit en forme suivante :

$$X = aT^4 + bT^3 + cT^2 + dT + e \text{ (en \%)} \quad (2)$$

- a, b, c, d et e sont les paramètres de fitting (les valeurs correspondantes sont résumées dans le Tableau A.2).
- T est la température en °C.

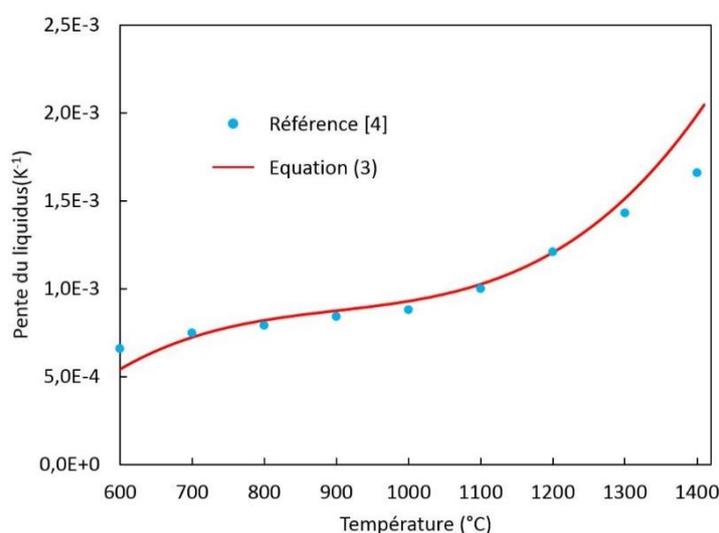
La qualité de fitting est indiquée par le coefficient de détermination ( $R^2 = 0.999977836306629$ ).

### A3. Pente du liquidus

La pente du liquidus, i.e. la dérivée de la fraction molaire de Si par rapport à la température, peut être calculée directement à partir de l'équation (2). L'expression ainsi obtenue s'écrit :

$$X \frac{\partial X}{\partial T} = 4aT^3 + 3bT^2 + 2cT + d \text{ (en \%} \cdot \text{K}^{-1}\text{)} \quad (3)$$

La variation de la pente du liquidus obtenue à partir de l'équation (3) est montrée sur la Figure A.3. Quelques valeurs proposées par la référence [4] sont également présentées.



**Figure A.3 Pente du liquidus pour le système Al/Si.**

#### Référence

- [1] GLASSBRENNER, C. J. et SLACK, G. A. Thermal Conductivity of Silicon and Germanium from 3 K to the Melting Point. *Physical Review*, 1964, 134, A1058-A1069.
- [2] MURRAY, J. et MCALISTER, A. The Al-Si (Aluminum-Silicon) System. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1984, 5, 74-84.
- [3] Webplotdigitizer. [référence du 19 avril 2017], <http://arohatgi.info/WebPlotDigitizer/>
- [4] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. High-Speed Droplet Migration in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1976, 47, 2325-2331.

## Annexe B Contraintes générées au cours du procédé TGZM

En utilisant les équations proposées dans la référence [1], nous estimerons dans cette partie l'ordre de grandeur de diverses contraintes engendrées au cours du procédé TGZM.

### B1. Contraintes issues de la variation de gradient de température vertical au cours de l'échauffement et du refroidissement du wafer

Considérons un cas simple, une plaquette mince sans aucune couche étrangère superficielle (ex.  $\text{SiO}_2$ ). Nous supposons que la température ne varie que dans l'épaisseur du wafer, autrement dit, dans la direction verticale ( $T = T(z)$ ). Au cours de l'échauffement et du refroidissement, le wafer ne subit aucune contrainte si le gradient de température vertical est constant ( $\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0$ ). A l'opposé, des contraintes thermiques sont engendrées si le gradient de température varie dans la direction verticale ( $\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \neq 0$ ). Dans ce cas, la contrainte ( $\sigma_{stress}$ ) maximale est caractérisée par l'équation suivante :

$$\sigma_{stress} = \frac{\alpha E_{Si}}{1 - \nu} h^2 \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \quad (1)$$

- $\alpha$  le coefficient de dilatation thermique du silicium solide (environ  $4.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  à  $1300 \text{ °C}$ ),
- $E_{Si}$  le module d'Young du silicium (valeur varie selon l'orientation cristalline et la température, ici on prend une valeur d'environ  $1.3 \times 10^5 \text{ MPa}$  à haute température),
- $\nu$  le ratio de Poisson du silicium (valeur sans dimension, 0.22),
- $h$  l'épaisseur du wafer (en m)

D'après la seconde loi de Fick (loi de diffusion de chaleur) :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = D_T \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \quad (2)$$

où  $D_T$  est la diffusivité thermique du silicium. Elle se calcule par :

$$D_T = \frac{K_{Si}}{\rho C_p} \quad (3)$$

- $\rho$  la masse volumique du silicium (environ  $2500 \text{ kg m}^{-3}$  à  $1300 \text{ °C}$ )
- $C_p$  la capacité thermique massique du silicium ( $1028 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$  à  $1300 \text{ °C}$ )
- $K_{Si}$  la conductivité thermique du silicium (environ  $21.9 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$  à  $1300 \text{ °C}$ , cf. Annexe A).

La combinaison des équations (1), (2) et (3) nous donne :

$$\sigma_{stress} = \frac{\alpha E_{Si}}{1 - \nu} \frac{\rho C_p}{K_{Si}} h^2 \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

Nous pouvons constater que la contrainte augmente avec le carré de l'épaisseur du wafer ( $h^2$ ), ainsi que la vitesse de montée / descente en température ( $\frac{\partial T}{\partial t}$ ). La plaquette subit un effort de compression lors de l'échauffement ( $\frac{\partial T}{\partial t} > 0$ ), alors qu'elle subit un effort de traction lors du refroidissement ( $\frac{\partial T}{\partial t} < 0$ ). Pour un wafer de 200  $\mu\text{m}$  d'épaisseur et une vitesse typique de montée en température de 50  $^{\circ}\text{C/s}$ , la contrainte maximale engendrée est de l'ordre de 0.18 MPa. Cette valeur est inférieure au seuil de déformation plastique à 1300  $^{\circ}\text{C}$  (de l'ordre de quelques mégapascals). Par conséquent, si la vitesse de montée / descente en température est sous contrôle, il est peu probable que l'échauffement ou le refroidissement provoque des défauts dans le wafer. Néanmoins, un cas spécifique doit être considéré, le refroidissement libre, c'est-à-dire, sans source de chaleur au début du refroidissement. Dans ce cas-là, la plaquette émet librement l'énergie radiative pour se refroidir. La vitesse maximale de diminution de la température est donnée par l'équation suivante :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\sigma_{SB} \varepsilon T^4}{h \rho C_p} \quad (5)$$

- $\sigma_{SB}$  la constante de Stefan-Boltzmann ( $5.62 \times 10^{-12} \text{ W cm}^{-2} \text{ K}^{-4}$ ),
- $\varepsilon$  l'émissivité du silicium (valeur sans dimension, égale approximativement à 0.7 lors de  $T \geq 660 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ),
- $T$  la température de la face arrière du wafer en K.

En combinant les équations (3) et (4), la contrainte maximale engendrée par cette diminution de la température non-contrôlée s'écrit :

$$\sigma_{stress} = \frac{\alpha E_{Si}}{1 - \nu} \frac{h}{K_{Si}} \sigma_{SB} \varepsilon T^4 \quad (6)$$

Pour un wafer (200  $\mu\text{m}$  d'épaisseur) ayant une température de 1300  $^{\circ}\text{C}$ , lors du refroidissement non-contrôlé, la contrainte maximale engendrée dans le wafer est d'environ 1.7 MPa. Cette valeur est assez proche de la limite d'élasticité plastique du silicium. Ainsi, le refroidissement libre du wafer doit être évité.

## **B2. Contraintes issues de la variation de conductivité thermique du silicium avec la température**

La conductivité thermique du silicium ( $K_{Si}$ ) est une fonction de la température ( $T$ ). Sachant que  $T$  varie dans l'épaisseur du wafer ( $T = T(z)$ ),  $K_{Si}$  s'écrit alors en forme suivante :

$$K_{Si} = K_{Si}(T) = K_{Si}(z) \quad (7)$$

D'après la condition de la conservation du flux thermique, le flux thermique ( $\Phi$ ) reçu par la surface supérieure, puis transféré au travers de l'épaisseur et, éventuellement, émis par la surface inférieure du wafer est une constante. On obtient alors :

$$\Phi = K_{Si} \frac{\partial T}{\partial z} = \sigma_{SB} \varepsilon T^4 \quad (8)$$

$$\frac{d\Phi}{dz} = 0 \quad (9)$$

En combinant les équations (8) et (9) :

$$\frac{d\Phi}{dz} = \frac{\partial K_{Si}}{\partial z} \frac{\partial T}{\partial z} + K_{Si} \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0 \quad (10)$$

On obtient alors une expression de la seconde dérivée de la température :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = -\frac{1}{K_{Si}} \frac{\partial K_{Si}}{\partial z} \frac{\partial T}{\partial z} = -\frac{\partial \ln K_{Si}}{\partial T} \left( \frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 \quad (11)$$

La combinaison des équations (1) et (11) nous donne :

$$\sigma_{stress} = -\frac{\alpha E_{Si}}{1-\nu} h^2 \frac{\partial \ln K_{Si}}{\partial T} \left( \frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 \quad (12)$$

En utilisant l'expression de  $K_{Si}$  donnée dans l'Annexe A,  $\frac{\partial \ln K_{Si}}{\partial T}$  est calculée en fonction de la température ( $-0.0013 \text{ K}^{-1}$  à  $1300^\circ\text{C}$ ). Pour un wafer de  $200 \mu\text{m}$  de l'épaisseur et un gradient de température de  $100 \text{ }^\circ\text{C}/\text{cm}$ , la contrainte est seulement de l'ordre de  $4.0 \times 10^{-3} \text{ MPa}$ , et donc négligeable.

### B3. Contraintes issues de la transparence partielle du silicium au rayonnement infrarouge

Du fait que le silicium est semi-transparent vis-à-vis du rayonnement infrarouge, l'énergie radiative émise par le wafer se produit en fait non seulement en surface, mais aussi dans une zone près de la surface. Cela provoque une variation de gradient de température vertical près de la surface. Cette variation se caractérise par :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{q(Z)}{K_{Si}} \quad (13)$$

où  $q(Z)$  est l'énergie radiative nette générée à la profondeur  $Z$ . Une expression de  $q(Z)$  est donnée dans la littérature [2] en forme suivante :

$$q(Z) = \sigma_{SB} \mu T^4 \times (1 - \rho_r) e^{-\mu Z} \quad (14)$$

- $\rho_r$  la réflectivité du silicium (sans dimension, environ 0.3 lors de  $T > 660 \text{ }^\circ\text{C}$ )

- $\mu$  le coefficient d'atténuation du rayonnement dans le silicium (environ  $1000 \text{ cm}^{-1}$  à  $1300 \text{ °C}$  d'après [2])
- $T$  la température en K

En combinant les équations (1), (13) et (14) :

$$\sigma_{stress}(Z) = \frac{\alpha E_{Si}}{1 - \nu} \left(\frac{1}{\mu}\right)^2 \frac{\sigma_{SB} \mu T^4}{K_{Si}} (1 - \rho_r) e^{-\mu Z} \quad (15)$$

Notons que, dans l'équation (15),  $h$  est remplacé par la profondeur d'atténuation ( $1/\mu$ ). L'équation (15) indique que la contrainte diminue exponentiellement avec la profondeur. Par conséquent, la contrainte maximale est engendrée en surface du wafer. L'équation suivante nous permet d'estimer l'ordre de grandeur de cette contrainte :

$$\sigma_{stress} = \frac{\alpha E_{Si}}{1 - \nu} \frac{(1 - \rho_r)}{\mu K_{Si}} \sigma_{SB} T^4 \quad (16)$$

A  $1300 \text{ °C}$ , la contrainte maximale engendrée est de l'ordre de  $8.4 \times 10^{-2} \text{ MPa}$ . Cette faible valeur est négligeable vis-à-vis de la limite d'élasticité plastique du silicium à cette température.

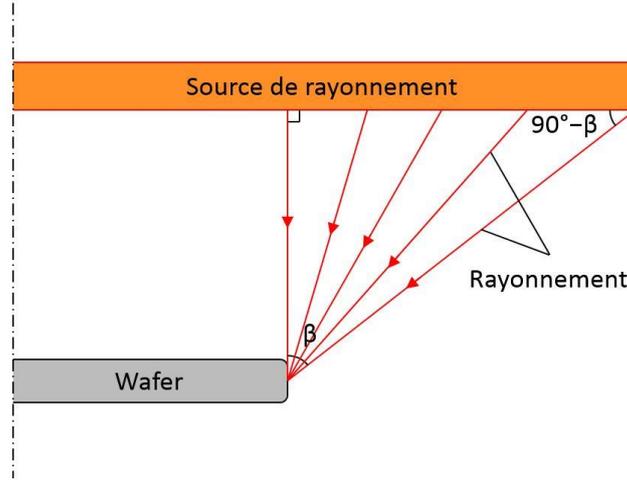
#### **B4. Contraintes issues du gradient radial de température dû aux pertes radiatives en bord de wafer**

Au cours du traitement thermique, le wafer reçoit l'énergie radiative venant de la source de rayonnement (lampes). En même temps, il émet librement l'énergie radiative dans les directions verticales / latérales. Comme évoqué dans II.2.3.6, par rapport à la surface du wafer, l'énergie radiative émise par périphérie du wafer n'est que partiellement compensé par rayonnement reçu. Ainsi, la perte thermique au bord provoque une non-uniformité radiale de température dans le wafer.

D'après la référence [1], le champ de température n'est perturbé significativement que dans une zone en forme de couronne (distance  $\Delta r$ ) au bord du wafer. Pour évaluer l'écart de température ( $\Delta T$ ), nous utilisons un modèle simplifié proposé dans la référence [1] :

$$\Delta T = \frac{1}{12} T \cos \beta \quad (17)$$

où  $\beta$  un angle dépend de dimensionnement de la source de chaleur (cf. Figure B.1). Notons que, si  $\beta = \pi/2$ , autrement dit, si la source de rayonnement s'étend à l'infinie,  $\Delta T = 0$ .



**Figure B.1 Influence du dimensionnement de la source de chaleur sur l'éclairage au bord de wafer.**

La distance de la zone perturbée à la périphérie du wafer se calcule par l'équation suivante :

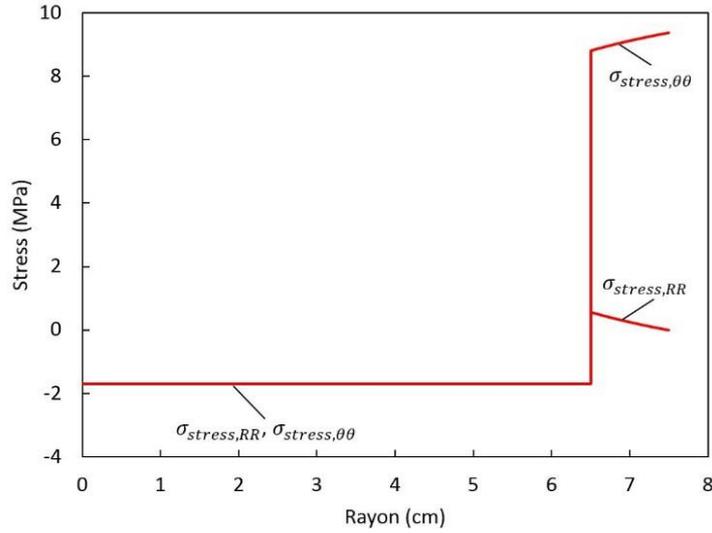
$$\Delta r = \frac{1}{12} T \left( \frac{\partial T}{\partial Z} \right)^{-1} \quad (18)$$

où  $\partial T / \partial Z$  le gradient vertical de température. Pour  $\beta = 72^\circ$  et  $T = 1300^\circ\text{C}$  ( $\frac{\partial T}{\partial Z}$  est de l'ordre de  $100^\circ\text{C/cm}$  à cette température), les équations (17) et (18) nous indiquent un écart de température d'environ  $30^\circ\text{C}$  et une distance perturbée d'environ  $1\text{ cm}$ .

Les contraintes engendrées dans le wafer sont sous les formes suivantes :

$$\begin{aligned} \sigma_{stress,RR} &= -\frac{1}{2} \alpha E_{Si} \Delta T \frac{\Delta r}{d}, 0 \leq r \leq d - \Delta r \\ \sigma_{stress,RR} &= +\frac{1}{2} \alpha E_{Si} \Delta T \left( \frac{d\Delta r}{r^2} - \frac{\Delta r}{d} \right), d - \Delta r \leq r \leq d \\ \sigma_{stress,\theta\theta} &= -\frac{1}{2} \alpha E_{Si} \Delta T \frac{\Delta r}{d}, 0 \leq r \leq d - \Delta r \\ \sigma_{stress,\theta\theta} &= +\frac{1}{2} \alpha E_{Si} \Delta T \left( 1 - \frac{d\Delta r}{r^2} - \frac{\Delta r}{d} \right), d - \Delta r \leq r \leq d \\ \sigma_{stress,ZZ} &= 0 \end{aligned} \quad (19)$$

où  $d$  est le rayon de la plaquette.  $R$ ,  $\theta$  et  $Z$  représentent les trois dimensions du système de coordonnées cylindriques. La variation des contraintes est illustrée sur la Figure B.2. Nous pouvons voir que la contrainte maximale générée au bord du wafer est de l'ordre de  $\frac{1}{2} \alpha E_{Si} \Delta T$  (environ  $9.0\text{ MPa}$  à  $1300^\circ\text{C}$ ). Cela est suffisamment important pour provoquer une déformation plastique du wafer. Par conséquent, des dispositions spécifiques sont nécessaires à la réduction de la perte thermique au bord du wafer.



**Figure B.2 Contraintes issues de la variation radiale de température.**

### **B5. Contraintes issues de la variation de pression hydrostatique à l'intérieur de l'alliage liquide**

Au cours de la migration, en raison de l'écart de coefficient d'expansion thermique entre le solide et le liquide, ainsi que la variation de la solubilité de silicium dans l'alliage liquide avec la température, il existe un changement de pression hydrostatique à l'intérieur de la zone fondue le long du gradient thermique vertical. Ce changement de pression est caractérisé par l'équation suivante [3] :

$$\Delta P = \left\{ \left[ 3(\alpha_L - \alpha_S) - (\bar{V}_S - \bar{V}_L) \frac{\partial C_L}{\partial T} \right] \times \left[ \beta_L + \frac{3}{4G_{Si}} + \frac{(\bar{V}_S - \bar{V}_L)^2 C_L}{RT} \right]^{-1} \right\} \Delta T \quad (20)$$

- $\alpha_L$ ,  $\alpha_S$  les coefficients d'expansion thermique du silicium liquide et solide ( $\alpha_L = 1.4 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$ ,  $\alpha_S = 4.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ),
- $\bar{V}_L$ ,  $\bar{V}_S$  les volumes molaires partiels du silicium dans l'alliage liquide et le silicium solide ( $\bar{V}_L = 10.9 \text{ cm}^3/\text{mol}$ ,  $\bar{V}_S = 12.1 \text{ cm}^3/\text{mol}$ ),
- $C_L$  la concentration du silicium dans l'alliage liquide ( $1.33 \times 10^{-4} \text{ mol}/\text{cm}^3$ ),
- $\beta_L$  la compressibilité du liquide ( $3.1 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ ),
- $G_{Si}$  le module de glissement du silicium ( $7.6 \times 10^4 \text{ MPa}$ ),
- $R$  la constante universelle des gaz parfaits ( $8.31 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ),
- $\Delta T$  la différence de température entre deux faces opposées de l'inclusion liquide.

Notons que, pour simplifier le calcul, nous avons ignoré l'existence de l'aluminium dans l'alliage liquide car la majeure partie de l'alliage à haute température est composée de silicium. Si nous supposons que le gradient vertical de température du liquide est le même que celui du

solide, pour une inclusion de 40  $\mu\text{m}$  d'épaisseur,  $\Delta T$  est environ 0.4  $^{\circ}\text{C}$  à 1300  $^{\circ}\text{C}$ . La variation de pression hydrostatique est alors de l'ordre de 13 MPa. Cette valeur est probablement supérieure à la limite d'élasticité plastique du silicium. Ainsi, une déformation plastique pourrait probablement avoir lieu autour de la zone fondue.

### **B6. Contraintes issues de l'écart de conductivité thermique entre le silicium solide et l'alliage liquide**

La conductivité thermique de l'alliage liquide est différente que celle du silicium solide. De fait, le long du chemin de migration, il existe deux régions situées devant et derrière la zone fondue où le flux thermique est perturbé par l'écart de conductivité thermique. Les efforts de compression ou traction sont ainsi générés dans ces zones devant / derrière l'alliage liquide.

Considérons une inclusion de l'alliage liquide de  $W$  largeur et de  $h$  hauteur ( $W > h$ ), le dimensionnement de ces deux régions perturbées est de l'ordre de  $W$ . Les contraintes générées devant / derrière la zone fondue se calculent par l'équation suivante :

$$\sigma_{stress} \approx \alpha E_{Si} W \nabla T_S \left( \frac{\nabla T_L}{\nabla T_S} - 1 \right) \quad (21)$$

où  $\nabla T_L$ ,  $\nabla T_S$  le gradient de température du liquide et celui du solide, respectivement.

En plus des efforts de compression / traction, les efforts de cisaillement sont générés aux deux côté de l'alliage liquide. Ces contraintes s'écrivent :

$$\tau_{stress} = \sigma_{stress} \frac{W}{h} = \alpha E_{Si} \frac{W^2}{h} \nabla T_S \left( \frac{\nabla T_L}{\nabla T_S} - 1 \right) \quad (22)$$

Le ratio  $\nabla T_L / \nabla T_S$  est sous la forme [1]:

$$\frac{\nabla T_L}{\nabla T_S} = \frac{K_S}{(1 - F)K_S + FK_L} \quad (23)$$

- $K_S$  la conductivité thermique du silicium solide,
- $K_L$  la conductivité thermique du l'alliage liquide,
- $F$  un facteur sans unité dépendant du ratio  $W/h$ , sa valeur augmente de façon monotone de 0 à 1 à mesure que le ratio  $W/h$  augmente de zéro à l'infini. Pour une inclusion migrant dans un wafer (111), le ratio  $W/h$  est généralement de l'ordre de quelques dizaines. Dans ce cas-là,  $F \approx 0.95$ .

En l'absence de données expérimentales de  $K_L$  dans la littérature, nous prenons une équation simple pour estimer la valeur de  $K_L$  :

$$K_L = XK_{Si,liquide} + (1 - X)K_{Al,liquide} \quad (24)$$

- $K_{Si,liquide}$  la conductivité thermique du silicium liquide (environ  $0.56 \text{ W cm}^{-1} \text{ K}^{-1}$  à  $1414 \text{ °C}$ )
- $K_{Al,liquide}$  la conductivité thermique de l'aluminium liquide ( $1.08 \text{ W cm}^{-1} \text{ K}^{-1}$  à  $1300 \text{ °C}$ )
- $X$  la fraction molaire du silicium dans l'alliage (environ  $0.8$  à  $1300 \text{ °C}$ )

En combinant les équations (23) et (24), nous obtenons  $\nabla T_L / \nabla T_S \approx 0.34$ . Pour une inclusion d'alliage de  $100 \mu\text{m}$  de largeur, les contraintes générées devant / derrière la zone fondue est de l'ordre de  $0.39 \text{ MPa}$ . En prenant compte le ratio  $W/h \approx 30$ , les efforts de cisaillement aux deux côtés sont alors de l'ordre de  $12 \text{ MPa}$ .

### **B7. Contraintes issues des atomes de dopant ayant une taille différente que celle du silicium**

Du fait que l'atome d'Al a une taille plus grande que l'atome de Si, les efforts d'expansion sont générés dans le silicium dopé d'Al. La contrainte générée est sous la forme :

$$\sigma_{stress} = E_{Si} C_{Al} \left(1 - \frac{R_{Al}}{R_{Si}}\right) N_{Si}^{-1} \quad (25)$$

- $E_{Si}$  le module d'Young du silicium (valeur varie selon l'orientation cristalline et la température, ici on prend une valeur d'environ  $1.3 \times 10^5 \text{ MPa}$  à haute température)
- $C_{Al}$  la concentration d'Al dans le silicium thermomigré (environ  $2 \times 10^{19} \text{ at./cm}^3$ )
- $R_{Al}, R_{Si}$  les rayons covalents de l'aluminium et du silicium ( $1.18 \text{ Å}$  pour  $R_{Al}$ ,  $1.11 \text{ Å}$  pour  $R_{Si}$ )
- $N_{Si}$  le nombre d'atome silicium par unité de volume ( $5 \times 10^{22} \text{ at./cm}^3$ )

D'après l'équation (24), nous voyons qu'une contrainte d'environ  $3.3 \text{ MPa}$  est générée dans le chemin de migration. Cette valeur est supérieure à la limite d'élasticité du silicium à  $1300 \text{ °C}$ .

### **B8. Contraintes issues de la couche de résidu riche en Al sur la face de sortie**

Après l'émergence à la face de sortie du wafer, en baissant la température, l'alliage liquide se solidifie complètement lorsque la température est en-dessous du point eutectique ( $577 \text{ °C}$ ). Une contrainte est générée dans le silicium en raison de l'écart de coefficient de dilatation thermique entre le silicium et l'alliage solide très riche en Al. Une expression de cette contrainte est donnée dans la littérature [4]:

$$\sigma_{stress} = [(\alpha_{Si} - \alpha_{Al})\Delta T_e] \left[14 \left(\frac{1}{E_{Si}} + \frac{d_{Si}}{E_{Al}d_{Al}}\right)\right]^{-1} \quad (26)$$

- $\alpha_{Si}$  le coefficient de dilatation thermique du silicium solide ( $4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  à  $577 \text{ °C}$ )
- $\alpha_{Al}$  le coefficient de dilatation thermique de l'aluminium solide ( $35 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  à  $577 \text{ °C}$ )
- $\Delta T_e$  l'écart de température entre le point eutectique et la température ambiante ( $\sim 557 \text{ °C}$ )
- $E_{Si}$  le module d'Young du silicium ( $1.85 \times 10^5 \text{ MPa}$ )
- $E_{Al}$  le module d'Young de l'aluminium ( $6.9 \times 10^4 \text{ MPa}$ )
- $d_{Si}, d_{Al}$  les épaisseurs de la plaquette, du résidu riche en aluminium

Notons que nous utilisons les paramètres de l'aluminium dans l'équation (26) car la majeure partie de résidu solidifié est composée d'aluminium. Si on suppose que l'épaisseur de résidu est égale à l'épaisseur initiale de l'aluminium, pour  $d_{Si} = 200 \text{ }\mu\text{m}$  et  $d_{Al} = 10 \text{ }\mu\text{m}$ , la contrainte est de l'ordre de  $41 \text{ MPa}$ . Cette valeur est inférieure à la limite d'élasticité du silicium à  $577 \text{ °C}$ .

### B9. Contraintes issues de la solidification des inclusions piégées à l'intérieur du wafer

Considérons une migration non-stable, dans ce cas des petites inclusions liquides sont piégées dans le volume du wafer. Lors du refroidissement, la solidification de ces inclusions à l'intérieur du wafer crée des contraintes dans le silicium environnant.

Les contraintes générées sont sous les formes suivantes [1] :

$$\sigma_{stress,RR} = - \left( \frac{\bar{V}_{S,eutectique}}{\bar{V}_{L,eutectique}} - 1 \right) \left( \frac{1}{E_{eutectique}} + \frac{1}{E_{Si}} \right)^{-1} \left( \frac{W}{R} \right)^3 \quad (27)$$

$$\sigma_{stress,\theta\theta} = - \frac{1}{2} \sigma_{stress,RR} \quad (28)$$

- $\bar{V}_{S,eutectique}, \bar{V}_{L,eutectique}$  les volumes molaires partiels du silicium dans l'alliage eutectique solide et liquide ( $\bar{V}_{L,eutectique} = 10.9 \text{ cm}^3/\text{mol}$ ,  $\bar{V}_{S,eutectique} = 11.9 \text{ cm}^3/\text{mol}$ ),
- $E_{eutectique}$  le module d'Young de l'alliage eutectique (environ  $5.7 \times 10^5 \text{ MPa}$  au point eutectique),
- $W$  le diamètre de l'inclusion,
- $R$  la distance par rapport à l'inclusion solidifiée.

Une évaluation rapide pour  $W/R = 1$  montre que cette contrainte est de l'ordre de  $9.7 \times 10^3 \text{ MPa}$ . Cette valeur est probablement supérieure à la limite d'élasticité plastique du silicium au point eutectique.

### Référence

- [1] ANTHONY, T. R. et CLINE, H. E. Stresses Generated by the Thermomigration of Liquid Inclusions in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1978, 49, 5774-5782.

- [2] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Migration on Fine Molten Wires in Thin Silicon Wafers. *Journal of Applied Physics*, 1978, 49, 2412-2419.
- [3] CLINE, H. E. et ANTHONY, T. R. Thermomigration of Aluminum-Rich Liquid Droplets in Silicon. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43, 4391-4395.
- [4] JAIN, R. et VAN OVERSTRAETEN, R. Calculation of the Diffusion Induced Stresses in Silicon. *physica status solidi (a)*, 1974, 25, 125-130.

# RÉALISATION DE PÉRIPHÉRIES INNOVANTES DE TRIAC PAR THERMOMIGRATION D'ALUMINIUM ET INSERTION DE SILICIUM POREUX

## Résumé

Cette thèse est dédiée à l'étude, à la réalisation et à la caractérisation de nouvelles périphéries de TRIAC. L'objet de cette recherche est de réduire l'espace occupé par la périphérie en tentant de conserver le même niveau de performances au blocage. Deux voies d'amélioration ont été poursuivies : l'une concerne la réalisation de caissons d'isolation par thermomigration d'aluminium, l'autre implique l'intégration du silicium poreux dans le caisson d'isolation.

La thermomigration d'aluminium est une technique attractive permettant de remplacer les techniques de diffusion conventionnelles. Son industrialisation subit cependant quelques verrous technologiques, notamment le retrait des résidus aluminés et la formation de billes. Deux procédés de gravure ont été développés en vue d'enlever sélectivement l'ensemble de résidus. L'origine des billes a été analysée à l'aide d'observations expérimentales et de modélisations numériques. En utilisant un motif incluant des trous carrés aux intersections, des résultats encourageants ont été démontrés malgré une uniformité thermique encore optimisable.

La deuxième voie d'innovation consiste à profiter des propriétés diélectriques du silicium poreux. Un procédé de masquage par fluoropolymère a été développé pour la localisation du silicium poreux. Les conditions d'anodisation adéquates ont été déterminées. La caractérisation de prototypes a montré des tenues au blocage largement améliorées par rapport à l'étude précédente. Bien que les tenues en tension nécessaires n'aient pas été atteintes, des courants de fuite inférieures à 10  $\mu\text{A}$  ont été constatés jusqu'à plusieurs centaines de volts.

**Mots clés :** TRIAC, caisson d'isolation, terminaison de jonction, thermomigration, TGZM, silicium poreux.

## Résumé en anglais

This thesis is dedicated to the study, the realization and the testing of "Planar" type TRIAC with novel peripheries. The aim of this research is to shrink the device periphery while maintaining the same level of blocking performances. Two paths of innovation have been pursued: one concerning Al-Si thermomigration for the production of through-wafer isolation walls, and the other involving porous silicon and its integration in the isolation walls.

Al-Si thermomigration is an attractive mean allowing to replace conventional diffusion technologies. However, several remaining issues, such as the removal of the unintentional residues and the ball formation phenomenon, block its commercial application. Two different etching procedures have been developed in order to selectively remove all residues. The origin of the ball phenomenon has been analyzed using experimental observations and numerical modeling. By using a new pattern including square holes at intersections, encouraging results have been demonstrated in spite of an optimizable thermal uniformity.

The second way of innovation is to take advantage of the dielectric properties of the porous silicon. A fluoropolymer masking process has been developed for local porous silicon formation. The appropriate anodization conditions have been determined. The characterization results showed improved blocking performances compared to the previous study. Although the necessary voltage requirements are not met, leakage currents of less than 10  $\mu\text{A}$  have been observed up to several hundred volts.

**Key words:** TRIAC, through-wafer isolation, junction termination, thermomigration, TGZM, porous silicon.