



HAL
open science

Intégration 3D par collage hybride : défis de la miniaturisation du pas d'interconnexion

Joris Jourdon

► **To cite this version:**

Joris Jourdon. Intégration 3D par collage hybride : défis de la miniaturisation du pas d'interconnexion. Electronique. Université de Bordeaux, 2019. Français. NNT : 2019BORD0234 . tel-03013487

HAL Id: tel-03013487

<https://theses.hal.science/tel-03013487>

Submitted on 19 Nov 2020

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

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

THÈSE PRÉSENTÉE
POUR OBTENIR LE GRADE DE
DOCTEUR DE
L'UNIVERSITÉ DE BORDEAUX

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGÉNIEUR
SPÉCIALITÉ ÉLECTRONIQUE

Par Joris JOURDON

**Intégration 3D par collage hybride : défis de la
miniaturisation du pas d'interconnexion**

Sous la direction de : Hélène FRÉMONT

Soutenue le 19 novembre 2019

Membres du jury :

M. FORTUNIER, Roland	Professeur des Universités, ISAE-ENSMA	Président
M. INAL, Karim	Professeur des Universités, MINES ParisTech, CEMEF	Rapporteur
M. THOMAS, Olivier	Professeur des Universités, IM2NP	Rapporteur
M. WOIRGARD, Éric	Professeur, Université de Bordeaux	Examinateur
Mme. FRÉMONT, Hélène	Maître de Conférences, Université de Bordeaux	Examinatrice
Mme. LHOSTIS, Sandrine	Docteur, STMicroelectronics	Examinatrice
M. MOREAU, Stéphane	Docteur, CEA-LÉTI	Invité

Titre : Intégration 3D par collage hybride : défis de la miniaturisation du pas d'interconnexion

Résumé : Avec l'avènement de l'industrie 4.0 et de l'ère du « tout connecté », les dispositifs électroniques comptent plus en plus de puces. Au moment où la loi de Moore s'essouffle, l'intégration 3D constitue une alternative pour poursuivre l'élaboration de puces multifonctions tout en limitant l'encombrement. Parmi les techniques d'assemblage plaque-à-plaque existantes, le collage hybride offre une excellente robustesse et une densité de l'ordre de 10^6 interconnexions/cm², ce qui le rend particulièrement intéressante pour une application aux capteurs d'image. Le passage à un pas d'interconnexion de 1,44 μm permettrait de multiplier cette densité par 50 et de concevoir des architectures plus performantes. Cependant, les effets d'une telle modification sur le mécanisme de collage, les propriétés électriques et la robustesse des interconnexions sont pour l'instant inconnus.

L'objectif de cette thèse est de démontrer la validité du collage hybride Cu-SiO₂ de pas d'interconnexion 1,44 μm . Pour y parvenir, des mesures électriques et des tests de vieillissement ont été menés sur des véhicules de test de pas d'interconnexion variés. Une caractérisation morphologique poussée des plots de collage de différentes tailles a permis d'identifier des cavités et des nodules de Cu₂O à l'interface Cu/Cu, indiquant un mécanisme de collage commun. Une nouvelle méthode d'estimation de la résistivité de contact combinant mesure électrique et simulation par méthode des éléments finis a montré que ces défauts n'augmentent pas la résistance électrique des interconnexions. Des structures de test ont été dessinées spécialement afin de rendre compatibles les analyses chimique et électrique du diélectrique entre les plots de collage, afin d'étudier la diffusion du cuivre. Des variantes de recuit de collage et recuit de passivation ont également été testées en vue d'abaisser le budget thermique du recuit de collage et garantir la compatibilité du collage hybride avec l'ensemble de l'intégration. L'étude de la sensibilité de la résistance des interconnexions au désalignement plaque-à-plaque a permis d'établir un pas d'intégration limite. Cette compréhension fine des effets liés à la densification des interconnexions et aux procédés technologiques sera précieuse pour la création de nouvelles architectures.

Mots clés : Intégration 3D, collage hybride, faible pas d'interconnexion, capteur d'image, fiabilité

Title: Hybrid bonding for 3D integration: challenges of the pitch shrinkage

Abstract: With the beginning of the 4th industrial revolution and the Internet of Things, the number of integrated circuits in electronic devices increases. Since Moore's law becomes harder to keep up with, 3D integration is an alternative to produce multi-function chips with small form factor. Hybrid bonding enables a highly robust wafer-to-wafer assembly with a density of 10^6 interconnects/cm². For these reasons, this technology is of special interest for image sensors. A pitch reduction down to 1.44 μm would enable a density of interconnects fifty times higher and the design of more efficient architectures. However, the effects of such modification on the bonding mechanism, electrical properties and the robustness of interconnects remain unknown.

This work aims to validate a Cu-SiO₂ hybrid bonding integration with a pitch of 1.44 μm . For this study, electrical measurements and accelerated aging tests are performed on dedicated test vehicles with various pitches. A thorough morphological characterization of bonding pads with different sizes allowed the identification of voids and Cu₂O nodules at Cu/Cu interface, which indicates a common bonding mechanism. A new method based on electrical measurements and finite element method simulation was developed in order to estimate contact resistivity. It appears that defects at Cu/Cu interface do not increase the resistance of interconnects. Test structures were specially designed to monitor copper diffusion at bonding interface by making compatible chemical and electrical analysis with hybrid bonding integration. Various conditions of bonding and passivation annealings were tested in order to lower the thermal budget of the bonding annealing and assure the compatibility of hybrid bonding process with the whole stack. The pitch limitation was determined thanks to the study of interconnect resistance sensitivity to wafer-to-wafer misalignment. This deep comprehension of effects related to pitch shrinkage and technological process will be valuable to create new architecture.

Keywords: 3D Integration, hybrid bonding, fine pitch, image sensor, reliability

Unité de recherche

Laboratoire de l'Intégration du Matériau au Système, UMR 5218 IMS

IMS Bat A31, Université Bordeaux, 351, cours de La Libération 33405 Talence cedex

Remerciements

Dans ce manuscrit sont condensées trois années de travail effectué au sein de **STM**Microelectronics, du CEA-Léti et de l'IMS en vue de réaliser une thèse de doctorat. Mission réussie. S'il y a bien une chose que j'ai apprise durant cette **période** riche en émotions, c'est à prendre du recul son travail. Or tout ce qui suit n'aurait jamais existé sans l'aide de mes collègues, de mes amis et de ma **famille**. Avant de rentrer dans le **vif** du sujet, je tiens donc à remercier tous ceux qui ont contribué à ce **projet**. **J'**espère que la lecture de ce **manuscrit** vous apportera autant de plaisir que j'en ai eu à côtoyer les personnes citées dans ces quelques pages. Et si votre nom n'apparaît pas au générique, pardonnez-moi, c'est certainement un oubli.

C'est parti pour le *name-dropping*. Il va y avoir des anglicismes, autant s'y faire maintenant. Il ne s'agit en aucun cas d'un classement par ordre d'importance.

Mais quand même, je tiens à commencer par **Sév.**... Sandrine Lhostis. Qui aurait cru qu'un coup de fil pour une recherche de stage finirait si loin? Je te remercie de m'avoir offert l'opportunité de venir à **Crolles** pour découvrir la microélectronique et de m'avoir permis de continuer en **thèse**. Le passage du monde étudiant à celui de l'entreprise n'est pas toujours chose aisée, sauf lorsque l'on t'a comme tutrice. On dit que c'est le sujet et les encadrants qui font une **bonne** thèse (et dieu qu'ils sont bons!) mais tu es allée au-delà en me présentant les **bonnes** personnes pour progresser, en te battant pour avoir **des** échantillons et en valorisant mon travail dans les différents projets collaboratifs. Merci également pour tous tes conseils sur la montagne. Et oui, ça reste Grenoble.

Je remercie très sincèrement Hélène Frémont qui a rempli à merveille son rôle de directrice de thèse durant une **période** donnée : la définition même de la fiabilité. **Ton** soutien et ton engagement n'ont montré aucune défaillance. Merci pour tous ces conseils qui ont permis d'affûter mon sens critique et mon esprit scientifique. Merci également de m'avoir poussé pour obtenir le meilleur de mes résultats et de moi-même, toujours avec bienveillance.

Je remercie Stéphane Moreau d'avoir co-encadré cette **thèse**. Travailler à tes côté aura été extrêmement instructif et plaisant. J'ai notamment apprécié ta façon **de** rendre les problématiques ludiques et nos discussions fertiles pour faire le plein d'idées et de **motivation**. J'ai aussi énormément appris sur la prise de décision dans la gestion de projet grâce à ta faculté à poser les bonnes questions et à placer les études dans leur contexte. Un vrai maître Jedi.

Je remercie également Nicolas **Bresson** d'avoir co-encadré cette thèse et d'avoir facilité mon intégration au LÉTI. Si j'ai pu bénéficier d'autant d'aide **durant** cette thèse, c'est aussi grâce à ton investissement et à ta confiance. Tu as toujours été disponible pour défendre mes idées, trouver et présenter les personnes pouvant m'aider lorsque j'étais dans l'impasse. Merci également pour tes traits d'humour raffinés qui sont des **bonbons** pour le moral.

Je remercie Roland Fortunier qui m'a fait l'honneur de présider le jury de thèse. Merci aux rapporteurs, Olivier Thomas et Karim Inal, d'avoir examiné ce travail avec attention et **proposé** des corrections visant à améliorer la qualité de ce manuscrit. Merci à Geneviève **Duchamp** et Anne Jourdain d'avoir accepté le rôle d'examineur même si le sort **en** a décidé autrement.

Aussi, merci à **Éric Woirgard** d'avoir accepté ce rôle.

Je remercie l'équipe TPDO de m'avoir permis de réaliser cette thèse dans les meilleures conditions possibles. En particulier à Jean Michailos pour la confiance qu'il m'accorde depuis 2015 et grâce à qui j'ai pu compléter la grille bingo des contrats d'embauche. Merci à **Alexis** qui a été comme un cinquième encadrant et qui toujours pris le temps de partager son expérience et ses précieux conseils malgré son agenda chargé. Merci à **Fabienne** pour son aide à venir. Merci à **Fabrice** pour sa générosité et ses barbecues qui valent tous les *team building* du monde. Merci à **Perceval** pour son expertise et ses conseils en matière de conférence qui se sont montrés fructueux. Simon, tu resteras à jamais dans nos cœurs. Merci également aux autres thésards : **Thomas**, **Benjamin**, **Rafael**, **The Kiki**, **Quentin Chtrusse**, **Pierre** et **Solène**. Bon courage aux trois derniers pour la fin.

Je remercie les collègues de feu le LI3D : **Jean-Philippe**, **Didier**, **Franck**, **Lucile**, **Arnaud**, **Florence**, **Amandine du 38**, **Manu**, **Mohamad**, **Corentin** et **Imed**. Un grand merci à **Sand...Séverine Cheramy** de m'avoir accueilli dans son équipe, et d'avoir mis mon travail à la lumière à travers l'IRT 3D.

Merci à **JS** et à toute l'équipe du **LIFT** pour votre accueil chaleureux après être devenu orphelin. Les soirées **karaoke** laissent peu de souvenirs. Cependant je n'oublierai jamais cette équipe extraordinaire qui brille par sa bonne humeur, son niveau technique et la beauté de ses projets. Outre les conversations animées des pauses café et les nocturnes du Collet D'Allevard, je retiens la solidarité de l'équipe. Inutile de vous énumérer, vous vous reconnaissez ! J'espère vous revoir prochainement au 40... ou au **Shakesbeer**. Spécial dédicace au Comité des Thésards que j'ai eu l'honneur de vice-présider : **Jean-Anthony**, **Yon** et **Guillaume**, et par la même occasion **membres** estimés de la FFBB (fédération française de bascube ball).

Je remercie le groupe **PACE** de l'IMS Bordeaux, en particulier à **Loïc** et **Alexandrine** pour leurs conseils et remarques si bienvenus lors de la rédaction et de la préparation de soutenance. Merci à **Laurine**, **Thomas** et **Romain** pour leur accueil qui a rendu bien plus agréable mes séjours à Bordeaux. Et bien sûr, merci à **Guillaume** d'avoir montré l'exemple la veille de ma soutenance et laissé des petits-fours pour mon pot de thèse.

Un immense merci à **Yann Henrion**, **François Guyader**, **Émilie Deloffre**, **Frank Fournel**, **Gaelle Mauguen**, **Catherine Euvrard**, **Viorel Balan**, **Michel Arnoux**, **Christophe Euvrard**, **Halim Bilgen**, **Xavier Gérard**, **Didier Campos**, **Patrick Lamontagne**, **Xavier Federspiel**, **Carine Besset**, **Sophie Renard**, **Jérôme Goy**, **François Paolini**, **Laurent Briottet**, **Thierry Portra**, **Delphine Doloy**, **Chloé Souillard**, **Bernard Pelissier**, **Hervé Jaouen**, **Frédéric Lorut**, **Laurent Clément**, **Jean-Paul Barnes**, **Denis Guiheux**, **Vincent Coutellier**, **Zineb Saggi**, **David Bouchu**, **Constantin Matei**, **Stéphane Martin**, **Bertrand Revel**, **Benoît Pieuchot**, **Frédéric Ibars**, **Arnaud Tournier**, **Sara Pellegrini**, **Rémi Beneyton**, **Katia Haxaire**, **Denis Combe** et **Clément Sart**. Sans vous, rien de ce qui suit n'existerait.

Des cœurs envers les copains-copines à commencer par le gang des Strasbourgeois : **Fred&Lise** pour leur soutien psychologique et alimentaire, **Corneloutre** pour ton entropie aussi inlassable que divertissante, **Quentin** grâce à qui j'ai pu relativiser dans les moments durs, **Pauline** pour la même raison, **Charly Poppins**, une épaule fragile et solide à la fois, sur qui on peut compter, et pas que pour prendre un café et **Babeth** qui même à Gre reste la prez BDA. Merci aux Moulos à facettes (**Mathilde**, **Léo** et **Thomas**) qui ont prouvé qu'il est inutile de jouer en rythme pour expier les galères quotidiennes. Merci à nos groupies **Hélène** et **Jeanine** qui font partie du groupe malgré elles. Merci à toutes ces belles rencontres, **Guigui** car il faut du courage pour affronter ses ennemis, mais il en faut encore plus pour affronter ses amis. **Kévin** la montagne et **Machine**, les animateurs de centre aéré. L'autre **Kévin**, toujours *on fire*, et véritable remède contre l'ennui dont je tairai les exploits et le nom par respect pour M. et Mme. **Morot**. **Fabien**, dont la présence à **San Francisco** a fait l'effet d'un véritable coup de fouet. Et bien sûr, merci à toute l'équipe

Cockété™ : Damien, Marie, Laura, Bérengère, **F**rancky, Ivan, Évan, Char**l**otte, Rémi, Manon, Quentin, Camille, Maribel et **Y**ann, personne physique et morale **d**u Subway.

Le meilleur pour la fin comme on dit. Je remercie ma famille de toujours avoir été là pour moi.

Bonne lecture.

Sommaire

Glossaire	9
Introduction générale	11
1 Contexte de l'étude	13
1.1 L'intégration 3D dans les capteurs d'image	13
1.1.1 L'avènement des capteurs d'image	13
1.2 Le besoin d'une intégration 3D	14
1.2.1 Capturer de nouvelles longueurs d'ondes	14
1.2.1.1 Améliorer les performances	15
1.2.1.2 Multiplier les fonctionnalités	17
1.2.2 L'évolution des CIS 3D	17
1.2.2.1 Du FSI au BSI	17
1.2.2.2 De la 2D à la 3D	19
1.3 Le collage hybride comme solution d'intégration 3D	21
1.3.1 Assemblage de plaques par collage hybride	21
1.3.1.1 Principe général	21
1.3.1.2 Collage SiO ₂ /SiO ₂	21
1.3.1.3 Collage Cu/Cu	22
1.3.1.4 Collage hybride Cu-SiO ₂	24
1.3.2 État de l'art du collage hybride	26
1.4 Les défis du collage hybride	27
1.4.1 Réalisation d'interconnexions performantes dans le temps	27
1.4.1.1 Qualité de l'interface de collage Cu/Cu	27
1.4.1.2 Fiabilité de l'interface de collage Cu/Cu	29
1.4.2 Gestion de l'interface Cu/SiO ₂ en cas de désalignement des plots de collage	30
1.4.2.1 Conduction d'un diélectrique assistée par diffusion du cuivre à l'interface de collage	30
1.4.2.2 Électromigration	32
1.4.3 Vers un pas d'interconnexion réduit	32

1.4.3.1	Prérequis au collage hybride à faible pas d'interconnexion	32
1.4.3.2	Impact de la miniaturisation des interconnexions sur la qualité de l'interface Cu/Cu	33
1.4.3.3	Impact de la miniaturisation des interconnexions sur la robustesse	33
1.5	Outils de l'étude	34
1.5.1	Procédé de fabrication des interconnexions	34
1.5.2	Variantes technologiques	36
1.5.2.1	Recuit de collage	36
1.5.2.2	Recuit de passivation	36
1.5.3	Présentation des véhicules de test	37
1.5.3.1	Différenciation du pas de collage et du pas d'interconnexion . . .	37
1.5.3.2	CPMx	38
1.5.3.3	M3EM	38
1.5.3.4	YinYang et HARMONY	38
1.5.3.5	Starsky&Hutch et H1A	39
1.5.4	Description des structures de tests électriques	39
1.5.4.1	Daisy chains	39
1.5.4.2	Peignes 3D	40
1.5.5	Résumé des véhicules de test	41
1.6	Conclusion	43
2	Qualité de l'interface de collage	44
2.1	Caractérisation morphologique de l'interface de collage	44
2.1.1	Reconstruction partielle de l'interface Cu/Cu	44
2.1.1.1	Influence du dishing sur la fermeture de l'interface Cu/Cu	44
2.1.1.2	Influence de la microstructure sur la fermeture de l'interface Cu/Cu	46
2.1.2	Oxyde de cuivre natif	48
2.1.2.1	Nodules d'oxyde de cuivre lenticulaires	48
2.1.2.2	Évolution des nodules vers des cavités facettées	49
2.1.3	Cavités formées par l'accumulation de lacunes	50
2.1.3.1	Localisation des cavités dans une interconnexion	50
2.1.3.2	Répartition des cavités à l'interface Cu/Cu	52
2.2	Caractérisation mécanique de la qualité du collage hybride	55
2.2.1	Principe de la flexion quatre points	56
2.2.2	Description des échantillons	57
2.2.3	Mesure de la résistance à la rupture de surfaces avec motifs de cuivre . .	58
2.3	Détermination de la qualité de l'interface Cu/Cu par mesure de la résistivité de contact	59

2.3.1	Extraction de la résistivité de contact à l'aide d'un modèle analytique . . .	59
2.3.1.1	Description du modèle analytique	59
2.3.1.2	Résistance théorique d'une interconnexion double-damascène à quatre niveaux de métal	59
2.3.1.3	Mesure de la résistance expérimentale	63
2.3.1.4	Modèle FEM	65
2.3.2	Limite du modèle analytique	66
2.3.3	Mesure de la résistivité de contact avec des croix de Kelvin	68
2.3.3.1	Description des croix de Kelvin	68
2.3.3.2	Mesure de la résistivité de contact	69
2.3.3.3	Résistivité de contact limite mesurable	70
2.3.4	Mesure de la résistivité de contact par désalignement	72
2.3.4.1	Identification des structures de test	73
2.3.4.2	Extraction de la résistivité de contact par analyse graphique . . .	75
2.3.4.3	Influence des variations de procédés	77
2.3.4.4	Modèle avec impédance de contact et avec cavités	78
2.4	Conclusion	79
3	Influence des variantes technologiques sur les interconnexions	81
3.1	Abaissement du budget thermique du recuit de collage	81
3.1.1	Présentation de l'expérience	82
3.1.2	Compréhension du délaminage post amincissement à faible budget thermique	82
3.1.3	Contribution du budget thermique à la reconstruction de l'interface Cu/Cu	83
3.1.4	Performances électriques pour différents budgets thermiques	86
3.1.5	Robustesse à la mise en boîtier	86
3.1.6	Impact des recuits successifs	88
3.1.7	Discussion sur la température minimale de recuit de collage	90
3.2	Effet du recuit de passivation sur la résistance électrique des interconnexions . . .	90
3.2.1	Résistance des daisy chains après recuits de passivation H2N2 et HPD2 . .	91
3.2.2	Influence des paramètres du recuit de passivation sur la résistance électrique des interconnexions	94
3.2.2.1	Durée du recuit de passivation	94
3.2.2.2	Température	96
3.2.2.3	Pression	98
3.2.2.4	Environnement chimique	99
3.3	Effet du recuit de passivation sur la barrière de diffusion	100
3.3.1	Protocole expérimental	100
3.3.2	Oxydation de la barrière TaN/Ta	101

3.3.3	Comparaison H2N2/HPD2	106
3.4	Impact des recuits sur la résistance à l'électromigration	107
3.4.1	Influence des recuits sur la défaillance	107
3.4.1.1	Test et analyse de défaillance	108
3.4.1.2	Analyse de la microstructure du cuivre	110
3.4.1.3	Effet du recuit de collage	110
3.4.1.4	Effet du recuit de passivation	112
3.4.2	Impact du recuit de passivation HPD2 sur l'énergie d'activation	113
3.4.3	Identification du chemin de diffusion préférentiel par analyse chimique	115
3.5	Conclusion	117
4	Interface Cu-SiO₂ et intégrité des interconnexions	119
4.1	Théorie de diffusion métal-diélectrique	119
4.1.1	Diffusion thermique	119
4.1.2	Diffusion sous champ électrique	121
4.1.3	Cas particulier du cuivre	122
4.2	Étude de la diffusion thermique Cu/SiO ₂ à l'interface de collage	125
4.2.1	Limite de détection du TEM EDX	125
4.2.2	Mesure de la concentration de Cu diffus par ToF-SIMS	126
4.2.2.1	Fabrication des échantillons	126
4.2.2.2	Détermination des paramètres de recuit de diffusion	127
4.2.2.3	Résultats d'analyse ToF-SIMS	128
4.2.2.4	Discussion sur le rôle de l'oxyde de cuivre natif	131
4.3	Diffusion Cu/SiO ₂ sous champ électrique à l'interface de collage	132
4.3.1	Caractérisation électrique d'un diélectrique	132
4.3.2	Caractérisation du diélectrique à l'interface de collage avec des peignes 3D	133
4.3.2.1	Tests paramétriques	133
4.3.2.2	Mesures I(V)	134
4.3.2.3	Analyse de défaillance	135
4.3.3	Élaboration de structures de tests adaptées à la caractérisation de l'inter- face de collage	138
4.3.3.1	Description des structures de test « peigne-serpentin »	138
4.3.3.2	Test paramétriques	139
4.3.3.3	Mesures I(V)	140
4.4	Routage à l'interface de collage	143
4.4.1	Description des structures de test	143
4.4.2	Faisabilité	143

4.4.2.1	Fabrication des structures de test	143
4.4.2.2	Tests paramétriques	144
4.4.3	Électromigration	146
4.4.4	Analyse de défaillance	148
4.5	Conclusion	153
5	Vers un pas d'interconnexion réduit	154
5.1	Validation morphologique du collage hybride à faible pas d'interconnexion	154
5.1.1	Prérequis	154
5.1.1.1	Impact de la taille des plots de collage sur la microstructure du cuivre	154
5.1.1.2	Impact de la taille des plots sur la topographie des plots	156
5.1.2	Optimisation de la préparation de surface	157
5.1.3	Fermeture de l'interface de collage	158
5.1.3.1	Collage plaque-à-plaque	158
5.1.3.2	Qualité de l'interface Cu/Cu	159
5.2	Validation électrique du collage hybride à faible pas d'interconnexion	160
5.2.1	Caractérisation électrique des daisy chains à faible pas de collage	161
5.2.1.1	Isolation électrique des interconnexions à faible pas de collage	161
5.2.1.2	Résistance électrique des interconnexions à faible pas de collage	162
5.2.2	Impact de la géométrie du via	165
5.2.3	Caractérisation électrique des daisy chains à faible pas d'interconnexion	168
5.2.3.1	Isolation électrique des interconnexions	168
5.2.3.2	Résistance électrique des interconnexions	169
5.2.4	Désalignement et pas d'interconnexion minimal	172
5.3	Robustesse des interconnexions à faible pas de collage	174
5.3.1	Cyclage thermique	174
5.3.2	Résistance à l'électromigration	176
5.4	Conclusion	178
	Bibliographie	192
	A Séparation des populations centre et bord de plaque	193

Glossaire

BEOL *Back-End-of-Line*

BSI *Backside Illumination* – Illumination face arrière

CCD *Charged Coupled Device* – Dispositif à transfert de charge

CIS *CMOS Image Sensor* – Capteur d'image CMOS

CMOS *Complementary Metal Oxyde Semiconductor*

DCB *Double Cantilever Beam* – Technique du double levier

DRM *Design Rule Manual* - Règles de dessin

EBSD *Electron Backscatter Diffraction* - Diffraction des électrons rétrodiffusés

ECD *Electrochemical Deposition* – Dépôt électrochimique

EDX *Energy-Dispersive X-ray Spectrometry* – Analyse dispersive en énergie

EELS *Electron Energy Loss Spectroscopy* - Spectroscopie des pertes d'énergie

FEOL *Front-End-of-Line*

FIB *Focus Ion Beam* – Ablation ionique

FOUP *Front Opening Unified Pod*

FSG *Fluorosilicate Glass* - Oxyde de silicium dopé en fluor

FSI *Frontside Illumination* – Illumination face avant

HAADF *High-Angle Annular Dark Field* – Champ sombre annulaire

ILD *Interlevel Dielectric*

IMD *Inter-Metal Dielectric*

MIM Métal-isolant-métal

ML *Metal Line* – Ligne de métal

MTF *Mean Time to Failure* – Temps moyen à la défaillance

OBIRCH *Optical Beam Induced Resistance Change*

PVD *Physical Vapor Deposition* – Dépôt physique en phase vapeur

SAB *Surface Activated Bonding*

SAM *Scanning Acoustic Microscopy* – Microscopie acoustique

SEM *Scanning Electron Microscopy* – Microscopie électronique à balayage

SIV *Stress Induced Voiding* – Migration de cavités sous contraintes

SMU *Source Measure Unit* – Unité de source et mesure

STEM *Scanning Transmission Electron Microscopy* – Microscopie électronique en transmission à balayage

TEM *Transmission Electron Microscopy* – Microscopie électronique en transmission

TEOS *Tetraethoxysilane* – Tetraethylorthosilicate

ToF-SIMS *Time of Flight Secondary Ion Mass Spectroscopy* - Spectrométrie de masse à ionisation secondaire en mode temps de vol

TSV *Through Silicon Via* – Via traversant le silicium

TTF *Time to Failure* – Temps à la défaillance

UHV *Ultra High Vacuum* - Ultravide

XPS *X-ray Photoelectron Spectrometry* – Spectrométrie photoélectronique X

XRD *X-Ray Diffraction* – Diffraction de rayons X

Introduction générale

Les années 2010 marquent le début de la quatrième révolution industrielle. Après la mécanisation, la production de masse et l'automatisation, l'industrie 4.0 peut être résumée en un mot : connectée. Une connexion de l'ensemble des moyens de production mais aussi des humains, opérateurs comme futurs utilisateurs, afin de permettre une interaction en temps réel. Cette tendance du tout connecté se retrouve aussi dans notre quotidien avec la généralisation des mobiles multifonctions tandis que les dispositifs et technologies futurs sont déjà à l'essai : voitures autonomes, internet des objets, 5G, *big data*, etc. Autant d'applications qui requièrent une utilisation massive de composants aux fonctions diverses (capteurs, processeurs, antennes, mémoires, ...) afin d'assurer l'acquisition, le traitement, la communication et le stockage de données.

Pour faire face à l'augmentation du nombre de puces et à leur diversification, deux approches sont possibles. La première dite *More Moore*, vise à augmenter la densité de transistor conformément à la loi de Moore, tandis que la seconde approche dite *More than Moore* intègre plusieurs fonctions au sein de la même puce. L'intégration 3D, dont les bases ont été posées dans les années 80, est un compromis entre ces deux approches (figure 1). Des puces de technologies différentes sont empilées et connectées verticalement. Parmi les solutions existantes, le collage hybride permet d'atteindre un pas d'interconnexion de l'ordre du micromètre pour répondre aux besoins des applications citées précédemment. Aujourd'hui le collage hybride est une réalité industrielle, et plusieurs acteurs académiques et industriels disposent de leur propre intégration. STMicroelectronics a fait le choix du collage hybride Cu-SiO₂ double damascène développé conjointement avec le CEA-LÉTI. Cette thèse fait suite au transfert de technologie initié par les travaux de Yann Beilliard, et a pour objectif d'étudier la faisabilité, les performances électriques et la robustesse d'interconnexions submicrométriques.

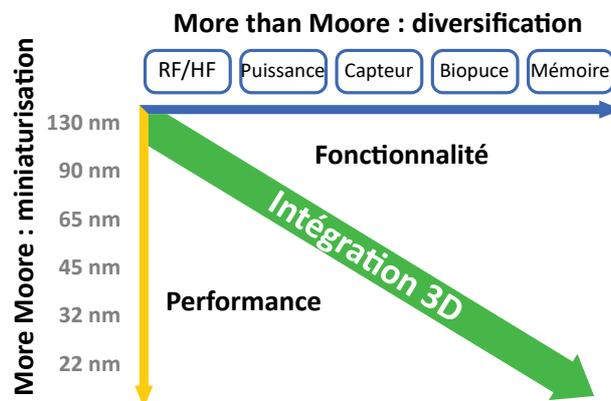


FIGURE 1 – L'intégration 3D permet à la fois la diversification d'une puce sans en augmenter la surface.

Les capteurs d'image sont la principale application de l'intégration 3D. Après un bref historique, nous verrons dans le **chapitre 1** comment celle-ci a permis d'améliorer les performances de ces capteurs, et comment le collage hybride peut y contribuer. Nous dresserons ensuite l'état

de l'art du collage hybride pour présenter les différentes intégrations existantes, et les applications autres que les capteurs d'image. Grâce aux précédentes études réalisées sur les mécanismes de collage et la fiabilité du collage hybride, nous dégagerons les problématiques de la réduction du pas d'interconnexion. Enfin, nous introduirons l'ensemble des véhicules de test spécialement conçus pour adresser ces problématiques.

Le **chapitre 2** permettra de définir la qualité de l'interface de collage en se basant sur des critères morphologiques, mécaniques et électriques, respectivement déterminés par caractérisation physique, essais de flexion quatre points et développement d'une méthode de mesure de la résistivité de contact.

Le collage hybride est une brique technologique intégrée à un capteur d'image 3D. Celui-ci contient également des composants actifs dont les étapes de fabrication sont susceptibles d'impacter le procédé de collage. Et à l'inverse, les performances électriques des composants actifs peuvent être altérées par le procédé de collage. Dans le **chapitre 3** nous évaluerons les effets du recuit de passivation et d'un budget thermique plus faible lors du recuit de collage sur la résistance électrique et la résistance à l'électromigration des interconnexions.

Dans le **chapitre 4** nous nous intéresserons aux risques que présente l'interface Cu/SiO₂ vis-à-vis de la dégradation du diélectrique par diffusion du cuivre et de l'électromigration en vue du routage à l'interface de collage. Des structures de test seront spécialement développées afin de rendre compatible les techniques de caractérisation électriques et chimiques avec le collage hybride.

Le **chapitre 5** débutera par la présentation de la stratégie de diminution progressive du pas d'interconnexion grâce aux véhicules de test dont nous disposons. Puis les connaissances accumulées dans les chapitres précédents seront réinvesties afin de valider le collage hybride pour le pas d'interconnexion 1,44 µm. Enfin nous répondons à la question « quel est le pas d'interconnexion minimal atteignable? »

Chapitre 1

Contexte de l'étude

1.1 L'intégration 3D dans les capteurs d'image

1.1.1 L'avènement des capteurs d'image

L'invention de la photographie est attribuée à Thomas Wedgwood qui au début du 19^{ème} siècle eut l'idée de capturer des images en plaçant un papier imbibé de chlorure d'argent sensible à la lumière dans une chambre noire [Davy, 1802]. En raison de la faible luminosité de l'appareil et de la lenteur de réaction du chlorure d'argent, les temps d'exposition étaient extrêmement longs et seules des silhouettes en résultaient. Tout au long du 19^{ème} et du 20^{ème} siècles, des améliorations ont été apportées (film photographique, couleur,...) pour aboutir à la photographie dite « argentique ». Sa pratique continue grâce aux photographes professionnels et amateurs mais son usage par le grand public a peu à peu été délaissé au profit de la photographie numérique, moins coûteuse et plus simple d'utilisation.

À l'instar de la pellicule photographique, le capteur d'image permet de reproduire l'image d'une scène mais son fonctionnement repose sur la conversion de la lumière en signal numérique. Son origine remonte à 1969 avec l'invention du dispositif à transfert de charge (*charged coupled device* - CCD) par deux physiciens des laboratoires AT&T Bell : William Boyle et George E. Smith [W. S. Boyle et G. E. Smith, 1970]. Tous deux furent récompensés en 2009 par le prix Nobel de Physique. Mais c'est en 1971 que Michael Tompsett combine le CCD à l'effet photo-électrique et crée le premier capteur d'image qui comportait alors 8 pixels [Tompsett, 1971]. Le capteur consiste en une matrice de cellules photosensibles polarisables appelées « photosites ». Lorsque des photons atteignent un photosite, des électrons sont générés par effet photoélectrique. Leur nombre est proportionnel au nombre de photons incidents. Ces électrons sont maintenus dans un puits de potentiel. En faisant varier la polarisation des photosites de manière séquentielle, les électrons sont transférés d'un photosite vers un photosite voisin jusqu'à un montage intégrateur pour être convertis en tension (figure 1.1). Le signal amplifié est ensuite converti en signal numérique au moyen d'un convertisseur analogique-numérique (CAN). En répétant l'opération ligne par ligne, colonne par colonne, la totalité de l'image est numérisée et stockée dans une mémoire. Les capteurs CCD, plus sensibles à la lumière que les pellicules photographiques furent d'abord utilisés en astronomie. C'est quelques années plus tard que la photographie grand public les popularisa.

À la fin des années 70 [P. J. W. Noble, 1968], un nouveau type de pixel basé sur la technologie *metal-oxide-semiconductor* (MOS) voit le jour. Il résulte de l'association d'un photodétecteur et d'un transistor qui lui vaut le nom *active-pixel sensor* (APS). Son fonctionnement est aussi basé sur la production de charges proportionnelle à la quantité de photons absorbés par un photosite. La différence vient de la façon dont ces charges sont lues. Contrairement à un CCD, les électrons

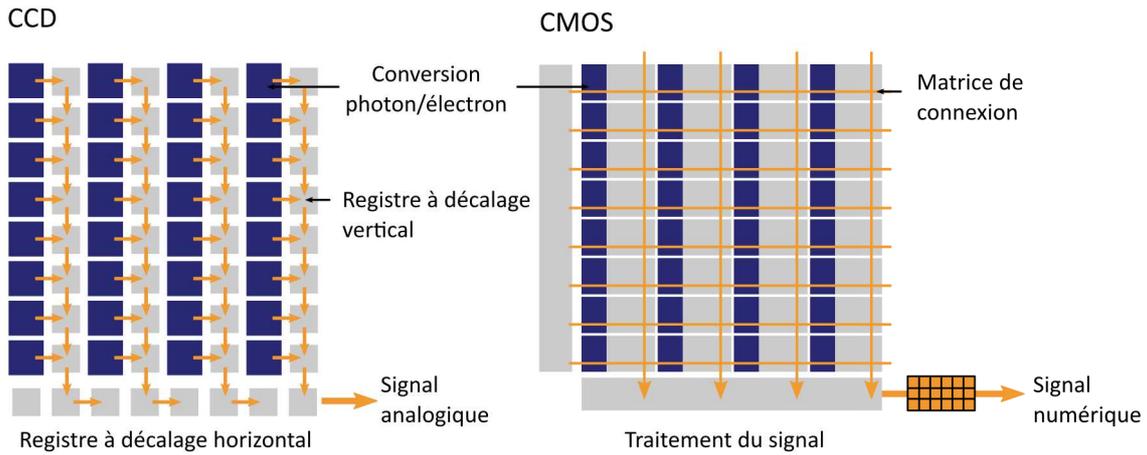


FIGURE 1.1 – Comparaison d'un capteur d'image CCD et d'un CMOS (d'après [von Fintel, 2015]).

sont convertis en tension par un amplificateur directement connecté au photosite (figure 1.1). En évitant les nombreux transferts de charges, les cadences de lecture sont plus rapides. Cette technologie n'a pas eu de succès à cause de la variabilité des procédés MOS rendant les capteurs instables. Il faudra attendre les années 90 pour que la technologie *complementary metal-oxide-semiconductor* (CMOS) corrige ce défaut [Fossum, 1994]. Les capteurs d'image CMOS (*CMOS image sensor* – CIS) deviendront la seconde famille de capteurs d'images. En raison de leur faible consommation, faible coût et rapidité de lecture, les CIS ont d'abord été utilisés pour des applications mobiles et des petits appareils électroniques (téléphones, webcams, jouets, etc.) jusqu'à supplanter les CCD (figure 1.2). L'introduction des CMOS pour des applications haute performance (médical, militaire, équipements de laboratoire, etc) s'est faite plus tard avec l'amélioration des capteurs.

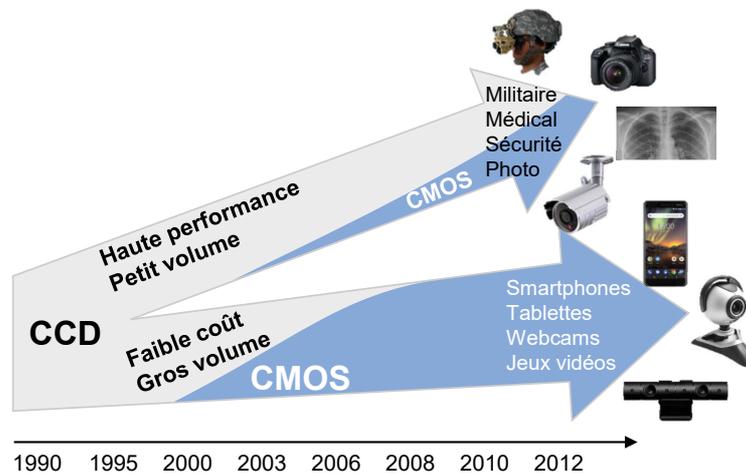


FIGURE 1.2 – Les capteurs d'images CMOS ont peu à peu remplacé les CCD grâce à leur faible coût et l'amélioration de leurs performances (d'après [Baron, 2011]).

1.2 Le besoin d'une intégration 3D

1.2.1 Capturer de nouvelles longueurs d'ondes

Les premiers capteurs d'image ont été conçus lorsque le silicium avait déjà supplanté le germanium comme matériau de base à la fabrication de circuits intégrés. Le silicium est un

semi-conducteur qui possède un gap de 1,14 eV, ce qui lui permet d'absorber les photons de longueur d'onde inférieure à 1000 nm [Green et Keevers, 1995]. Ainsi les premiers capteurs d'images fonctionnaient dans le visible (400-800 nm), expliquant leur succès en photographie. Cependant, l'observation d'autres longueurs d'onde permet l'élargissement du champ d'applications (figure 1.3). Par exemple les rayons-X profitent à l'imagerie médicale, à l'astronomie, à la sécurité et à l'art. Mais la détection de photons d'énergie autre que celle de la lumière visible nécessite l'utilisation d'autres matériaux parfois incompatibles avec les technologies de réalisation du capteur. Le système sur une puce (*system on chip* – SoC) qui intègre toutes les fonctions du circuit intégré au sein de la même puce n'est plus adapté, et l'intégration 3D apparait comme alternative évidente.

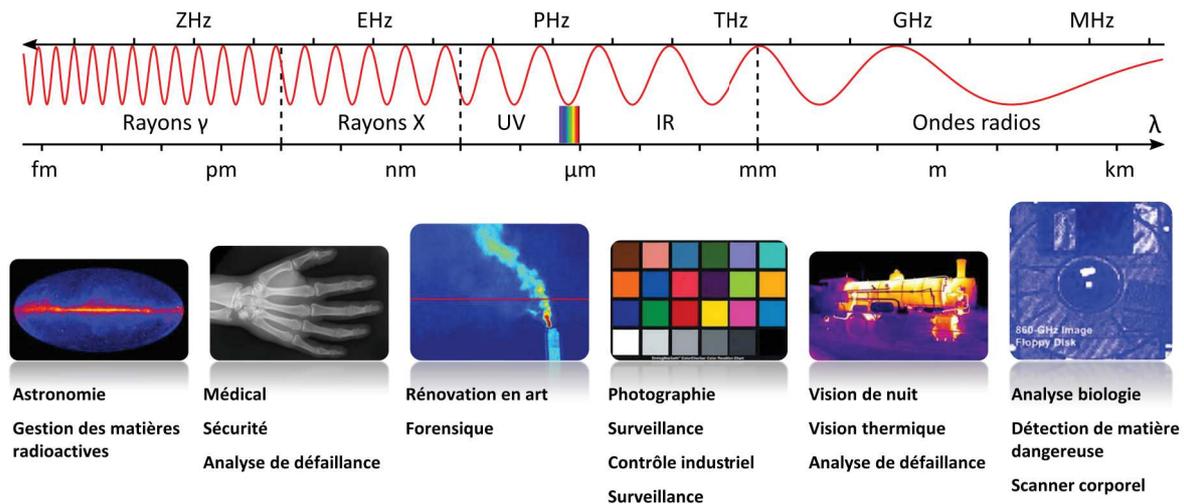


FIGURE 1.3 – Applications des capteurs d'images classées par domaine du spectre électromagnétique.

Celle-ci consiste à empiler plusieurs puces et à les interconnecter verticalement. L'application de ce concept aux capteurs d'image se traduit par le partitionnement de la détection de photons et du traitement de signal. En 1984, Rode décrit un capteur d'image infrarouge (IR) « hybride » composé d'une matrice de photodétecteurs couplée à un CCD (figure 1.4) [Rode, 1984]. La tenue mécanique et la conduction électrique sont assurées par des billes, ou *bumps*, d'indium, un métal utilisé pour le brasage à faible température. Le terme « hybride » fait référence à un objet dont les différentes fonctions sont assurées individuellement par des puces interconnectées. De nos jours, on parle plus volontiers d'intégration hétérogène. Les photodétecteurs sont réalisés par une épitaxie de HgCdTe sur saphir. Ce matériau possède de bonnes propriétés optiques pour l'application visée mais n'est pas compatible avec un substrat silicium. En combinant deux puces de technologie différentes, il est possible d'élargir la gamme spectrale des capteurs et leurs applications (figure 1.3).

1.2.1.1 Améliorer les performances

Réduction de surface Dans les années 2000, l'arrivée des mobiles multifonctions marque un tournant pour l'industrie des capteurs d'image. Pour ces objets mobiles grand public, le coût, les performances optiques et la consommation sont des critères qui ont motivé un grand nombre d'innovations technologiques, provoquant une croissance exponentielle du nombre de brevets [Fontaine, 2015]. L'intégration 3D en fait partie puisqu'elle améliore simultanément ces trois critères. Un CIS peut être décomposé en deux parties : la matrice de pixels et le processeur de d'images (*image signal processor* - ISP). En superposant ces deux parties (figure 1.5), la surface de la puce peut être réduite de 30 % tout en conservant la résolution du capteur et la taille du

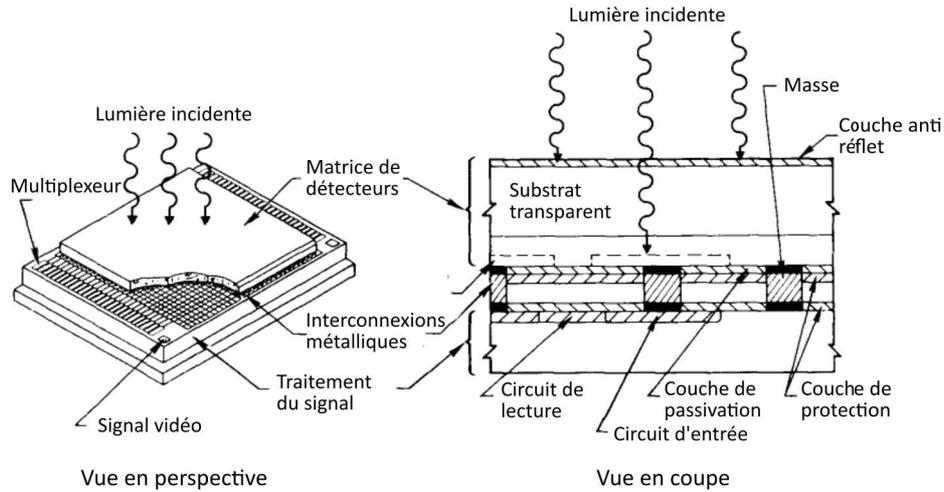


FIGURE 1.4 – Architecture du premier capteur d’image 3D. Le détecteur et le CCD sont connectés par des billes d’indium (d’après [Rode, 1984]).

pixel [Sukegawa *et al.*, 2013]. Le capteur est alors moins volumineux.

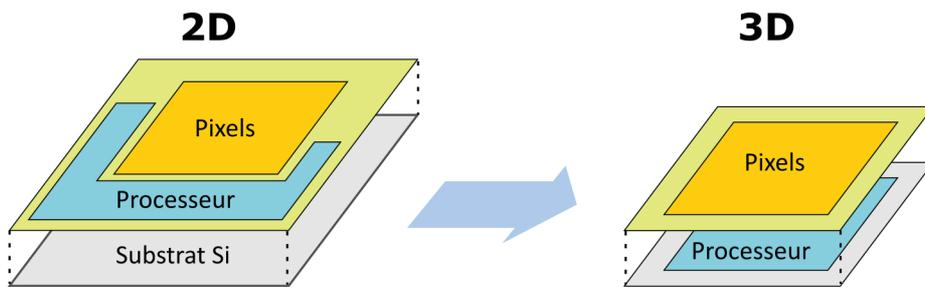


FIGURE 1.5 – La séparation des pixels de l’ISP réduit la taille des capteurs d’image.

Optimisation des technologies Un autre avantage de l’intégration 3D est l’intégration hétérogène. Les pixels et l’ISP peuvent être fabriqués indépendamment avec des nœuds technologiques différents. Les deux parties contiennent des transistors dont les propriétés électriques sont adaptées à la fonction qu’ils remplissent. Les transistors du pixel ont un rôle d’amplificateur et ceux de l’ISP traitent une multitude de signaux électriques. Les premiers devront posséder un faible bruit tandis que les seconds doivent commuter rapidement pour traiter les informations. Les deux types de transistors pouvant être réalisés dans des technologies différentes, il est possible d’optimiser les pixels et l’ISP, et d’améliorer les performances du capteur.

Vitesse de communication La vitesse de transmission d’un signal électrique à travers une ligne de métal est limitée par les effets résistifs et capacitifs. La constante de temps τ d’une interconnexion est définie comme le produit de sa résistance R , et de sa capacité C :

$$\tau = RC \tag{1.1}$$

Dans un dispositif 3D, les puces sont connectées verticalement, contrairement à l’intégration 2D ou 2,5D où les puces sont connectées par l’intermédiaire du circuit imprimé (*printed circuit board* - PCB) ou d’un interposeur. Les interconnexions sont raccourcies donc leur résistance électrique diminue. Les deux puces peuvent donc communiquer plus rapidement. Pour la même raison, les interconnexions sont moins résistives donc la consommation d’énergie décroît

Ainsi, la séparation du capteur et de l'ISP améliore les performances du capteur d'image à plusieurs niveaux, tout en réduisant sa surface.

1.2.1.2 Multiplier les fonctionnalités

La taille d'un capteur d'image, 2D ou 3D, est imposée par le nombre et la taille des pixels qui le composent. Réduire la surface occupée par la puce en rétrécissant les pixels est technologiquement faisable mais s'accompagne d'une dégradation des performances. Des photosites plus petits collectent moins de photons, diminuant ainsi leur sensibilité. Lorsque la taille des photosites approche la longueur d'onde de la lumière incidente, un phénomène de diaphotie se produit. La lumière déviée de sa trajectoire par diffraction illumine les photosites voisins ce qui rend l'image floue. Dans le cas d'un imageur 3D, cette taille limite pose un problème de rendement. En effet, si les photosites composent la quasi-totalité de la puce du dessus, la partie traitement du signal moins encombrante n'occupe que partiellement la puce du dessous. Une partie du silicium est donc laissée inutilisée pour satisfaire des dimensions imposées par les pixels. Une plaque contient moins de puces et donc le prix d'une puce augmente.

Afin de rentabiliser la production, l'espace libre de l'ISP est comblé par l'ajout de nouvelles fonctionnalités. La reconnaissance de formes en est un exemple. En intégrant cette fonction à même le capteur d'image, le traitement de l'information se fait rapidement. Un avantage pour des applications automobiles et le contrôle qualité qui nécessitent un grand nombre d'éléments à analyser. Dans le cadre de la surveillance, l'intégration 3D résout les problèmes de sécurité et de consommation liés à la transmission d'un large flux de données entre le capteur d'image et le serveur qui les analyse. Les images sont instantanément converties en informations décrivant l'image, aussi appelées « métadonnées ». Elles ont l'avantage d'être anonymes et peu volumineuses (figure 1.6). Le système dans sa globalité requiert un faible débit et est moins sensible au piratage dans la mesure où une fuite de métadonnées est moins intrusive qu'une fuite d'images.

Le passage à des capteurs d'image 3D vient d'abord d'un besoin d'élargir la gamme spectrale des capteurs pour de nouvelles applications. Leur utilisation grand public, notamment dans les mobiles multifonctions, a lancé la course aux performances afin de proposer aux utilisateurs des produits de meilleure qualité à moindre coût, en limitant l'impact sur l'autonomie de la batterie. Si les CIS résolvent ces problématiques, ils posent un problème de rendement puisque la surface de la puce inférieure est partiellement utilisée. L'espace de silicium libre peut être comblé en ajoutant de nouvelles fonctionnalités, un avantage bienvenu à l'heure de l'internet des objets (*internet of things* - IoT), ou la fonction des CIS dépasse celle du simple appareil photo.

1.2.2 L'évolution des CIS 3D

1.2.2.1 Du FSI au BSI

Les CIS font partie de la famille des CMOS dont la réalisation repose sur les procédés de fabrication de l'industrie des semi-conducteurs. De manière simplifiée, un dispositif peut-être séparé en trois parties :

- Le substrat, une plaque de silicium sur laquelle vont être gravés les différents composants.
- Le *front-end-of-line* (FEOL), partie formée par les composants actifs (transistors, photodiodes)
- Le *back-end-of-line* (BEOL) composé de vias et lignes métalliques qui assurent l'interconnexion des composants du FEOL.

Une plaque possède deux faces. Par convention, la face « substrat » est appelée face arrière et la face « BEOL » est appelée face avant. Les premiers capteurs d'images étaient illuminés face-avant (*frontside illumination* - FSI) en raison du procédé standard de réalisation. La lumière doit

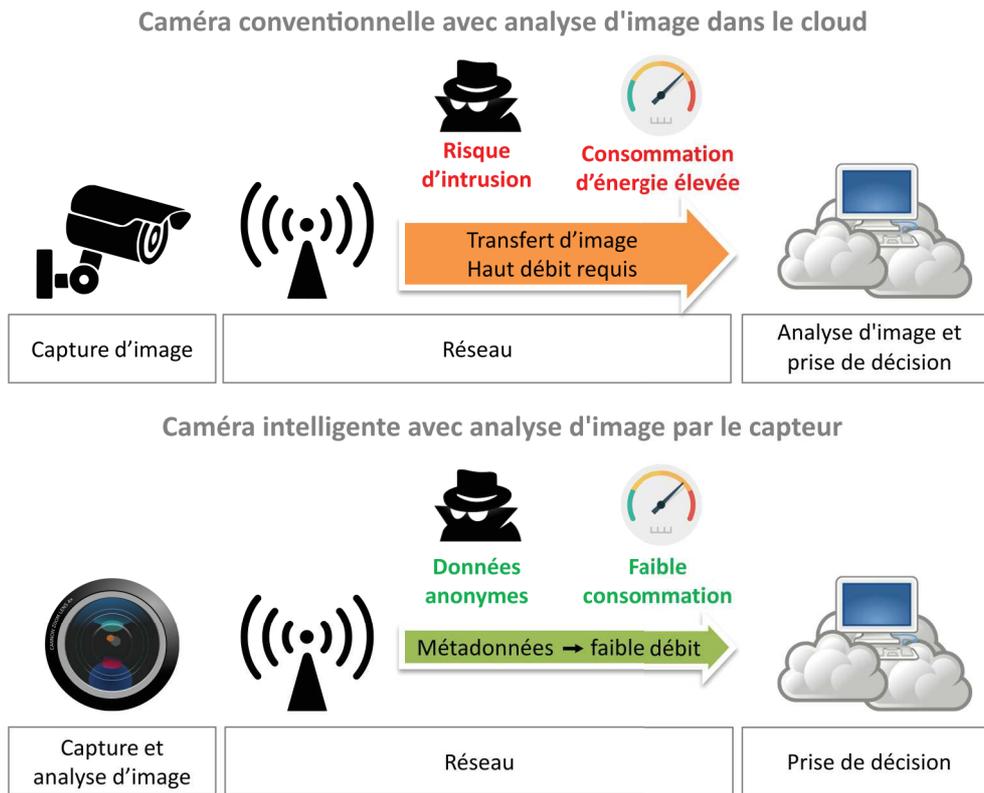


FIGURE 1.6 – Le traitement de l'image à même le capteur limite le risque d'intrusion dans la vie privée et réduit le volume de données transmises.

donc traverser le BEOL et des couches semi-opaques avant d'atteindre les photosites localisés dans le FEOL. Les rayons lumineux perpendiculaires au capteur atteignent directement les photosites. En cas d'angle d'incidence trop élevé, les rayons sont déviés par les niveaux métalliques. Certains photons sont réfléchis en-dehors du capteur (figure 1.7), réduisant ainsi la sensibilité. D'autres sont piégés entre les lignes de métal et captés par un photosite voisin provoquant ainsi de la diaphotie. Pour remédier à la déviation des photons par le BEOL, un changement de procédé de fabrication a permis d'éclairer le capteur face arrière : ce sont les capteurs BSI (*backside illuminated*). Développée la première fois sur des CCD [Barbe et White, 1973][Shortes *et al.*, 1973], la technologie BSI a été adaptée aux capteurs CMOS mais les procédés de fabrication étaient alors trop coûteux. Les recherches menées dans les années 2000 ont montré que les performances atteintes par les capteurs BSI dépassent de loin les FSI, motivant ainsi le transfert de technologie pour la production industrielle [Pain *et al.*, 2005][Rhodes *et al.*, 2009].

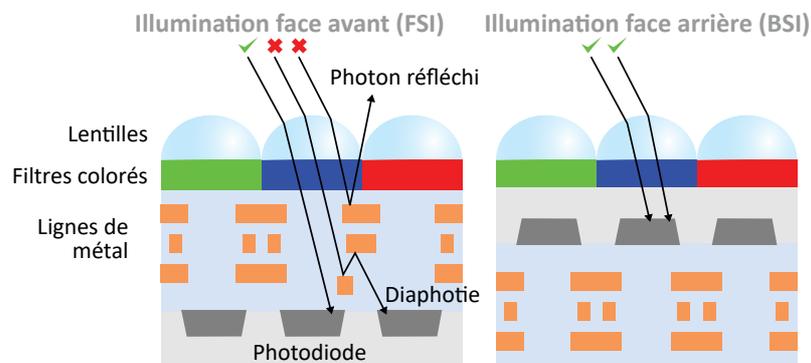


FIGURE 1.7 – La proximité des photodiodes avec la surface confère aux capteurs BSI une sensibilité accrue (d'après [Cambou et Jaffard, 2015]).

La fabrication consiste à superposer les éléments des capteurs FSI dans un ordre différent selon le procédé décrit par la figure 1.8. Celui-ci débute à partir d'un capteur FSI fabriqué conformément aux technologies CMOS. La face avant de la plaque et un substrat silicium sont ensuite recouverts d'une couche d'oxyde de silicium afin de les assembler par collage direct [Tong et Gösele, 1999]. L'oxyde est compatible avec les équipements de production dédiés au BEOL et il offre une grande énergie d'adhésion. De plus, les conditions de cette étape sont douces, ainsi elles n'endommagent ni les composants ni les interconnexions. L'ensemble est ensuite retourné de manière à exposer la face arrière du capteur et amincir le silicium. Le substrat de silicium est appelé *carrier* dans le langage de la microélectronique. Il a un rôle de support pour l'amincissement. Sans lui, le capteur ne ferait plus que quelques microns d'épaisseur. Il serait fragile, déformable, et impossible à manipuler pour la suite de la fabrication. À ce stade, les positions du FEOL et du BEOL ont été inversées et le silicium du capteur aminci pour que la lumière atteigne les photosites. Divers éléments optiques sont ensuite ajoutés (couche anti-réflexion, filtre coloré et lentilles) au plus près des photosites.

Les avantages du passage au BSI sont multiples : augmentation de l'efficacité quantique, diminution du courant d'obscurité, meilleure réponse angulaire, diminution de la diaphotie grâce à la proximité des photosites avec les lentilles, etc. Les capteurs BSI connaissent leur premier essor commercial comme capteur photographique de mobile multifonction [Koifman, 2009]. En 2015, la proportion en parts de marché de capteurs BSI renforcée par l'arrivée des CIS 3D dépasse celle des FSI [Cambou et Jaffard, 2017].

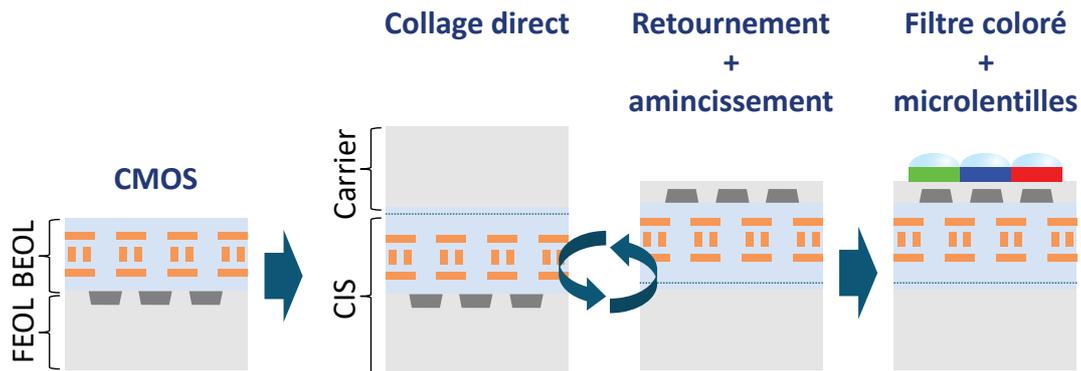


FIGURE 1.8 – Procédé de fabrication d'un capteur d'image BSI.

1.2.2.2 De la 2D à la 3D

L'illumination par la face arrière a permis d'améliorer les performances des capteurs d'image sans en changer les dimensions. Ces dernières sont dictées par les pixels dont la taille limite est d'environ $1\ \mu\text{m}$ afin de maintenir les performances [Jaffard, 2016]. La matrice de pixels et le circuit logique de traitement d'image sont regroupés au sein de la même puce, selon le principe du SoC. Grâce à l'intégration 3D, ces deux parties peuvent être séparées, superposées et interconnectées. De cette manière, l'empreinte de la puce est réduite et de l'espace est libéré pour que le capteur ait des pixels plus larges ou une meilleure résolution.

Le procédé de fabrication reprend celui des capteurs BSI décrits précédemment, à ceci près que le carrier est remplacé par l'ISP. Après l'étape de collage, les puces sont connectées verticalement de sorte que les puces du haut et du bas communiquent entre elles (figure 1.9). Le nom général pour décrire de tels dispositifs est *3D stacked CIS*. Les types d'interconnexions décrits par la suite sont visibles en figure 1.10. Le premier 3D stacked CIS, annoncé par Sony en 2012 [Sukegawa *et al.*, 2013], utilise une paire de vias traversant (*through silicon vias - TSV*). Les TSV sont des colonnes remplies d'un matériau conducteur, souvent du cuivre, et qui tra-

versent le silicium pour connecter verticalement plusieurs niveaux de métal. Les TSV sont plus ou moins profonds suivant la ligne de métal à connecter. Un petit et un grand TSV reliés par une ligne de métal sont respectivement utilisés pour connecter le capteur à l'ISP. En 2015, Olympus emploiera des micro-bumps tandis que Samsung et Omnivision opteront pour des *butted* TSV, une fusion du grand et du petit TSV. L'ajout d'étages supplémentaires permet d'implémenter d'autres fonctionnalités. En 2017, Sony dévoile un capteur d'image dont la vitesse d'acquisition atteint 1000 images par seconde grâce à l'ajout d'une mémoire entre la matrice de pixel et l'ISP [Haruta *et al.*, 2017].

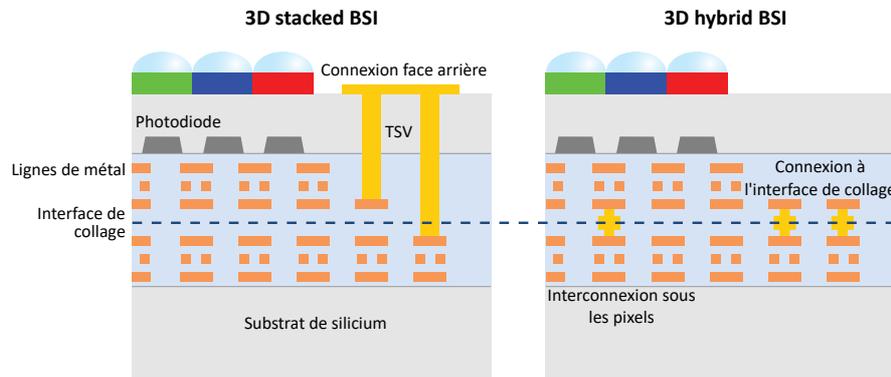


FIGURE 1.9 – Le collage hybride permet de s'affranchir des TSV en périphérie du capteur et réduire les dimensions de la puce [Cambou et Jaffard, 2017].

Les deux plaques sont assemblées par collage direct $\text{SiO}_2\text{-SiO}_2$, comme en procédé BSI, puis connectées par gravure des TSV. La maîtrise de ces deux procédés et de la connaissance de la fiabilité des TSV ont rendu les 3D stacked CIS prêts pour la production de masse [Garrou, 2014]. Mais ces interconnexions traversent la puce du haut et ne peuvent, par conséquent, être placées qu'en périphérie de la matrice de pixels. Cela autorise uniquement une lecture ligne-colonne du capteur et nécessite une surface supplémentaire dédiée aux TSV. Cette zone encombrante peut être supprimée en connectant les puces à l'interface de collage grâce au collage hybride, décrit plus en détail dans la section 1.3.1.4. Le principe du collage hybride est le même que le collage direct, à la différence que la surface des plaques à coller contient deux matériaux : les plots métalliques conduisent le courant d'une puce à l'autre et le diélectrique isole les plots. Les deux matériaux participent à l'adhésion des plaques. Cette technologie fut appliquée aux 3D stacked BSI pour la première fois en 2016 [Kagawa, 2016]. La suppression des TSV présente de nombreux avantages pour les capteurs d'images comme la diminution de surface déjà évoquée, mais aussi la flexibilité dans la conception. En effet, les TSV sont entourés d'une région d'exclusion appelée *keep-out zone* (KOZ) dans laquelle les composants sont impactés par les contraintes thermomécaniques induites par le TSV et la diaphonie. Les plots de collage localisés à l'interface des deux puces n'interfèrent pas avec le FEOL. Le troisième avantage est la réduction du pas d'interconnexion. Contrairement aux TSV ou aux microbumps, le collage hybride permet d'atteindre un pas de l'ordre du micromètre, soit la taille d'un pixel. Ces interconnexions sont particulièrement intéressantes en vue de connexion pixel-à-pixel [Cambou et Jaffard, 2017].

Les capteurs 3D supplantent peu à peu leurs prédécesseurs 2D car leurs avantages bénéficient à un large champ d'applications. Les modules des mobiles multifonctions sont moins volumineux et moins énergivores, la qualité d'image des appareils photo est améliorée, l'automobile et les chaînes de production bénéficient d'un traitement d'image plus rapide, et la transmission de données sécurisée. Ces capteurs ont pu émerger grâce à l'adaptation de procédés déjà existants puis être améliorés en développant de nouvelles interconnexions. Aujourd'hui le collage hybride a atteint une maturité industrielle et s'impose comme la technologie du futur pour des produits nécessitant un pas d'interconnexion sub-micrométrique.

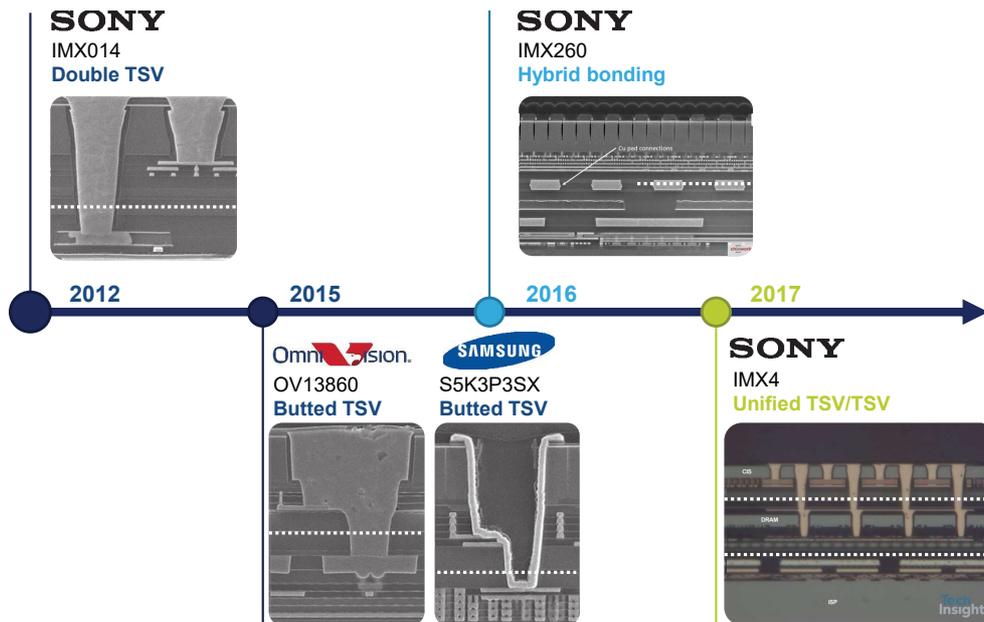


FIGURE 1.10 – Apparition chronologique des capteurs d’image 3D stacked BSI.

1.3 Le collage hybride comme solution d’intégration 3D

1.3.1 Assemblage de plaques par collage hybride

1.3.1.1 Principe général

Le collage direct est défini comme l’adhésion de deux surfaces sans ajout de matériau intermédiaire : colle, polymère ou alliage métallique. Celui-ci est effectif à condition que les surfaces répondent à des critères stricts de rugosité et de propreté. Les plaques suivent des étapes de polissage et de nettoyage afin de rendre leur surface lisse et d’éliminer les contaminants particuliers et organiques. Une activation chimique de la surface précède le collage afin de maximiser le nombre de liaisons Van der Waals en partie responsable de l’adhésion. Les plaques sont ensuite disposées en regard et le collage est initié par contact au centre ou au bord. Au rapprochement des deux surfaces, les liaisons faibles s’établissent et engendrent l’adhésion. La surface collée s’étend sous la forme d’une onde de collage qui se propage du point de contact jusqu’au collage complet (figure 1.11). L’intégralité du procédé se déroule à température ambiante et à pression atmosphérique. Un recuit final est tout de même nécessaire pour renforcer l’interface de collage.

Ce procédé peut être appliqué à un grand nombre de matériaux : III-V, nitrure, fluorure, métaux, etc [PlöBl, 1999][Haisma *et al.*, 1995]. Le collage $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ par exemple, est réputé pour la fabrication du substrat silicium sur isolant (*Silicon on insulator* – SOI) tandis que le collage métallique est utilisé pour l’encapsulation des microsystèmes électromécaniques (*microelectromechanical system* – MEMS). Plusieurs matériaux peuvent être présents sur la même surface afin de bénéficier des propriétés de chacun. Le collage hybride consiste en un collage direct métal-métal et diélectrique-diélectrique. En exploitant la conductivité du métal et le caractère isolant du diélectrique, le collage hybride peut réaliser des interconnexions.

1.3.1.2 Collage $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$

Le premier mécanisme de collage direct $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ a été décrit par R. Stengl [Stengl *et al.*, 1989] en 1989, et révisé en 1998 par Q.-Y. Tong et U. Gösele [Gösele et Tong, 1998]. Ce modèle « chi-

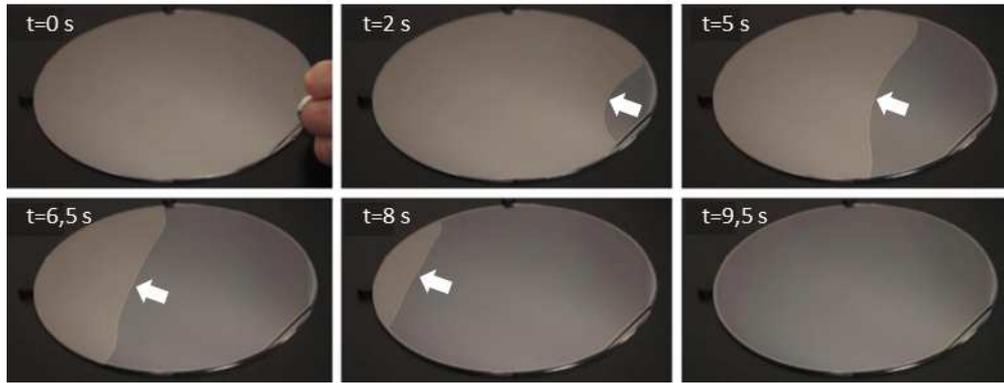


FIGURE 1.11 – Chronophotographie d'un collage quartz/Si. L'onde de collage est initiée en bord de plaque et se propage jusqu'à fermeture complète de l'interface en quelques secondes [Beilliard, 2015] (chapitre 1). Les flèches blanches indiquent le front de l'onde de collage

mique » est basé sur la nature hydrophile des surfaces. Les plaques sont initialement maintenues par forces de Van der Waals, plus précisément par la création de liaisons hydrogène entre les groupes Si-OH à la surface de l'oxyde, et les molécules d'eau présentes à l'interface. Un recuit de collage conduit alors à la formation de liaisons covalentes de type siloxane beaucoup plus fortes que les liaisons hydrogène. Ce renforcement de l'interface doit s'accompagner d'une réduction de la largeur d'interface. Mais ce mécanisme a été remis en cause par le CEA-LÉTI grâce au développement d'une technique de réflectivité des rayons X [Rieutord *et al.*, 2001]. Cette méthode de caractérisation montre que la largeur de l'interface de collage est constante jusqu'à 900°C, contrairement à ce que prévoit le modèle de R. Stengl.

Un deuxième mécanisme de collage direct $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ est alors proposé par F. Rieutord [Rieutord *et al.*, 2006], prenant cette fois en compte la rugosité nanométrique des surfaces à coller et proposant un modèle basé sur le contact des aspérités. Le mécanisme détaillé par la suite est illustré en figure 1.12. Le contact a lieu au niveau des aspérités les plus hautes et l'adhésion résulte de l'équilibre entre les forces d'attraction et de répulsion. Sous effet du recuit de collage, les aspérités s'élargissent et des liaisons covalentes se forment conduisant ainsi à une augmentation de la surface de contact et de l'énergie de collage [Johnson *et al.*, 1971].

Bien que cette approche « mécanique » soit privilégiée, la présence de molécules adsorbées doit également être prise en compte car pour une température de recuit inférieure à 150 °C, elle limite l'élargissement des aspérités. En revanche au-dessus de 150 °C, l'eau diffuse à travers la couche de SiO_2 et oxyde la couche de silicium sous-jacent. Par conséquent les aspérités s'élargissent à nouveau [Ventosa *et al.*, 2009]. La dernière transformation chimique se produit à partir de 900 °C. L'énergie thermique est suffisamment élevée pour que la matière diffuse, ne laissant place qu'à une fine couche homogène.

1.3.1.3 Collage Cu/Cu

Il existe plusieurs techniques de collage métallique plaque à plaque : thermocompression, *surface-activated bonding* (SAB) et eutectique [Ramm *et al.*, 2012]. Elles diffèrent par leur préparation de surface, leurs conditions d'assemblage (température, pression) et des métaux mis en jeu. Cette partie s'intéresse uniquement aux mécanismes de collage qui interviennent dans le cas de collage direct Cu/Cu, c'est-à-dire au collage de surfaces de cuivre pleine plaque à température ambiante et pression atmosphérique, suivi d'un renforcement par recuit.

Le prérequis au collage direct est la préparation de surface. La surface est rendue chimiquement active par des étapes de polissage mécano-chimique (*chemical mechanical planarization*

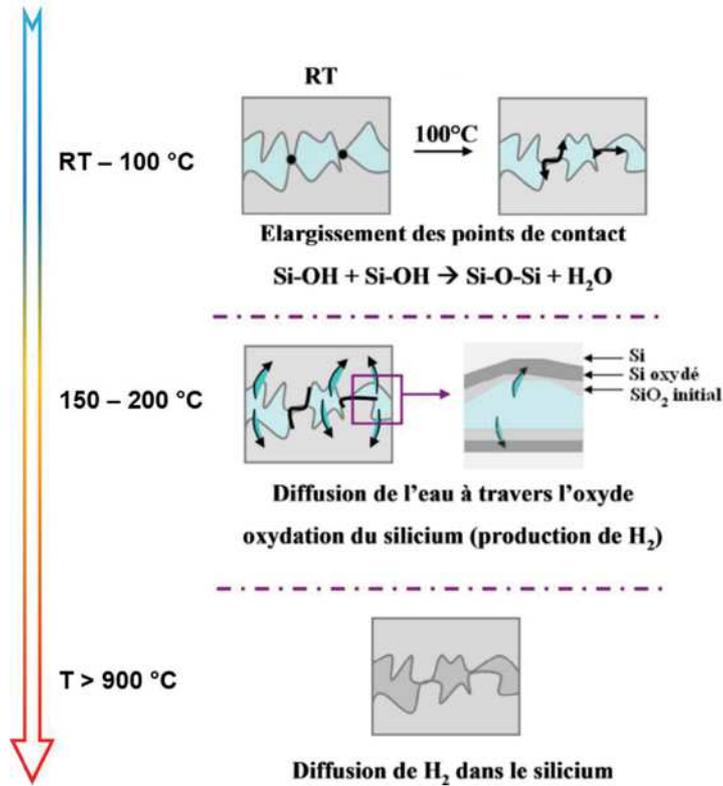


FIGURE 1.12 – Illustration des différentes étapes de collage du collage $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ en fonction de la température [Ventosa *et al.*, 2008].

- CMP) et de nettoyage. Du fait de leur forte hydrophilie, les surfaces à coller adsorbent des molécules d'eau qui vont oxyder le cuivre en oxyde cuivreux Cu_2O . Le cuivre est alors recouvert d'une couche d'oxyde natif de 1 à 2nm, possédant en surface des groupes OH hydrophiles.

À température ambiante, le collage est efficace grâce à la surface de contact suffisante qu'offre la faible rugosité de surface, et aux liaisons de Van der Waals et liaisons hydrogènes établies entre les deux couches de Cu_2O . L'énergie d'adhésion mesurée à cette étape est de $0,7 \text{ J.m}^{-2}$. Pour des durées de stockage suffisamment longues, l'eau et l'air piégés à l'interface par les aspérités font croître l'oxyde de cuivre jusqu'au scellement complet de l'interface. Il en résulte une couche unique de Cu_2O d'environ 5 nm d'épaisseur (figure 1.13) [Gueguen *et al.*, 2009]. L'élargissement des points de contact s'accompagne d'une augmentation de l'énergie d'adhésion, qui peut atteindre $2,8 \text{ J.m}^{-2}$ après une centaine de jours de stockage à température ambiante [Di Cioccio *et al.*, 2011].

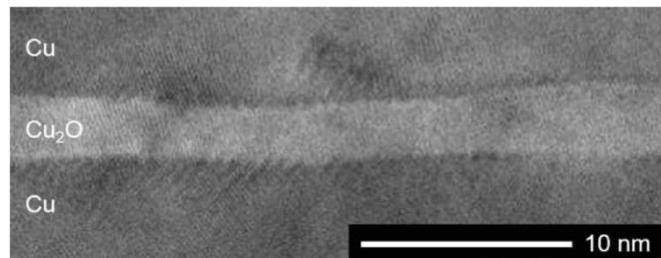


FIGURE 1.13 – Image TEM de l'interface Cu/Cu collée à température ambiante. Après stockage de plusieurs semaines à température ambiante, l'interface est une couche unique de Cu_2O de 4 nm d'épaisseur [Di Cioccio *et al.*, 2011].

Le collage à température ambiante est suivi d'un recuit utilisé pour renforcer l'interface. Des études menées par P. Gueguen [Gueguen *et al.*, 2010] et L. DiCioccio [Di Cioccio *et al.*, 2011] ont montré l'évolution de la morphologie de l'interface de collage suivant la température de recuit (figure 1.14). Des images TEM de l'interface de collage pour des températures de recuits allant de 100 à 400 °C ont mis en évidence deux phénomènes : la dissociation de la couche d'oxyde et la reconstruction de l'interface Cu/Cu.

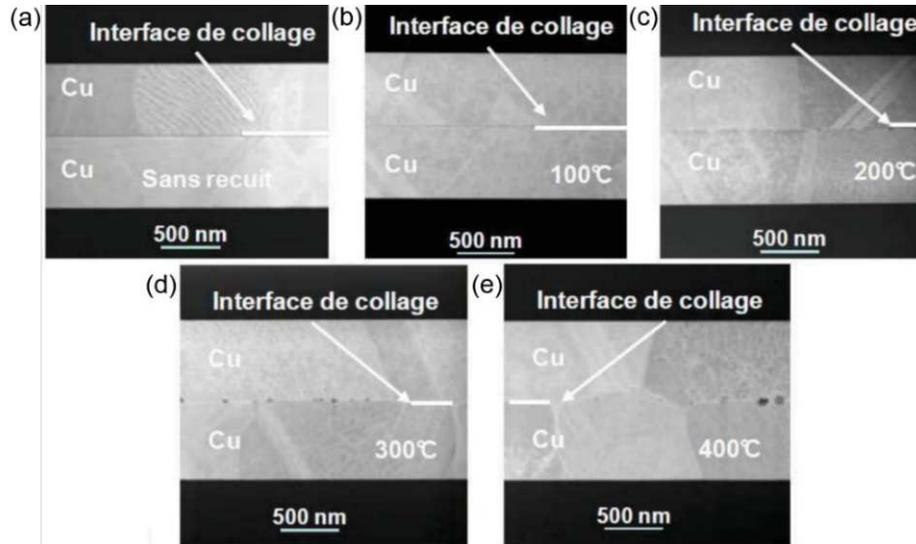


FIGURE 1.14 – Image TEM de l'interface de collage Cu/Cu (a) à température ambiante et après recuit à (b) 100 °C, (c) 200 °C, (d) 300 °C et (e) 400 °C [Baudin, 2014](chapitre 1).

À partir de 200 °C, la couche de Cu_2O initialement linéaire perd en uniformité. L'instabilité de l'oxyde de cuivre à haute température et la pression qu'exercent les grains de cuivre par leur croissance conduit à la perforation de la couche d'oxyde. L'interface alors composée de cuivre et d'oxyde est le siège d'une compétition entre l'énergie de l'interface $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}$ $\gamma_{\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}}$ et l'énergie des joints de grains γ_{JdG} . Lorsque $2\gamma_{\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}} > \gamma_{\text{JdG}}$, la couche d'oxyde diffuse le long de l'interface de collage causant le « démouillage » de celle-ci et l'apparition de nodules [Di Cioccio *et al.*, 2014].

Pour les recuits à plus de 300 °C, les atomes de cuivre diffusent davantage afin de diminuer l'énergie des joints de grain. Des cônes de diffusion se forment aux joints triples qui perdent leur forme de « T » au profit d'une configuration plus faible en énergie pour laquelle les angles formés par les joints de grains sont égaux (120°) [Martinez *et al.*, 2013]. À 400 °C, l'interpénétration des grains rend l'interface de collage indiscernable. C'est aussi à partir de 300 °C que des cavités se forment. Leurs mécanismes de formation sont décrits dans la section suivante. La figure 1.15 résume les mécanismes de collage direct Cu/Cu.

1.3.1.4 Collage hybride Cu-SiO₂

Le collage hybride est la combinaison des deux cas précédents : l'interface de collage contient du cuivre et du SiO₂. Le cuivre assure la connexion électrique entre les plaques, et une partie de l'adhésion. La présence de plots seuls n'est pas compatible avec le critère de planéité du collage direct et la robustesse de l'interface de collage serait insuffisante. Les plots sont entourés de SiO₂, un matériau isolant compatible avec les procédés de fabrication BEOL.

Le collage à température ambiante est possible grâce à une préparation de surface par CMP. À la suite de cette étape, plusieurs profils de surface peuvent être observés car la vitesse de polissage dépend du matériau abrasé (figure 1.16). Soient v_{SiO_2} et v_{Cu} les vitesses d'abrasion

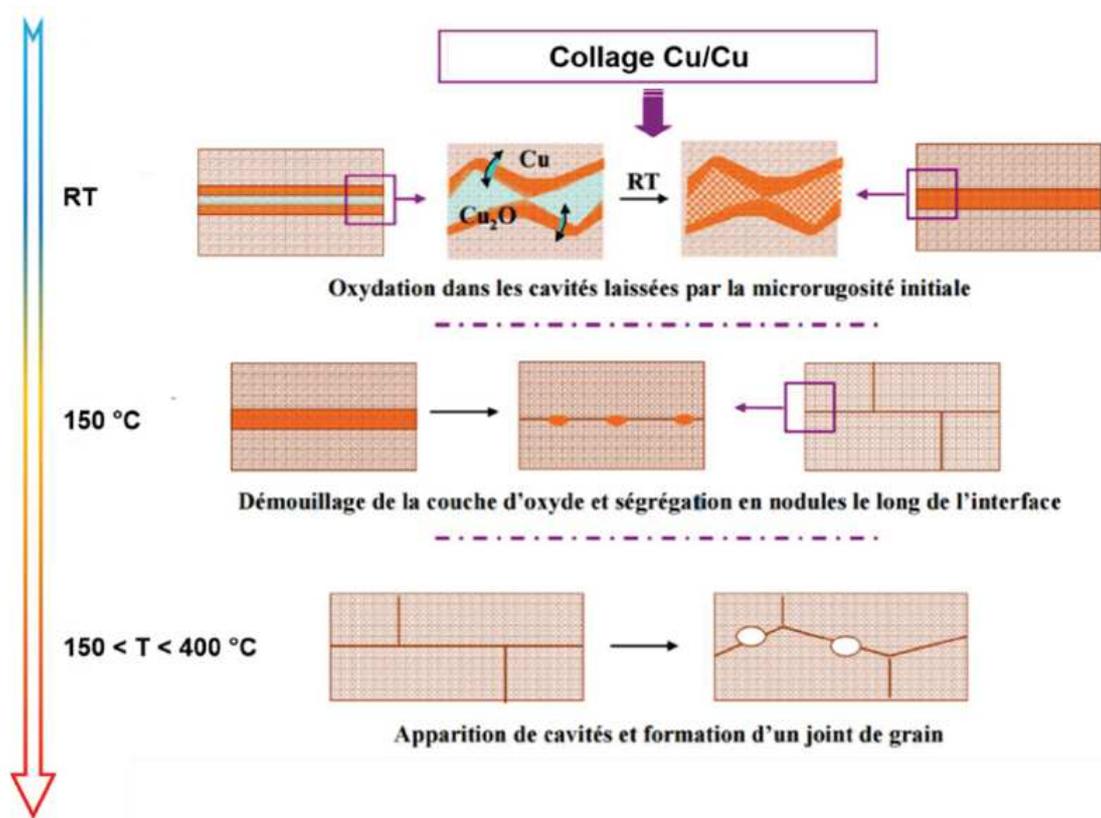


FIGURE 1.15 – Illustration des différentes étapes de collage du collage Cu/Cu en fonction de la température [Baudin, 2014](chapitre 1).

respectives de l'oxyde de silicium et du cuivre :

- $v_{SiO_2} > v_{Cu}$: les plots de cuivre sont au-dessus du niveau d'oxyde, les plots sont dits en **protrusion**.
- $v_{SiO_2} = v_{Cu}$: la surface est **plane**.
- $v_{SiO_2} < v_{Cu}$: le cuivre est en retrait par rapport à l'oxyde; il y a **dishing** du plot de collage.

Les trois topologies peuvent être obtenues au sein d'une même plaque lorsque le polissage n'est pas homogène. Le procédé de collage direct tolère ces topologies en raison de la dilatation du cuivre avec la température, dans une limite de dimension des défauts. Il a été montré que le collage est possible avec un dishing profond de 20 nm pour des plots de 20 μm de diamètre [Gueguen *et al.*, 2010]. En ce qui concerne les protrusions, une zone non-collée est observée autour du lot suivant l'épaisseur de celui-ci. Ce défaut de collage peut conduire au décollement de certaines zones ou au délaminage lors d'un amincissement. Le cas idéal est celui où le cuivre et l'oxyde sont au même niveau.

Le collage à température et pression ambiantes est suivi d'un recuit de collage afin de mettre en contact les plots de cuivre et renforcer les interfaces $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ et Cu/Cu . Un recuit à 900 $^{\circ}\text{C}$ permettrait d'atteindre une adhésion maximale mais une telle température peut compromettre l'intégrité des composants électroniques et rendre la barrière de diffusion transparente à la diffusion du cuivre. Typiquement, la température de recuit est plafonnée à 400 $^{\circ}\text{C}$, qui est la température limite dans les procédés de fabrication des interconnexions BEOL associées aux technologies MOS [Sedky *et al.*, 2001] [Takeuchi *et al.*, 2005].

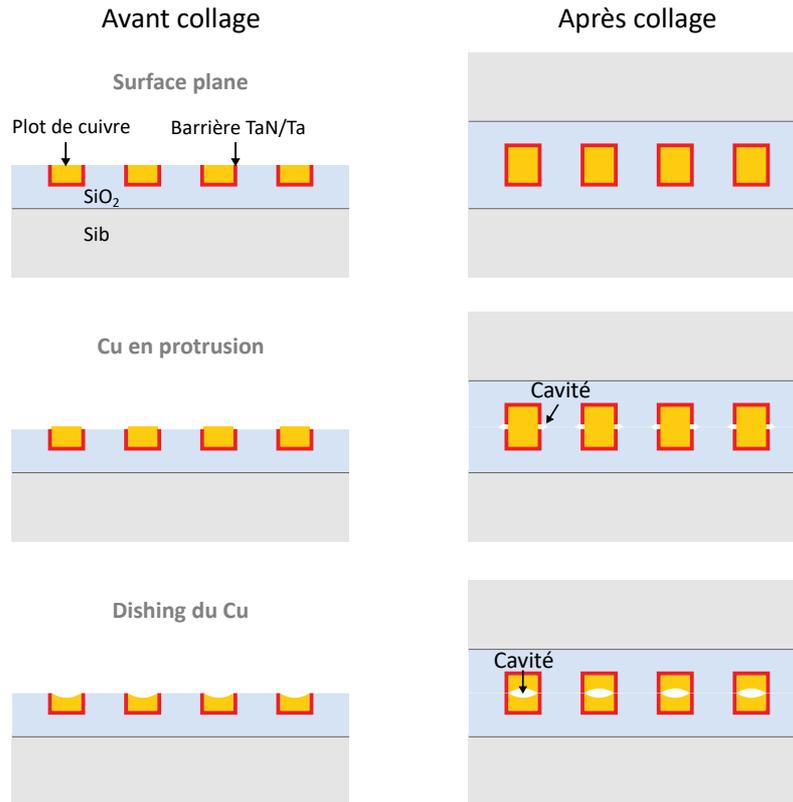


FIGURE 1.16 – Schéma des différentes topologies de surfaces avec motifs de cuivre. De haut en bas : surface plane, cuivre en protrusion et cuivre en retrait (ou dishing). Le collage qui en résulte est illustré dans la colonne de droite (d’après [Di Cioccio *et al.*, 2011]).

1.3.2 État de l’art du collage hybride

Le premier collage hybride Cu/SiO₂ est rapporté en 2007 par la société ZipTronix qui déposera la technologie sous le nom *direct bond interconnect* (DBI®) [Enquist, 2007]. Le pas d’interconnexion minimal atteint est de 2 μm [Enquist, 2012]. La technologie a été vendue à des clients industriels et académiques. Sony utilise ces interconnexions pour son capteur d’image 3D hybrid BSI [Kagawa, 2016]. Omnivision a acheté la licence DBI [Bus, 2017b], cependant les capteurs d’image ne sont pas les seuls moteurs du collage hybride. Teledyne s’est également procuré la licence pour connecter un circuit CMOS avec un substrat InP en vue d’élaborer des amplificateurs haute-performance [Kim *et al.*, 2016]. D’autres accords ont été passés pour diverses applications : Fermilab pour des détecteurs de particules et rayons-X [Yarema *et al.*, 2013], l’institut Fraunhofer pour des MEMS [Bus, 2016] et le fondeur Semiconductor Manufacturing International Corporation (SMIC) pour des CIS, MEMS et des applications power management [Bus, 2017a].

En parallèle, des instituts de recherche ont développé leur propre technologie. L’IMEC a opté pour un collage Cu/SiCN. Celle-ci permet d’abaisser la température du recuit de collage et empêcher la diffusion du cuivre à l’interface de collage en cas de désalignement. Ce point sera discuté plus en détail dans le paragraphe 1.4.2.1. La seconde particularité est l’utilisation de plots de différentes tailles. Les plots de la puce supérieure sont plus petits que ceux de la puce inférieure afin de garantir un contact total en cas de désalignement [Kim *et al.*, 2016]. Un pas d’interconnexion record de 720 nm a été atteint pour 50 % de la population testée [Beyne *et al.*, 2017].

La (figure 1.17) présente les acteurs académiques et industriels du collage hybride depuis son arrivée sur le marché.

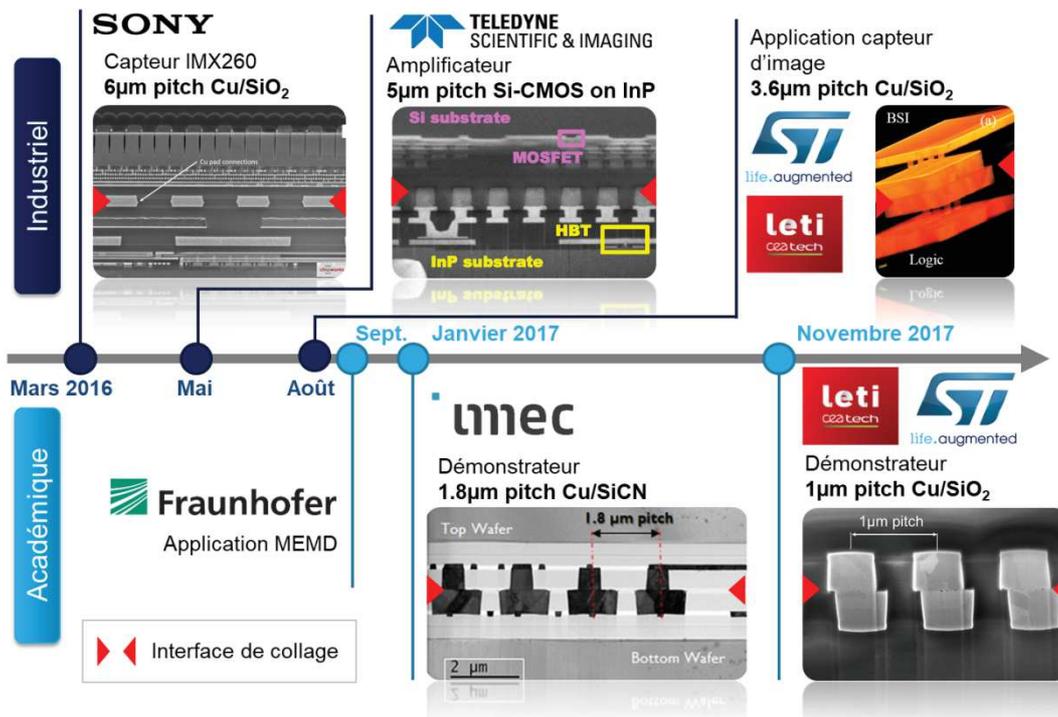


FIGURE 1.17 – État de l'art du collage hybride.

STMicroelectronics et le CEA-LÉTI ont commencé à développer le collage hybride en 2008 [Di Cioccio *et al.*, 2008]. Les premières interconnexions ne possédaient que deux niveaux de métal pour un pas d'interconnexion de 14 µm. Les structures de test ont néanmoins permis une étude complète comprenant caractérisation morphologique et électrique et fiabilité [Taibi *et al.*, 2010]. En 2014, le nombre de niveaux de métal double et le pas est réduit de moitié [Beilliard *et al.*, 2014]. 2015 marque le transfert de technologie du CEA-LÉTI vers ST-Microelectronics. Les interconnexions se complexifient avec l'ajout de vias entre les plots de collage et les lignes métalliques (*metal line* - ML) et le pas est réduit à 7,2 µm.

1.4 Les défis du collage hybride

1.4.1 Réalisation d'interconnexions performantes dans le temps

1.4.1.1 Qualité de l'interface de collage Cu/Cu

La notion de qualité est vaste car elle englobe à la fois les propriétés électriques, mécaniques, thermiques et structurales de l'interface de collage. Ces propriétés sont généralement interdépendantes. En effet, la reconstruction de l'interface Cu/Cu lors du recuit de collage augmente l'adhésion [Gueguen *et al.*, 2009] et réduit la résistance de contact [Taibi *et al.*, 2010]. Nous pouvons réduire la qualité de l'interface Cu/Cu à trois points : la présence de défauts de collage (cavités et nodules d'oxyde de cuivre), la participation du cuivre à l'adhésion des plaques inférieure et supérieure, et la conduction d'un courant électrique sans introduire une résistance élevée. Pour chacun de ces points, nous commencerons par définir un critère.

Comme il a été détaillé précédemment (1.3.1.3), l'interface Cu/Cu possède des défauts intrinsèques au mécanisme de collage. Leur existence a été constatée aussi bien dans le cas du collage direct métal/métal [Derby et Wallach, 1982], que du collage hybride [Beilliard *et al.*, 2014]. Dans ce travail de thèse, nous nous demanderons si ces défauts sont observables dans le cas d'une

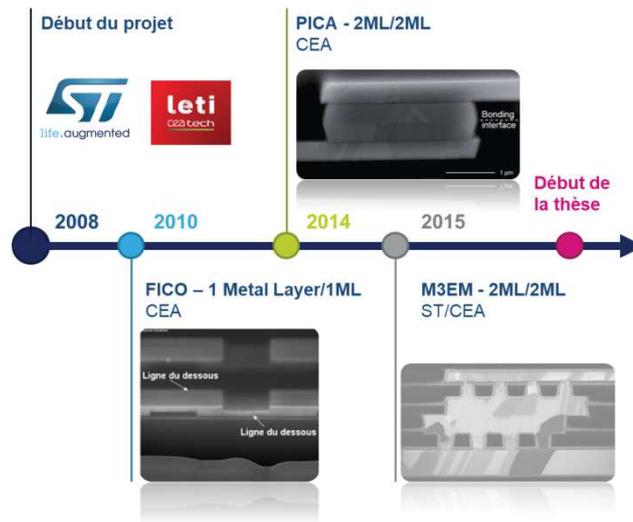


FIGURE 1.18 – Développement ST-LÉTI du collage hybride du début du projet jusqu'en 2016 (début de cette thèse).

intégration collage hybride Cu-SiO₂ double damascène, et si l'existence de motifs de cuivre spécifique au collage hybride introduit de nouveaux défauts, notamment en raison du dishing. Le critère choisi est la densité de cavités, définie comme le rapport de la surface totale des cavités et de la surface de contact des plots de collage. L'analyse morphologique de l'interface de collage sera réalisée au moyen de la microscopie électronique. Des coupes transversales des plots de collage par ablation ionique (*focus ion beam* – FIB) permettront l'analyse de l'interface Cu/Cu par microscopie électronique à balayage (*scanning electron microscopy* – SEM) et microscopie électronique en transmission (transmission electron microscopy – TEM) afin d'identifier les défauts grâce à leur localisation, la taille et leur forme. Des informations sur la composition chimique peuvent être obtenues en couplant l'imagerie avec l'analyse dispersive en énergie (*energy-dispersive X-ray spectrometry* – EDX). La distribution des défauts sera déterminée par microscopie électronique en transmission à balayage (*scanning transmission electron microscopy* – STEM) ou tomographie FIB-SEM de la surface de contact Cu/Cu. Les résolutions latérales du SEM et du TEM, et donc du FIB-SEM et du STEM, sont respectivement 2 et 0,5 nm. La microscopie électronique fournit des informations très précises, mais très locales et qui ne rendent pas compte de l'état de l'interface de collage à l'échelle de la plaque. De plus elles s'obtiennent au prix d'une préparation d'échantillon souvent complexe (lame TEM) et d'un temps d'analyse de plusieurs heures. L'analyse est complexe, destructive, spécifique et nécessite l'intervention de personnes qualifiées. Afin d'étudier ces défauts de manière globale et en utilisant des techniques de mesure simples, nous tenterons de corréliser la densité de cavités aux critères mécaniques et électriques de la qualité de l'interface Cu/Cu.

La qualité d'un collage d'un point de vue mécanique est quantifiée par son énergie d'adhésion. Cette dernière est définie comme l'énergie à fournir pour séparer deux surfaces en contact. Elle est généralement mesurée par la méthode dite du « double-levier à déplacement imposé » (*double cantilever beam* – DCB) [Maszara *et al.*, 1988]. Elle consiste à introduire une lame à l'interface de collage et mesurer la longueur de la fissure qui en résulte. La valeur obtenue sert ensuite à calculer l'énergie d'adhésion. Dans le cadre du collage hybride, l'usage de la technique DCB et de l'énergie d'adhésion comme critère de qualité de collage ne sont peut-être pas des choix judicieux. Premièrement, le calcul de l'énergie d'adhésion n'est valable que pour des couches fragiles dans

lesquelles les effets dissipatifs peuvent être négligés. Or ce n'est pas le cas du cuivre en raison de sa plasticité. À la place nous choisirons comme critère mécanique d'évaluation de la qualité du collage le taux de restitution d'énergie critique G_c , qui traduit l'énergie minimale requise à la fissure pour se propager. Deuxièmement, des études réalisées sur des collages directs $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ ont montré que la valeur de G_c mesurée par test DCB dépend de l'environnement. L'eau contenue dans l'atmosphère dissocie les liaisons Si-O-Si à l'extrémité de la fissure par corrosion sous contrainte [Fournel *et al.*, 2012]. De plus la longueur de la fissure, habituellement mesurée par imagerie infrarouge n'est pas compatible avec le collage hybride du fait de l'opacité des motifs de cuivre. La microscopie acoustique (*scanning electron microscopy* – SAM) et la profilométrie optique sont deux alternatives à l'imagerie IR mais elles requièrent l'immersion des échantillons dans l'eau pour la première et un équipement spécifique pour la seconde [Bertholet *et al.*, 2007]. Nous envisagerons plutôt les tests de flexion quatre points pour mesurer G_c . Cette technique à l'avantage de s'affranchir de la mesure de la longueur de la fissure.

1.4.1.2 Fiabilité de l'interface de collage Cu/Cu

La fiabilité a pour but de garantir qu'un système sera fonctionnel durant une période donnée et dans des conditions d'utilisation données. Dans un circuit intégré, la défaillance peut survenir à plusieurs niveaux (composant, interconnexion, package,...) et avec une origine diverse (électrique, mécanique, chimique, ...) (figure 1.19). Le niveau de collage et le BEOL sont réalisés suivant les mêmes procédés de fabrication et avec les mêmes matériaux. Des mécanismes de défaillances similaires sont donc attendus, notamment la migration de cavités sous contraintes (*stress induced voiding* – SIV) et l'électromigration.

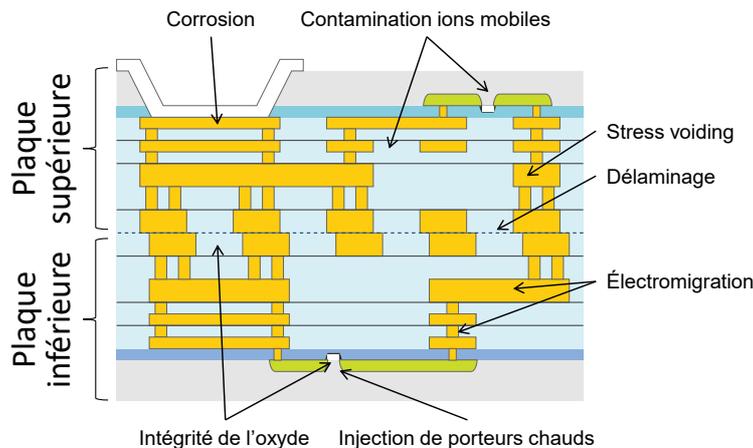


FIGURE 1.19 – Mécanismes de défaillance observés dans les différents niveaux d'un circuit intégré.

Le SIV est la migration de cavités assistée thermiquement et par relâchement des contraintes thermomécaniques issues de la différence de coefficients de dilatation du métal et du diélectrique qui l'entoure. La dégradation caractéristique est la formation de cavités dans la ligne de métal, qui en grossissant augmentent la résistance électrique de la ligne. La croissance des cavités peut aller jusqu'à la rupture de la ligne.

L'électromigration est le transport de matière dans une ligne de métal, activé par le passage d'un courant électrique, la température et les contraintes thermomécaniques. Au cours du temps, le déplacement de matière entraîne une déplétion d'un côté de la ligne, et une accumulation de l'autre côté. Deux modes de défaillance sont alors possibles : l'ouverture du circuit par croissance de cavité et/ou le court-circuit par extrusion de métal.

Nous nous attendons à ces deux mécanismes de défaillance car les cavités présentes à l'interface de collage Cu/Cu sont susceptibles d'évoluer [Made *et al.*, 2011], bien que des tests de

stockage en température et d'électromigration sur des daisy chains à quatre niveaux de métal double-damascène ont montré que l'interface de collage Cu/Cu est immune à l'électromigration [Moreau *et al.*, 2016]. De plus, une diminution de la résistance des interconnexions est constatée après stockage en température. Ce phénomène est attribué à la diffusion du cuivre activée thermiquement conduisant à la reconstruction de l'interface de collage et à une diminution de la résistivité de contact [Lhostis *et al.*, 2016].

Les mécanismes de défaillances évoqués à l'instant sont similaires à ceux du BEOL. Nous nous demanderons s'il existe un mécanisme de défaillance propre au collage hybride. À la différence du BEOL, les niveaux métalliques sont séparés par une interface de collage, laquelle peut être sujette au délaminage. En effet, l'interface de collage est soumise à des contraintes thermomécaniques provoquées par la différence de CTE du cuivre et du SiO₂ en présence. L'interface de collage est donc sollicitée par les variations de température. Des tests de cyclage thermiques réalisés sur des daisy à quatre niveaux de métal double-damascène n'ont montré aucun signe de défaillance [Lhostis *et al.*, 2016]. Cependant, l'ajout de plusieurs niveaux de métal et le changement de taille des plots de collage pourraient induire des contraintes thermomécaniques supplémentaires, et contraindre davantage l'interface de collage. Un ensemble des tests de vieillissement ont été réalisés sur des structures de test contenant uniquement quatre niveaux de métal.

Nous étudions le collage hybride en temps que brique technologique intégrée aux capteurs d'image 3D. Les plaques supérieure et inférieure embarqueront des composants actifs dont les étapes de fabrication sont antérieures au collage. En supposant que le recuit de collage diminue les performances des composants actifs, nous devons envisager des conditions de recuits de collage plus « douces ». Inversement, le recuit de passivation qui suit le recuit de collage peut affecter les interconnexions. Plusieurs variantes de couples temps-température de recuit de collage, aussi appelés « budgets thermiques », et de recuits de passivations seront testées. Nous chercherons alors l'impact du budget thermique et du recuit de passivation sur la fiabilité des interconnexions.

1.4.2 Gestion de l'interface Cu/SiO₂ en cas de désalignement des plots de collage

1.4.2.1 Conduction d'un diélectrique assistée par diffusion du cuivre à l'interface de collage

Avec la réduction de la taille des composants, l'aluminium a été délaissé au profit du cuivre, entre autres, pour sa meilleure conductivité et sa résistance à l'électromigration. Alors que la couche d'alumine formée par la réduction de SiO₂ par l'aluminium joue le rôle de barrière de diffusion, le cuivre diffuse aisément dans le diélectrique qui l'entoure et conduit à des dysfonctionnements et problèmes de fiabilité à tous les niveaux de l'intégration. À commencer par le FEOL, où le cuivre présent dans le silicium joue le rôle de donneur ou d'accepteur [Collins et Carlson, 1957]. Suivant son degré d'oxydation, le cuivre introduit des niveaux d'énergie intermédiaires [Tōyama, 1983] dans la bande interdite du silicium, qui dégradent les performances des transistors. Ramappa et Henley ont montré que la tension de claquage moyenne de l'oxyde de grille diminue lorsque la concentration de cuivre augmente [Ramappa, 1999]. Le BEOL n'est pas épargné puisque la diffusion du cuivre dans l'IMD (*Inter-Metal Dielectric*) ou l'ILD (*Interlevel Dielectric*) participe au mécanisme de courant de fuite et accélère le phénomène de claquage [Chen *et al.*, 2012] [Lloyd *et al.*, 2006] [Gonella *et al.*, 2000]. Pour remédier à ce problème, une barrière de diffusion, typiquement un nitrure métallique, est déposée après l'étape de gravure [Kaloyeros et Eisenbraun, 2000]. Le métal se trouve ainsi isolé du diélectrique. Mais cette problématique refait surface dans le cadre du collage hybride. Les équipements de collage ne sont pas encore capables d'aligner deux plaques à la perfection. En cas de désalignement des deux surfaces à coller, les plots de cuivre font face à de l'oxyde. Les atomes de cuivre peuvent

alors diffuser à cette nouvelle interface Cu/SiO₂ sous l'effet d'un traitement thermique, un recuit de collage par exemple, ou sous l'action d'un champ électrique (figure 1.20).

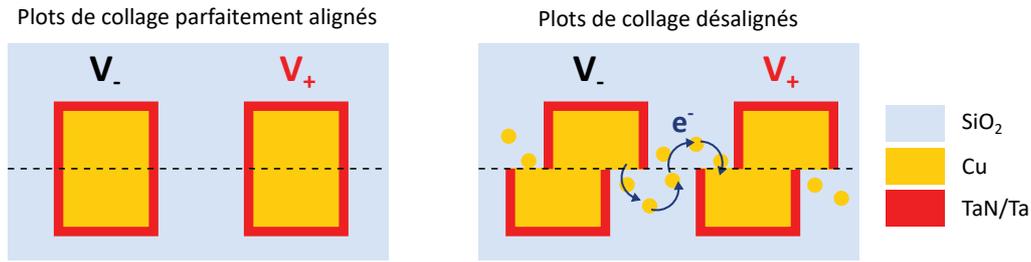


FIGURE 1.20 – Conduction dans un diélectrique assisté par diffusion de cuivre.

Malgré la maturité industrielle du procédé, peu d'études existent sur la fiabilité des diélectriques au niveau du collage. D'après des tests TDDB (*time-dependant dielectric breakdown*) sur des imageurs, Sony affirme que les plots de collage sont correctement isolés du diélectrique, et estime une durée de vie supérieure à 10 ans [Kagawa, 2016] sans préciser les conditions de test ou le modèle d'extrapolation utilisé. En l'absence de barrière de diffusion à l'interface de collage, le cuivre d'un plot peut migrer dans l'IMD. De plus la CMP, indispensable pour atteindre les critères d'adhésion, est connue pour contaminer l'espace entre deux lignes métalliques et ainsi réduire le temps moyen à la défaillance (MTF – mean time to failure) [Hsu *et al.*, 2011]. Pour contrer la diffusion de cuivre des plots de collage vers l'oxyde, l'IMEC a recouru à un dépôt d'une barrière de SiC_xN_y [Kim *et al.*, 2015]. Cette pratique relève d'avantage du principe de précaution car jusqu'à présent, aucune expérience n'a apporté la preuve de la diffusion de cuivre à l'interface de collage Cu/SiO₂, et de son impact sur la fiabilité du diélectrique. La difficulté à quantifier le cuivre potentiellement diffus dans l'oxyde réside dans le caractère local du phénomène et donc de la faible taille des zones à analyser (figure 1.21), que ce soit par STEM-EDX [Lhostis *et al.*, 2016], ou par SIMS [Beilliard, 2015](chapitre 4). La diffusion du cuivre affecte l'intégrité de l'oxyde en le rendant conducteur. Les mesures électriques, plus sensibles que les analyses physico-chimiques [He et Lu, 2012], peuvent ainsi être utilisées pour étudier la diffusion du cuivre de manières qualitative et quantitative.

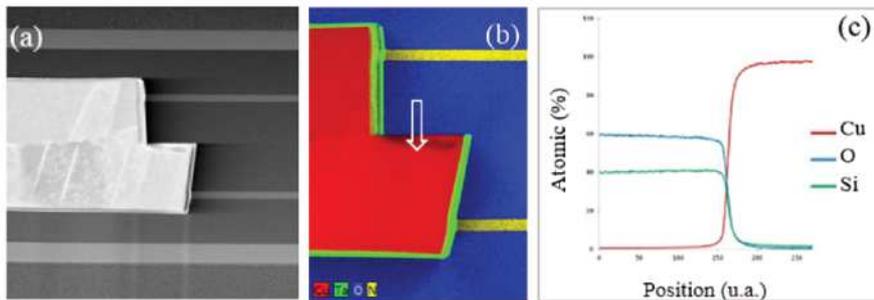


FIGURE 1.21 – a) Image STEM de deux plots de collage désalignés, b) cartographie des éléments à l'interface de collage et c) analyse EDX à travers l'interface Cu/SiO₂ repérée par la flèche blanche [Lhostis *et al.*, 2016].

Dans un premier temps nous tenterons de mettre en évidence la diffusion du cuivre dans SiO₂ à l'interface de collage en cas de désalignement des plots de collage. À partir des analyses faites dans les travaux antérieurs, nous élaborerons de nouveaux véhicules de test compatibles avec des techniques d'analyse physique et chimique afin de mesurer la concentration en cuivre dissous. Dans un second temps, si la diffusion est avérée, nous en évaluerons le risque concernant la fiabilité du diélectrique à l'interface de collage.

1.4.2.2 Électromigration

La présence d'une interface Cu/SiO₂ expose les interconnexions à une défaillance prématurée par électromigration. Il a été montré pour des structures de test à deux niveaux de métal que plus la proportion de l'interface Cu/SiO₂ est importante, moins les structures sont résistantes à l'électromigration [Moreau *et al.*, 2014]. Les auteurs attribuent ce phénomène à la faible énergie d'activation de la diffusion du cuivre à l'interface Cu/SiO₂, et recommandent de minimiser le désalignement des plots de collage. Pour des interconnexions à quatre niveaux de métal double damascène, la défaillance se produit dans le BEOL malgré le désalignement des plots [Moreau *et al.*, 2016]. Les interconnexions sont protégées de la défaillance par électromigration du fait de leurs dimensions qui satisfont le critère d'immortalité.

Nous envisageons d'étendre le rôle d'interconnexions du niveau de collage, constitué des vias et des plots de collage, à celui de routage. À l'instar du BEOL, la connexion entre les divers composants électroniques serait assurée par des lignes de métal situées à l'interface de collage. Cela a pour intérêt de diminuer les coûts de production puisque la suppression d'un ou plusieurs niveaux de métal économise des masques de lithographie et des étapes de fabrication. Un tel changement d'intégration impose une modification des dimensions des plots de collage, et de direction de circulation du courant. Ainsi, c'est l'immunité des interconnexions à l'électromigration qui est remise en cause. Nous mettrons au point des structures de test avec routage à l'interface de collage afin d'étudier l'impact de ces changements et de la présence de l'interface Cu/SiO₂.

1.4.3 Vers un pas d'interconnexion réduit

1.4.3.1 Prérequis au collage hybride à faible pas d'interconnexion

Le procédé de collage hybride de STMicroelectronics a été étudié pour le pas d'interconnexion 7,2 μm [Lhostis *et al.*, 2016]. Nous souhaitons atteindre un pas d'interconnexion de 1,44 μm . Nous nous demandons donc quelles doivent être les changements à apporter au procédé de collage existant au début de cette thèse, afin de le rendre compatible avec le pas d'interconnexion plus agressif visé. Les deux étapes critiques identifiées sont la préparation de surface et l'alignement des plaques. Premièrement lors du développement du collage hybride, STMicroelectronics et le CEA-LÉTI ont fait le choix de mettre le cuivre en retrait par rapport au SiO₂. Le mécanisme de collage fait intervenir la dilatation des plots de cuivre. Or réduire la largeur des plots limite leur expansion et compromet le collage Cu/Cu [Sart *et al.*, 2016]. Pour cette raison, d'autres chercheurs préconisent l'usage de plots en protrusion [Beyne *et al.*, 2017]. Deuxièmement, le collage pour le pas d'interconnexion 7,2 μm garantit une précision d'alignement de $\pm 2 \mu\text{m}$. Pour le pas souhaité, soit 1,44 μm , la largeur des plots est de 720 nm. Dès lors, le désalignement peut au mieux réduire la surface de contact Cu/Cu et entraîner une augmentation de la résistance électrique des interconnexions et de la densité de courant. Dans le pire des cas, les plots de collage ne sont pas connectés, ou pire encore, connectés aux plots voisins.

L'optimisation de la préparation de surface et de l'alignement sera effectuée par les experts en CMP et collage dans le cadre de la collaboration STMicroelectronics avec le CEA-LÉTI. Cette thèse se limitera à l'atteinte des deux prérequis identifiés en se basant sur la topographie des plots de collage et l'influence du désalignement sur la résistance de contact.

1.4.3.2 Impact de la miniaturisation des interconnexions sur la qualité de l'interface Cu/Cu

La qualité de l'interface Cu/Cu est gouvernée par la préparation de surface et la microstructure du cuivre. Or ces deux facteurs dépendent de la taille des plots. Lorsque celle-ci diminue, la dilatation des plots s'atténue [Sart *et al.*, 2016] et la taille des grains tend vers la dimension du plot [Jouve *et al.*, 2017]. Une dilatation insuffisante empêche la mise en compression des plots de collage pour rompre la barrière d'oxyde de cuivre tandis que la faible densité de joints de grain peut ralentir la diffusion du cuivre et rendre obsolètes les paramètres standards de recuit. Une démonstration de collage hybride à deux niveaux de métal a été apportée pour un pas de 1 μm . Le véhicule de test contient uniquement des plots de collage donc aucune étude électrique n'a été praticable.

Durant cette thèse il sera possible de développer des structures de test à faible pas d'interconnexion afin de les caractériser morphologiquement et électriquement. Grâce aux critères de qualité de l'interface Cu/Cu que nous aurons définis auparavant pour un pas relâché, nous serons en mesure de valider le procédé de collage hybride à faible pas d'interconnexion.

1.4.3.3 Impact de la miniaturisation des interconnexions sur la robustesse

Les démonstrations de collage hybride valident généralement le procédé de fabrication par les performances électriques des structures de test, typiquement la résistance électrique et le rendement. Il n'existe à notre connaissance aucune étude faisant état de la fiabilité du collage hybride pour des plots de collage submicrométriques. Face à ce manque d'information, il est difficile de prévoir l'impact de la réduction du pas d'interconnexion sur la fiabilité. Notre étude se limitera à la robustesse de l'interface de collage pour trois mécanismes de défaillance : la croissance de cavité par électromigration, par SIV et le délaminage de l'interface de collage.

Tout d'abord l'électromigration car la réduction du pas d'interconnexion peut avoir un effet négatif et un effet positif sur la résistance à l'électromigration. D'un côté, la réduction de la surface de contact et l'existence d'un unique via par interconnexion augmentent la densité de courant dans les interconnexions. De l'autre, la réduction des dimensions peut protéger les interconnexions. Sous l'effet du transport de matière, un gradient de contraintes mécanique s'établit le long de la ligne de métal. Pour des lignes suffisamment courtes, ce gradient de contraintes s'oppose à l'électromigration [Blech et Herring, 1976]. Ce phénomène est appelé « effet Blech ». Nous craignons une migration du défaut du BEOL vers les interconnexions.

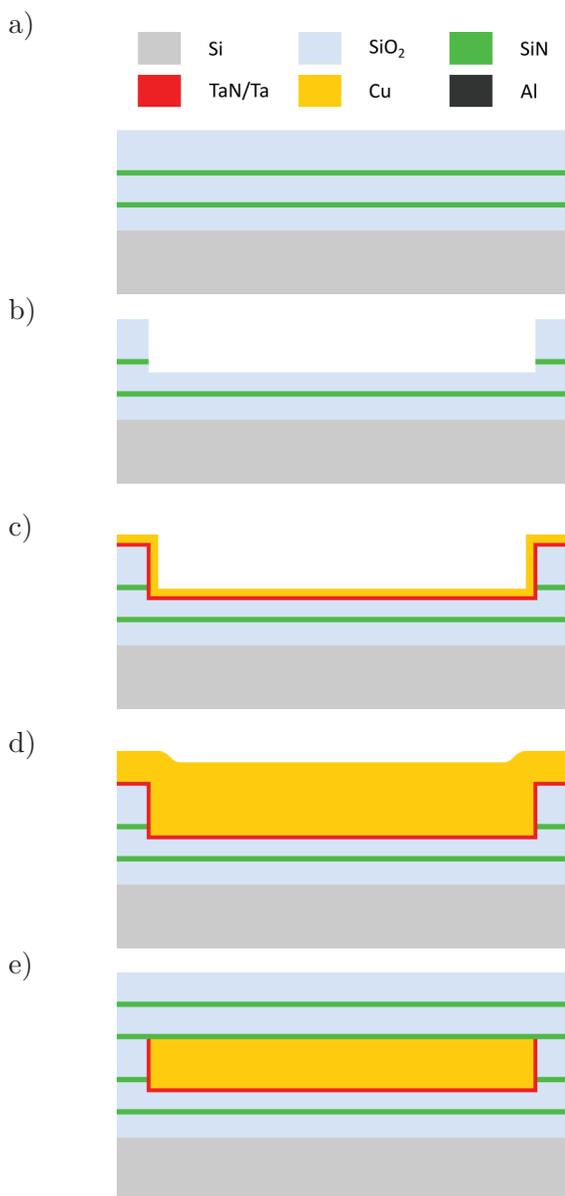
Le SIV est difficile à appréhender car il dépend de la géométrie de la structure et des matériaux, métal comme diélectrique [Li *et al.*, 2004]. Dans le cas du cuivre, les structures les plus sensibles sont des vias connectés à de larges lignes de métal. La forte densité d'interconnexions limite la largeur des lignes qui y sont connectées. Le SIV peut être réduit en ajoutant un via redondant. Dans le cas d'un faible pas d'interconnexion, cette solution n'est pas souhaitable car si les règles de dessin (*design rule manual* – DRM) n'autorisent qu'un via par interconnexion, plusieurs interconnexions devront assurer la redondance. La réduction du pas perd alors de son intérêt.

La robustesse de l'interface de collage est testée par cyclage thermique. À l'issue ce type de test, des interconnexions à quatre niveaux de métal double damascène et de pas d'interconnexion 7,2 μm n'ont subi aucune défaillance [Lhostis *et al.*, 2016]. Le rapprochement des plots de collage peut modifier les contraintes environnantes et contraindre davantage l'interface de collage.

1.5 Outils de l'étude

1.5.1 Procédé de fabrication des interconnexions

Nous détaillons ici le procédé de fabrication des véhicules de test étape par étape. Toutes les plaques sont fabriquées sur les lignes de production de STMicroelectronics, hormis la CMP des plots de collage (étape i) dont les étapes sont parfois partagées avec le CEA-LÉTI. Nous nous sommes restreints aux niveaux de métal situés entre les lignes de métal inférieures et supérieures. Les autres niveaux du BEOL sont fabriqués de la même manière, c'est-à-dire une succession de procédés damascène. Ce procédé spécifique aux interconnexions en cuivre a pour principe de graver des motifs dans une couche mince de diélectrique puis de les remplir de métal. Le métal en excès est ensuite retiré par CMP et recouvert d'une barrière diélectrique. L'épaisseur des lignes de métal peut varier suivant les véhicules de test mais tous sont fabriqués à partir des mêmes matériaux.



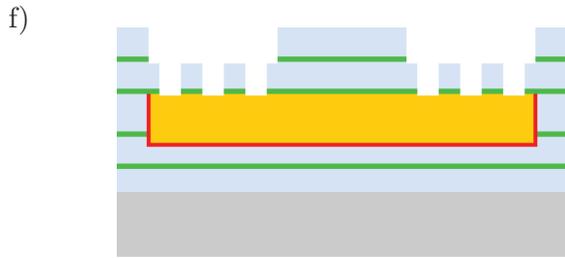
Le substrat utilisé est une plaque de silicium 300 mm sur laquelle trois dépôts SiO₂ et deux dépôts SiN ont été effectués.

La réalisation de la ligne de métal inférieure débute par la gravure chimique du SiO₂ sur une épaisseur dépendante du véhicule de test. La plaque supérieure (non représentée) subit le même procédé en parallèle.

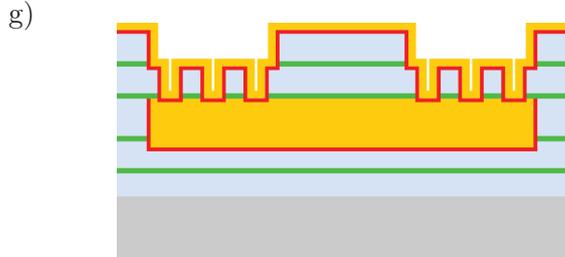
Une bicouche TaN/Ta de 13 nm est déposée par dépôt physique phase vapeur (physical vapor deposition – PVD). Elle sert de barrière à la diffusion du cuivre et de couche d'accroche au dépôt suivant de 90 nm de Cu par PVD.

Les motifs sont remplis de Cu par voie électrochimique (electrochemical deposition – ECD). Un recuit à 400 °C permet à la microstructure d'atteindre l'équilibre thermodynamique et stabiliser la couche de Cu.

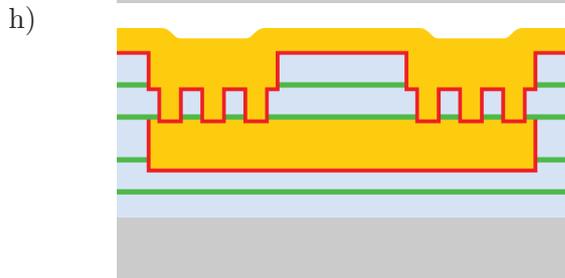
Le surplus de Cu et la barrière TaN/Ta sont retirés par CMP. Les lignes de métal sont alors recouvertes barrière diélectrique SiN. Deux couches de SiO₂ séparées par du SiN sont ensuite déposées. Elles correspondent aux niveaux des vias et des plots de collage.



Les vias et les plots de collage sont gravés simultanément (double damascène).



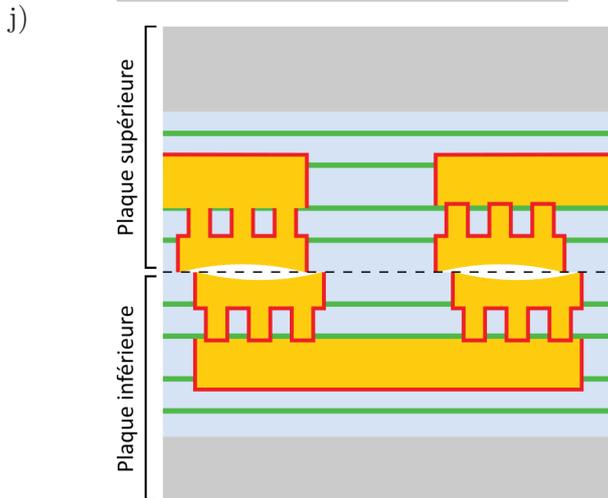
Répétition de l'étape c) : dépôt PVD TaN/Ta et Cu.



Répétition de l'étape d) : remplissage des vias et des plots de collage par dépôt de cuivre ECD suivi d'un recuit de stabilisation.

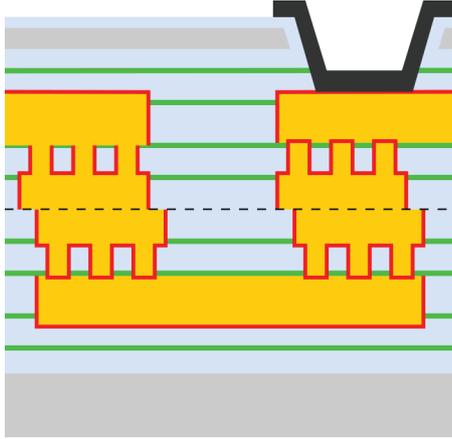


Le surplus de cuivre et la barrière TaN/Ta sont retirés par CMP. À la suite de cette étape, les plots de collage sont en léger retrait par rapport au SiO₂.



Alignement et collage des plaques à température ambiante.

k)



Les plaques subissent ensuite un recuit de collage à 400 °C pendant 2 heures afin de renforcer l'interface de collage et assurer la connexion électrique entre les plots de collage.

Le substrat silicium de la plaque supérieure est aminci mécaniquement puis chimiquement. La reprise de contact face arrière connecte les lignes de cuivre aux plots de test en aluminium. Les structures peuvent être testées électriquement tout en étant protégées de la corrosion.

1.5.2 Variantes technologiques

1.5.2.1 Recuit de collage

Le procédé de fabrication vu au paragraphe précédent fait intervenir une étape de recuit de collage (étape k). Dans la suite, le terme « recuit standard » fera référence à la condition de recuit 400°C-2h. Pourtant, des démonstrations de collage direct Cu/Cu et collage hybride Cu-SiO₂ ont été réalisés à des températures de recuits de collage comprises entre 150 et 300°C [Enquist, 2012], [Taibi *et al.*, 2010], [Cho *et al.*, 2013]. Nous souhaitons abaisser le budget thermique du recuit de collage afin d'anticiper l'éventuel impact du recuit de collage sur le reste de l'intégration. Ainsi, nous testerons plusieurs températures et temps de recuit. Les couples de conditions sont regroupés dans le tableau 1.2.

Tableau 1.2 – Variantes de recuit de collage en vue d'abaisser le budget thermique.

Température (°C)	Temps (h)
200	2
300	1
300	2
400 (standard)	2

1.5.2.2 Recuit de passivation

Les photodiodes et les transistors sont les composants majoritaires pour une application capteur d'image. Leur fabrication fait intervenir la croissance d'un oxyde thermique amorphe sur un cristal de silicium. Or les performances des composants dépendent fortement de la qualité de l'interface Si/SiO₂. Afin d'améliorer cette interface, les plaques subissent en fin de fabrication un recuit final sous hydrogène appelé « recuit de passivation ».

Le silicium est un élément pouvant engager quatre liaisons covalentes. Lorsqu'un atome de Si est localisé dans le volume du cristal, il est lié aux quatre atomes voisins. En revanche, un atome situé en surface ne possède pas d'atomes voisins avec qui former une liaison. Ces liaisons ouvertes sont appelées « liaisons pendantes ». Ces liaisons constituent des défauts électriquement actifs qui ont pour effet de piéger les porteurs de charge. La densité de ces états d'interfaces pour du

silicium seul est $D_{it} \approx 10^{14} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{eV}^{-1}$. Lors du dépôt de SiO_2 , l'oxygène forme des liaisons avec le silicium et D_{it} atteint environ $10^{12} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{eV}^{-1}$ [Edwards, 1991]. Le recuit final sous hydrogène passive les liaisons pendantes. Grâce aux liaisons Si-H formées, la densité d'états d'interface passe à $10^{10} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{eV}^{-1}$.

Les liaisons Si-H peuvent être dissociées par injection de porteurs chauds (*hot-carrier injection* – HCI). Le temps de vie des composant peut être améliorée d'un facteur 10 à 50 en remplaçant l'hydrogène par du deutérium [Lyding *et al.*, 1996].

Pour les capteurs d'image 3D, les deux plaques sont issues de technologies différentes et possèdent chacune un type de recuit de passivation. Cette étape est réalisée en fin de fabrication donc une plaque impose son recuit de passivation à la totalité de l'empilement. Dans le chapitre 3 nous nous intéresserons aux effets de deux recuits de passivation standards nommés H2N2 et HPD2. Les paramètres de recuits sont détaillés dans le tableau 1.3.

Tableau 1.3 – Description des deux recuits de passivation.

Recuit de passivation	Température (°C)	Temps	Gaz	Pression
H2N2	400	50 min	Mélange H_2/N_2	Pression atmosphérique
HPD2	400	2 h	D_2	20 bars

1.5.3 Présentation des véhicules de test

1.5.3.1 Différenciation du pas de collage et du pas d'interconnexion

Au cours de cette thèse, plusieurs véhicules de test ont été fabriqués afin d'étudier, en autres, la réduction du pas d'interconnexion. Les véhicules de test varient par leur conception selon la technologie employée. Nous limiterons notre étude au dernier niveau du BEOL, aux vias et aux plots de collage. Les différences entre les véhicules de test sont ainsi réduites à deux paramètres : la taille des plots de collage et le nombre de niveaux de métal (*metal level* - ML). Ces paramètres sont adaptés en fonction de l'application du véhicule de test.

L'optimisation de la préparation de surface des plaques nécessite uniquement des plots de surface. Ceux-ci peuvent être de dimensions différentes au sein de la même plaque. La somme de la largeur d'un plot et de l'espace entre deux plots est appelée **pas de collage** (figure 1.22a).

Les tests électriques et de vieillissement requièrent quatre niveaux de métal : deux lignes de métal (inférieure et supérieure) et deux couples via/plots de collage pour interconnecter les deux lignes. Les vias et les plots de collages comptent comme un niveau de métal car ils sont fabriqués simultanément par double damascène. La somme de la largeur d'un plot et de l'espace entre deux interconnexions est appelée **pas d'interconnexion** (figure 1.22b).

Il est également possible de créer de nouveaux véhicules de test en modifiant un ou plusieurs niveaux de métal d'un véhicule de test existant. Cette pratique permet de nouvelles études tout en limitant le nombre de masques de lithographie à générer. Dans le cas du collage hybride, seuls les niveaux de vias et de plots de collage seront modifiés afin de créer des lots à faible pas de collage et à faible pas d'interconnexion. Si certains plots de collage ne sont pas connectés aux lignes de métal, le véhicule de test peut avoir un pas de collage différent du pas d'interconnexion (figure 1.22c).

Par la suite, ces définitions serviront à décrire les véhicules de test utilisés pour l'étude du collage hybride à faible pas d'interconnexion.

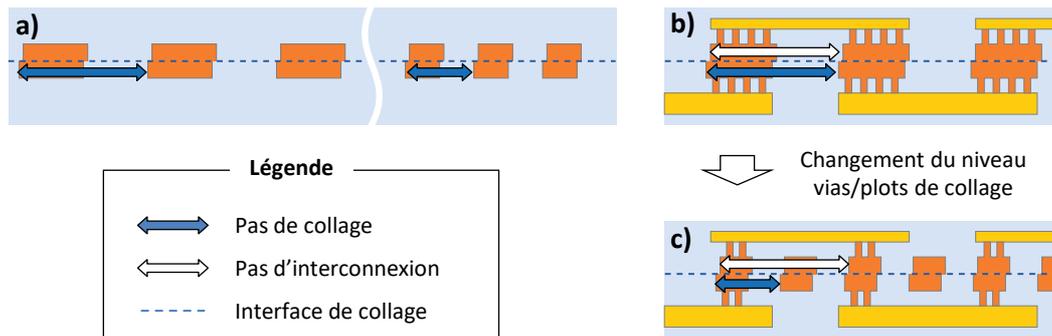


FIGURE 1.22 – Illustration des trois familles de véhicule de test. (a) Deux niveaux de métal à pas de collage multiples. (b) Quatre niveaux de métal et (c) variante à faible pas de collage.

Tableau 1.4 – Taille et pas des plots de collage du véhicule de test CPM6.

Largeur de plot (μm)	0,3	0,5	1	2
Pas de collage (μm)	0,6	1	2	4

1.5.3.2 CPMx

CPMx est une famille de véhicules de test à deux niveaux de métal, comportant donc uniquement des plots de collage. La lettre « x » désigne la génération du masque de lithographie. Dans cette thèse, deux véhicules de test ont été utilisés : CPM4 et CPM6. Pour ce dernier, la largeur et le pas de collage sont décrits dans le tableau 1.4.

1.5.3.3 M3EM

M3EM est constitué de 4 niveaux de métal et intègre trois pas d'interconnexions : $7,2 \mu\text{m}$ - $8,8 \mu\text{m}$ - $10,8 \mu\text{m}$. La représentation en coupe est équivalente au schéma figure 1.22b. Ce véhicule de test a permis de valider le procédé de collage hybride dans un travail antérieur à la thèse [Lhostis *et al.*, 2016]. Nous l'utiliserons principalement pour étudier les effets des recuits de collage et de passivation sur les interconnexions.

1.5.3.4 YinYang et HARMONY

YinYang est un CIS BSI superposé à une plaque de technologie CMOS servant à traiter les images. Les deux plaques communiquent grâce à des interconnexions de pas $7,2 \mu\text{m}$.

HARMONY est une variante YinYang dont le pas de collage a été réduit d'un facteur 5, soit $1,44 \mu\text{m}$. Certaines zones des puces HARMONY sont maintenues au pas d'interconnexion $7,2 \mu\text{m}$ mais cela ne concerne pas les structures de test. Les lignes de métal sont identiques donc le pas d'interconnexion est inchangé. La figure 1.23 est un schéma comparatif des deux véhicules de test. Les quatre niveaux de métal de la plaque supérieure et sept niveaux de la plaque inférieure y sont représentés. Les structures de test sont constituées de quatre niveaux de métal dont deux communs aux deux véhicules de test : les lignes de métal. Cette configuration a l'avantage de restreindre l'étude au rétrécissement des plots.

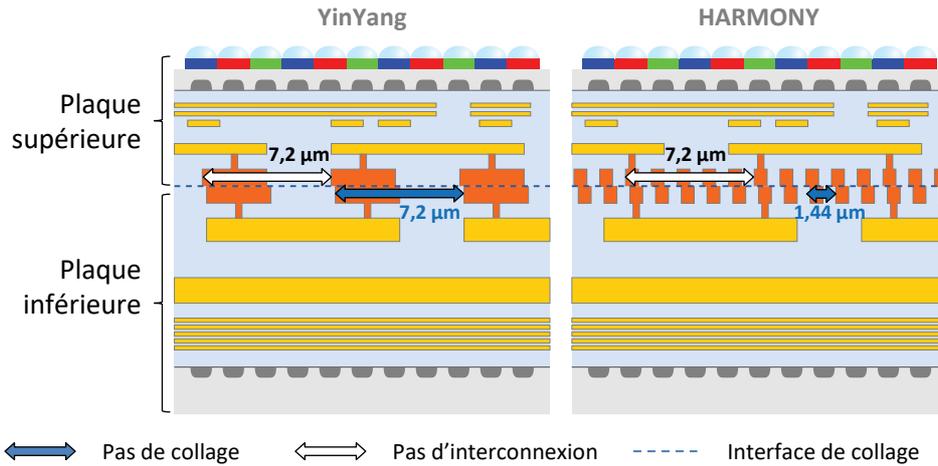


FIGURE 1.23 – Schéma des véhicules de test YinYang et de sa variante à faible pas de collage HARMONY vus en coupe. Une daisy chain d'un via par plot de collage est prise comme exemple. Le pas de collage est réduit d'un facteur cinq mais le pas d'interconnexion reste constant.

1.5.3.5 Starsky&Hutch et H1A

Les véhicules de test présentés dans cette partie permettent une approche progressive du collage hybride à faible pas d'interconnexion. Dans un premier temps, nous nous sommes limités à la réduction de la taille des plots de collage. Dans un second temps, nous réduisons le pas d'interconnexion en introduisant un pas intermédiaire.

Le véhicule de test Starsky&Hutch est composé de quatre niveaux de métal supérieurs et sept inférieurs. Sa version initiale, appelée S&H, a un pas d'interconnexion de 6,84 µm (figure 1.24a). La variante à faible d'interconnexion, appelée H1A, embarque des structures de test qui se déclinent en trois pas d'interconnexion : 6,84, 3,42 et 1,44 µm (figure 1.24b). Ces structures ont été anticipées dès la création des masques de lithographie de S&H afin de n'avoir à changer uniquement le niveau de métal vias/plots de collage. Ce véhicule de test a bénéficié d'une extension des règles de dessin permettant la création de structures de test innovantes introduites dans les chapitres suivants.

1.5.4 Description des structures de tests électriques

Dans cette partie nous présentons les deux grandes familles de structures de test dédiées à l'étude de l'interface de collage. Elles ont été intégrées dès le premier véhicule de test électrique à quatre niveaux de métal double-damascène (M3EM). Grâce à la fabrication de nouveaux véhicules de test durant la thèse, il a été possible de proposer des structures de test inédites pour répondre à des problématiques spécifiques. Pour mieux comprendre les raisons du développement, et le fonctionnement de ces structures, elles seront présentées dans les chapitres concernés.

1.5.4.1 Daisy chains

Les chaînes d'interconnexions, ou daisy chains, sont des structures de test analogues à une ligne de métal traversant plusieurs fois l'interface de collage. Leur but est de tester la brique technologique collage hybride, notamment la connectivité, la robustesse et la fiabilité des interconnexions. Le nombre de vias par interconnexion diffère d'une structure à l'autre afin de tester les limites imposées par les règles de dessin, et d'étudier de la résistance des vias et de

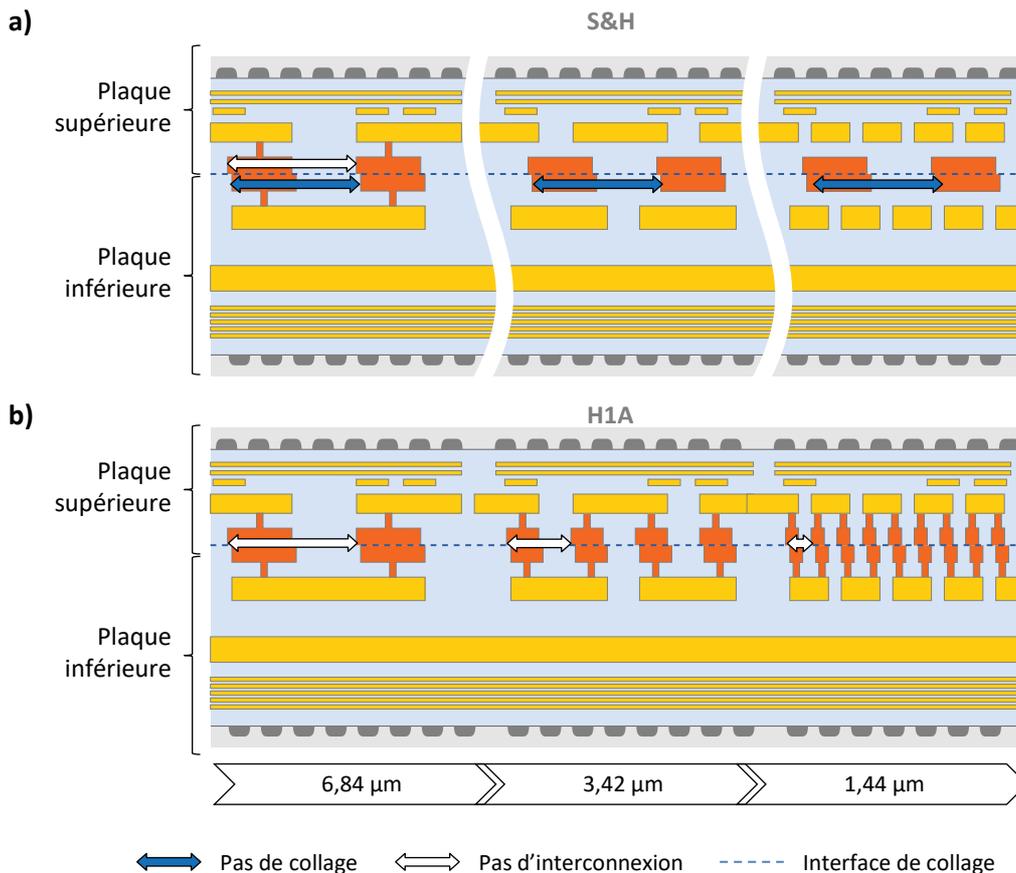


FIGURE 1.24 – Schéma des véhicules de test (a) S&H de (b) sa variante à faible pas d'interconnexion H1A vus en coupe. Une daisy chain d'un via par plot de collage est prise comme exemple. Les trois pas d'interconnexion sont intégrés au même véhicule de test.

la répartition du courant. Le diamètre des vias et leur espacement sont imposés par le DRM. Lorsque la largeur des plots de collage est du même ordre de grandeur que les vias (~ 100 nm) les plots de collage admettent un unique via. Dans le cas d'HARMONY, certaines interconnexions possèdent plusieurs plots de collage afin de varier le nombre de vias. Ces daisy chains sont dites « redondantes ». Le nom des structures de test est composé du type de structure, du nombre d'interconnexions, de la largeur des plots de collage et du nombre de vias par plot de collage (M3EM, YinYang, S&H et H1A) ou de plots de collage par interconnexion (HARMONY). Des exemples de daisy chains simples et redondantes, et leur nomenclature, sont illustrés en figure 1.25.

1.5.4.2 Peignes 3D

Dans une puce électronique, les diélectriques entrent dans la composition des composants actifs (exemple : oxyde de grille des transistors), passifs (exemple : capacités) et servent d'isolant pour les interconnexions. Grâce aux propriétés électriques de ces composants, le diélectrique est directement caractérisable. En revanche, la caractérisation du diélectrique dans les interconnexions nécessite l'emploi de structures de test particulières.

La structure de test la plus simple est la capacité métal-isolant-métal (MIM) formée par deux peignes métalliques interdigités et séparés par le diélectrique (figure 1.26a). Les peignes appartiennent au même niveau de métal ou à deux niveaux consécutifs. Le collage hybride ne permet pas à la surface de collage de contenir de longues lignes de métal donc la géométrie a été adaptée. La structure de test est composée de quatre peignes : deux peignes interdigités dans

	Minimum de vias ou plots de collage	Maximum de vias ou plots de collage
YinYang Starsky&Hutch	<p>DC100-3,42μm-1via</p> <p>Daisy chain Largeur des plots de collage Nb. vias/plot de collage</p> <p>Nb. interconnexions</p> <p>Plot de collage Via Ligne de métal inférieure</p>	<p>DC100-3,42μm-4vias</p>
HARMONY	<p>DC100-1,44μm-1plot</p>	<p>DC30k-1,44μm-6plots</p> <p>Nb. plots/interconnexion</p> <p>Redondance des plots de collage</p>

FIGURE 1.25 – Exemples d’interconnexions de daisy chain utilisées pour l’étude du collage hybride à faible pas d’interconnexion.

les niveaux de métal inférieur et supérieur connectés verticalement entre eux par des vias et des plots de collage (figure 1.26b). L’espace entre deux peignes est égal à largeur des plots de collage. Ces structures de test appelées « peignes 3D » sont intégrées sur les véhicules de test M3EM et YinYang selon trois variantes de taille : 100, 12144 et 26910 interconnexions. Les structures de tests sont identifiées par leur nature (PP, « peigne-peigne »), le nombre d’interconnexions, la largeur des plots de collage et le nombre de vias par plot de collage (M3EM, YinYang, S&H et H1A) ou de plots de collage par interconnexion (HARMONY).

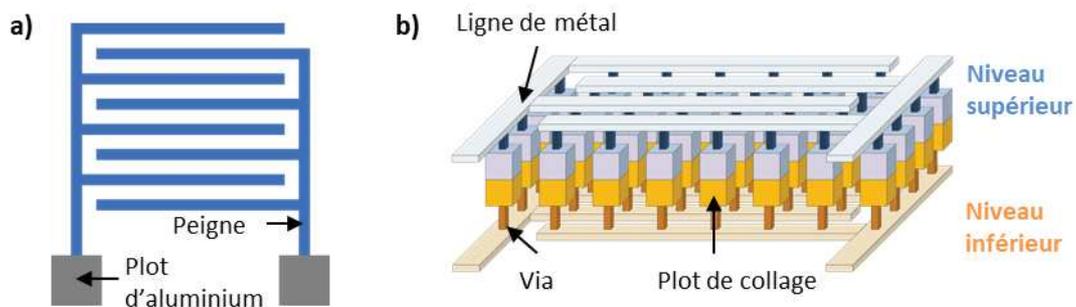
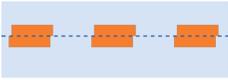
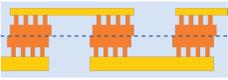
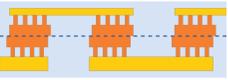
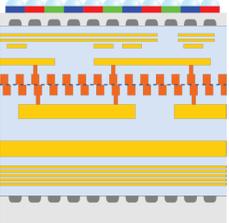


FIGURE 1.26 – Schémas (a) d’un peigne 2D vue de dessus et (b) d’un peigne 3D compatible avec le collage hybride.

1.5.5 Résumé des véhicules de test

Les véhicules de test utilisés dans l’étude de la réduction du pas d’interconnexion sont résumés dans le tableau 1.5. Les schémas de daisy chains permettent de visualiser les différents pas de collage et d’interconnexion.

Tableau 1.5 – Récapitulatif des véhicules de test dédiés à l'étude du collage hybride à faible pas d'interconnexion.

Véhicule de test	CPM6				M3EM			YinYang		HARMONY		S&H		H1A	
Schéma de l'empilement															
Largeur de plot (μm)	2	1	0,5	0,3	5,4	4,4	3,6	4,59	3,6	0,918	0,72	3,42	3,42	1,71	0,72
Pas de collage (μm)	4	2	1	0,6	10,8	8,8	7,2	9,18	7,2	1,836	1,44	6,84	6,84	3,42	1,44
Pas d'interconnexion (μm)					10,8	8,8	7,2	9,18	7,2	9,18	7,2	6,84	6,84	3,42	1,44
Daisy chains redondantes	Non				Non			Non		Oui		Non		Non	

1.6 Conclusion

À travers ce premier chapitre, le collage hybride apparaît comme la meilleure solution d'intégration 3D à pas micrométrique, en particulier pour les prochaines générations de capteurs d'image. L'intégration développée par STMicroelectronics et le CEA-LÉTI possède actuellement un pas de 7,2 μm . Le passage à un pas plus agressif remet en cause toute la brique technologique : le procédé de fabrication, (préparation de surface, collage), les performances électriques (résistance électrique, isolation des interconnexions) et robustesse de l'interface de collage (délamination, SIV, électromigration). Plusieurs véhicules de tests ont été développés afin d'atteindre progressivement un pas d'interconnexion de 1,44 μm .

Dans le chapitre 2, une analyse morphologique sera menée sur les véhicules de test CPM4, M3EM et S&H afin d'évaluer l'influence du nombre de niveaux de métal sur le mécanisme de collage hybride. M3EM servira également au développement des tests de flexion quatre points et aux tests paramétriques afin d'établir un critère mécanique de la qualité de l'interface de collage, et tester la connectivité d'un grand nombre de plots de collage à l'échelle de la plaque. Les tests paramétriques et mesures de désalignement réalisés sur S&H seront utiles pour estimer la résistivité de contact.

Les variantes de recuit de collage et recuit de passivation qui font l'objet du chapitre 3 nécessitent un grand nombre d'échantillons pour étudier indépendamment les paramètres de recuit, et pour réaliser des tests d'électromigration sous plusieurs conditions de courant et de température. Une plaque M3EM contient suffisamment d'échantillons pour tous les types de test. Ainsi, il est possible de s'affranchir ainsi des variations de procédés pouvant survenir d'une plaque à l'autre. De plus, M3EM ne possède que quatre niveaux de métal, ce qui simplifie grandement l'analyse de défaillance.

Le chapitre 4 traite de la défaillance potentielle pouvant survenir en raison de l'interface Cu/SiO₂. L'analyse ToF-SIMS de SiO₂ à l'interface de collage après diffusion thermique du cuivre nécessite la fabrication d'un échantillon à partir de la plaque supérieure du véhicule de test YinYang. Des mesures I(V) seront menées sur ce dernier pour corrélérer les résultats des mesures chimiques et électriques. Les tests d'électromigration ont été réalisés avec S&H car il est le seul à embarquer des daisy chains avec routage à travers lesquelles le courant circule parallèlement à l'interface de collage.

Dans le chapitre 5, des études comparatives des performances électriques et de la robustesse des interconnexions à faible pas de collage seront menées grâce aux véhicules de tests YinYang et HARMONY qui possèdent le même pas d'interconnexion, mais des tailles de plots différentes. Enfin, les performances électriques des interconnexions de pas 3,42 et 1,44 μm seront évaluées avec le véhicule de test H1A.

Avant de réduire le pas d'interconnexion, il est nécessaire de bien maîtriser l'intégration, de la préparation de surface, aux tests de vieillissement. Son étude se fera donc progressivement, à commencer par la qualité de l'interface de collage.

Chapitre 2

Qualité de l'interface de collage

Dans ce second chapitre, nous chercherons à définir et évaluer la qualité de l'interface de collage damascène avec motifs de cuivre en nous basant sur des critères morphologiques, mécaniques et électriques.

Dans un premier temps, nous utiliserons la microscopie et l'analyse chimique pour répertorier l'ensemble des défauts présents aux interfaces Cu/Cu et Cu/SiO₂. L'identification des mécanismes de formation de ces défauts nous permettra de proposer des moyens de limiter leur apparition.

Dans un second temps, nous mettrons en place des essais de flexion quatre points afin d'évaluer la résistance à la rupture de l'interface de collage.

Enfin, nous développerons une méthode de mesure de la résistivité de contact comme image de la qualité de l'interface Cu/Cu. La méthode fait intervenir le développement de nouvelles structures de test, des mesures électriques et des simulations numériques.

2.1 Caractérisation morphologique de l'interface de collage

2.1.1 Reconstruction partielle de l'interface Cu/Cu

2.1.1.1 Influence du dishing sur la fermeture de l'interface Cu/Cu

La deuxième étape de mécanisme de collage hybride tel qu'il a été décrit par L. Di Ciccio [Di Ciccio *et al.*, 2014], dans le cas où le cuivre est en retrait par rapport à l'oxyde, est la mise en contact des plots de collage par dilatation thermique. L'expansion doit être suffisante pour compenser le dishing. La dilatation dépend de la température, des dimensions des plots de collage et du coefficient de dilatation du cuivre. Si le cuivre est trop en retrait par rapport au SiO₂, les plots de collage ne seront que partiellement en contact, le risque étant une mauvaise fermeture de l'interface Cu/Cu. C. Sart en a apporté la confirmation par simulation numérique du comportement thermomécanique des plots de cuivre [Sart *et al.*, 2016]. Dans cette sous-partie nous déterminons les caractéristiques morphologiques des cavités résultant de la fermeture partielle de l'interface Cu/Cu.

L'expérience consiste à sur-polir volontairement des plaques Yin Yang afin d'introduire un dishing élevé dans les plots de cuivre. Les plaques sont collées à température ambiante avant de subir un recuit de collage 400°C-2h. Lors de l'amincissement de la plaque supérieure, un délaminage se produit. Ce phénomène traduit une mauvaise adhésion. Une analyse FIB-SEM est réalisée dans la zone délaminée afin d'identifier à quelle interface le délaminage se produit

(figure 2.1).

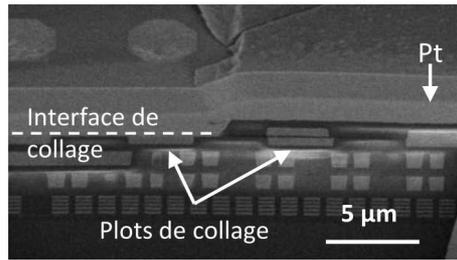


FIGURE 2.1 – Une coupe FIB-SEM montre un délaminage à plusieurs niveaux, dont l’interface de collage d’un véhicule de test YinYang. Le BEOL inférieur est intact et les plots en bord de zones ne sont plus en contact.

La coupe transversale de l’empilement (figure 2.1) dans la zone délaminée montre que le délaminage survient à plusieurs niveaux. En effet, la plaque supérieure a été arrachée à l’aminçissement, excepté le niveau des plots de collage toujours présent mais désolidarisés de la plaque inférieure. L’introduction d’un dishing plus important a donc fragilisé l’interface de collage. Nous supposons que des défauts présents à l’interface Cu/Cu sont responsables d’une diminution de la robustesse de l’interface de collage. Nous procédons à une analyse TEM de l’interface de deux plots de collage issus du même échantillon, dans une zone non délaminée (figure 2.2).

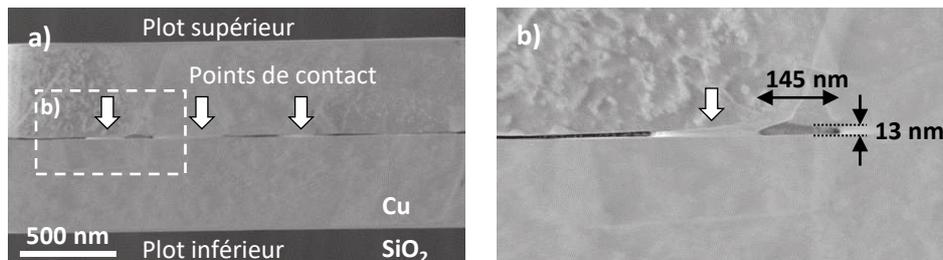


FIGURE 2.2 – Image STEM en coupe de l’interface Cu/Cu dans la zone non délaminée. (c) Zoom sur les cavités et points de contact entre les plots de collage.

Sur la largeur de la zone analysée, environ 2 µm, les plots de collage inférieur et supérieur sont espacés et ne possèdent que trois points de contact (figure 2.2a). L’espace entre ces points de contact peut être assimilé à des cavités. Elles ont une hauteur de 13 nm et s’étendent sur une centaine de nanomètres (figure 2.2b). Une seconde analyse STEM permet d’observer des cavités similaires dans d’autres plots de collage issus de la même plaque (figure 2.3). La morphologie de ces défauts n’est pas caractéristique des cavités créées lors de la reconstruction de l’interface Cu/Cu (1.3.1.3) dont le diamètre est d’une dizaine de nanomètres. Nous pensons que les cavités sont provoquées par une reconstruction partielle de l’interface Cu/Cu. Les cavités sont analysées en EDX afin d’évaluer l’état de la reconstruction de l’interface Cu/Cu (figure 2.3). Les éléments recherchés sont le cuivre et l’oxygène pour révéler l’absence de matière et les traces d’oxyde.

La cartographie EDX du cuivre confirme que les défauts observés sont des cavités puisqu’ils ne contiennent pas de cuivre. Une forte concentration d’oxygène est visible sur les parois de la cavité. L’épaisseur de la couche oxydée est d’environ 2 nm. Cette valeur est comparable à l’épaisseur d’oxyde de cuivre natif qui se forme lors de l’exposition des plaques à l’air, avant collage [Gueguen *et al.*, 2010][Gattinoni et Michaelides, 2015]. Nous en déduisons que l’oxyde de cuivre est stable lors du recuit de collage 400°C-2h lorsque les plots de collage ne sont pas en contact. Dans la gamme de température 350-500 °C, la vitesse d’oxydation du cuivre dépend de la pression partielle en oxygène [Zhu *et al.*, 2002]. L’interface de collage étant scellée, nous pouvons penser que la diminution de la quantité d’oxygène diminue la pression partielle d’oxygène et limite la croissance de Cu₂O. Lors de la mise en contact des plots, la température et les contraintes mécaniques conduisent à la démixtion puis la dissolution de la couche de Cu₂O

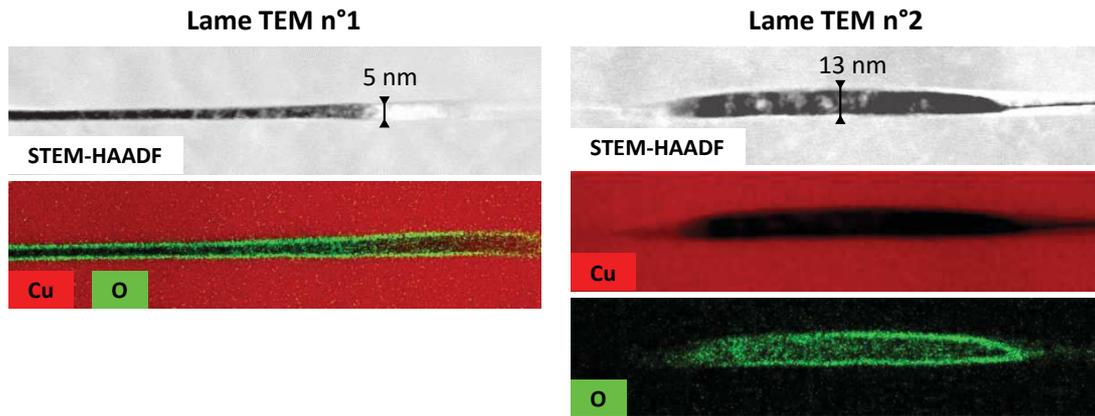


FIGURE 2.3 – L’analyse STEM-EDX des cavités présentes à l’interface Cu/Cu révèle une forte concentration d’oxygène dans la paroi des cavités.

[Di Cioccio *et al.*, 2014], d’où l’absence d’oxygène dans les points de contact de la lame TEM n°2 (figure 2.3). Cette image est particulièrement intéressante car elle montre l’interface Cu/Cu dans un état intermédiaire.

Cette expérience confirme les résultats de simulation de C. Sart sur la fermeture partielle des plots de collage sujets à un fort *dishing*. La différence observée est la création de points de contact au centre des plots et non une fermeture par les bords. Nous attribuons ce phénomène à la rugosité et à la structure polycristalline du cuivre non prises en compte dans le modèle. Une comparaison entre la forme des cavités et celle des joints de grains pourrait permettre de vérifier cette hypothèse.

2.1.1.2 Influence de la microstructure sur la fermeture de l’interface Cu/Cu

Nous procédons à une analyse de l’interface de plots partiellement collés afin de rechercher une corrélation entre la forme des cavités et la position des joints de grain. L’échantillon est un véhicule de test YinYang dont les plots de collage sont fortement en retrait par rapport au SiO₂. Le recuit de collage est de 400 °C pendant 2 h. Une méthode a été spécialement développée par l’équipe de caractérisation physique de ST permettant d’adapter la technique FIB-SEM 3D à des interfaces fragilisées par la présence importante de cavités. Elle consiste à incliner légèrement le plan de coupe FIB par rapport à l’interface de collage (figure 2.4a). L’ensemble des images est ensuite traité numériquement pour produire une image 3D de l’échantillon (figure 2.4b).

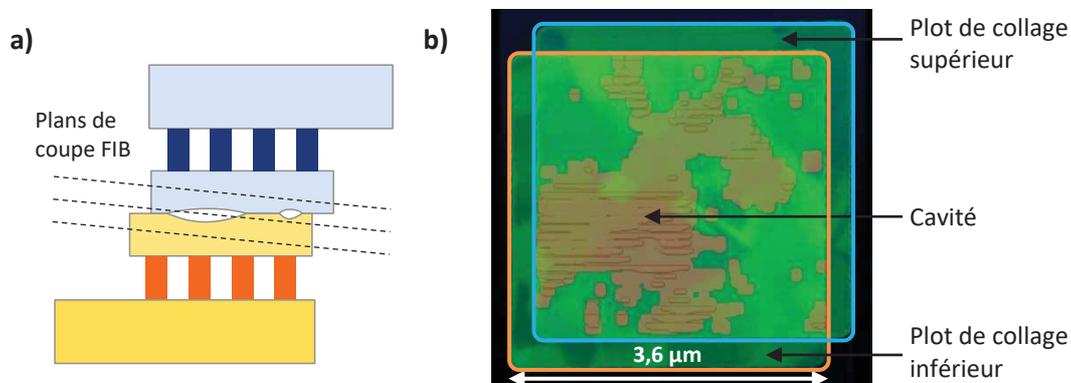


FIGURE 2.4 – (a) Illustration des plans de coupe l’analyse FIB-SEM 3D. (b) Reconstruction 3D de l’interface de plots de collage YinYang. Les plots sont représentés en vert et les cavités en rouge.

L’analyse FIB-SEM montre la présence d’une large cavité qui s’étend sur la largeur de l’in-

terface des plots de collage, ainsi que des cavités de diamètre variant entre 100 et 300 nm. Toutes ces cavités sont contenues à l'intersection des plots de collage. Sur le bord droit et dans le coin supérieur gauche, les plots de collage sont en contact suggérant une fermeture de l'interface Cu/Cu par le bord des plots, conformément à la théorie [Sart *et al.*, 2015](chapitre 5). En revanche, la cavité la plus grande s'étend des bords inférieurs gauche vers le centre (figure 2.4b). Afin d'évaluer l'influence que peut avoir la microstructure sur la fermeture de l'interface Cu/Cu, nous comparons les contours de la cavité la plus large avec la distribution des joints de grains et des joints de macle. Les cartographies des joints de grains sont réalisées manuellement à partir des images SEM des plots de collage (figure 2.4a-b). Nous procédons de la même manière pour le contour de la cavité (figure 2.5c). Les trois figures sont ensuite superposées pour mettre en évidence des similarités.

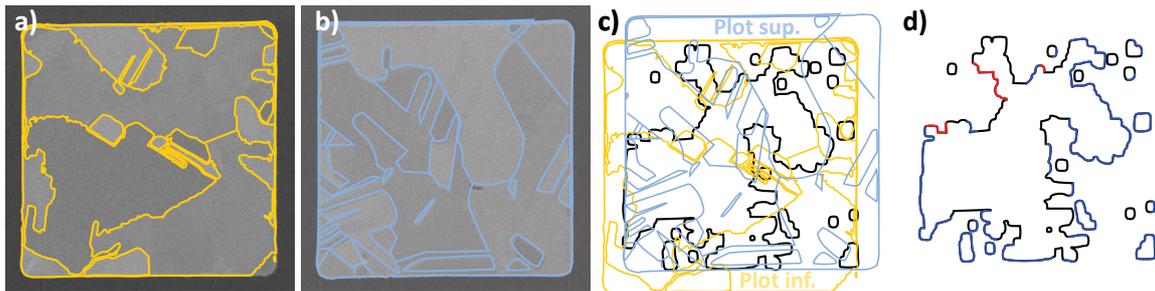


FIGURE 2.5 – Cartographie des joints de grain et macles réalisée à partir d'image SEM des plots de collage (a) supérieur et (b) inférieur). (c) Superposition des joints de grain et du contour des cavités. (d) Le contour des cavités est coloré en bleu lorsqu'il y a superposition avec un seul joint de grain (supérieur ou inférieur) et en rouge avec deux joints de grains (supérieur et inférieur).

Sur la figure 2.5d, le contour des cavités est coloré en fonction du nombre de joints de grain coïncidant avec le contour de la cavité. Le contour est bleu lorsqu'il coïncide avec un joint de grain ou le bord des plots, rouge lorsqu'il coïncide avec deux joints de grain (plots inférieur et supérieur) et noir dans les autres cas. La couleur bleue est majoritaire car le bord des cavités correspond en partie aux bords des plots. Nous constatons également que la cavité a pour limite des joints de grains, qu'ils soient présents sur un ou deux plots. Le deuxième cas est cependant moins présent car il est rare que les joints de grains des plots inférieur et supérieur soient superposés. Le contour noir n'est pas lié à la microstructure du cuivre. Néanmoins, certaines sections sont parallèles aux joints de grain. Les cavités sont donc majoritairement délimitées par le bord des plots et les joints de grain.

Cette délimitation peut s'expliquer par le mécanisme de collage direct métal-métal. La diffusion d'atomes de cuivre à l'interface Cu/Cu permet la fermeture de celle-ci. Or les joints de grain constituent un chemin de diffusion supplémentaire. Ainsi, lors du recuit de collage, nous pouvons supposer que si la dilatation ne met que partiellement en contact les deux surfaces de cuivre, alors la fermeture ne se fera qu'au niveau des joints de grain. Si le dishing est trop important, il n'y a pas fermeture de l'interface Cu/Cu malgré une microstructure favorable du cuivre. C'est probablement ce qui explique pourquoi la fermeture de l'interface Cu/Cu ne se fait pas complètement par les plots. Ainsi, la profondeur du dishing prévaut sur la microstructure du cuivre.

Nous concluons que la fermeture de l'interface Cu/Cu des plots de collage résulte des actions conjuguées de la dilatation du cuivre et de sa microstructure. Les cavités formées suite à la fermeture partielle sont délimitées par les joints de grains du cuivre et les bords des plots suivant l'importance du dishing.

2.1.2 Oxyde de cuivre natif

2.1.2.1 Nodules d'oxyde de cuivre lenticulaires

Dans la partie précédente, nous avons vu que la surface des plots de cuivre est recouverte d'une couche d'oxyde natif. Lorsque celle-ci est trop en retrait par rapport à l'interface de collage, elle n'est dissoute qu'aux points de contact Cu/Cu. Nous nous demandons ici vers quel type de défaut évolue l'oxyde natif lorsque le dishing permet le contact total des plots. Une analyse STEM-EDX de l'interface Cu/Cu permettra d'identifier les défauts en se basant sur des critères morphologiques et chimiques. Deux échantillons M3EM seront étudiés : le premier n'a subi qu'un recuit de collage 400°C-2h et le second a subi qu'un recuit de collage 400°C-2h suivi d'un test de cyclage thermique -50/150 °C de 1000 cycles. Ainsi, il sera possible d'évaluer l'évolution de la couche d'oxyde à court terme post recuit de collage, et à long terme, lorsque l'interface Cu/Cu a été sollicitée thermiquement et mécaniquement.

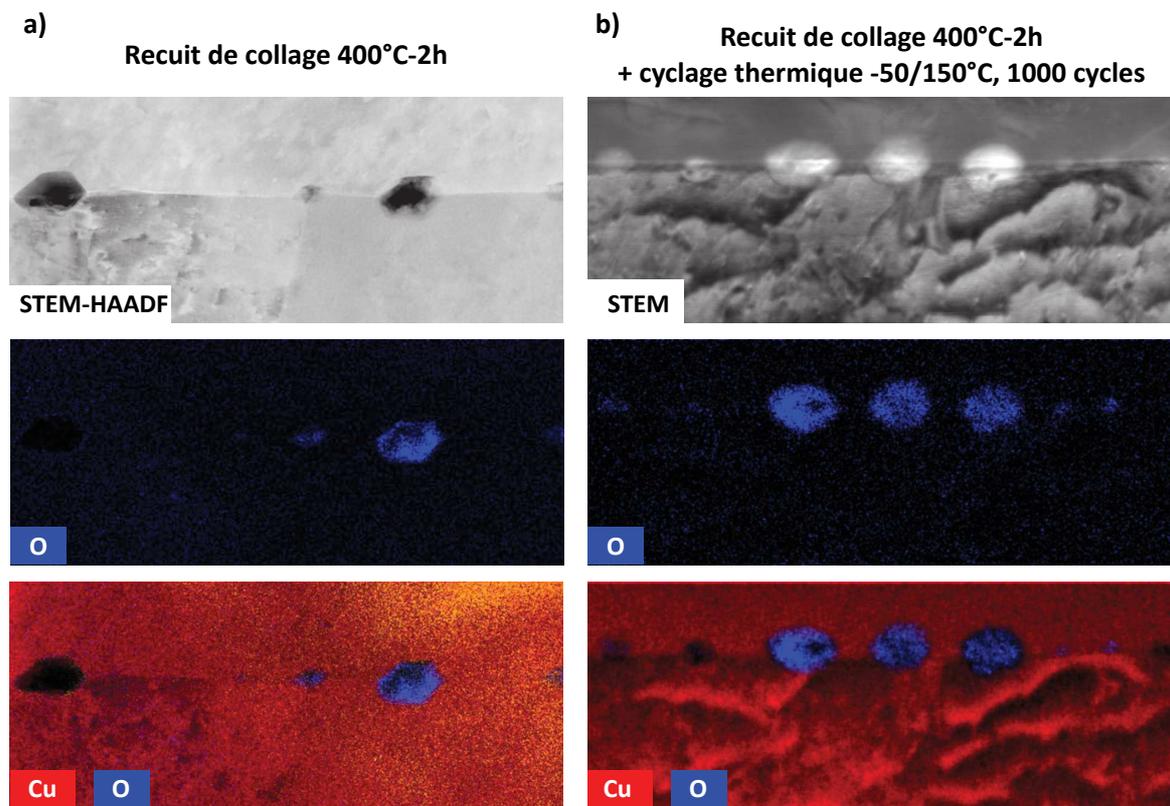


FIGURE 2.6 – Images STEM de l'interface Cu/Cu d'échantillons M3EM a) après recuit de collage b) et cyclage thermique 50/150 °C, 1000cycles. Une cartographie des éléments Cu et O est obtenue par analyse EDX.

Dans les deux cas, l'interface des plots de collage est fermée et des défauts sont observables. Pour l'échantillon post recuit de collage, les défauts sont facettés et creux. En champ sombre annulaire (*high-angle annular dark field* - HAADF), les zones sombres sont caractéristiques de l'absence de matière. Pour l'échantillon post cyclage thermique, les défauts ont une forme lenticulaire aussi bien caractéristique des cavités que des nodules d'oxydes de cuivre. La discrimination se fait grâce aux cartographies EDX. Sur la figure 2.6a, une seule des deux cavités contient de l'oxygène. Nous en déduisons que les cavités ont des origines différentes. Celle sans oxygène est issue de l'accumulation de lacunes à l'interface Cu/Cu (sera traité en section 2.1.3), tandis que celle avec oxygène est probablement le résultat de la dissolution d'un nodule d'oxyde de cuivre. Les parois de la cavité sont riches en oxygène en raison de la dissolution de l'oxygène. Ce type de défaut déjà été observé pour une intégration collage hybride Cu-SiO₂ à quatre niveaux de

métal simple damascène [Beilliard, 2015](chapitre 4). Les cavités y étaient cependant lenticulaires, ce qui suppose un changement de forme de la cavité de l'échantillon M3EM de lenticulaire vers facetté. La cartographie EDX de l'échantillon post cyclage thermique (figure 2.6b) révèle une concentration élevée d'oxygène dans les défauts lenticulaires indiquant ainsi la présence de nodules d'oxyde de cuivre à l'interface de collage.

Nous avons montré que dans le cadre du collage hybride Cu-SiO₂ double damascène, l'oxyde de cuivre natif évolue en nodules à l'interface Cu/Cu, conformément au mécanisme de collage direct métallique [Shirzadi *et al.*, 2001]. Les nodules existent encore après cyclage thermique. Certains deviennent des cavités après recuit de collage. Leur forme passe alors de lenticulaire à facettée. Nous proposons un modèle pour expliquer cette transformation dans le paragraphe suivant.

2.1.2.2 Évolution des nodules vers des cavités facettées

La forme des nodules a été expliquée dans des travaux précédents [Shirzadi *et al.*, 2001]. Lors du recuit de collage, le cuivre comprime l'oxyde de cuivre. Les déformations plastiques locales des aspérités conduisent à la rupture du film d'oxyde. L'oxyde piégé dans la matrice de cuivre peut être instable thermodynamiquement en raison d'une compétition entre les interfaces Cu/Cu₂O et Cu/Cu. F. Baudin a montré qu'une couche d'oxyde d'épaisseur h est favorable à la formation de nodule de rayon r lorsque la condition suivante est satisfaite [Baudin, 2014](chapitre 3) :

$$\frac{h}{r} < \frac{4}{9} = 0,44 \quad (2.1)$$

L'épaisseur d'oxyde mesurée à partir d'analyse EDX est de 2 nm, d'où $h = 4 \text{ nm}$. Le rayon des nodules est d'environ 10 nm. La condition de formation des nodules est donc satisfaite. L'énergie du système est alors minimisée en réduisant la surface de l'interface Cu/Cu₂O, d'où la forme arrondie des nodules.

Nous pensons que le même phénomène est à l'origine de la forme facettée des cavités. Il a été montré dans des solides que les bulles (trous contenant du gaz sous pression) et les cavités (trous ne contenant pas de gaz) adoptent une forme qui minimise l'énergie de surface [Nelson *et al.*, 1965]. Dans le cas de l'interdiffusion de deux métaux, les lacunes diffusent à différentes vitesses et précipitent pour former des cavités polyédriques dont les faces sont des plans cristallins de faible indice [Barnes, 1952][Balluffi et Alexander, 1952]. La forme de ces « cristaux négatifs » dépend de leur volume et de l'énergie de surface des plans cristallins.

Nous supposons que la formation des cavités suit le même mécanisme et que leur forme facettée provient d'un mode de croissance qui minimise l'énergie de surface. Pour vérifier cette hypothèse, nous comparons la géométrie des cavités avec la forme stable attendue (figure 2.7)). Dans le cas du cuivre, les cristaux ont une géométrie octaèdre tronqué [Banthia *et al.*, 2018].

Les cavités ont une forme hexagonale, tout comme la section médiane d'un octaèdre tronqué. L'image TEM ne permet pas de distinguer les plans situés en profondeur. Nous utilisons donc les angles pour déterminer la géométrie des cavités. La section médiane de l'octaèdre tronqué correspond au plan (110) d'une maille cubique face centrée. L'angle formé par les plans (100) et (111) est de 125°. L'angle formé par deux faces adjacentes mesure 128°. Cette valeur est en accord avec la théorie. Nous en déduisons que les cavités adoptent une géométrie octaèdre tronqué en raison de la faible énergie de surface des plans {100} et {111}. Une analyse EBSD complémentaire serait intéressante pour valider que l'orientation des grains appartient à la famille {110}. Un angle de 140° (figure 2.7b) est mesuré, soit 15° supérieur à la valeur théorique. Cet écart peut être causé par la présence de l'interface de collage ou d'une inclinaison du plan de coupe par rapport au plan médian. Nelson explique que les cavités qui n'atteignent pas l'équilibre ont une forme

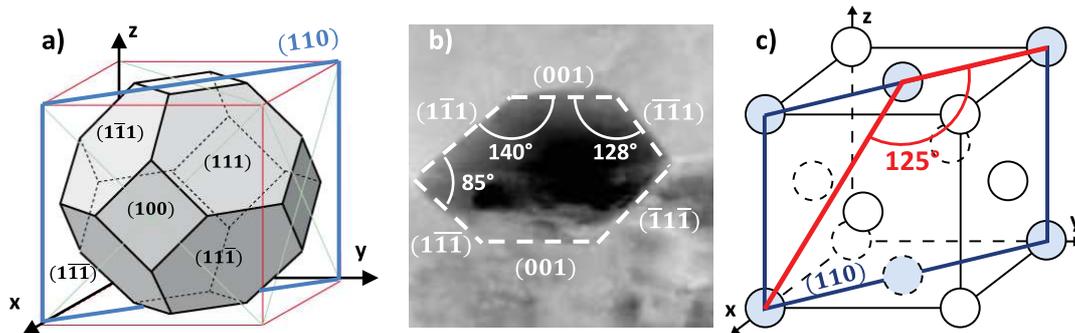


FIGURE 2.7 – (a) Représentation d'un octaèdre tronqué dans une maille cristalline. Les faces correspondent aux familles de plan 100 et 111. (b) Image STEM d'une cavité dans le plan de coupe (110) d'un plot de cuivre à l'interface de collage. (c) Plan (110) d'une maille cubique face centrée.

variant entre la sphère et le polyèdre [Nelson *et al.*, 1965]. Cela dépend notamment du champ de contraintes élastiques qui entoure les cavités. Il est possible que l'oxyde de cuivre stabilise une forme lenticulaire mais qu'une fois dissous dans le cuivre, les cavités résiduelles évoluent vers une forme facettée plus stable. Cela explique la concentration élevée d'oxygène dans des cavités facettées (figure 2.6b).

Grâce à l'analyse géométrique des cavités facettées, nous proposons un modèle de croissance des cavités basé sur la minimisation de l'énergie de surface des facettes (figure 2.8). Dans un premier temps, les lacunes diffusent le long de l'interface sous l'effet des contraintes thermomécaniques après recuit de collage. Leur accumulation conduit à la formation de cavités. Dans un second temps, les atomes de cuivre situés en surface de la cavité vont se réarranger en diffusant suivant les plans atomiques favorisant une l'énergie de surface la plus faible. Dans le cas du cuivre, les plans {100} et {111} ont été identifiés. Les flux d'atomes dans ces plans sont représentés par J_{100} et J_{111} . Pour une maille cubique face centrée, la croissance de la cavité évolue vers une forme d'octaèdre tronqué.

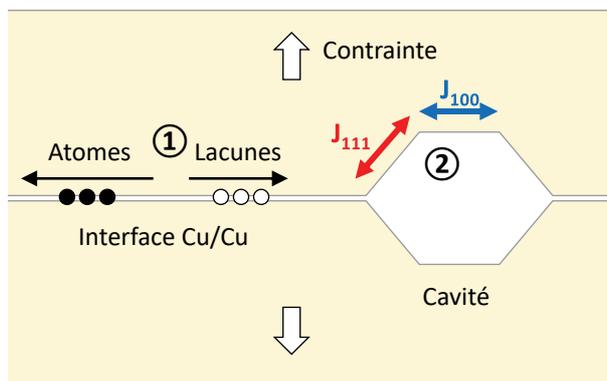


FIGURE 2.8 – Mécanisme de formation des cavités activé par le relâchement des contraintes de tension. Les différentes vitesses de diffusion des lacunes suivant les plans {100} et {111} conduisent à une géométrie polyédrique.

2.1.3 Cavités formées par l'accumulation de lacunes

2.1.3.1 Localisation des cavités dans une interconnexion

Lors du recuit de collage, la déformation plastique des aspérités en surface des plots de cuivre entraîne la formation de lacunes. Le retour à température ambiante génère des contraintes

thermomécaniques dans le cuivre. Sous l'action de celles-ci, les lacunes vont diffuser le long des interfaces hétérogènes (Cu/Cu₂O, Cu/Ta) et des discontinuités de l'organisation cristalline (joints de grain, interface de collage), puis s'accumuler formant ainsi des cavités. Ce type de cavités est visible à l'interface de collage Cu/Cu, dans les joints de grains et à l'interface entre le cuivre et la barrière à la diffusion du cuivre. Elles ont été observées pour du collage direct Cu-Cu [Gondcharton, 2015] (chapitre 4) et du collage Cu-Cu par thermocompression [Rebhan *et al.*, 2018]. Y. Beilliard a également constaté l'existence de ces trois types de cavités pour une intégration collage hybride Cu-SiO₂ réalisée au CEA-LÉTI : simple damascène avec barrière de diffusion en TiN [Beilliard, 2015] (chapitre 4). Les véhicules de test étudiés durant cette thèse ont été fabriqués à STMicroelectronics Crolles selon une intégration différente : interconnexions double damascène et barrière de diffusion du cuivre TaN/Ta et. Nous nous demandons alors l'impact que peut avoir un changement d'intégration sur l'existence de tels défauts.

La répartition des cavités dans les interconnexions est déterminée par microscopie électronique. Des coupes transverses des plots de collage sont observées au TEM afin d'identifier les éventuels sites de formation préférentiels (Figure 1). La zone d'intérêt est une interconnexion de daisy chain DC30k-3,6µm-16vias provenant du véhicule de test M3EM. Le recuit de collage est 400°C-2h.

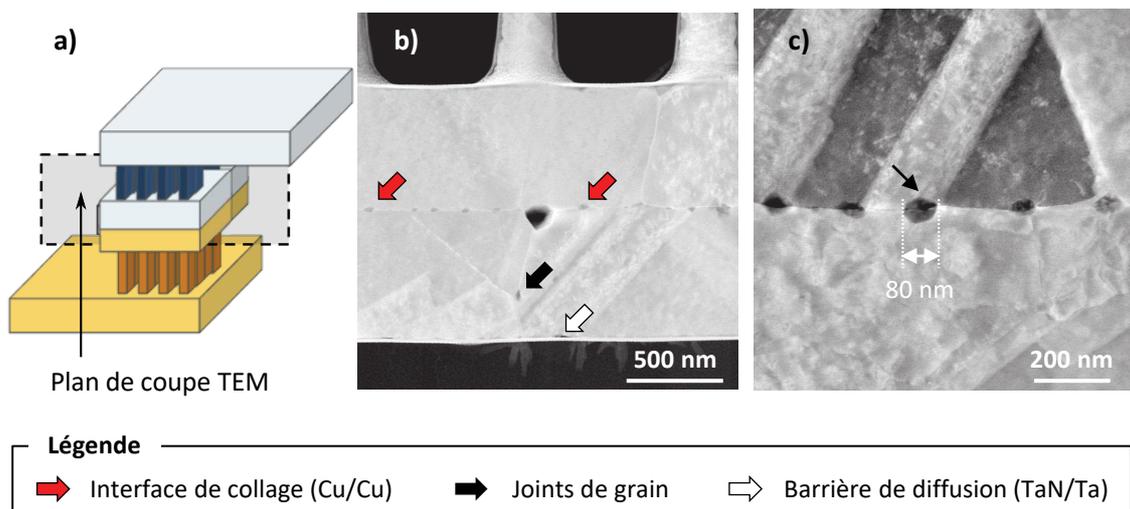


FIGURE 2.9 – (a) Représentation 3D d'une interconnexion et de la coupe transversale de l'analyse TEM. (b) Image STEM-HAADF de l'interface Cu/Cu après recuit de collage 400°C-2h. Une vue globale des plots de collage permet d'identifier l'interface de collage, les joints de grains et la barrière de diffusion comme sites de croissance préférentiels. (c) Grossissement de l'image sur les cavités.

Les figures 2.9b et c sont obtenues par HAADF, un mode d'imagerie sensible au numéro atomique : plus le numéro atomique d'un élément est élevé, plus il apparaît clair et inversement. La barrière TaN/Ta (⁷³Ta) est donc blanche et le cuivre (²⁹Cu) gris clair. Les formes les plus sombres dans le cuivre sont dues à une absence de matière. Nous les attribuons donc aux cavités. Elles sont toutes localisées dans les trois sites préférentiels d'accumulation de lacunes déjà identifiés. Les flèches rouges indiquent les cavités situées à l'interface de collage Cu/Cu. Après grossissement (figure 2.9c), les facettes de certaines cavités sont distinguables. Leur origine fait l'objet du paragraphe 2.1.2.2. La largeur des cavités est de l'ordre de la dizaine de micromètres, ce qui est typique des cavités de collage. Les cavités situées dans les joints de grains et à la barrière de diffusion, indiquées par les flèches blanches et noires, sont également visibles. Elles sont toutefois moins nombreuses que les cavités à l'interface de collage. L'analyse sur une seule vue en coupe n'est pas représentative d'un point de vue statistique. Deux autres interconnexions, l'une

M3EM et l'autre S&H, sont donc analysées par TEM. À l'échelle des plots de collage, seules les cavités de plus de 20 nm sont visibles. Elles sont comptées manuellement et triées suivant leur localisation. Les trois populations sont représentées sur le graphe en (figure 2.10).

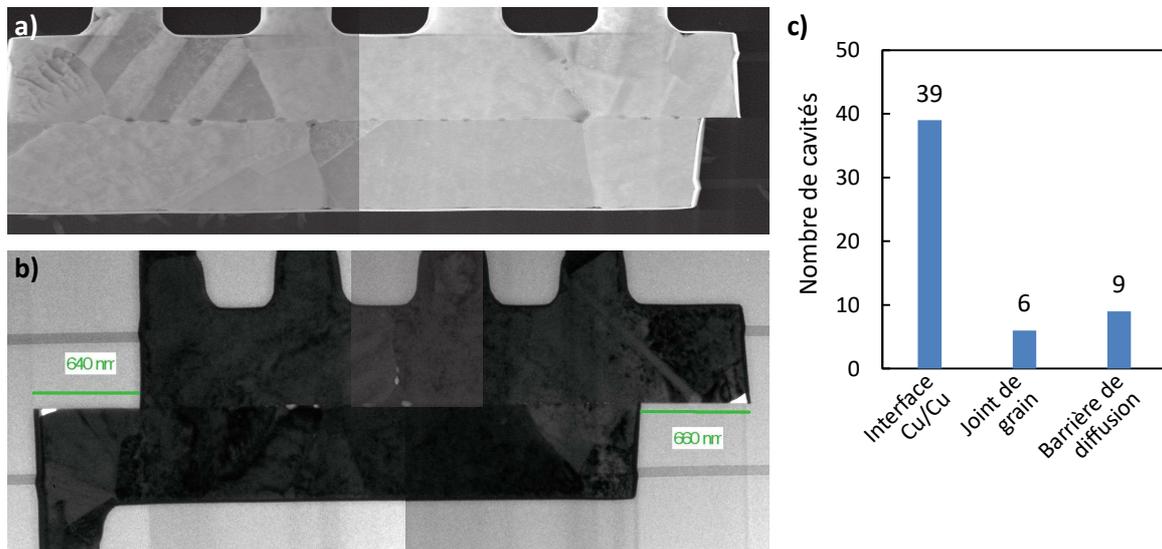


FIGURE 2.10 – Images TEM transversales de plots de collage a) M3EM et b) S&H après recuit de collage 400°C-2h. Les plots ont une largeur théorique de 3,6 μm . c) Nombre de cavités de plus de 20 nm classées par lieu de croissance.

L'analyse des figure 2.9 et figures 2.10 a et b montre que 72 % des cavités sont localisées à l'interface de collage Cu/Cu, contre 11 % dans les joints de grain. Nous attribuons ce résultat aux aspérités présentes en surface des plots de cuivre, qui se déforment plastiquement à la mise en contact des plots, générant ainsi des lacunes à l'interface Cu/Cu. Les 17 % de cavités restantes sont situées à l'interface entre le cuivre et la barrière TaN/Ta. Les énergies d'adhésion des surfaces Cu/TiN et Cu/Ta/TaN sont estimées à 1,4 et 5 $\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$ [Guillaumont, 2005][Li *et al.*, 2005]. L'énergie d'adhésion traduit l'affinité chimique entre deux matériaux donc plus celle-ci est élevée et moins les atomes de cuivre diffusent. Bien que l'énergie d'adhésion du cuivre avec une barrière TaN/Ta soit plus élevée, des cavités se forment. Des cavités sont également visibles aux interfaces Cu/Ta et Cu/SiO₂(figure 2.10b). Nous les attribuons à l'arrachage des grains de cuivre qui peut survenir durant la CMP. Ce phénomène est connu pour l'interface Cu/TiN et a été mis en évidence par mesure AFM après CMP [Beilliard, 2015] (chapitre 4).

Nous concluons que l'intégration collage hybride Cu-SiO₂ double damascène est sujette à la formation de cavités, conformément aux mécanismes observés dans les études nommées précédemment. Autrement dit, la présence de vias, le remplacement de la barrière TiN par TaN/Ta, le changement de préparation de surface, et l'utilisation d'un cuivre différent ne préviennent pas la formation de défauts dans les interconnexions, et n'apportent pas de types de défauts supplémentaires. Ces paramètres influencent peut-être la densité et/ou la taille des cavités mais ces aspects ne seront pas étudiés. Nous nous intéresserons tout de même aux cavités situées à l'interface de collage, majoritaires par rapport à celles présentes dans les joints de grain et à l'interface Cu/Ta/TaN.

2.1.3.2 Répartition des cavités à l'interface Cu/Cu

En collage direct métallique, l'interface de collage peut être considérée comme un plan infini à l'échelle des cavités qui s'y forment. La distribution de cavités dépend uniquement du dépôt de métal (rugosité, microstructure, . . .). Pour le collage hybride, la surface de cuivre est réduite à des

motifs bornés par du SiO_2 . Les plots de cuivre ne sont pas parfaitement alignés et sont en retrait par rapport à l'oxyde, impliquant la création d'une interface Cu/SiO_2 et d'une inhomogénéité des contraintes thermomécaniques après recuit de collage. Nous nous demanderons si les motifs de cuivre agissent sur la distribution de cavités.

Pour cette étude, nous procédons à une analyse morphologique dans le plan de l'interface de collage. Deux techniques sont utilisées : la tomographie électronique et le STEM. Toutes deux permettent de visualiser l'intégralité des défauts à l'interface de collage via des méthodes différentes. La première consiste à prendre plusieurs images des plots de collage en coupe par FIB-SEM, puis à les projeter dans le plan de l'interface de collage. La seconde nécessite le prélèvement de l'interface Cu/Cu par ablation ionique. La lame ainsi obtenue est observée au TEM et les cavités sont visibles par transparence. Les analyses sont conduites sur trois véhicules de test d'intégrations différentes afin de s'affranchir des effets potentiels des vias et de la préparation de surface. La tomographie électronique de CPM4 et l'analyse STEM de M3EM ont été réalisées par l'équipe de caractérisation physique d'STMicroelectronics. Quant à l'analyse STEM de S&H, elle a été réalisée par la société SERMA Technologies localisée à Grenoble. Les résultats sont présentés en figure 2.11.

Les cavités ont l'apparence de points noirs (FIB-SEM 3D) ou blancs (STEM). La différence de couleur est due à la technique d'imagerie utilisée. En raison du désalignement, deux interfaces sont visibles : l'interface Cu/Cu schématisée par l'intersection des carrés orange et bleus, et Cu/SiO_2 . Sur les trois échantillons, les cavités sont uniquement présentes à l'interface de collage Cu/Cu . En revanche aucune cavité n'est visible à l'interface Cu/SiO_2 .

Nous proposons deux hypothèses pour expliquer l'absence de cavités à l'interface Cu/SiO_2 :

- L'interface Cu/SiO_2 ne permet pas la formation de lacunes dans le cuivre. La germination de lacunes est provoquée par les déformations plastiques des grains adjacents lors de la mise en contact des plots de collage. Ainsi, lorsqu'un plot de cuivre fait face au SiO_2 , aucune lacune n'est créée.
- Des lacunes se forment à l'interface Cu/SiO_2 et diffusent vers l'interface Cu/Cu . L'interface Cu/SiO_2 est un excellent chemin de diffusion en raison de son hétérogénéité et de la faible énergie d'adhésion Cu/SiO_2 [Taïbi, 2012](chapitre 3). Après recuit de collage, lors du retour à température ambiante, la compétition entre les forces cohésives et la contraction du cuivre induit une contrainte de traction. Du fait de la meilleure adhésion de l'interface Cu/Cu , et de l'espacement entre les plots de cuivre causé par le dishing, les contraintes sont plus élevées à l'interface Cu/Cu qu'à l'interface Cu/SiO_2 . Ainsi le gradient de contrainte provoque la diffusion des lacunes situées à l'interface Cu/SiO_2 , vers l'interface Cu/Cu .

Si la deuxième hypothèse est valide, une importante quantité de cavités devrait se trouver en périphérie de la surface de contact Cu/Cu . Nous observons au contraire sur la figure 11, une zone d'exclusion d'environ 200 nm de large, située en bord de la surface de contact Cu/Cu , et dans laquelle aucune cavité n'est visible dans la limite de grossissement choisie. Nous procédons alors à une analyse distribution de densité de cavité en fonction du diamètre de celles-ci, en bord et au centre de la zone de contact Cu/Cu (figure 2.12b). L'analyse est réalisée sur les échantillons CPM4 et M3EM car l'image STEM de S&H ne permet pas de distinguer les cavités des grains de cuivre. En raison des différences de résolution du SEM utilisé pour la tomographie et du TEM, les tailles de cavités limites détectables sur CPM4 et M3EM sont respectivement 30 et 10 nm.

La taille des cavités s'étend du seuil de détection jusqu'à 100 nm. Pour chaque distribution, plus les cavités sont petites et plus elles sont nombreuses. Pour les deux échantillons nous constatons que le centre de la surface de contact des plots contient plus de cavités que le bord. Seules les cavités de taille comprise entre 10 et 20 nm (figure 2.12b) sont plus nombreuses dans la zones d'exclusion. Une analyse STEM supplémentaire serait nécessaire afin de s'assurer que

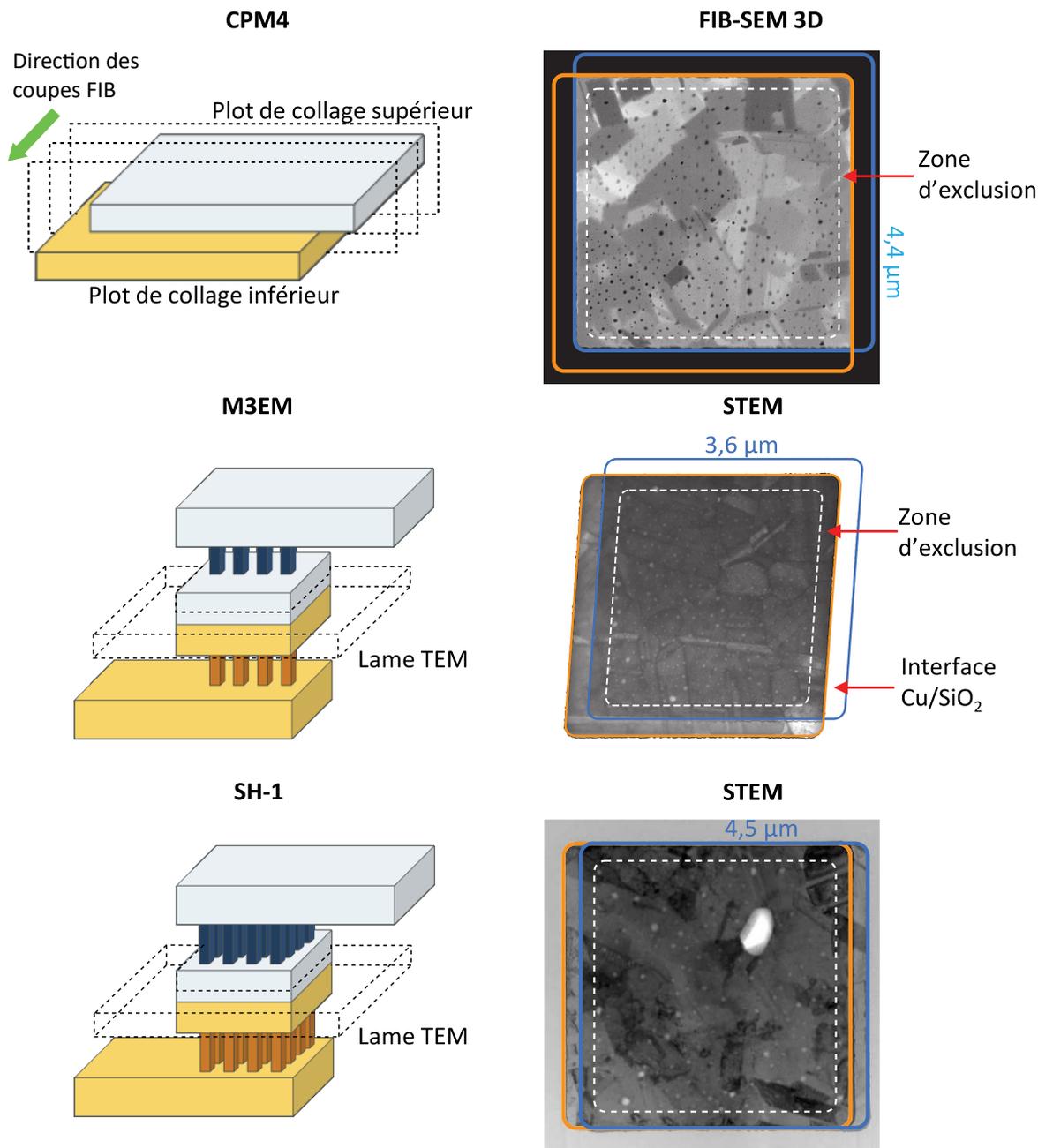


FIGURE 2.11 – Analyse de la distribution de voids à l'interface Cu/Cu par FIB-SEM 3D et STEM. Les zones d'exclusion de voids sont marquées par la ligne pointillée blanche.

ce résultat n'est pas un effet de statistique. Les cavités occupent respectivement 7,1 et 9,8 % du centre de la surface de contact pour les échantillons CPM4 et M3EM. L'écart vient du fait que les cavités de diamètre compris entre 10 et 30 nm ne sont pas comptabilisées pour CPM4. La densité de cavité plus importante au centre de la surface de contact des plots infirment la seconde hypothèse. Ainsi, il n'y aurait pas de cavités à l'interface Cu/SiO₂ car cette interface n'est pas propice à la germination de lacune dans le cuivre. Une mesure des contraintes dans le cuivre à l'interface Cu/SiO₂ en fonction de la température permettrait de vérifier ces hypothèses. La diffraction de rayons X (XRD, X-ray diffraction) est typiquement utilisée pour ce type de mesure. Du fait des nombreux sujets abordés dans cette thèse, nous n'avons pas eu le temps de traiter celui-ci.

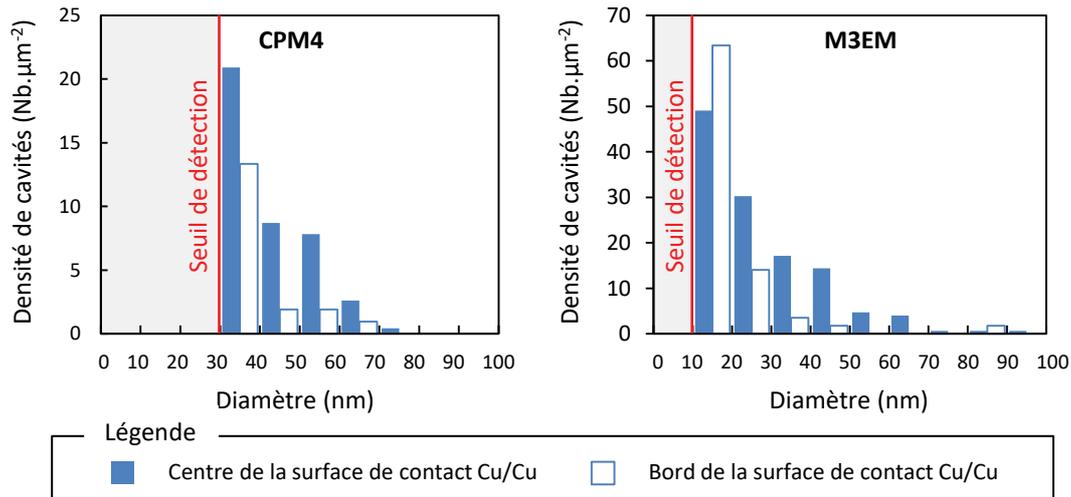


FIGURE 2.12 – Distribution de densité de cavités au centre et au bord de la zone de contact des plots de collage.

Les distributions ont mis en évidence une répartition hétérogène bord/centre des cavités à l’interface des motifs de cuivre. Dans sa thèse, Y. Beilliard modélise la fermeture de deux plots de collage parfaitement alignés et possédant un dishing [Beilliard, 2015](chapitre 5). Le modèle prend en compte le comportement élastique du cuivre et les interactions cohésives. En fin de simulation, après recuit de collage et retour à température ambiante, l’interface Cu/Cu reste fermée et les contraintes de tractions qui résultent de la contraction du cuivre sont plus élevées au centre des plots. À l’inverse elles sont plus faibles en périphérie. Le modèle avec comportement élastique-plastique du cuivre développé par C. Sart mène au même résultat. Sous l’effet d’un gradient de contraintes, les lacunes diffusent et s’accumulent pour minimiser l’énergie totale du système. Nous pouvons donc supposer que la densité de cavités est plus élevée au centre de la surface de contact entre les plots car les contraintes résiduelles y sont plus élevées.

Nous concluons que le collage de motifs de cuivre conduit à une distribution hétérogène des cavités : ces dernières sont plus nombreuses et plus volumineuses au centre de la surface de contact Cu/Cu. Nous attribuons l’origine de cette distribution aux contraintes thermomécaniques post collage, plus élevées au centre des plots. Nous supposons qu’il n’y a pas germination de lacunes dans le cuivre à l’interface Cu/SiO₂, d’où une absence de cavité. Nous nous intéresserons donc aux cavités présentes à l’interface et nous demanderons si la microstructure du cuivre est en lien avec la répartition des cavités.

2.2 Caractérisation mécanique de la qualité du collage hybride

La caractérisation morphologique de l’interface de collage a permis de dresser une liste des défauts présents entre les plots de collage. Leur formation est inévitable car elle résulte des procédés de fabrication et du mécanisme de collage. Une quantité trop importante risque de fragiliser l’interface de collage et conduire au délaminage de la plaque supérieure lors de l’étape d’amincissement. Dans cette partie nous cherchons à définir la qualité de collage sur la base de critères mécaniques. Nous utiliserons pour cela la technique de flexion quatre points. Dans un premier temps nous développerons un mode opératoire adapté aux surfaces patternées. Dans un second temps, nous appliquerons cette méthode à des collages de qualité variable en changeant les paramètres de recuit.

2.2.1 Principe de la flexion quatre points

L'essai de flexion quatre points est une méthode de mesure mécanique de la résistance en flexion. Cette technique a l'avantage de mesurer l'énergie d'adhésion de deux surfaces en s'affranchissant de la longueur de la fissure. Elle a été utilisée pour caractériser l'interface de collage direct Si-Si et de collage par thermocompression de surfaces contenant des motifs d'or [Tsau *et al.*, 2004] ou de cuivre [Tadepalli, 2007]. Dans le cas du collage hybride, nous utilisons cette méthode pour évaluer la résistance mécanique de l'interface de collage. La flexion quatre points nécessite des échantillons de type « sandwich », c'est-à-dire une interface entre deux matériaux massifs. Le collage hybride est donc compatible puisque l'interface de collage est située entre deux couches de silicium. Les échantillons sont placés entre quatre points puis une charge identique est appliquée à ces points, comme l'illustre la figure 2.13.

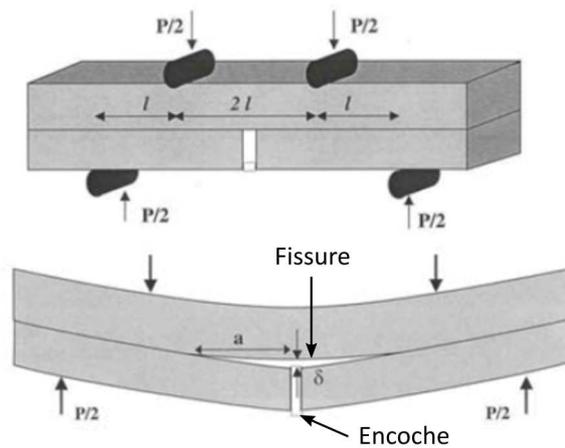


FIGURE 2.13 – Échantillon soumis à un essai de flexion quatre points [Tadepalli, 2007].

Les forces de directions opposées engendrent un moment. L'évolution de la force engendrée par le déplacement des points est décrite en figure 2.14a. Il y a alors flexion de l'échantillon et (a) création d'une microfissure, généralement amorcée par une encoche usinée en surface. Celle-ci va ensuite (b) se propager verticalement jusqu'à l'interface. Si l'adhésion est suffisamment faible, il y a (c) déflexion de la fissure puis (d) propagation le long de l'interface. Cette propagation se fait à force constante appelée P_c , et correspond graphiquement à un plateau. Des essais de flexion quatre points sur des surfaces avec motifs de cuivre montrent un comportement identique au délaminage de deux mono-couches (figure 2.14b).

L'énergie dissipée par unité de surface créée par ouverture de l'interface est appelée taux de restitution d'énergie et a pour notation G . Le délaminage se produit lorsque G est supérieur au taux de restitution d'énergie critique G_c . La fissure se propage si G est au moins supérieur à l'énergie requise à la création de deux nouvelles surfaces d'énergie γ_s . Pour un matériau fragile, cette condition s'écrit [Griffith, 1921] :

$$G \geq G_c = 2\gamma_s \quad (2.2)$$

Des exemples de taux de restitution sont donnés en tableau 2.1.

Le taux de restitution d'énergie critique G_c est calculé à partir de la valeur du plateau P_c [Charalambides *et al.*, 1989] :

$$G_c = \frac{21(1 - \nu^2)P_c^2 l^2}{16Eb^2 h^3} \quad (2.3)$$

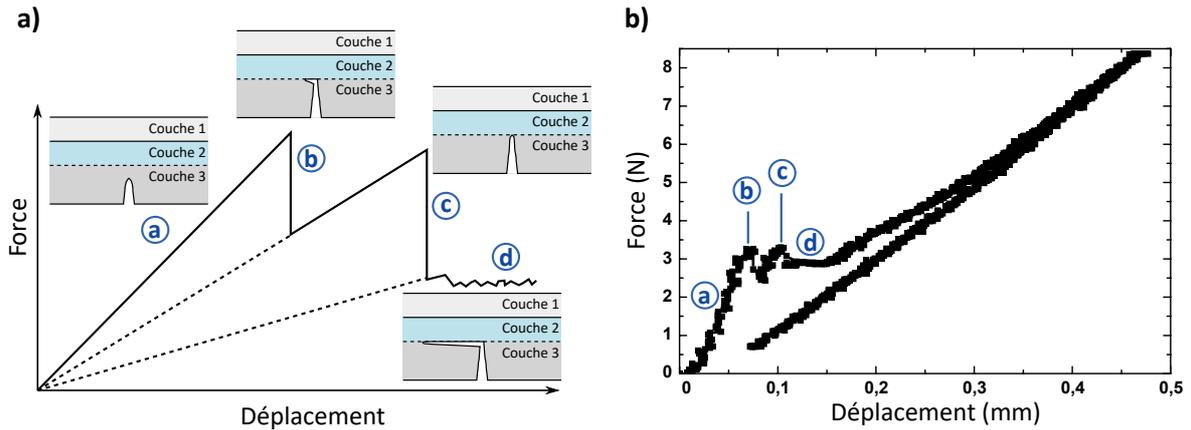


FIGURE 2.14 – (a) Comportement typique d'un assemblage multi-couches en flexion quatre points. (b) Courbe charge-déplacement d'un essai de flexion quatre points sur des lignes de cuivre collées par thermocompression [Tadepalli, 2007].

Tableau 2.1 – Exemples de taux de restitution d'énergie critique.

Matériau	G_c (kJ.m ⁻²)
Alliage acier [Roylance, 2001]	107
Alliage aluminium [Roylance, 2001]	20
Fibre de verre [Roylance, 2001]	7
PMMA (Polyméthacrylate de méthyle) [Roylance, 2001]	0,5
Verre [Roylance, 2001]	0,007
Collage Cu-Cu par thermocompression [Lane <i>et al.</i> , 2003]	0,005
Collage direct Si-Si [Turner <i>et al.</i> , 2000]	0,0015

avec ν le coefficient de Poisson du substrat de silicium, l la distance entre deux points d'application de force inférieur et supérieur (voir figure 2.13), E le module d'Young du substrat de Si, b la largeur de l'échantillon et h l'épaisseur de l'échantillon.

L'interface collage hybride est composée d'un matériau fragile, SiO₂, et d'un matériau ductile, Cu. Le taux de restitution d'énergie est absorbé sans créer de nouvelles surfaces. L'énergie est dissipée par déformation plastique à l'extrémité de la fissure [Irwin, 1948][Orowan, 1949]. Le taux de restitution d'énergie critique s'exprime alors :

$$G_c = 2(\gamma_s + \gamma_p) \quad (2.4)$$

où γ_p est l'énergie due aux déformations plastique. Pour un métal, $\gamma_p \approx 1000\gamma_s$.

Dans cette thèse nous nous limitons à une utilisation qualitative des essais de flexion.

2.2.2 Description des échantillons

Les échantillons sont des barrettes de 8 mm×60 mm découpées dans des plaques M3EM. Il y a donc en tout quatre niveaux de métal. Deux variantes d'amincissement sont testées : substrat silicium intact (750 µm de silicium) ou amincis à 3 µm. Dans les deux cas, la surface est entaillée afin de concentrer les contraintes à l'origine de la fissure en un point. Pour les échantillons non amincis, l'entaille est réalisée à la scie diamant. Sa profondeur est de 450 nm. Pour les échantillons amincis, l'entaille est faite manuellement à l'aide d'une pointe en diamant.

Tableau 2.2 – Échantillons utilisés pour développer les essais de traction pour le collage hybride.

Nom de l'échantillon	Épaisseur	Recuit de collage	Nb d'échantillons
4 μm -400°C-2h	750 + 4 μm	400°C-2h	N. A.
750 μm -400°C-2h	750 + 750 μm	400°C-2h	6

Trois variantes de procédé sont étudiées : recuit de collage 200°C-2h, 400°C-2h ou aucun recuit de collage. Les échantillons sont résumés dans le tableau 2.2.

2.2.3 Mesure de la résistance à la rupture de surfaces avec motifs de cuivre

L'ensemble des essais de flexion est réalisé par l'équipe de caractérisation physique de STMicroelectronics. Les premiers essais sont effectués sur les échantillons de référence 4 μm -400°C-2h. Lorsque l'entaille est sur la face épaisse, aucun délaminage n'est observé. L'énergie est absorbée par la face amincie du fait de sa souplesse. Lorsque l'entaille est sur la face amincie, aucun délaminage ne se produit. L'absence de fissure verticale indique que la rainure laissée avec la pointe diamant ne permet pas de concentrer les contraintes efficacement. Sans pré-amorce, les échantillons cassent sans délaminage. La flexion quatre points n'est donc pas compatible avec des échantillons amincis. Les tests sont renouvelés sur six échantillons 750 μm -400°C-2h. La charge a été convertie en taux de restitution d'énergie selon l'équation (2.3). Il est représenté en fonction du déplacement en figure 2.15.

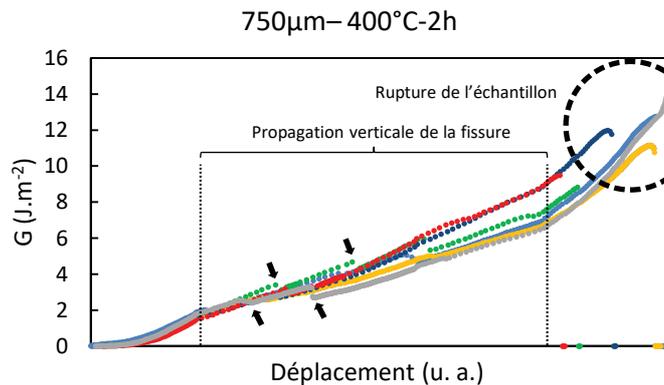


FIGURE 2.15 – Courbes G-déplacement brutalement terminée en raison de la rupture des six échantillons.

Les différentes étapes de l'essai en flexion sont identifiables à partir de la figure 2.14a. La propagation verticale de la fissure depuis l'entaille vers l'interface de collage est marquée par un changement de pente, et plusieurs chutes de G (flèches noires). L'encoche et l'interface de collage sont séparées par plusieurs couches de matériaux différents. Le passage de la fissure d'un matériau à l'autre explique l'allure de la courbe. Chaque interface est suffisamment robuste puisque qu'aucune déflexion de la fissure ne se produit. Lorsque la fissure atteint l'interface de collage, la pente des courbes augmente. L'énergie continue de s'accumuler avec le déplacement à la manière d'un ressort que l'on comprime jusqu'à la rupture des échantillons. Celle-ci est marquée par le retour soudain de G à une valeur nulle. La rupture est mise en évidence sur la figure 2.15 par le cercle en pointillés. Ni l'interface de collage, ni les autres interfaces de l'empilement n'ont délaminé. L'énergie requise pour séparer les deux surfaces de collage est donc supérieure à celle requise pour casser l'échantillon.

Dans la partie précédente, nous avons vu que pour des échantillons préparés dans les mêmes conditions, la densité de cavités est de 10 %. L'interface de collage est donc robuste malgré

la présence de ces défauts. Bien que le test de flexion n'aie pas permis d'extraire une valeur G_c , nous pouvons dire que l'énergie nécessaire au délaminage de l'interface de collage doit au moins être supérieure à 10 J.m^{-2} . Cette valeur est supérieure aux taux de restitution d'énergie critiques du verre massif, de collage direct Si-Si et Cu-Cu (termocompression) (tableau 2.1). En cherchant à mesurer l'énergie d'adhésion par DCB de l'interface Cu/Cu obtenue par collage direct, P. Gueguen a montré que l'interface délaminée dépend de la température du recuit de collage [Gueguen *et al.*, 2009]. Dans le chapitre 3, nous renouvèlerons les essais de flexions quatre points sur des échantillons ayant subi différents des recuits de collage afin d'étudier l'impact du budget thermique sur le taux de restitution d'énergie critique.

2.3 Détermination de la qualité de l'interface Cu/Cu par mesure de la résistivité de contact

2.3.1 Extraction de la résistivité de contact à l'aide d'un modèle analytique

2.3.1.1 Description du modèle analytique

Dans sa thèse, R. Taibi propose une méthode de calcul de la résistivité de contact Cu/Cu basée sur la comparaison des résistances théorique et expérimentale d'une daisy chain [Taibi, 2012]. Cette méthode consiste dans un premier temps à isoler une interconnexion et à la décomposer en briques élémentaires de géométrie simple. Pour une daisy chain à deux niveaux de métal et une intégration simple damascène, des pavés droits suffisent. La résistance de chaque élément est ensuite calculée en fonction de ses dimensions et de la résistivité du matériau associé. L'interconnexion est modélisée par la mise en série ou en parallèle de toutes les résistances élémentaires. La résistance équivalente du modèle correspond à la résistance théorique R_{th} de l'interconnexion. La résistance théorique de la daisy chain n'est autre que la résistance théorique d'une interconnexion, multipliée par le nombre d'interconnexions qui la composent. La résistance électrique de la daisy chain est mesurée par méthode quatre pointes. Il s'agit de la résistance expérimentale R_{exp} .

La résistance de contact est définie comme la résistance s'opposant au passage du courant à l'interface Cu/Cu. Le modèle suppose que cette résistance est nulle lorsque l'interface entre les plots de collage est parfaitement reconstruite. La résistance de contact a donc pour expression :

$$R_c = R_{exp} - R_{th} \quad (2.5)$$

La résistivité de contact peut alors être déduite de la résistance de contact et de l'aire de contact A_c des plots de cuivre :

$$\rho_c = R_c A_c \quad (2.6)$$

Ce modèle a l'avantage d'être simple. Nous l'appliquerons dans la suite aux interconnexions à deux niveaux de métal et d'intégration double-damascène.

2.3.1.2 Résistance théorique d'une interconnexion double-damascène à quatre niveaux de métal

Modélisation d'une interconnexion double-damascène à quatre niveaux de métal
La première étape du calcul de résistance théorique de l'interconnexion de manière similaire à R. Taibi. L'interconnexion est découpée en éléments géométriques élémentaires : les lignes de

métal et les plots de collage sont modélisés par des pavés droits et les vias par des cylindres. Le cylindre est divisé en trois sections, chacune correspondant à un matériau : Cu, Ta ou TaN. À chaque élément est ensuite attribuée une résistance, dans le but de constituer le circuit équivalent. Une interconnexion compte plusieurs vias par plot de collage. Nous supposons que les vias composant la même matrice se comportent comme des résistances en parallèle. Les résistances des autres éléments sont en série. La figure 2.16 illustre la modélisation d'une interconnexion de daisy chain de N_{via} par plot de collage. La signification des termes est détaillée dans le tableau 2.3. Les valeurs numériques rapportées dans ce tableau, nécessaires pour calculer la résistance théorique R_{th} , ont été mesurées selon les méthodes détaillées plus bas.

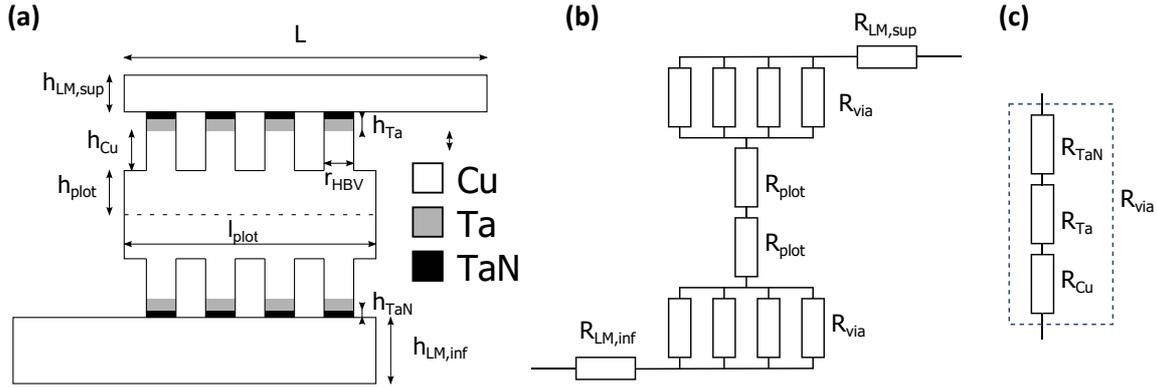


FIGURE 2.16 – (a) Schéma d'une interconnexion de quatre vias et (b) son circuit équivalent avec (c) détail d'un via.

La résistance du circuit équivalent s'écrit :

$$R_{th} = R_{LM,inf} + 2 \frac{R_{via}}{N_{via}} + 2R_{plot} + R_{LM,sup} \quad (2.7)$$

Avec

$$R_{via} = R_{Cu} + R_{Ta} + R_{TaN} \quad (2.8)$$

D'où

$$R_{th} = \rho_{Cu} \frac{L}{l_{LM} h_{LM,inf}} + 2\rho_{Cu} \frac{h_{plot}}{l_{plot}^2} + \frac{2}{N_{via}} \frac{\rho_{Cu} h_{Cu} + \rho_{Ta} h_{Ta} + \rho_{TaN} h_{TaN}}{\pi r_{via}^2} + \rho_{Cu} \frac{L}{l_{LM} h_{LM,sup}} \quad (2.9)$$

Mesure des dimensions Les épaisseurs des différents niveaux de métal sont mesurées à partir d'une image TEM pour que le modèle soit plus représentatif (figure 2.17). L'analyse a été faite par la plateforme nano-caractérisation (PFNC) du CEA-LÉTI. La largeur des lignes de métal, des plots de collage et le diamètre des vias sont obtenus à partir des dessins de masque de lithographie. Ces données sont plus délicates à extraire d'une image car le plan de coupe doit être parfaitement perpendiculaire à l'interface de collage, passer par le diamètre d'un via et être parallèle aux plots de collage.

Mesure de la résistivité du cuivre La résistivité du cuivre est obtenue par mesure électrique. Une couche de cuivre d'épaisseur $1,4 \mu\text{m}$ est déposée pleine plaque (*fullsheet*) par dépôt

Tableau 2.3 – Paramètres utilisés pour calculer la résistance théorique, R_{th} , d'une DC100-3,6 μ m-16vias (M3EM).

Dimensions (nm)		
L	5400	Longueur des lignes de métal
l_{LM}	10 000	Largeur des lignes de métal
$h_{LM,sup}$	360	Hauteur de la ligne de métal supérieure
$h_{LM,inf}$	870	Hauteur de la ligne de métal inférieure
l_{plot}	3600	Largeur des plots de collage
h_{plot}	550	Hauteur des plots de collage
r_{via}	162	Rayon des vias
h_{Cu}	537	Hauteur de Cu dans les vias
h_{Ta}	9	Hauteur de Ta dans les vias
h_{TaN}	4	Hauteur de TaN dans les vias
N_{via}	16	Nombre de vias par plot de collage
Résistivité ($\mu\Omega.cm$)		
ρ_{Cu}	1,91	Résistivité du cuivre
ρ_{Ta}	13,5	Résistivité du tantale
ρ_{TaN}	200	Résistivité du nitrure de tantale
Résistance		
R_{plot}		Résistance d'un plot de collage
$R_{LM,inf}, R_{LM,sup}$		Résistance des lignes de métal inférieure et supérieure
R_{via}		Résistance d'un via
R_{Cu}, R_{Ta}, R_{TaN}		Contributions du Cu, Ta et TaN à R_{via}

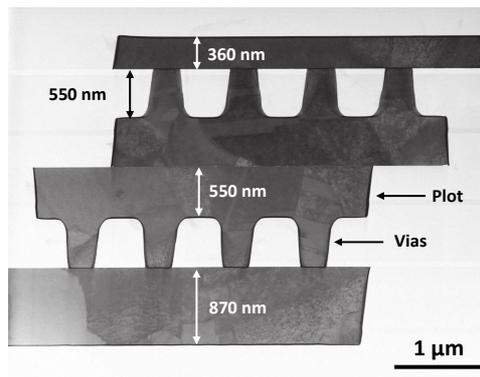


FIGURE 2.17 – Image TEM (vue en coupe) d'une interconnexion à partir de laquelle les épaisseurs de chaque niveau de métal ont été mesurées.

électrochimique (*electrochemical deposition* - ECD). La résistance du film métallique est mesurée par méthode quatre points sur 49 sites. La résistance moyenne est de $12,1 \times 10^{-3} \Omega/\square$. Nous pouvons en déduire la résistivité :

$$\rho_{Cu,fullsheet} = 1,4 \times 10^{-6} \times 12,1 \times 10^{-3} = 1,69 \mu\Omega.cm$$

Le cuivre est suffisamment épais pour que sa résistivité soit proche de celle du cuivre massif ($1,68 \mu\Omega.cm$ à $20^\circ C$). La valeur expérimentale est légèrement plus élevée. Cet écart peut être causé par la présence d'impureté mais reste négligeable. Cependant, le cuivre est plus résistif lorsqu'il est utilisé comme ligne de métal en raison de la diffraction des électrons par les joints de grain et les parois des lignes. Cette augmentation est importante pour les lignes de faibles dimensions, comme l'illustre la figure 2.18.

Afin que les paramètres du modèle analytique soient le plus en accord possible avec l'expérience, il est préférable de mesurer la résistivité du cuivre dans les lignes. Pour ce faire, nous

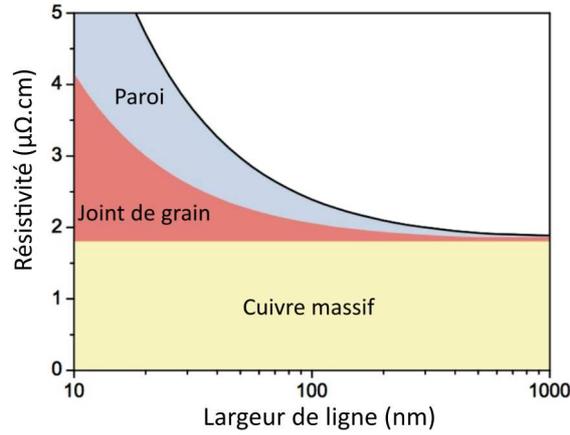


FIGURE 2.18 – Sources de la résistivité du cuivre en fonction de la largeur des lignes de métal [ITR, 2007].

disposons de daisy chains d'interconnexions plus ou moins longues, le nombre de vias restant identique (figure 2.19). La différence de résistance entre les structures de test est donc uniquement causée par la variation de longueur des lignes de métal inférieures et supérieures. De cette manière il est possible d'établir une relation entre l'allongement de ces lignes et la résistivité du cuivre :

$$R_n = R_0 + n(\Delta R_{inf} + \Delta R_{sup}) = R_0 + \frac{n\rho_{Cu}l_{plot}}{l_{LM}} \left(\frac{1}{h_{LM,inf}} + \frac{1}{h_{LM,sup}} \right) \quad (2.10)$$

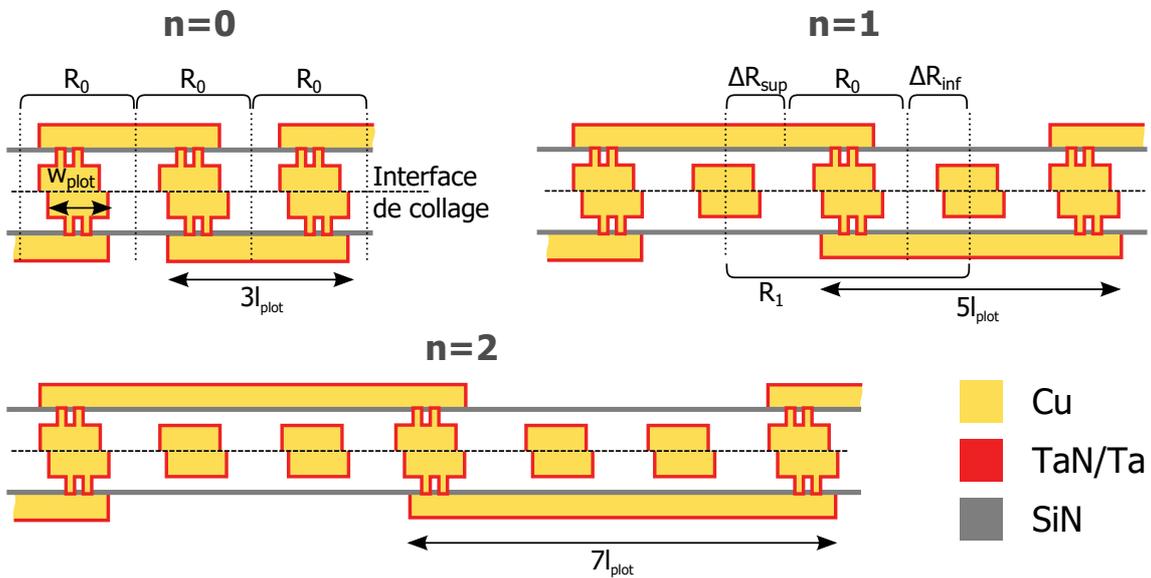


FIGURE 2.19 – Schéma de daisy chains de longueurs différentes utilisées pour mesurer la résistivité du cuivre dans les lignes de métal.

R_0 est la résistance d'une interconnexion de la daisy chain de référence. Les daisy chains plus longues sont construites à partir de la daisy chain de référence en ajoutant des portions de ligne de métal inférieure et supérieure de résistance ΔR_{inf} et ΔR_{sup} . Le nombre de portions ajoutées à chaque ligne par interconnexion est noté n . La résistance moyenne d'une interconnexion est calculée pour les cinq variantes de daisy chain. Les résultats sont représentés figure 2.20.

La résistance est une fonction affine de la variation de longueur des lignes de métal comme

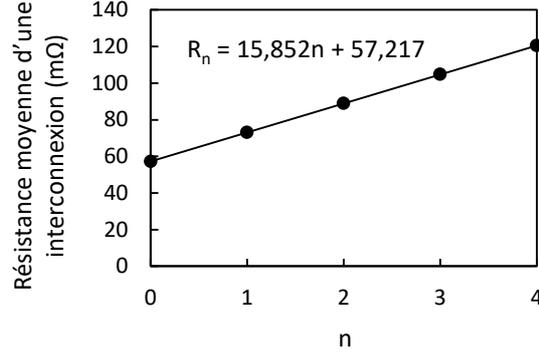


FIGURE 2.20 – Résistance d'une interconnexion en fonction de sa longueur.

le prédit l'équation (6). Une régression linéaire nous permet d'extraire le coefficient directeur $\alpha = 15,852$. À partir de cette donnée et des dimensions des interconnexions, nous pouvons calculer la résistivité du cuivre dans les lignes de métal :

$$\rho_{Cu} = \frac{\alpha l_{LM}}{\frac{1}{h_{LM,inf}} + \frac{1}{h_{LM,sup}}} = \frac{15,852 \text{ m}\Omega \times 9,36 \text{ }\mu\text{m}}{\frac{1}{890 \text{ nm}} + \frac{1}{870 \text{ nm}}} = 1,91 \text{ }\mu\Omega.\text{cm}$$

La valeur calculée est supérieure à la résistivité $\rho_{Cu,fullsheet}$ du cuivre déposé pleine plaque du fait des joints de grain et des parois. La plus petite dimension d'une interconnexion est le diamètre des via, soit environ 300 nm. À partir de cette valeur, les joints de grain et les parois ont peu d'effet sur la résistivité totale du cuivre (figure 2.18). Nous prendrons donc ρ_{Cu} pour calculer la résistance des vias, des plots de collage et des lignes de métal.

Nous ne disposons ni des valeurs de résistivité électrique du Ta et du TaN, ni de structures de test permettant de les mesurer. Nous utiliserons donc des valeurs trouvées dans la littérature. La résistivité du tantale et de son nitrure sont respectivement $\rho_{Ta} = 13,5 \text{ }\mu\Omega.\text{cm}$ [Chemical Rubber Company et Lide, 2003] et $\rho_{TaN} = 200 \text{ }\mu\Omega.\text{cm}$ [Baker, 1972]. Nous possédons à présent la valeur de tous les termes de l'équation (2.8) (tableau 2.3).

L'application du modèle analytique à une interconnexion de daisy chain DC30k-3,6 μm -16 vias donne comme résistance théorique :

$$R_{th} = 104 \text{ m}\Omega$$

2.3.1.3 Mesure de la résistance expérimentale

Le véhicule de test M3EM contient 95 puces, soit 95 valeurs de résistance par type de daisy chain. Une seule valeur étant nécessaire pour mesurer la résistance de contact, la résistance moyenne est utilisée. Nous nous demandons ici si la résistance expérimentale moyenne est une valeur acceptable pour calculer la résistance de contact.

Pour répondre à cette question, nous analysons la répartition de la résistance des interconnexions à l'échelle de la plaque pour trois types de daisy chain : DC100-3,6 μm -16vias, DC30k-3,6 μm -16vias et DC30k-3,6 μm -4vias. Les tests paramétriques pratiqués après fabrication du véhicule de test renvoient la résistance totale des daisy chains R_{DC} . La résistance d'une interconnexion est définie de la manière suivante :

$$R_{interco} = \frac{R_{DC}}{N} \quad (2.11)$$

avec N le nombre d'interconnexions qui composent la daisy chain. Les distributions de la résistance des interconnexions sont représentées figure 2.21. La cartographie en complément des graphes attribue les valeurs de résistance aux puces mesurées et rend compte de la distribution $R_{interco}$ sur la plaque.

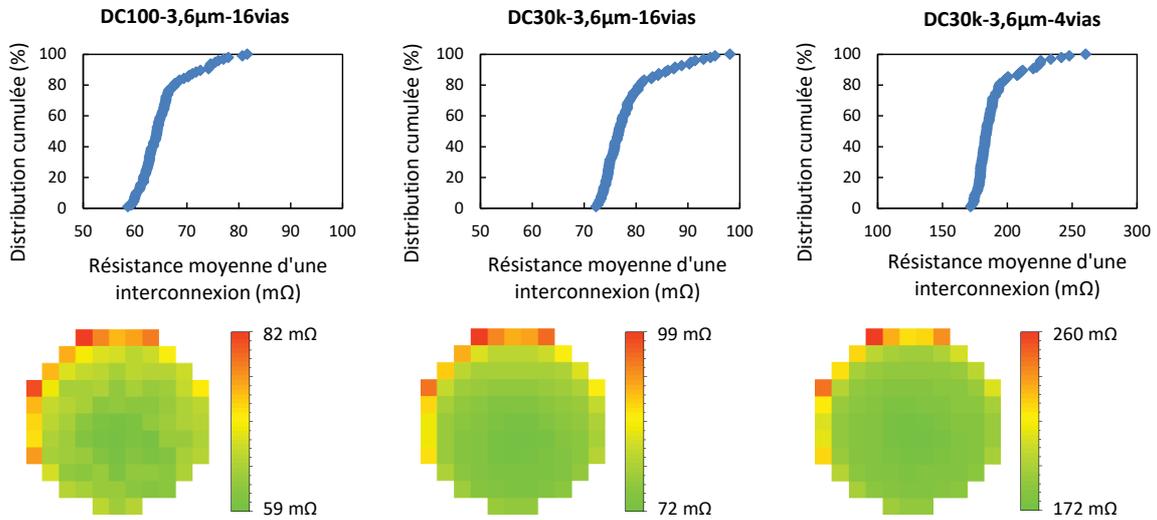


FIGURE 2.21 – Distribution et cartographie de la résistance de trois types d'interconnexion.

Nous observons que toutes les daisy chains sont fonctionnelles quelle que soit la géométrie de l'interconnexion. Les interconnexions étant en série, il suffit que deux plots de collage ne soient pas connectés pour que la structure de test soit défaillante. Le rendement, défini comme le nombre de puces fonctionnelles sur le nombre total de puces, est de 100 %. Les plots sont donc tous connectés. La représentation de la résistance en pourcentages cumulés montre une queue de distribution à partir d'environ 80 % pour les trois types de daisy chain. Dans cette partie de la courbe, la résistance est plus élevée. La cartographie montre que les structures de test les plus résistives sont situées en bord de plaque. Ce phénomène a déjà été identifié. Il s'agit d'une augmentation de résistance causée par la variation du procédé de réalisation des vias [Lhostis *et al.*, 2016]. Leur diamètre est plus resserré en périphérie de la plaque. Par conséquent leur résistance, et donc la résistance des interconnexions, est plus élevée. L'ensemble des puces au sein de la même plaque se divise ainsi en deux : une population «de cœur » et une population « bord de plaque ».

La valeur de $R_{interco}$ étant biaisée par les effets de géométrie du via, nous choisissons d'écartier les puces de la population bord de plaque de la statistique. Ainsi nous définissons la résistance expérimentale comme la résistance moyenne des interconnexions de la population de cœur. Un critère doit être défini pour la différencier de la population de bord de plaque. Déterminer un critère graphiquement dépend de l'appréciation de la personne qui analyse la courbe. Nous préférons établir un critère mathématique.

En supposant que la population de cœur suit une loi normale, nous soumettons l'ensemble de la population de la plaque au test de normalité de D'Augostino-Pearson. Ce test, basé sur les coefficients d'asymétrie et d'aplatissement, est conseillé pour des effectifs supérieurs à vingt [Zar, 1996]. La méthode de calcul est détaillée en annexe. Grâce à cette méthode, nous fixons la population de cœur comme étant les 82 puces de résistance la plus faible, soit 86 % de la population. La résistance expérimentale peut être calculée pour les trois daisy chains. Les valeurs de R_{th} et R_{exp} sont données dans le tableau 2.4 :

Le modèle analytique propose une estimation correcte de la résistance expérimentale puisque les valeurs sont du même ordre de grandeur. Nous observons tout de même un écart relatif supérieur à 35 % dans le cas de la daisy chain DC30k-3,6µm-16vias. La précision du modèle analytique

Tableau 2.4 – Résistance de trois interconnexions obtenues par mesure ou par calcul.

	DC100-3,6 μ m-16vias	DC30k-3,6 μ m-16vias	DC30k-3,6 μ m-4vias
R_{exp} (m Ω)	63,8 \pm 2,6	76,6 \pm 2,7	184 \pm 6,9
R_{th} (m Ω)	72,7	104	193
Écart relatif (%)			
$\frac{R_{th}-R_{exp}}{R_{exp}} \times 100$	14,0	35,9	4,72

est donc dépendante de la géométrie de la structure à modéliser. De plus, la résistance théorique est supérieure à celle expérimentale. La résistance de contact, définie comme la différence de ces deux valeurs, est donc négative.

Ce résultat n'a pas de sens physique et nous en déduisons que le modèle analytique n'est pas adapté pour calculer la résistivité de contact. Il reste cependant une méthode de calcul simple pour estimer l'ordre de grandeur de la résistance des interconnexions. Il peut être utilisé par exemple pour détecter des défauts de procédé qui conduirait à une résistance anormalement élevée. De plus, la dépendance à la géométrie indique que le modèle analytique est incomplet et/ou que certaines hypothèses sont fausses. Par exemple, les vias sont considérés en parallèle pour simplifier de calcul. Or ceux-ci ne sont pas strictement connectés au même nœud du circuit. Ils sont disposés en matrice 4 \times 4 ou 4 \times 1. À ce titre, les vias sont à la fois en parallèle, et en série. Le modèle ne prend pas non plus en compte les effets de concentration de courant. Il s'agit d'une distribution inhomogène de la densité de courant causée par la réduction de la section conductrice. Dans notre cas, il s'agit du passage des lignes de métal aux vias et des vias aux plots de collage. Modéliser ces effets est une piste d'amélioration du modèle analytique mais cela fait intervenir des fonctions mathématiques complexes [Allen *et al.*, 1991]. Le modèle analytique choisi pour sa simplicité perd ainsi de son intérêt.

Nous concluons de cette étude que le modèle analytique ne décrit pas de manière satisfaisante les interconnexions double damascène du fait de leur complexité. Rendre compte des effets géométriques oblige à intégrer des fonctions mathématiques complexes. Plutôt que de compléter le modèle, nous choisissons la simulation par méthode des éléments finis comme alternative.

2.3.1.4 Modèle FEM

Nous calculons ici la résistance des daisy chains DC100-3,6 μ m-16vias, DC30k-3,6 μ m-16vias et DC30k-3,6 μ m-4vias par méthode des éléments finis (*finite element method* - FEM). La simulation consiste à modéliser les trois interconnexions en trois dimensions (3D) et à les soumettre à une différence de potentiel connue. Le logiciel de simulation calcule ensuite le courant établi. Nous en déduisons ensuite la résistance grâce à la loi d'Ohm. La géométrie des constituants d'une interconnexion, les dimensions et la résistivité des matériaux sont celles utilisées pour le modèle analytique vu précédemment. Un potentiel de 1 mV est appliqué la ligne de métal supérieure, tandis que la ligne inférieure est mise à la masse. La valeur du potentiel est arbitraire et n'a pas de conséquence sur le calcul de la résistance car l'effet Joule n'a pas été pris en compte dans la simulation. Les résistances obtenues par FEM, R_{FEM} , des trois interconnexions sont représentées dans le tableau 2.5.

L'écart relatif entre la résistance calculée par FEM et la résistance expérimentale est inférieur à 3 % pour les trois daisy chains. La prise en compte des effets de géométrie offre une estimation très correcte de la résistance des interconnexions. Cependant, R_{FEM} reste supérieure à R_{exp} . L'extraction de la résistance de contact n'est donc pas possible.

Tableau 2.5 – Résistance de trois interconnexions obtenues par mesure ou par calcul.

	DC100-3,6 μ m-16vias	DC30k-3,6 μ m-16vias	DC30k-3,6 μ m-4vias
R_{exp} (m Ω)	63,8 \pm 2,6	76,6 \pm 2,7	184 \pm 6,9
R_{FEM} (m Ω)	65,2	77,8	189
Écart relatif (%)			
$\frac{R_{FEM}-R_{exp}}{R_{exp}} \times 100$	2,1	1,6	3

L'écart relatif varie autour de 2 % quelle que soit la géométrie des interconnexions. Nous attribuons cet écart à une erreur systématique. Les résultats montrent que le modèle est satisfaisant, par conséquent nous questionnons les paramètres d'entrée. Par exemple, les résistivités du tantale et de son nitrure sont issues de la littérature. Les vias sont modélisés par des cylindres alors que les coupes TEM mettent en évidence une forme conique liée à la gravure (Figure 19).

Du fait de la sensibilité de la résistance des interconnexions double damascène aux variations de procédé de fabrication, nous concluons que les daisy chains ne sont pas des structures de test adaptées à la mesure de la résistance de contact. La méthode consistant à comparer les résistances théorique et expérimentale étant limitée par la structure de test, nous nous demandons qui de la méthode ou de la structure de test doit être modifiée.

2.3.2 Limite du modèle analytique

La fabrication d'un nouveau véhicule de test est l'occasion d'intégrer de nouvelles structures de test. Réduire le nombre de niveaux de métal à deux permettrait de calculer la résistivité de contact, comme l'ont fait R. Taibi et Y. Beilliard à l'aide d'un modèle analytique [Taibi, 2012](chapitre 3)[Beilliard, 2015](chapitre 3). Or dans la partie précédente, nous avons montré que la FEM fournit des valeurs de résistance plus proches de l'expérience. Nous pouvons donc nous demander si le modèle analytique est efficace pour mesurer la résistivité de contact.

Pour répondre à cette question, nous reprenons le travail de Y. Beilliard dans lequel il calcule la résistivité de contact à partir du modèle analytique d'une daisy chain de 29 422 interconnexions à deux niveaux de métal. Nous calculerons la résistivité de contact à partir du modèle FEM de la même structure de test. Puis nous comparons les deux valeurs de résistivité. Le détail d'une interconnexion et de son circuit équivalent sont présentés figure 2.22. La largeur et l'épaisseur des lignes sont 3 μ m et 500 nm. La résistivité du cuivre mesurée sur des structures de test dédiées après recuit de collage 400 °C est de 2,1 $\mu\Omega$.cm.

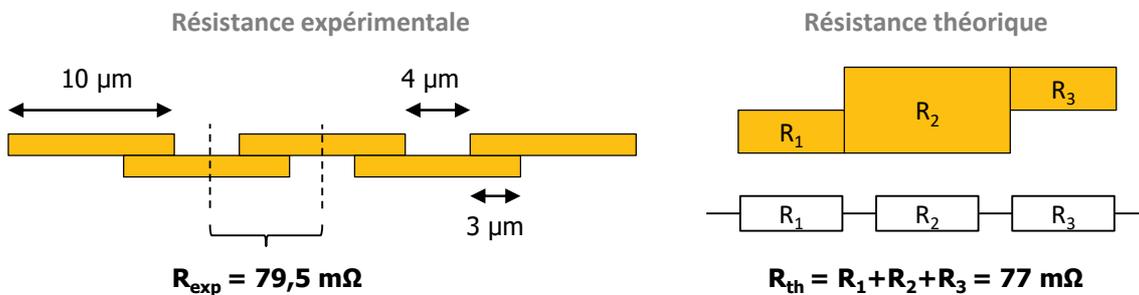


FIGURE 2.22 – Schéma d'une daisy chain à deux niveaux de métal simple damascène et circuit équivalent d'une interconnexion.

L'interconnexion est modélisée par FEM selon la méthode décrite dans la section 2.3.1.4. Les paramètres utilisés sont les mêmes que ceux du modèle analytique. La résistance expérimentale

et les résistances théoriques sont regroupées dans le tableau 2.6.

Tableau 2.6 – Résistance d’une interconnexion obtenue par mesure ou par FEM.

	R_{exp}	R_{th}	R_{FEM}
Résistance (mΩ)	79,5	77,0	80,4
Écart relatif (%)		-3,1	1,1

L’écart relatif atteint un maximum de 3 %. Le modèle analytique donne une valeur très proche de la valeur expérimentale pour des interconnexions simples. L’aire de contact des plots de collage est de $3 \mu\text{m} \times 3 \mu\text{m}$. D’après les équations (2.5) et (2.6), la résistivité de contact calculée à partir de R_{th} est de $22,1 \mu\Omega \cdot \text{cm}^2$. Le même calcul n’est pas applicable avec la FEM car R_{FEM} est supérieure à R_{exp} . La résistance de contact serait donc négative, ce qui n’est pas possible physiquement. Puisque la résistance calculée par FEM est proche de la résistance expérimentale, nous pouvons nous demander si la valeur de résistivité de contact extraite à l’aide du modèle analytique a un sens. Pour comprendre l’origine de l’écart de résistance entre le modèle analytique et la FEM, nous représentons les lignes de courant pour les deux modèles utilisés (figure 2.23).

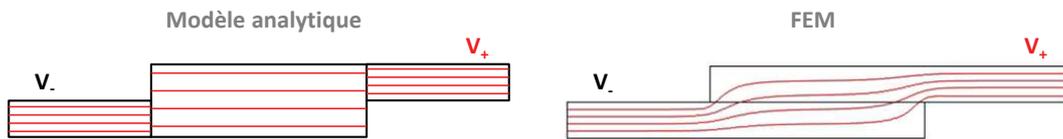


FIGURE 2.23 – Répartition du courant (lignes rouges) dans une interconnexion suivant le modèle utilisé.

Dans le modèle analytique, le champ électrique et le courant sont supposés parallèles et constants en tout point des éléments qui constituent les interconnexions. Dans le cas de la FEM, le passage d’une ligne à l’autre courbe le courant. Cette déviation augmente la résistance d’environ $3 \mu\Omega$ par rapport au modèle analytique. La résistance mesurée sur une structure de test équivalente est $2\,346 \mu\Omega$ et a pour écart-type $47,8 \Omega$. L’écart-type par interconnexion est :

$$\sigma = \frac{47,8}{29\,422} = 1,6 \text{ m}\Omega$$

Les différentes valeurs de résistance sont résumées sur la figure 2.24.

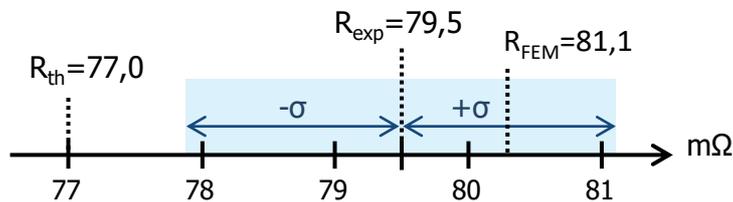


FIGURE 2.24 – Répartition des résistances théorique, expérimentale et FEM.

La résistance R_{FEM} est préférable pour le calcul de la résistance de contact car le modèle prend en compte les effets de géométrie. Mais cette valeur est comprise dans l’intervalle $[R_{exp} - \sigma; R_{exp} + \sigma]$. L’écart relatif est de 1,1 %. Les interconnexions sont donc proches du cas idéal où le courant ne rencontre pas de résistance au passage d’une ligne de métal à l’autre. Ce résultat confirme une reconstruction de l’interface Cu/Cu. En revanche, la résistance de contact est trop faible pour être mesurable comparée à la variation de résistance due aux variations de procédé.

Pour conclure, la méthode de calcul de la résistivité de contact basée sur la différence entre R_{exp} et R_{th} n'est pas suffisamment précise dans le cas du collage Cu/Cu. Il est nécessaire de recourir à une autre méthode pour extraire une valeur numérique.

2.3.3 Mesure de la résistivité de contact avec des croix de Kelvin

2.3.3.1 Description des croix de Kelvin

Les croix de Kelvin sont des structures de test dédiées à la mesure de la résistance de contact entre deux matériaux conducteurs, ou semi-conducteurs, afin d'évaluer la qualité des dépôts. Pour cette raison, elles sont utilisées pour le contrôle de la qualité des interconnexions au niveau des transistors [Proctor et Linholm, 1982]. Les croix de Kelvin sont formées de deux lignes en forme de « L » connectées par leur coin pour former une croix (figure 2.25a) à quatre branches : deux pour imposer un courant et deux pour mesurer la tension. La résistance de contact R_c a pour expression :

$$R_c = \frac{V_+ - V_-}{I} \quad (2.12)$$

La résistivité de contact ρ_c s'obtient à partir de l'aire de la surface de contact A_c grâce à équation (2.6).

Des démonstrations ont été faites dans le cas du collage Cu/Cu sur des structures de test adaptées pour être insensibles au désalignement (figure 2.25b). I. Radu et K. N Chen mesurent respectivement une résistivité de contact de $5 \times 10^{-5} \mu\Omega.cm^2$ et $1,2 - 1,7 \times 10^{-9} \mu\Omega.cm^2$ pour des recuits de collage 200°C-2h et 400°C-1h [Radu *et al.*, 2010][Chen *et al.*, 2004].

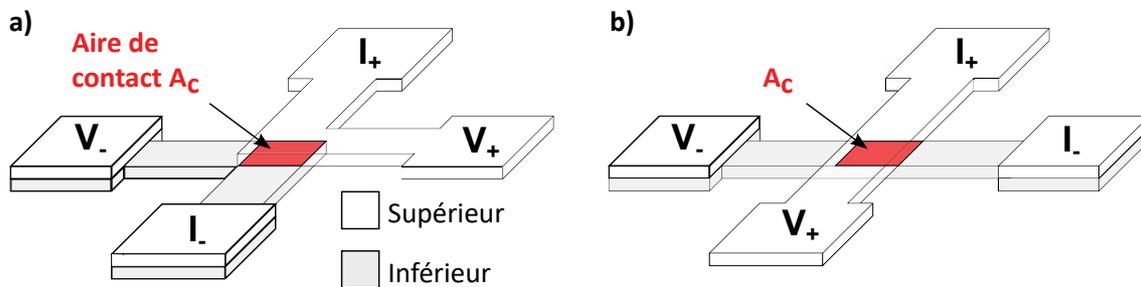


FIGURE 2.25 – Représentation 3D de croix de Kelvin utilisées pour les mesures de résistance de contact. (a) Structure coudée sensible au désalignement. (b) Structure droite insensible au désalignement.

Ces structures de test ne sont pas présentes sur le véhicule de test M3EM car le dessin des masques de lithographie enfreint plusieurs règles du DRM. En effet, les plots de collage sont rectangulaires et perpendiculaires entre eux, formant ainsi une interface Cu/SiO₂. Le relâchement des règles de dessin autorisé sur le véhicule de test S&H a permis l'implémentation des croix de Kelvin. L'abaissement local de l'énergie d'adhésion dû à l'interface Cu/SiO₂ est compensé en entourant les croix de Kelvin par des factices de cuivre. La structure de test 3D et son circuit équivalent sont représentés en figure 2.26. La mesure quatre-points permet de s'affranchir de la résistance des fils, lignes de métal et des vias. Elle rend compatible la mesure de résistivité de contact Cu/Cu sur des interconnexions à quatre niveaux de métal.

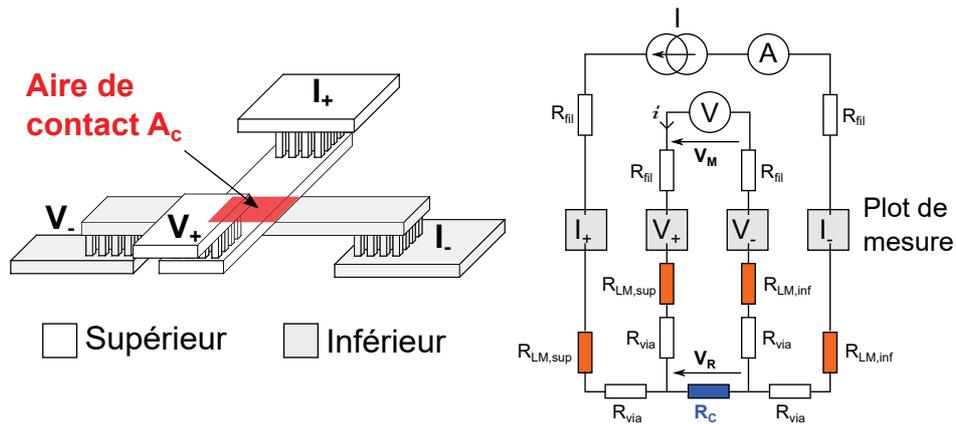


FIGURE 2.26 – Schéma d’une croix de Kelvin 3D et de son circuit équivalent utilisé pour mesurer la résistance de contact.

2.3.3.2 Mesure de la résistivité de contact

Afin d’évaluer la qualité de l’interface des plots de collage, nous mesurons la résistivité de contact Cu/Cu après recuit 400°C -2h grâce à des croix de Kelvin embarquées dans le véhicule de test S&H. Une plaque contient 75 puces et chaque puce intègre 3 croix de Kelvin de surfaces de contact 3×3 , 4×4 et $5\ \mu\text{m}\times 5\ \mu\text{m}$. Dans un premier temps, la résistance de contact est mesurée pour la totalité des structures (figure 2.27). Dans un second temps, la résistivité de contact est extraite en traçant R_c en fonction de l’inverse de A_c selon l’équation (2.6).

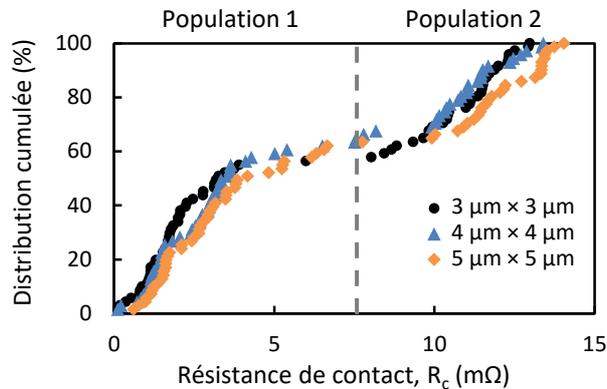


FIGURE 2.27 – Distribution de résistance des croix de Kelvin d’aires de contact différentes.

La distribution de résistance de contact est la même quelle que soit la surface de contact de croix de Kelvin alors qu’une résistance plus élevée est attendue pour les structures dont l’aire de contact est la plus faible. La résistance mesurée n’est donc pas celle de l’interface Cu/Cu. De plus, la distribution n’est pas centrée sur une valeur moyenne mais séparée en deux populations qui s’étendent de 0,1 à 4 $\mu\Omega$, et de 10 à 14 $\mu\Omega$. Dans le paragraphe 2.3.1.3, nous avons vu que la résistance des daisy chains présente également deux populations. À l’instar de la double population des daisy chains observées nous réalisons une cartographie de la résistance des croix de Kelvin afin d’établir un lien entre les résultats et la position des puces sur la plaque (figure 2.28).

Nous observons d’une part que la distribution de résistance est aléatoire. La résistance des croix de Kelvin n’est donc pas sensible aux variations du procédé de réalisation des vias comme le prévoit le dessin de la structure. D’autre part, la distribution de résistance change d’une structure de test à l’autre. Or celles-ci sont localisées sur la même barrette de test. Nous en

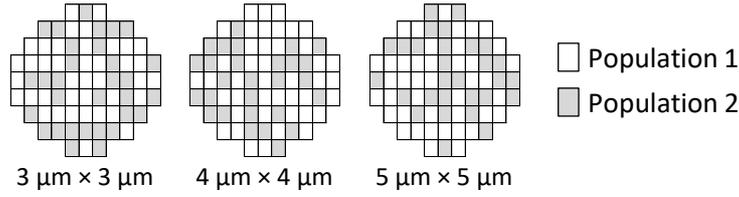


FIGURE 2.28 – Répartition aléatoire des deux populations de résistance de contact à l'échelle de la plaque.

déduisons que la cause n'est pas un effet local. Nous pensons plutôt que la mesure de résistance des croix de Kelvin fournit des résultats aléatoires. Du fait de la faible résistivité de contact attendue, la résistance de contact n'est peut-être pas suffisamment élevée pour être mesurable.

La valeur de ρ_c minimale mesurable est calculable à partir de la précision des appareils de mesure et du courant imposé. La documentation du voltmètre (Agilent 3854A) indique une précision de $0,01 \times \text{valeur lue} + 100 \mu\text{V}$ pour le plus petit calibre. La résolution est de $0,1 \mu\text{V}$ donc nous prendrons 10^{-4} V comme ordre de grandeur de précision. Le courant forcé est de l'ordre du milliampère. La résistivité minimale mesurable a donc pour ordre de grandeur :

$$\rho_c \sim R_c A_c \sim \frac{100 \mu\text{V}}{1 \text{ mA}} \times 10 \mu\text{m}^2 \sim 10^{-8} \Omega \cdot \text{cm}^2$$

La résistivité de contact limite mesurable est inférieure à celle mesurée par I. Radu ($5 \times 10^{-5} \mu\Omega \cdot \text{cm}^2$) [38] mais supérieure d'un ordre de grandeur à celle mesurée par K. N. Chen ($1,2 - 1,7 \times 10^{-9} \mu\Omega \cdot \text{cm}^2$) [Chen *et al.*, 2004]. Il est toutefois possible d'abaisser le seuil ρ_c mesurable en agissant sur la précision du voltmètre, le courant forcé et l'aire de contact. Les voltmètres dont nous disposons possèdent la même précision. L'aire de contact peut être réduite dans la limite prévue par le DRM. La dernière solution possible est l'augmentation du courant dans une certaine limite. Un courant trop élevé risque de fausser de résultat en raison d'un échauffement par effet joule, voire de détruire la structure de test.

Grâce au véhicule de test H1A, la réduction des dimensions des plots de collage a permis d'intégrer des croix de Kelvin d'aire de contact 1×1 et $2 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$. Le courant forcé pour la mesure de la résistance de contact est alors ajusté à 10 mA . La résistivité de contact limite mesurable est désormais :

$$\rho_c \sim R_c A_c \sim \frac{100 \mu\text{V}}{10 \text{ mA}} \times 1 \mu\text{m}^2 \sim 10^{-10} \Omega \cdot \text{cm}^2$$

La résistance moyenne des croix de Kelvin est représentée dans la figure 2.29. Les barres d'erreur correspondent à l'écart-type des résultats.

L'écart-type est élevé, si bien que les cinq populations sont indiscernables. La résistance mesurée n'est pas dépendante de l'aire de contact donc la valeur fournie par les croix de Kelvin n'est pas la résistance de contact.

Nous formulons deux hypothèses à partir de ces résultats : soit les croix de Kelvin ne sont pas compatibles avec une intégration double damascène, soit la résistivité de contact est trop faible pour être mesurable. Nous utiliserons la simulation pour identifier l'hypothèse valide.

2.3.3.3 Résistivité de contact limite mesurable

Dans cette partie nous cherchons à calculer la plus faible valeur de résistivité de contact mesurable avec les croix de Kelvin 3D. Cette étude ne peut se faire expérimentalement car nous il est impossible d'imposer une valeur de résistance de contact. Nous avons donc recours

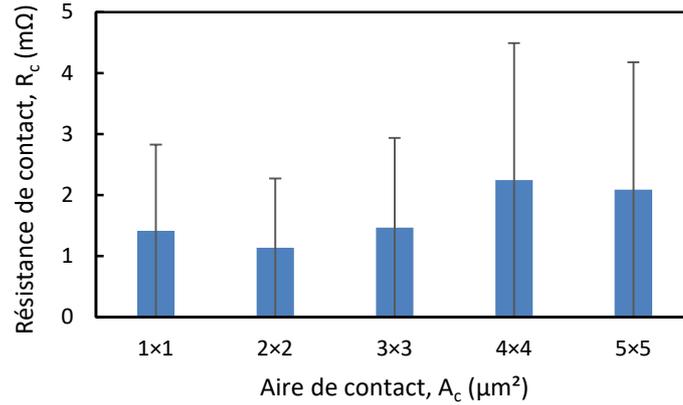


FIGURE 2.29 – Résistance moyenne des croix de Kelvin d’aires de contact différentes pour un courant de mesure de 10 mA (H1A).

à la simulation. Celle-ci consiste à modéliser les croix de Kelvin 3D de largeur variable et de résistivité de contact connue et d’en extraire la résistance de contact. Lorsque la résistivité de contact extraite diffère de la résistivité de contact imposée, nous considérons que la limite mesurable est atteinte.

La modélisation des croix de Kelvin comprend tous les niveaux de métal. Pour simplifier le maillage, la barrière de diffusion n’est pas modélisée et la base des vias est carrée. Ce changement n’affecte en rien la valeur de la résistance de contact puisque la méthode quatre-pointes est reproduite. Le courant de mesure est simulé en imposant une densité de courant connue à la borne I_+ tandis que la borne I_- est mise à la masse (figure 2.30a). Des sondes de potentiel sont placées aux bornes V_+ et V_- . Les dimensions latérales sont celles du dessin du masque de lithographie tandis que les épaisseurs des niveaux de métal sont celles indiquées par le DRM. La résistivité de contact est simulée en ajoutant une impédance de contact à l’interface Cu/Cu. La résistance de contact a pour expression :

$$R_c = \frac{V_+ - V_-}{I} = \frac{\rho_c}{A_c}$$

Où I est le courant imposé, ρ_c est la résistivité de contact et A_c est l’aire de contact. Les aires de contact sont 2x2, 3x3, 4x4 et 5 $\mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$. La résistance est tracée en fonction de $1/A_c$ (figure 2.30b) pour des valeurs de ρ_c allant de 10^{-11} à $10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$.

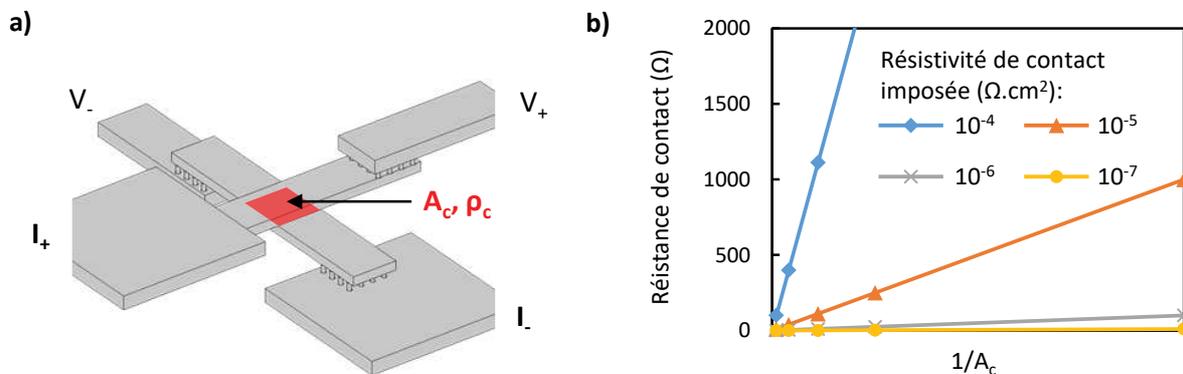


FIGURE 2.30 – (a) Modèle FEM d’une croix de Kelvin pour calculer (b) la résistance de contact en fonction de l’aire et de l’impédance contact.

Les droites obtenues indiquent que la résistance de contact est proportionnelle à $1/A_c$. L'équation (2.6) permet d'identifier la résistivité de contact comme coefficient directeur des droites. La résistivité de contact est extraite par régression linéaire puis comparée à l'impédance de contact imposée (figure 2.31).

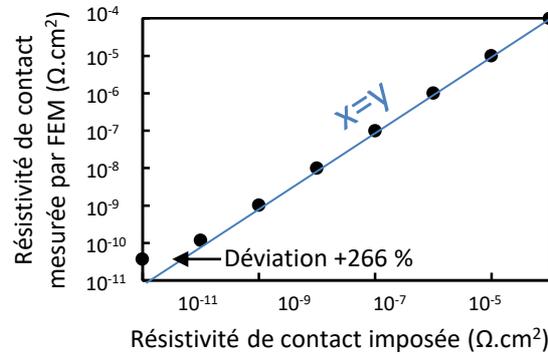


FIGURE 2.31 – La résistivité de contact calculée par FEM est en accord avec la résistivité de contact imposée.

D'après le graphe, les résistivités de contact imposées comme paramètres de simulation et extraites par mesure de R_c sont égales. Ce résultat valide l'utilisation des croix Kelvin 3D pour la mesure de la résistivité de contact. L'intégration à quatre niveaux de métal double damascène n'est donc pas rédhibitoire. Cependant une déviation est nettement observable lorsque $\rho_c = 10^{-11} \Omega \cdot \text{cm}^2$. Si la résistivité de contact est très faible, la chute de potentiel à travers l'interface de collage l'est aussi. Les valeurs V_+ et V_- deviennent extrêmement proches si bien que la différence de potentiel est quasi-nulle, voire négative. Le calcul de R_c avec l'équation (2.5) conduit à des valeurs négatives. La résistance « négative » n'a pas de sens physique. En réalité le maillage n'est pas suffisamment fin, ce qui impacte la précision des solutions. Ce phénomène débute lorsque la résistivité de contact est inférieure à $10^{-9} \Omega \cdot \text{cm}^2$ et pour une aire de contact de $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$. Un maillage contenant un plus grand nombre d'éléments permettrait de supprimer la déviation mais serait plus coûteux en temps de calcul. De plus, la solution est une différence de potentielle dont la valeur peut être correcte numériquement mais trop faible pour être mesurable expérimentalement.

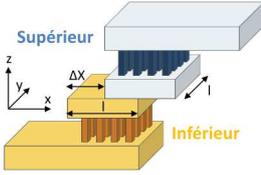
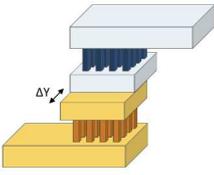
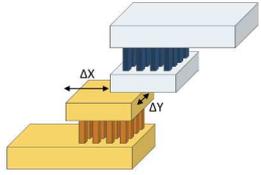
La précision des voltmètres à notre disposition est d'environ $100 \mu\text{V}$. Une telle différence de potentiel apparaît à partir d'une impédance de contact de $10^{-7} \Omega \cdot \text{cm}^2$ pour un courant de 1 mA . Ces résultats sont cohérents avec ceux de H. Lin, qui a montré que la résistivité de contact minimale mesurable avec des croix de Kelvin est de $9,0 \times 10^{-7} \Omega \cdot \text{cm}^2$. Toute valeur inférieure peut être considérée comme indicateur de la qualité de l'interface en question [Lin *et al.*, 2005].

D'après la simulation, les croix de Kelvin sont des structures de test favorables pour mesurer la résistivité de contact, quelle que soit l'intégration. L'interface caractérisée doit néanmoins posséder assez de défauts (oxyde de cuivre, reconstruction partielle) pour provoquer une chute de potentiel mesurable. En d'autres termes, une excellente qualité de collage n'est pas mesurable à l'heure actuelle. Toutefois, nous rappelons que les croix de Kelvin ne sont pas sensibles à la présence des cavités.

2.3.4 Mesure de la résistivité de contact par désalignement

Dans cette partie, nous développons une méthode de mesure de la résistivité de contact prenant en compte la totalité des défauts de l'interface de collage. Contrairement aux croix de Kelvin mesurant une résistance absolue, la méthode présentée dans cette partie repose sur une mesure relative. La résistance des daisy chains dépend de la reconstruction de l'interface de collage et de la section conductrice des plots de collage. Cette dernière est à la fois sensible

Tableau 2.7 – Expression de la surface de contact relative suivant la direction du désalignement.

Direction du désalignement	X	Y	X+Y
Illustration			
Aire de contact, A_c	$l(l - \Delta X)$	$l(l - \Delta Y)$	$(l - \Delta X)(l - \Delta Y)$
Surface de contact relative	$\frac{l(l - \Delta X)}{l^2} = 1 - \frac{\Delta X}{l}$ (2.13)	$1 - \frac{\Delta Y}{l}$ (2.14)	$\frac{(l - \Delta X)(l - \Delta Y)}{l^2}$ (2.15)

aux cavités et au désalignement entre les plaques inférieure et supérieure. Donc, la variation de résistance en fonction de l'aire de contact est représentative de l'ensemble des défauts présents à l'interface Cu/Cu. Ainsi en comparant la courbe expérimentale à des courbes théoriques, il est possible d'estimer la résistivité de contact. Dans un premier temps nous identifierons la structure de test la plus adaptée à cette nouvelle méthode. Nous l'appliquerons ensuite en comparant des données expérimentales avec le modèle FEM. Puis nous discuterons de l'influence des variations de procédé de fabrication avant de conclure sur la validité de la méthode.

2.3.4.1 Identification des structures de test

Nous recherchons la daisy chain la plus sensible au désalignement. Pour cela, nous réalisons une étude paramétrique en modélisant une interconnexion dont les plots de collage sont plus ou moins décalés. La variation de résistance est tracée en fonction de la surface de contact relative définie comme le ratio de l'aire de contact sur l'aire des plots de contact. Son expression varie suivant la direction du désalignement (tableau 2.7). La variation de résistance est l'écart relatif :

$$\frac{\Delta R}{R_0} = \frac{R - R_0}{R_0}$$

R étant la résistance mesurée et R_0 la résistance de référence lorsque les plots sont parfaitement alignés. Les plots de collage ont une largeur de $3,42 \mu\text{m}$, l'impédance de contact est fixée à $10^{-9} \Omega \cdot \text{cm}^2$ et le désalignement est une translation suivant X ou Y. Ces choix sont arbitraires.

Nombre de vias par plot de collage Nous nous intéressons en premier lieu à l'influence du nombre de vias par interconnexion sur la sensibilité des daisy chains au désalignement. Seul le nombre de vias change. Il peut être de un, quatre ou seize. Cela correspond au minimum et au maximum autorisés par le DRM, et à une valeur intermédiaire. Les niveaux supérieur et inférieur sont désalignés suivant X. La variation de résistance est représentée figure 2.32 pour les trois variantes.

Nous remarquons que plus une interconnexion possède de vias, et plus la résistance de celle-ci est sensible au désalignement. La résistance augmente car la section conductrice est réduite. Pour des faibles valeurs de désalignement, la résistance varie peu car la plus petite section conductrice est imposée par les vias. Ainsi la résistance augmente brutalement lorsque l'aire de contact égale celle des vias. Plus la section cumulée des vias est importante et plus cette limite est atteinte

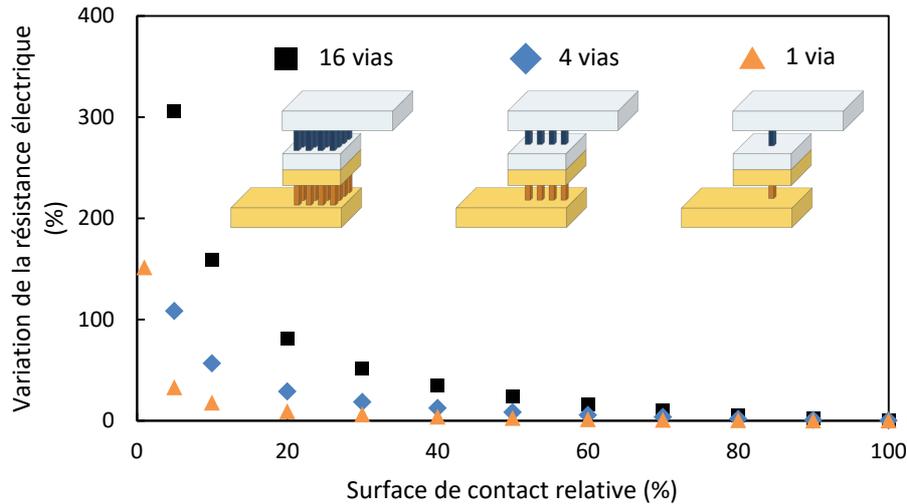


FIGURE 2.32 – Sensibilité de la variation de résistance au nombre de vias par simulation FEM.

rapidement. Ceci explique pourquoi une interconnexion possédant un maximum de via est plus sensible au désalignement.

Taille des daisy chains La taille d'une daisy chain est définie par le nombre d'interconnexions qui la composent. Elles en comportent 100 ou 30 000 (DC100 et DC30k). Afin de réduire la surface occupée par la variante la plus grande, la largeur des lignes de métal est divisée de moitié. Les largeurs sont respectivement 9,36 et 5,04 μm . Il est plus juste de définir la largeur des lignes de métal comme variable étudiée. Au vu des résultats précédents, les deux variantes sont modélisées avec un nombre maximal de vias. La variation de résistance est représentée figure 2.33.

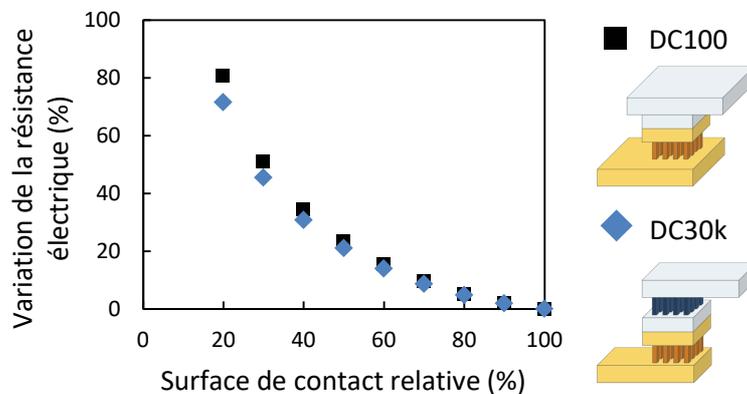


FIGURE 2.33 – Sensibilité de la variation de résistance au nombre d'interconnexion par simulation FEM.

Les deux distributions sont presque superposées. Nous remarquons que pour une surface de contact relative inférieure à 40 %, la variation de résistance de la daisy chain de 100 interconnexions est sensiblement plus élevée. Les lignes de métal des DC100 sont moins résistives que celles des DC30k du fait de leur largeur. Par conséquent l'interface de collage participe davantage à la résistance totale de l'interconnexion. Les petites daisy chains sont donc plus sensibles au désalignement que les grandes. Nous choisissons néanmoins la plus grande daisy chain pour notre étude car la résistance moyenne d'une interconnexion est calculée à partir d'une population plus nombreuse donc rend mieux compte de la qualité de l'interface Cu/Cu.

Avant de valider la daisy chain DC30k-16via-3,42 μm , assurons-nous que le désalignement est identique en tout point de la structure de test. En effet, elle occupe une surface de 2700 $\mu\text{m} \times 680 \mu\text{m}$,

or lors du collage, la plaque supérieure se déforme et le désalignement n'est pas uniforme comme dans le cas d'une simple translation. Nous calculons pour cela le désalignement maximal horizontal et vertical au sein de la structure de test. La figure 2.34 représente une cartographie typique du désalignement mesuré optiquement sur toute la plaque par l'équipe métrologie d'ST-Microelectronics. Chaque flèche correspond à la translation de la puce supérieure par rapport à la puce inférieure. Les maximums de désalignements suivant X et Y sont respectivement 570 et 850 nm. À l'échelle de la structure de test, cela représente environ 50 et 20 nm. Les plots ont une largeur de 3,42 μm donc nous considérons le désalignement homogène sur la surface d'une daisy chain.

Les daisy chain DC30k-16vias-3,42 μm , sont donc les structures de test les plus adaptées pour la mesure de résistivité de contact par méthode de la variation de résistance.

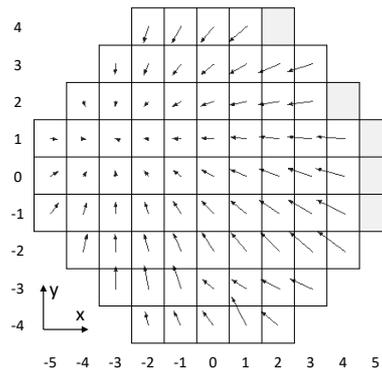


FIGURE 2.34 – Cartographie du désalignement par mesure optique. Les puces grisées n'ont pas pu être mesurées.

Direction du désalignement Nous pouvons voir sur la cartographie de la figure 2.34 que le désalignement peut avoir plusieurs directions. Cette dispersion résulte des effets combinés de translation, rotation et homotétie. Nous prenons en considération uniquement la translation. Cependant, les interconnexions ne sont pas symétriques suivant tous les plans. Le chemin parcouru par le courant ne sera donc pas le même suivant la direction du désalignement. Ainsi la résistance peut prendre plusieurs valeurs à surfaces de contact égales. Nous modélisons une interconnexion de DC30k-16vias-3,42 μm et faisons varier le désalignement suivant trois directions : X, Y et la composante X+Y. La variation de résistance est représentée dans la figure 2.35.

La variation de résistance est identique pour les trois directions de désalignement. Les résultats peuvent donc être traités sans distinction.

2.3.4.2 Extraction de la résistivité de contact par analyse graphique

Modèle avec résistance de contact sans cavités La variation de résistance expérimentale est obtenue par analyse complémentaire des résultats de tests paramétriques et de la mesure de désalignement. La résistance de référence est celle de la daisy chain de désalignement le plus faible et située en centre de plaque. L'aire de contact est calculée selon l'équation (2.15). La variation de résistance théorique est obtenue en modélisant une DC30k-16vias-3,42 μm pour des valeurs de contact d'impédance allant de 10^{-11} à 10^{-8} $\Omega\cdot\text{cm}^2$. Une simulation sans impédance de contact est également réalisée afin de simuler le cas théorique d'une interface de collage sans défauts. Nous procédons à une analyse graphique pour estimer la résistivité de contact (figure 2.36a).

D'après la simulation, la résistance d'une interconnexion augmente davantage lorsque la résistivité de contact est élevée. Nous avons vu dans le paragraphe 2.3.4.1 que la résistance

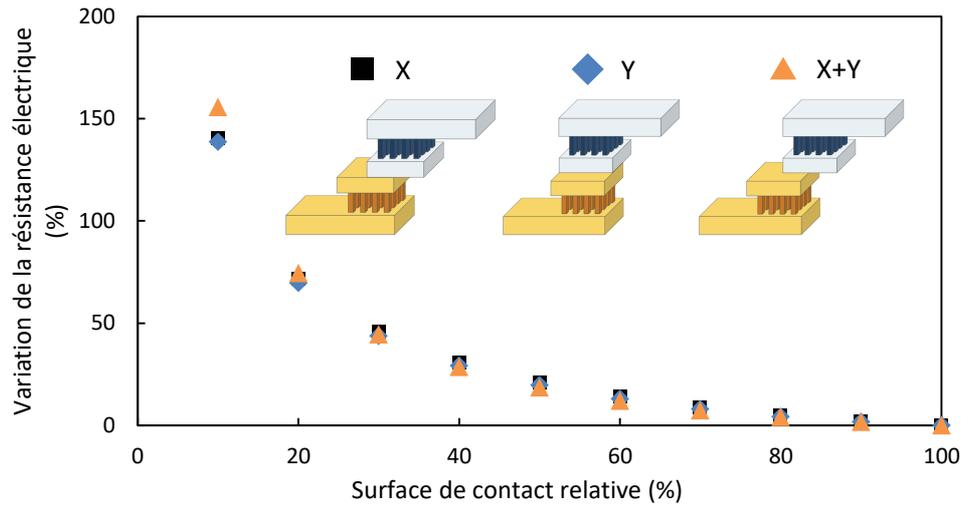


FIGURE 2.35 – Sensibilité de la variation de résistance à la direction de désalignement par simulation FEM.

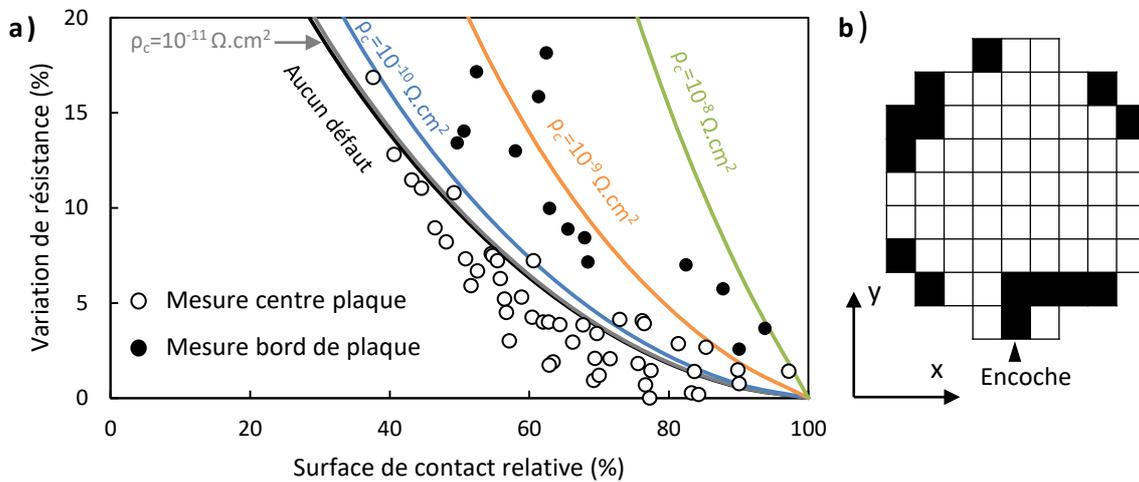


FIGURE 2.36 – (a) Comparaison de la variation de résistance expérimentale et théorique pour plusieurs résistivités de contact. (b) Les valeurs qui s'écartent de la distribution sont repérées sur la plaque.

est peu sensible au désalignement car les vias sont plus résistifs que l'interface de collage. Plus l'interface de contact est résistive, et plus la résistance de contact devient prépondérante sur la résistance des vias. Les interconnexions dont l'interface Cu/Cu est de mauvaise qualité sont donc plus sensibles au désalignement.

Les courbes correspondant à $\rho_c = 10^{-11}$ et $\rho_c = 10^{-10} \Omega.cm^2$ sont quasiment superposées avec celles sans résistivité de contact. Ainsi l'interface de collage peut être considérée comme d'excellente qualité lorsque $\rho_c < 10^{-10} \Omega.cm^2$.

D'après les mesures de désalignement, l'aire de contact des plots de collage varie de 38 à 97 %. Conformément aux simulations, la résistance augmente lorsque l'aire de contact diminue. La distribution est dispersée mais une tendance est visible. Une majorité des points se trouve sous la courbe correspondant au cas sans défauts. La résistance expérimentale ne peut pas être plus faible que le cas théorique idéal. L'imprécision sur la mesure du désalignement et/ou les variations de procédé cause une dispersion. Ceci est particulièrement visible pour les puces localisées en bord de plaque pour lesquelles le diamètre des vias est plus petit (figure 2.36b). L'augmentation de résistance est sensible aux variations de procédé. La dispersion qui en résulte ne permet pas d'attribuer une valeur de résistivité de contact. Des simulations supplémentaires

prenant en compte les effets de gravure sont nécessaires pour encadrer l'erreur.

2.3.4.3 Influence des variations de procédés

Pour pouvoir conclure sur la résistivité de contact, il est indispensable de comparer les valeurs théoriques et expérimentales en prenant en compte les variations de procédés. Nous réalisons de nouvelles simulations numériques en incluant le diamètre des vias comme variable. Le but étant de calculer les variations de résistance minimales et maximales pour une résistivité de contact donnée, prendre en compte la forme des vias est inutile. Tous les vias sont donc cylindriques et leur diamètre peut prendre deux valeurs : 290 et 400 nm. La première correspond à l'ouverture moyenne observée en lithographie avant gravure. La seconde est mesurée sur une image TEM dans la zone du via la plus large. Le graphe en figure 2.37 regroupe les résultats théoriques et expérimentaux.

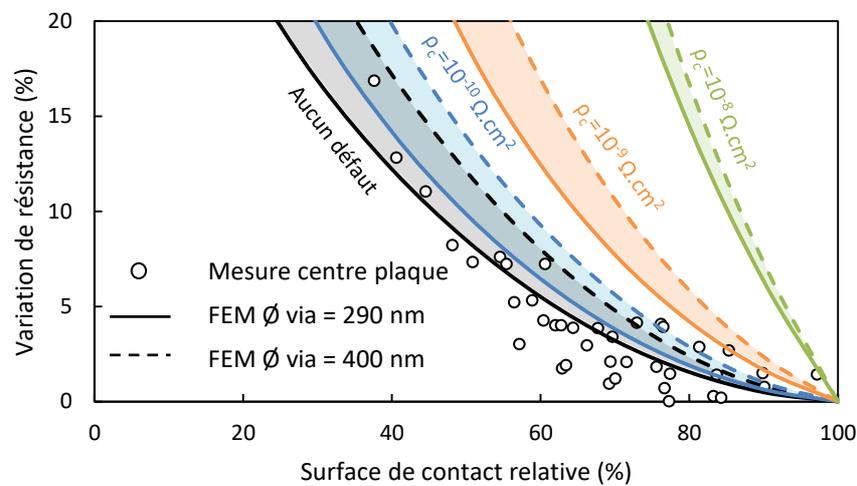


FIGURE 2.37 – Comparaison de la variation de résistance expérimentale et théorique prenant en compte la variation de procédé de gravure des vias.

Les courbes ont désormais une allure de bandes minorées par les courbes associées au diamètre de 290 nm et à l'inverse, majorées par les courbes correspondant au diamètre de 400 nm. Ce résultat va à l'encontre de l'observation précédente où l'augmentation de résistance était plus importante en bord de plaque où les vias présentent un diamètre inférieur au reste de la plaque. La plus grande sensibilité au désalignement pour les vias de 400 nm de diamètre est cependant en accord avec la théorie évoquée dans la partie 2.3.4.1 concernant la compétition entre la section conductrice des vias et l'aire de contact des plots de collage. À l'instar de l'augmentation du nombre de vias, l'élargissement des vias rend les interconnexions plus sensibles au désalignement. Il est donc préférable de ne pas prendre en compte les puces en bord de plaque pour évaluer la résistivité de contact.

Les plages de variation de résistance des interconnexions modélisées se superposent à partir d'une résistivité de contact inférieure à $10^{-10} \Omega \cdot \text{cm}^2$. Toute valeur expérimentale située dans cette zone indique que la qualité de l'interface Cu/Cu de la puce concernée est excellente. Cependant, la majeure partie de la population de cœur est concentrée sous le minimum théorique. Nous pensons que le modèle n'est pas suffisamment représentatif des échantillons, d'où un écart entre l'expérience et la théorie.

2.3.4.4 Modèle avec impédance de contact et avec cavités

Le modèle FEM suppose une interconnexion sans cavités et dont la résistivité de contact est surfacique et uniforme. Deux interprétations sont possibles : soit le modèle décrit une interconnexion sans cavités et dont la résistivité de contact est uniquement due à la reconstruction de l'interface. Soit le modèle décrit une interconnexion avec des cavités dont l'impact sur la résistance globale est pris en compte dans la résistivité de contact. Le premier cas est purement théorique puisque les mécanismes de collage conduisent inévitablement à la formation de cavités. Le défaut du second modèle est qu'il ne prend pas en compte les cavités dans l'aire de contact. L'aire de contact maximale du modèle est donc 100 % alors que la densité de cavités réelle est d'au moins 10 %. Le modèle avec impédance de contact et sans cavités n'est pas suffisant pour extraire une résistivité de contact car la distribution des valeurs expérimentales et les courbes obtenues ne peuvent pas être représentées avec la même abscisse. Nous proposons d'affiner ce modèle en séparant les contributions de l'interface de collage et des cavités.

Le modèle de départ est une interconnexion DC30k-3,42 μ m-16 vias. Les cavités sont modélisées par une couche de cuivre poreuse. La couche fait 10 nm d'épaisseur car la hauteur caractéristique des cavités à l'interface de collage est de 10 nm. Les cavités sont carrés et disposés en matrice 10 \times 10 de sorte à rendre la distribution de courant homogène. La taille des cavités est variable afin de garder leur densité constante de 10 % quel que soit le désalignement imposé. Une impédance de contact est toujours appliquée à l'interface entre cette grille de cuivre et le reste du plot de collage (figure 2.38a). Dorénavant la surface de contact relative a pour équation :

$$\frac{(l - \Delta X)(l - \Delta Y) - n_c l_c^2}{l^2}$$

avec n_c le nombre de cavités et l_c la largeur d'une cavité carrée. Les paramètres de simulation sont les mêmes que dans le paragraphe 2.3.4.2. Les résultats de simulation sont comparés aux résultats expérimentaux (figure 2.38b).

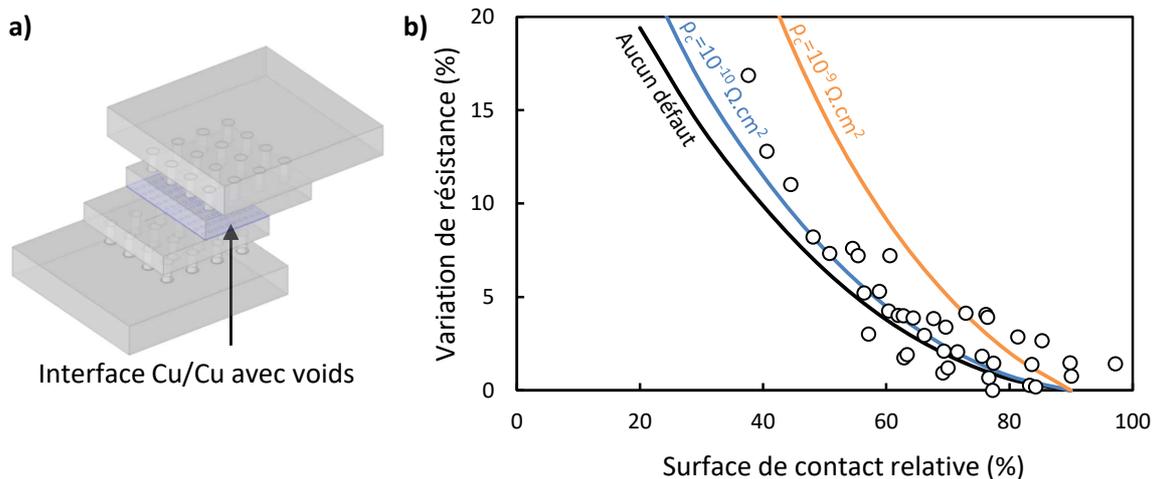


FIGURE 2.38 – (a) Modèle 3D d'une interconnexion DC30k-3,42 μ m-16vias avec matrice de cavités à l'interface Cu/Cu. (b) Comparaison de la variation de résistance expérimentale et théorique prenant en compte la présence de cavités.

La distribution des valeurs expérimentales et les courbes obtenues par simulation se superposent. Ainsi la prise en compte des cavités améliore le modèle de manière significative. Cependant la méthode peut encore être améliorée car la surface de contact relative utilisée pour tracer la variation de résistance expérimentale ne prend pas non-plus en compte la surface occupée par

les cavités puisque c'est l'inconnue que nous cherchons.

Cependant nous pouvons affirmer que la résistivité de contact est au plus de l'ordre de $10^{-10} \Omega \cdot \text{cm}^2$ car les valeurs expérimentales sont majorées par cette résistivité de contact quel que soit le modèle utilisé. Au-dessous de cette valeur, la variation de résistance est semblable à une interconnexion dont la surface parfaitement reconstruite ne possède pas de résistivité de contact. Le procédé de collage hybride conduit donc à une excellente qualité de l'interface Cu/Cu.

Nous avons vu à travers les différents modèles numériques que pour une géométrie de via donnée, la variation de résistance est fonction de la résistivité de contact ρ_c , de la surface de contact relative S et de la densité de cavités d_c :

$$\frac{\Delta R}{R_0} = f(\rho_c, S, d_c)$$

Cette fonction n'a pas de forme analytique ou serait trop complexe à calculer. En revanche nous pouvons envisager de construire un abaque à partir de simulations pour plusieurs paramètres (ρ_c, S, d_v) et lire la valeur de densité de cavités par identification.

Conclusion

Les défauts présents à l'interface Cu/Cu introduisent une résistance électrique appelée résistance de contact. La qualité de l'interface Cu/Cu peut alors être caractérisée par sa résistivité de contact. Cette grandeur permet d'évaluer la reconstruction des plots de collage par tests électriques à l'échelle de la plaque.

Nous avons montré que le modèle analytique n'est pas satisfaisant pour extraire la résistivité de contact car il ne prend pas en compte la concentration de courant, et il est très sensible aux paramètres géométriques. Nous avons alors conçu des croix de Kelvin 3D dédiées à la mesure de la résistance de contact. Cependant cette dernière est trop faible pour être mesurable. Nous avons alors élaboré une nouvelle méthode d'estimation de la résistivité de contact basée sur la variation de résistance électrique d'une daisy chain en fonction du désalignement. Grâce à des résultats de simulation complémentaires, nous en avons conclu que la résistivité de contact est inférieure à $10^{-10} \Omega \cdot \text{cm}^2$. Nous pensons qu'en affinant le modèle FEM, il serait possible de corréler la résistivité de contact à la densité de défauts.

2.4 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons évalué la qualité de collage par analyse morphologique, mécanique et électrique. L'ensemble des résultats nous a permis de qualifier les interconnexions à quatre niveaux de métal double damascène et d'identifier les facteurs de croissance des défauts de collage afin de prévenir leur apparition.

Les défauts identifiés par microscopie électronique sont des cavités issues du contact partiel de plots trop en retrait, de la dégradation des nodules d'oxyde de cuivre natif et du relâchement de contraintes thermomécaniques. Les facteurs favorisant la formation de ces défauts ont été déterminés grâce à leur répartition hétérogène et à leur morphologie. Réduire la profondeur du dishing permettrait une mise en contact totale des plots de collage et une diminution des contraintes thermomécaniques résiduelles limitant ainsi la formation de cavités. Une telle modification est difficile à mettre en œuvre du fait de la sensibilité de la CMP. Plutôt que de modifier les procédés de fabrication et de réduire la quantité de défauts intrinsèques au collage hybride, nous préférons déterminer la qualité de collage obtenue avec les procédés actuels et en évaluer les limites.

Nous avons d'abord choisi la résistance à la rupture comme critère afin d'évaluer la qualité mécanique du collage puis tenté de mesurer cette valeur par des essais en flexion quatre points adaptés aux surfaces patternées. La cassure des échantillons pour le recuit standard 400°C-2h a rendu impossible l'extraction de la résistance à la rupture, preuve que l'interface est extrêmement robuste malgré les défauts révélés précédemment. Ces essais seront reconduits dans le chapitre suivant pour des recuits de collage au budget thermique plus faible.

Nous avons ensuite évalué la qualité de l'interface Cu/Cu par mesure de la résistivité de contact. Cette grandeur a nécessité le développement d'une méthode basée sur la mesure de résistance électrique d'un certain type de daisy chain, sur la mesure du désalignement et sur des simulations FEM. La résistivité de contact pour un recuit standard est estimée à $10^{-10} \Omega \cdot \text{cm}^2$. Cette valeur proche du cas théorique d'une interface sans cavités et sans résistivité de contact, témoigne de l'excellente qualité de l'interface Cu/Cu. Ces résultats ont fait l'objet d'une publication dans le journal *Transaction on Electron Devices* (TED) [Jourdon *et al.*, 2019]. En perfectionnant ce modèle, il serait possible de mesurer la densité de cavités situées entre les plots.

En conclusion, nous avons dans ce chapitre montré que le procédé de fabrication standard aboutissait à une qualité de collage quasi-parfaite. Bien que les cavités intrinsèques au mécanisme de collage occupent 10 % de la surface de contact des plots, la robustesse de l'interface de collage est suffisante pour amincir la plaque supérieure sans délaminage, et la conduction électrique dans les plots est identique au cuivre massif. Dans la suite nous nous demanderons quel est l'impact des procédés de fabrication et le vieillissement sur les interconnexions.

Chapitre 3

Influence des variantes technologiques sur les interconnexions

Dans le chapitre précédent nous nous sommes focalisés sur les conditions standard de recuit de collage pour montrer qu'elles permettent d'obtenir des interconnexions d'interface de qualité.

À la fin du procédé de fabrication des plaques, un recuit dit de passivation est appliqué permettant de guérir et de passiver les défauts dans le silicium créés par les étapes de gravure au cours de la fabrication et d'obtenir les performances attendues des transistors et des photodiodes. Dans une application industrielle, le collage direct permet d'obtenir un système comportant des composants actifs de technologies possiblement différentes au sein d'une même puce. Après collage, les deux types de composants actifs sont traités simultanément. Or les conditions de recuit de passivation ne sont pas les mêmes suivant le type de composant. La technologie d'une des deux plaques impose donc les conditions de recuit de passivation à l'ensemble l'empilement 3D.

Deux questions se posent alors : quelle influence l'enchaînement de recuits a-t-elle sur la qualité du collage ; notamment, quels paramètres de recuit de collage et de passivation permettent un collage optimal. Pour tenter de répondre à ces questions, nous avons réalisé des puces suivant différents recuits de collage, auxquelles nous avons ensuite fait subir plusieurs variantes de recuit de passivation.

Nous déterminerons d'abord le budget thermique minimal du recuit de collage requis pour le collage hybride via une étude morphologique, puis nous évaluerons l'impact de budgets thermiques successifs sur l'interface de collage.

Nous nous intéresserons ensuite à la variation de résistance des structures de type daisy chain après des recuits de passivation. Plusieurs études seront menées pour identifier les effets de chaque paramètre de recuit.

Nous verrons enfin les effets de la diffusion d'hydrogène ou de deutérium introduit lors des recuits de passivation sur les performances en électromigration des interconnexions.

3.1 Abaissement du budget thermique du recuit de collage

Dans l'intégration 3D que nous étudions ici, le niveau de collage hybride est ajouté au dernier niveau BEOL des plaques. Dans le cas où certains composants intégrés dans les derniers niveaux seraient sensibles au budget thermique, typiquement certaines mémoires, il convient d'identifier

le budget thermique minimal de recuit de collage. Deux conséquences de l'abaissement du recuit de collage sont attendus : d'une part, la réduction de la dilatation du cuivre des plots de collage, et donc la fermeture incomplète de l'interface Cu/Cu, et d'autre part, une réduction de l'énergie d'adhésion des surfaces oxyde et cuivre et donc un risque de délaminage.

3.1.1 Présentation de l'expérience

La gamme de recuit étudiée est comprise entre le budget thermique standard correspondant au collage hybride Cu-SiO₂, c'est-à-dire 400°C-2h, et le budget thermique minimal pour des collages directs Cu/Cu et SiO₂/SiO₂, soit 200°C-2h. Pour cette étude nous disposons d'un lot de plaques M3EM collées à température ambiante. Le lot est scindé en quatre groupes, chaque groupe correspond à une variante de recuit de collage : 200°C-2h, 300°C-1h, 300°C-2h et 400°C-2h. La validation d'un couple température-temps porte dans un premier temps sur la fabrication d'échantillons sans défaut jusqu'à l'étape finale de fabrication des plots de tests et sur le rendement des daisy chains dans le second temps.

Pour la condition 200°C-2h, un délaminage à l'interface de collage est survenu à l'étape d'amincissement empêchant de poursuivre la fabrication des échantillons (figure 3.1). Tous les autres échantillons ont pu être terminés.

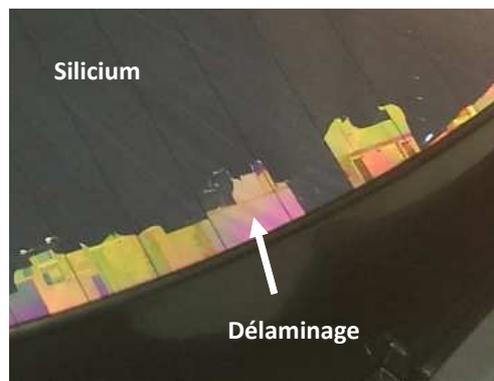


FIGURE 3.1 – Délaminage survenu lors de l'amincissement de la plaque supérieure du véhicule de test M3EM après recuit de collage 200°C-2h.

3.1.2 Compréhension du délaminage post amincissement à faible budget thermique

Nous nous intéressons ici à comprendre la raison du délaminage au budget thermique le plus faible.

Nous proposons deux hypothèses basées sur la reconstruction de l'interface de collage. Celle-ci comporte deux matériaux, le cuivre et l'oxyde de silicium, que nous considérerons de manière indépendante. Le délaminage peut donc avoir deux origines : une faible énergie d'adhésion des deux surfaces SiO₂ ou une mauvaise fermeture de l'interface Cu/Cu.

La première hypothèse est écartée, car le budget thermique 200°C-2h correspond au recuit standard du collage SiO₂/SiO₂. De plus, l'énergie d'adhésion de l'interface SiO₂/SiO₂ reste constante (1,2-1,5 J.m⁻²) entre 150 et 900 °C[Tong et Gösele, 1999], or il n'y a pas de délaminage après recuit de collage 400°C-2h. L'interface SiO₂/SiO₂ représente 55 à 75 % de l'interface de collage suivant le désalignement plaque-à-plaque. La reconstruction de l'interface Cu/Cu serait donc indispensable pour garantir l'intégrité du collage. De plus, l'énergie d'adhésion Cu/Cu est plus élevée que celle de SiO₂/SiO₂ : 2,5 J.m⁻² après recuit à 200 °C[Baudin, 2014] (chapitre 3).

Cependant, cette mesure a été effectuée sur des échantillons dont l'interface de collage comporte uniquement du cuivre. Avant recuit de collage et à température ambiante, les films de cuivre sont en contact, contrairement aux plots de collage qui sont légèrement en retrait par rapport à l'oxyde de par notre intégration. Si le budget thermique appliqué est trop faible, la dilatation des plots ne serait pas suffisante pour rompre la couche d'oxyde de cuivre natif et mettre le cuivre en contact.

La reconstruction de l'interface Cu/Cu est évaluée par tomographie électronique. Une pointe TEM de 120 nm de diamètre est prélevée dans un plot de collage (figure 3.2a). L'interface des plots de collage est marquée par une zone noire. La reconstruction 3D (en orange) à partir des images sous différents angles permet l'analyse de l'interface sur la profondeur de la pointe. La figure 3.2b est une projection de l'image 3D. Les zones orange intense correspondent aux plots. La zone gris-orange sombre qui les sépare indique une faible densité de cuivre à l'interface de collage. Sur cette image, tous les pixels 3D, ou voxel, sont représentés dans le même plan. La projection ne permet pas de distinguer la rugosité du cuivre des potentiels points de contact entre les plots. Nous procédons à des coupes dans le volume (figure 3.2c) afin de conclure sur la reconstruction de l'interface Cu/Cu. Les zones les moins denses sont dues à la reconstruction partielle en trois dimensions. La totalité des images n'a pas été utilisée car l'énergie du faisceau est telle que l'exposition répétée a endommagé l'échantillon. À 300 keV, seules les positions entre -78° et 12° étaient exploitables, au lieu de -90° à 90° pour cette technique. La figure 3.2d est une vue en coupe extraite de la reconstruction 3D (figure 3.2c). Les plots de collage apparaissent séparés d'une distance comprise 1 et 2 nm. La vue en coupe dans le plan de l'interface (figure 3.2e) rend compte de l'avancée de la reconstruction. Deux points de contact maintiennent tout juste ensemble les parties inférieure et supérieure de la pointe. Le reste de l'interface présente des aspérités. Avec l'écart de 2 nm entre les plots, nous pouvons en déduire que la rugosité du cuivre est inférieure au nanomètre.

Pour les recuits de collage effectués à 300 et 400 °C, l'absence de délaminage des plaques témoigne d'une interface de collage plus robuste. Nous interprétons ce résultat comme une fermeture plus complète de l'interface Cu/Cu permettant de supporter les contraintes mécaniques lors de l'amincissement. Cette gamme de température permet d'une part, une meilleure dilatation des plots de collage, et d'autre part, le mouvement des joints de grains engendré par le déséquilibre d'énergie des défauts, d'énergie des joints de grains et/ou potentiels chimique peut favoriser une croissance de grains verticale [Gondcharton, 2015].

L'analyse morphologique de l'interface Cu/Cu après recuit de collage 200°C-2h a montré que le délaminage qui survient lors de l'amincissement de la plaque supérieure, est dû à un faible contact des plots de collage. En nous basant sur les travaux de C. Sart, nous savons qu'il y a cohésion des plots de collage avant recuit de collage, et que le dishing initial conditionne la surface des plots de collage en contact [Sart *et al.*, 2016]. Nous nous demanderons si la faible adhésion des plaques ayant subi le recuit de collage 200°C-2h est le résultat d'une absence de reconstruction, ou d'une reconstruction insuffisante de l'interface Cu/Cu.

3.1.3 Contribution du budget thermique à la reconstruction de l'interface Cu/Cu

Nous cherchons à évaluer la contribution du recuit de collage 200°C-2h à la reconstruction de l'interface de collage. Cela revient à mettre en évidence une amélioration de l'adhésion suite à l'application de ce budget thermique. Une analyse morphologique comme celle du paragraphe précédent n'est pas souhaitable car le caractère local de la tomographie ne rend pas compte des contributions à l'adhésion dans leur globalité, et les échantillons risquent d'être détruits lors du prélèvement en raison du contact partiel, voire inexistant, des plots de collage.

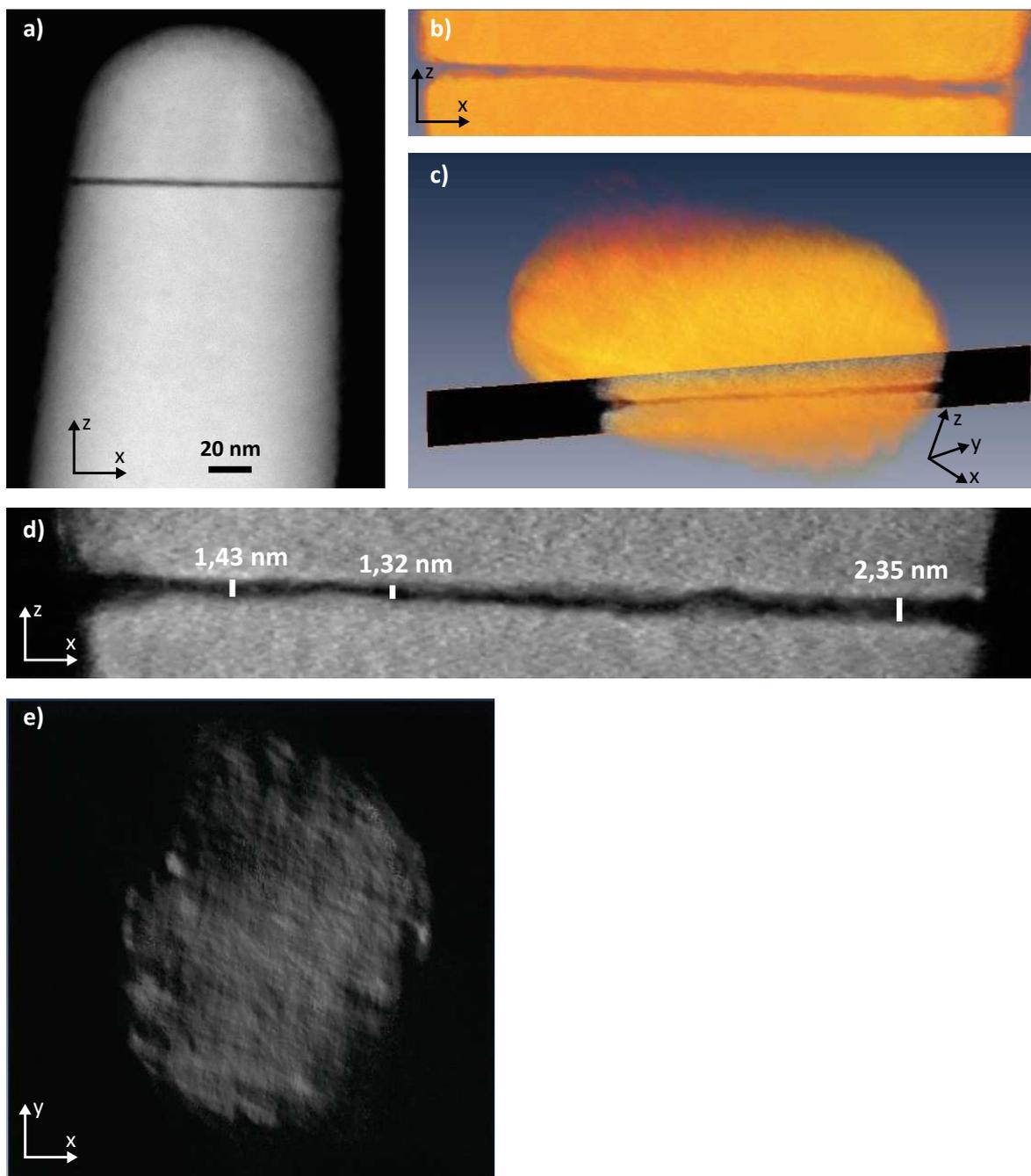


FIGURE 3.2 – Tomographie électronique de l'interface Cu/Cu d'une interconnexion après recuit de collage 200°C-2h (M3EM). a) Pointe TEM extraite pour la tomographie, b) projection 2D après reconstruction de l'image, c) représentation 3D de l'échantillon avec la coupe utilisée pour d) les mesures de distance entre les plots. e) Vue en coupe de l'espace entre les plots de collage.

Les tests de flexions quatre points présentés dans le chapitre 2 ont montré que cette technique de caractérisation n'est pas compatible avec les échantillons amincis ou ayant subi un recuit de collage 400°C-2h. Nous pensons que le taux de restitution d'énergie critique est mesurable pour la condition de recuit 200°C-2h car les plaques correspondantes ont été sujettes au délaminage. Ce dernier n'est pas problématique pour la préparation des échantillons car après collage, la plaque supérieure ne doit pas être amincie.

Les tests de flexion quatre points sont réalisés sur des barrettes de 60 mm×8 mm issues de deux plaques M3EM non amincies : une post collage à température ambiante, et l'autre

Tableau 3.1 – Taux de restitution de l'énergie critique obtenus par analyse statistique des courbes G-déplacement.

	Recuit de collage	Aucun recuit	200°C-2h
G_c moyen ($J.m^{-2}$)		0,82	1,14
Écart-type, σ ($J.m^{-2}$)		0,02	0,03
Écart relatif (%)		2,4	2,3

post recuit de collage 200°C-2h. Chaque population compte quatre échantillons. La figure 3.3 représente le taux de restitution de l'énergie en fonction du déplacement.

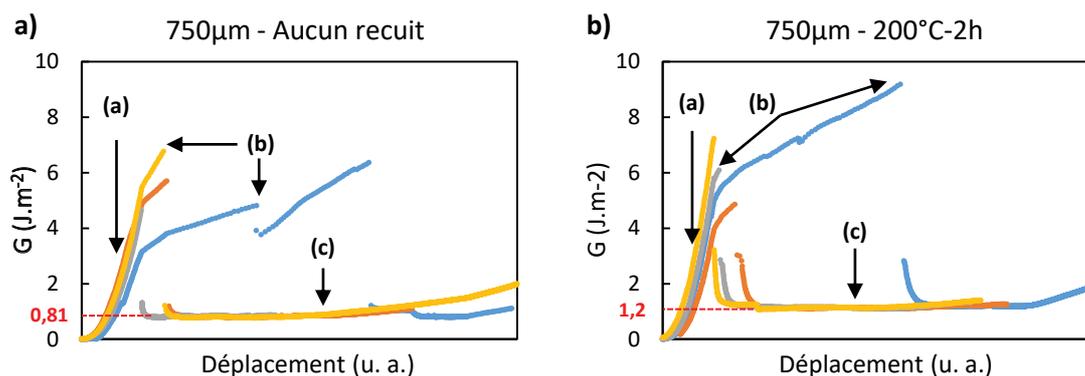


FIGURE 3.3 – Courbes charge-déplacement d'échantillons M3EM sans recuit de collage ou avec recuit de collage 200°C-2h. Plusieurs zones typiques des essais de flexions sont identifiées (a) domaine élastique du silicium, (b) initiation de la fissure et propagation vers l'interface de collage. (c) Propagation horizontale de la fissure.

Avec ou sans recuit de collage, les courbes présentent un plateau caractéristique de la propagation de la fissure le long de l'interface de plus faible adhésion. Le plateau débute pour différentes valeurs de déplacement. Nous attribuons cette dispersion aux bords irréguliers de l'encoche servant d'amorce à la création de la fissure. L'analyse statistique des plateaux permet d'extraire le taux de restitution d'énergie critique G_c , défini dans le chapitre 2 comme critère mécanique la qualité de l'interface de collage. Les résultats sont regroupés dans le tableau 3.1.

Les écarts-relatifs pour les deux populations sont de seulement 2 %. La dispersion des valeurs de G_c est très faible. Nous pouvons donc affirmer que pour chaque type d'échantillon, le délaminage se produit à la même interface. Les valeurs moyennes de G_c pour les échantillons sans et avec recuit de collage sont respectivement $0,82 \pm 0,02$ et $1,14 \pm 0,03 J.m^{-2}$ ($\pm 1\sigma$). Aucune caractérisation physique n'a été menée afin d'identifier l'interface en question. Toutefois, l'augmentation de G_c avec le budget thermique du recuit de collage, jusqu'à la rupture des échantillons pour la condition 400°C-2h, suggère un renforcement de l'interface de collage. Ainsi l'interface caractérisée est bien l'interface de collage.

La fissure se propage horizontalement en franchissant par alternance des interfaces plus ou moins riches en cuivre du fait de la disposition périodique des plots de collage. Cependant, la propagation à G constant montre une résistance à la fracture homogène sur la plaque. Soit la flexion quatre points n'est pas assez précise pour distinguer les plots de collage, soit l'onde ne se propage pas parfaitement dans une direction normale aux plots de collage. Ainsi nous ne pouvons pas savoir si l'amélioration de l'adhésion est uniquement due à la formation de liaisons covalentes Si-O-Si, ou à un mode mixte impliquant également la formation de points de contact entre les plots de cuivre. La valeur de G_c est de l'ordre de 1 $J.m^{-2}$. Ce résultat correspond à la limite minimale requise pour qu'un collage par thermocompression de lignes de cuivre résiste à

la découpe [Tadepalli, 2007]. En revanche elle ne satisfait pas le critère établi par T. Scherban selon lequel la résistance à la rupture dans le cadre d'empilement Cu/low-k doit être supérieure à 5 J.m^{-2} pour ne pas délaminer [Andideh *et al.*, 2001]. Il y a double confirmation puisque les plaques peuvent être découpées, mais pas amincies.

Nous concluons que le recuit de collage 200°C -2h contribue à renforcer l'interface de collage. Les essais de flexions quatre points ne permettent pas de distinguer les contributions des interfaces Cu/Cu et $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ à l'adhésion des plaques

3.1.4 Performances électriques pour différents budgets thermiques

Les tests paramétriques ont été effectués sur les échantillons ayant subi les recuits de collage 300°C -1h, 300°C -2h et 400°C -2h. La résistance électrique moyenne des interconnexions, et le courant de fuite sont mesurés respectivement sur des daisy chains et sur des peignes de 30 000 interconnexions. Les distributions cumulées sont représentées en figure 3.4.

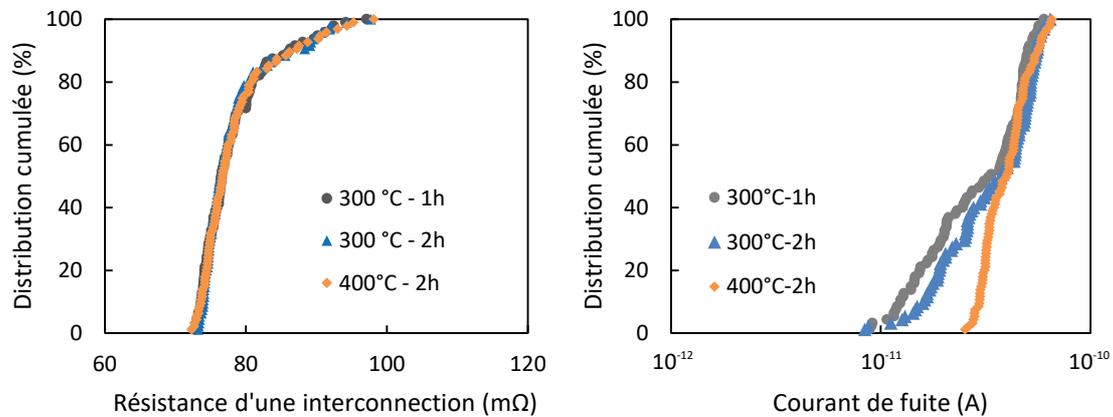


FIGURE 3.4 – Distribution de résistance des DC30k-3,6 μm -16vias pour les trois recuits de collage et distribution du courant de fuite des peignes de 30 000 interconnexions, espacés de 3,6 μm (M3EM).

La totalité des daisy chains est fonctionnelle et la résistance des interconnexions est la même quelles que soient les conditions de recuit. La distribution s'étale de 70 à 100 m Ω et la queue de distribution est typique des puces situées en bord de plaque. Le courant de fuite est de l'ordre de la dizaine de picoampères. Les interconnexions sont donc isolées électriquement. La reconstruction de l'interface Cu/Cu obtenue avec les recuits de collage 300°C -1h et 300°C -2h est donc suffisante pour atteindre les performances électriques similaires à celles obtenues avec un recuit de collage standard de 400°C -2h. Ce résultat est en accord avec ceux de R. Taibi. Le recuit de collage permet la reconstruction de l'interface de collage. Ainsi la résistance de contact diminue lorsque la température du recuit augmente. Au-delà de 300°C , la résistance expérimentale atteint la résistance théorique d'une interconnexion de résistance de contact nulle [Taibi, 2012] (chapitre 3).

En conclusion, selon cette première étude, réduire le budget thermique du recuit de collage à 300°C -1h est compatible avec notre intégration.

3.1.5 Robustesse à la mise en boîtier

Afin de tester la tenue mécanique des empilements 3D, des tests de sciage ont été menés après amincissement sur les échantillons recuits à 300°C -1h, 300°C -2h et 400°C -2h. Ces échantillons n'ont donc pas subi de budget thermique ultérieur au recuit de collage. Le critère de qualité à la découpe pour les pièces terminées est un écaillage inférieur à la largeur du trait de découpe,

soit typiquement 200 μm .

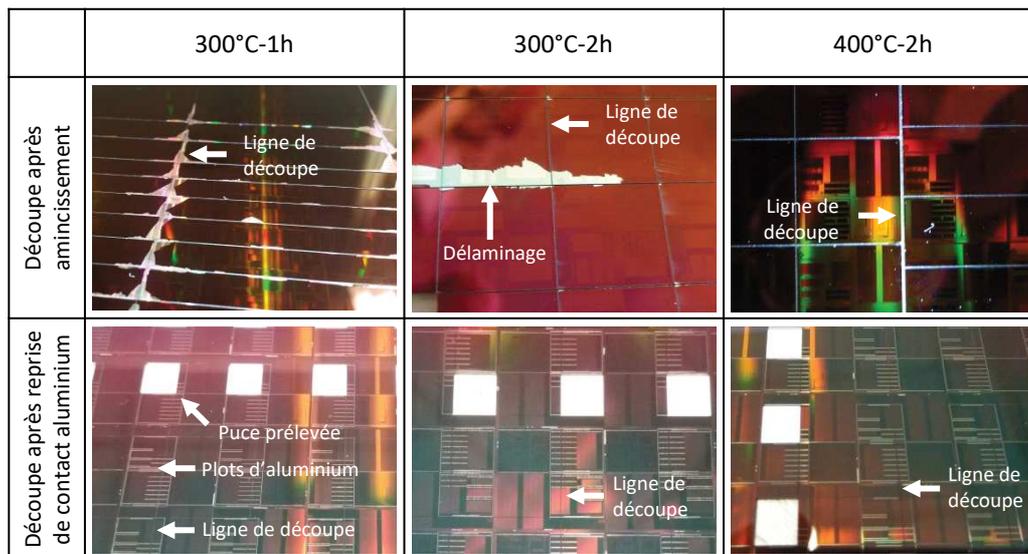


FIGURE 3.5 – Comparaison de l'état des plaques après découpe pour les trois conditions de recuit de collage.

Nous observons un écaillage important par fragments de 1-2 mm le long des traits de découpe pour les plaques recuites à 300°C-1h et 300°C-2h. Les pièces recuites à 400°C-2h (recuit standard) ne présentent aucun défaut lors de l'inspection visuelle (figure 3.5).

Pour examiner l'état de l'interface Cu/Cu des échantillons recuits à 300°C-2h post-aminçissement, une analyse TEM est réalisée sur la largeur d'un plot de collage. Aucun défaut de large taille n'est observé à l'interface (figure 3.6a), indiquant que les deux plots de collage semblent connectés. Un grossissement de l'interface de collage révèle une ligne blanche discontinue entre les deux plots de cuivre (figure 3.6b). Il s'agit d'un espace entre les plots dont l'épaisseur est comprise entre 1 et 2 nm (figure 3.6f). Les zones d'ombre observables sur toute la largeur de la coupe TEM correspondent aux points de contact entre les plots de cuivre. Dans le chapitre 2, section 2.1.1, nous avons vu que ce type de défaut correspond à la reconstruction partielle de l'interface de collage Cu/Cu imputable à un dishing trop important [Sart *et al.*, 2016], ou comme dans le cas du recuit de collage 200°C-2h, à un budget thermique insuffisant pour mettre les plots en contact. Toutes les plaques ont suivi la même préparation de surface. Nous attribuons donc la reconstruction partielle à un budget thermique insuffisant. En revanche nous ne sommes pas en mesure de comparer l'effet des conditions de recuit 200°C-2h et 300°C-2h sur les dimensions des cavités car la pointe TEM observée en tomographie est trop petite pour une étude statistique (figure 3.2).

Malgré la présence de défauts à l'interface Cu/Cu, les plaques ayant subi un recuit de collage de budget thermique supérieur à 300°C-1h ont été amincies sans délaminage. Les plaques n'ayant pas servi au test de sciage ont poursuivi les étapes de fabrication, notamment la reprise de contacts face arrière. Après des mesures par tests paramétriques, ces plaques ont été découpées pour être mises en boîtier. Aucun délaminage n'est survenu, quel que soit le de recuit de collage (figure 3.5). Nous supposons que les budgets thermiques additionnels des étapes de fabrication en face arrière augmentent le nombre de points de contact entre les plots de cuivre, et par conséquent, la robustesse de l'interface de collage.

Nous concluons de cette étude qu'il est possible d'abaisser le budget thermique du recuit de collage à 300°C-1h à condition que le procédé de fabrication soit intégralement achevé avant découpe de la plaque. L'hypothèse du renforcement de l'interface Cu/Cu par recuits successifs fera l'objet du paragraphe suivant.

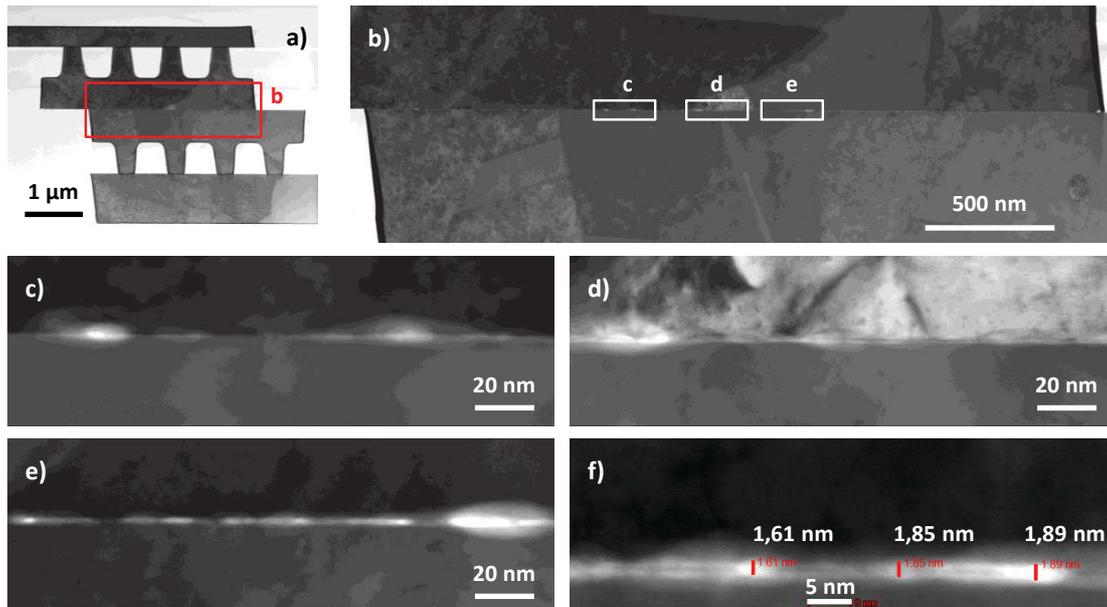


FIGURE 3.6 – Image TEM d'une interconnexion après recuit 300°C-2h. (a) Vue en coupe, (b) zoom sur la largeur du plot de collage, (c-e) détail de l'interface de collage et (f) mesure de distance entre les plots.

3.1.6 Impact des recuits successifs

Nous nous intéressons ici à déterminer l'impact d'un second budget thermique post recuit de collage sur l'interface Cu/Cu. Cette dernière peut être partiellement scellée en raison d'un budget thermique insuffisant, ou d'un dishing trop important. Nous chercherons à savoir si un budget thermique supplémentaire permet d'achever la fermeture de l'interface Cu/Cu.

Pour cette étude nous avons à notre disposition une plaque YinYang dont une variante de préparation de surface a conduit à un large dishing de plots de collage. En conséquence de quoi des cavités ont été formées à l'interface Cu/Cu (figure 3.7), et l'interface de collage a délaminé durant l'amincissement, malgré un recuit de collage standard 400°C-2h. L'analyse TEM d'une coupe transversale montre que ces cavités s'étendent sur plusieurs centaines de nanomètres à l'interface de collage sur toute la largeur du plot. Ce type de cavité a été identifié dans le chapitre 2, section 2.1.1, comme étant le résultat d'un scellement partiel de l'interface de collage.

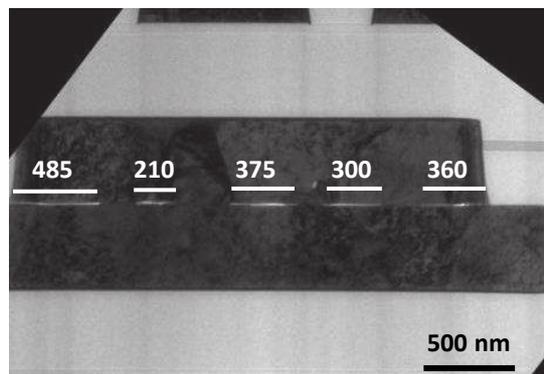


FIGURE 3.7 – Image TEM de plots de collage vus en coupe d'un véhicule de test YinYang avec un dishing important.

Nous souhaitons suivre la fermeture des cavités dans les plots de cuivre selon le temps de recuit pour une température fixée. Nous ne disposons pas d'équipement permettant une étude in situ de la fermeture des plots de cuivre. Et même si nous avons un tel équipement,

la visualisation de l'interface de collage demanderait une coupe dans les plots de collage qui modifierait l'environnement thermomécanique et donc ne rendrait pas compte de la réalité. À la place, nous nous intéressons à l'évolution de la taille des cavités en fonction du temps de recuit par prélèvement et analyse destructive des échantillons. Les plots inspectés ont la même taille, ont été réalisés simultanément, ont subi la même préparation de surface et le même recuit de collage. Nous supposons que tous les plots de collage de la plaque ont des cavités initiales de largeurs équivalentes.

Cinq morceaux de 10 mm×10 mm sont prélevés de la plaque YinYang avec profond dishing et placés dans une étuve à 400 °C, sous diazote à pression atmosphérique. Les temps de recuits sont de 30 min, 1 h, 2h30, 3h30 ou 4h30. La figure 3.8 présente les images FIB-SEM de l'interface de collage pour une interconnexion de référence après recuit de collage 400°C-2h et les variantes de recuit additionnel. L'échantillon qui n'a subi aucun recuit autre que le recuit de collage sera l'échantillon de référence.

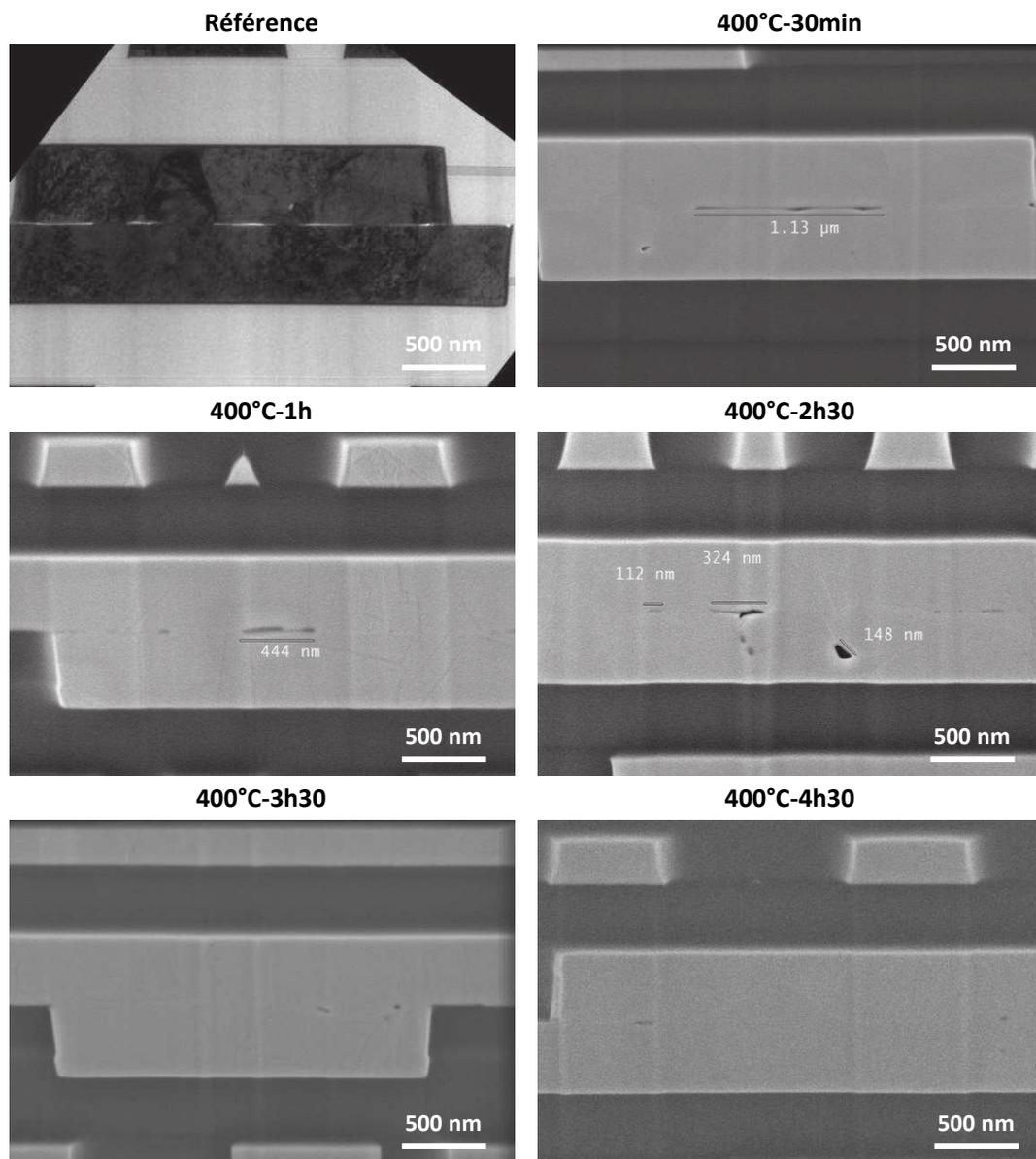


FIGURE 3.8 – Suivi de la fermeture de l'interface de collage par recuit à 400 °C (FIB-SEM).

Pour l'échantillon de référence, des cavités de 200-500 nm de largeur et 10 nm de hauteur sont observables tout le long de l'interface Cu/Cu. Nous observons que le nombre et la largeur

des cavités diminuent lorsque le temps de recuit augmente. Les cavités de plus de 100 nm le large ne sont plus observables pour un temps de recuit supplémentaire de 3h30.

Il est donc possible de « guérir » l'interface de collage pour un temps de recuit suffisamment long. Pour les échantillons étudiés, ce temps est d'au moins 3h30 bien qu'une unique coupe ne soit pas représentative de la totalité de la surface. Nous émettons l'hypothèse que le temps minimal de recuit de consolidation dépend de la valeur de dishing initial dans les plots. Nous notons que la position centrale des cavités suggère une fermeture du bord des plots vers le centre, ce que prédisent les modèles théoriques [Sart *et al.*, 2016]. La validation de cette hypothèse requiert la fabrication de plaques de préparations de surface variées afin d'étudier la fermeture de l'interface Cu/Cu pour plusieurs profondeurs de dishing. Cette dernière serait mesurée par microscopie à force atomique (*atomic force microscopy* - AFM). Les plaques de même dishing seraient collées et subirait toutes le même recuit de collage. Une analyse FIB-SEM 3D de l'interface Cu/Cu permettrait ensuite de localiser les cavités résiduelles et d'en mesurer la surface. Si l'hypothèse est juste, les cavités doivent être situées au centre de la surface de contact des plots et leur superficie doit croître avec le dishing initial.

3.1.7 Discussion sur la température minimale de recuit de collage

La flexion quatre points est donc une méthode reproductible pour la mesure de la résistance à la fracture pour les surfaces patternées à condition que les échantillons ne soient pas amincis. Une étude approfondie sur la propagation de la fracture à l'interface de collage permettrait d'extraire une énergie de surface. Nous avons montré que $G_c < 2 \text{ J.m}^{-2}$ avec et sans recuit de collage 200°C-2h. Un budget thermique plus important devrait conduire à une valeur de G_c plus importante dans la limite mesurable autorisée par le test de flexion. L'énergie dissipée critique obtenue avec les courbes charge-déplacement peut être utilisée pour l'optimisation des procédé de collage [Tadepalli, 2007] ou pour déterminer expérimentalement un critère de qualité de l'interface de collage. Ainsi, E. Andideg a établi que la résistance à la rupture dans le cadre d'empilement Cu/low-k doit être supérieure à 5 J.m^{-2} pour ne pas délaminer [Andideh *et al.*, 2001].

Les essais de flexions quatre points ont montré que le budget thermique le plus faible testé – 200°C-2h – permet d'augmenter l'adhésion lors du recuit de collage. Cette dernière est pourtant insuffisante pour effectuer l'étape d'amincissement sans délaminage. Nous attribuons ce défaut au manque de points de contact entre les plots de cuivre révélé par tomographie électronique. Deux leviers peuvent être utilisés pour mettre les plots de collage davantage en contact : un dishing moins profond ou un budget thermique plus élevé. Contrôler le dishing est compliqué car la nano-topologie est extrêmement sensible à la préparation de surface.

Un budget thermique de 300°C-1h est suffisant pour supporter l'amincissement de la plaque supérieure. En revanche, il faudra appliquer un recuit supplémentaire, par exemple lors de la fabrication des plots des contacts électriques, pour découper la plaque sans écailler les lignes de découpe. L'application d'un budget thermique supplémentaire permet de sceller les cavités à l'interface Cu/Cu issues d'une mise en contact partielle des plots de collage, et renforcer ainsi l'interface de collage. Ce procédé n'introduit pas de résistance de contact.

3.2 Effet du recuit de passivation sur la résistance électrique des interconnexions

Le recuit de passivation intervient en fin de réalisation des puces. Son action sur le *front-end of line* (FEOL) améliore les performances électriques et la fiabilité des composants actifs mais son effet sur le *back-end of line* (BEOL) est méconnu.

Tableau 3.2 – Détail des conditions de recuits de passivation.

Recuit de passivation	Température	Durée	Pression	Composition
H2N2	400 °C	50 min	P _{atm}	Mélange H ₂ :N ₂
HPD2	400 °C	2h30	20 bars	Deutérium D ₂

Les recuits de passivation sont effectués classiquement sous atmosphère hydrogène/azote ou deutérium. Or ces espèces peuvent diffuser à travers tout l’empilement. Nous nous posons ici la question de l’influence du recuit de passivation sur les performances électriques et la fiabilité des interconnexions.

3.2.1 Résistance des daisy chains après recuits de passivation H2N2 et HPD2

Trois variantes de recuit de collage et deux de passivation sont testées pour évaluer leur impact sur la résistance des interconnexions. Leur rôle est expliqué en détail dans le chapitre 1, nous nous contenterons de rappeler les conditions de chaque variante de recuit (tableau 3.2). Elles diffèrent par trois paramètres : la durée, la pression et la composition de l’atmosphère de recuit. Dans cette étude, toutes les plaques sont des véhicules de test M3EM appartenant au même lot. Elles ont donc été fabriquées simultanément afin de s’affranchir au maximum des variations de procédés de fabrication. Seul l’enchaînement des recuits diffère. Les recuits de passivation sont appliqués aux trois recuits de collage précédemment validés par des tests paramétriques. Certaines plaques ne suivront pas de recuit de passivation et seront utilisées comme référence. Les différents enchaînements possibles de recuit sont illustrés dans la figure 3.9.

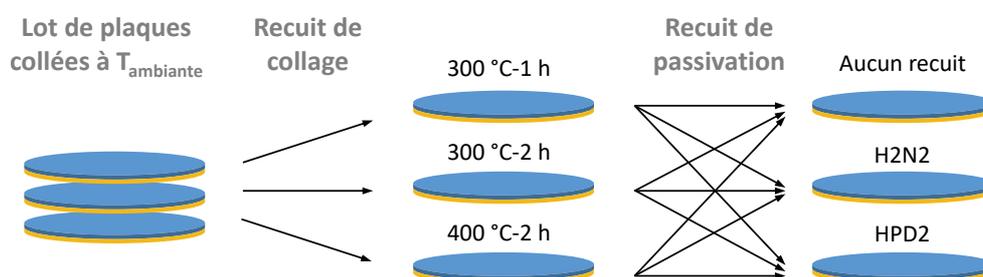


FIGURE 3.9 – Illustration des neuf variantes de recuit de collage et de passivation.

La résistance des daisy chains DC100-3,6µm-16vias est mesurée par test paramétrique avant et après recuit de passivation. Les deux séries de mesures ont été réalisées sur des équipements différents, que nous appellerons « testeur A » et « testeur B ». Nous avons d’abord vérifié que les valeurs obtenues sur les plaques de référence sont identiques d’une mesure à l’autre. Le critère que nous utiliserons pour comparer les deux testeurs, puis pour évaluer les potentiels effets des différents recuits, est la résistance moyenne des interconnexions. La résistance d’une interconnexion correspond à la résistance d’une daisy chain divisée par le nombre d’interconnexions qui la compose. Chaque plaque contient 95 puces, donc 95 daisy chains du même type. Dans le chapitre 2, une méthode a été présentée afin de différencier les puces situées au centre de la plaque de celles situées en bord de plaque. La résistance moyenne d’une interconnexion est définie comme la moyenne des résistances des interconnexions des puces du centre de la plaque, soit environ 86 % de la population totale.

Après avoir introduit ces termes, nous pouvons comparer la résistance moyenne des interconnexions mesurée avec les testeurs A et B, avant recuit de passivation, pour les trois variantes de recuit de collage (figure 3.10). Les barres d’erreur correspondent aux écarts-types calculés pour les puces du centre de la plaque.

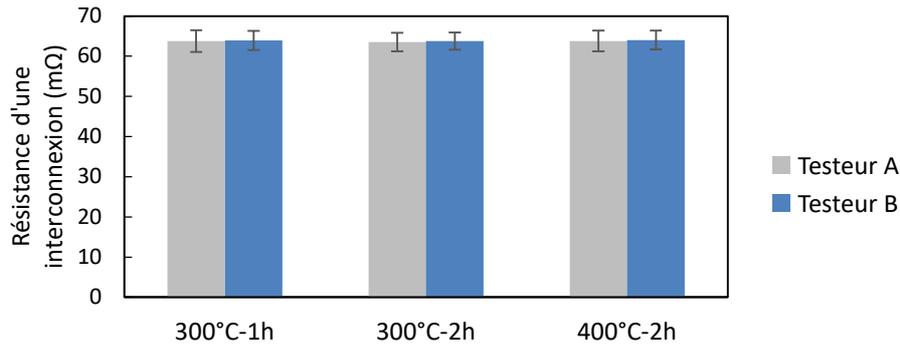


FIGURE 3.10 – Résistance électrique moyenne d'une DC100-3,6µm-16vias mesurée sur les testeurs A et B pour trois recuits de collage.

La résistance mesurée par les deux bancs est la même quel que soit le recuit de collage. Le changement de testeur n'introduit pas d'erreur de mesure donc les résultats de tests paramétriques avant et après recuit de passivation peuvent être comparés. Nous calculons pour cela l'écart relatif :

$$\frac{\Delta R}{R_0} = \frac{\text{Résistance après recuit de passiv.} - \text{Résistance avant recuit de passiv.}}{\text{Résistance avant recuit de passiv.}}$$

Cette grandeur décrit l'évolution de la résistance moyenne d'une interconnexion. Dans ce cas précis, elle traduit l'effet du recuit de passivation à l'échelle de la plaque. La même définition sera utilisée pour évaluer les effets des paramètres des recuits de passivation. L'écart relatif de résistance est calculé pour les interconnexions de DC30k-3,6µm-16vias. Les résultats sont représentés selon le recuit de passivation, pour les recuits de collage testés (figure 3.11).

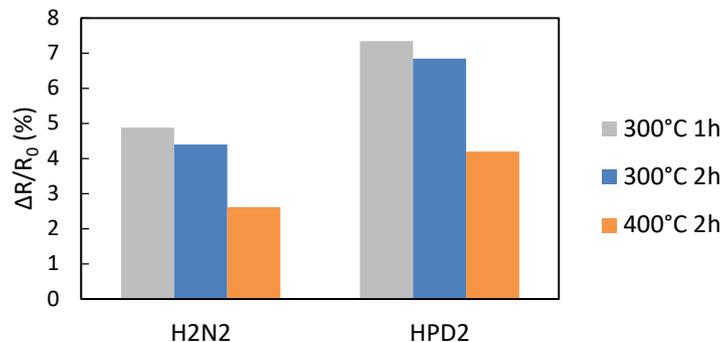


FIGURE 3.11 – Variation de résistance d'une daisy chain DC30k-3,6µm-16vias suivant le recuit de collage pour les deux types de recuits de passivation étudiés.

Nous tirons de ce graphe trois informations. Premièrement, la résistance augmente quel que soit le recuit de passivation. Ce résultat est inattendu car l'application d'un budget thermique supplémentaire après recuit de collage est connue pour diminuer la résistance des interconnexions grâce à la reconstruction de l'interface de collage [Taibi, 2012](chapitre 3). Deuxièmement, l'augmentation de résistance des échantillons qui ont subi un recuit HPD2, est supérieure d'environ 3 % par rapport au recuit H2N2. Troisièmement, plus le budget thermique fourni lors du recuit de collage est élevé, et plus cette augmentation est faible. L'augmentation de résistance dans le cas d'un recuit de collage 400 °C est deux fois plus faible que dans celui d'un recuit à 300 °C. Pour les paramètres de recuit de collage choisis, la température prévaut sur le temps. Augmenter la température de 100 °C fait chuter la variation d'au moins 2 % contre 0,5 % lorsque le recuit de collage est allongé d'une heure.

Ce résultat peut s'expliquer par la combinaison de deux effets : l'augmentation de résistance dont la cause reste à déterminer, et la diminution de résistance par reconstruction de l'interface Cu/Cu. Or en comparant les deux bancs de mesures, nous avons montré que la résistance des daisy chains de référence est la même quel que soit le recuit de collage. Donc que la résistance de contact est trop faible pour en mesurer la variation. De plus, l'abaissement de résistance devrait être plus important pour les structures dont l'interface n'est pas stabilisée. La variation de résistance globale devrait donc être plus faible pour les recuits à 300 °C, or c'est l'inverse qui est observé. Il semble plutôt que la cause de l'augmentation de résistance est inhibée par les recuits de collage à budget thermique élevé.

Afin d'identifier l'origine de cette augmentation, nous calculons la variation de résistance pour plusieurs géométries d'interconnexion suite à un recuit de collage 300°C-1h et d'un recuit de passivation HPD2 (figure 3.12). D'après le paragraphe précédent, cet enchaînement provoque une augmentation de résistance maximale.

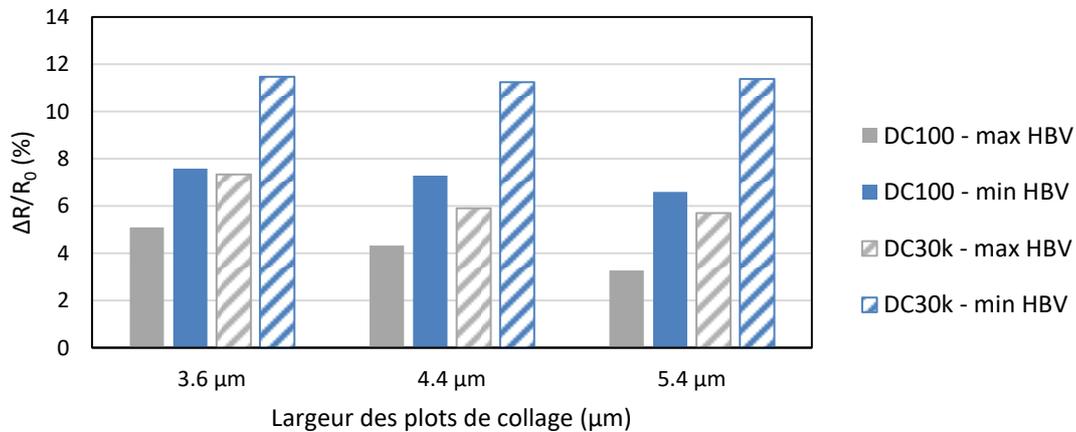


FIGURE 3.12 – Variation de résistance pour un recuit de collage 300°C-1h suivi d'un recuit de passivation HPD2 pour différentes géométries d'interconnexion.

L'augmentation de résistance est sensible à trois paramètres géométriques. Les voici listés par ordre d'importance :

- Faible nombre de vias par interconnexion.
- Grand nombre d'interconnexions.
- Taille de plot minimale.

La daisy chain la plus sensible à l'augmentation de résistance est la DC30k-3,6μm-4vias. Pour cette structure, l'augmentation atteint 11 %. Les deux derniers paramètres géométriques, taille des plots et nombre d'interconnexions, impliquent un changement de dimensions des lignes de métal. Une analyse comparative n'est donc pas possible entre daisy chains de tailles et de pas différents.

Dans le chapitre 2 nous avons montré que les vias sont les éléments les plus résistifs d'une interconnexion. La plus grande sensibilité des daisy chains possédant un nombre minimal de vias indique que ceux-ci sont en partie responsables de l'augmentation de résistance. La résistance des vias dépend de la géométrie du via et de la résistivité des matériaux qui le composent. Les dimensions du via sont fixes. Nous nous intéresserons donc aux matériaux. Dans notre intégration, le tantale et le nitrure de tantale sont utilisés comme barrière à la diffusion du cuivre autour des lignes, vias et plots cuivre. Or, la résistivité du tantale augmente après introduction d'espèces passivantes comme l'hydrogène ou le deutérium [Watanabe et Fukai, 1980][Pryde et Tsong, 1971]. Nous émettons l'hypothèse que l'augmentation de résistance mesurée est causée par l'augmentation de la résistivité de l'ensemble des barrières tantale composant les daisy chains.

Tableau 3.3 – Récapitulatif des structures de test dans l'étude de l'influence des paramètres de recuits de passivation sur la résistance des interconnexions.

Structure de test	Largeur du plot de collage (μm)	Nb via/plot de collage	Nb interconnexions	recuit de collage
DC100-3,6 μm -16 vias	3,6	16	100	300°C-1h
DC100-3,6 μm -4 vias	3,6	4	100	300°C-1h
DC30k-3,6 μm -4 vias	3,6	4	30k	300°C-1h

3.2.2 Influence des paramètres du recuit de passivation sur la résistance électrique des interconnexions

Les recuits de passivation HPD2 et H2N2 diffèrent par quatre paramètres : temps, température, pression et isotope. Nous souhaitons connaître le rôle de chacun de paramètres de recuit afin de valider l'hypothèse de l'augmentation de résistance par diffusion d'espèces passivantes dans la barrière TaN/Ta. Le recuit de collage a également son importance puisque la variation est d'autant plus importante que le budget thermique appliqué est faible. Du fait de leur sensibilité aux variations de résistance, les plaques issues du recuit de collage d'une heure à 300 °C seront utilisées pour étudier l'impact des paramètres de recuit de passivation. Elles sont découpées en puces de 4,8 mm×5,2 mm et chaque puce constitue un échantillon. Il convient maintenant de choisir la structure de test la plus adaptée à notre étude.

Trois structures de test sont étudiées pour évaluer l'impact des paramètres de recuit de passivation (tableau 3.3). La daisy chain la plus sensible au recuit de passivation : DC30k-3,6 μm -4 vias. La DC100-3,6 μm -16 vias qui possède des lignes de métal plus larges et un maximum de vias. La résistance de ces éléments étant minimisée, cette structure sera plus sensible aux effets liés aux plots de collage et à l'interface de collage. Enfin la DC100-3,6 μm -4 vias sera utilisée pour comparaison car seul le nombre de vias varie par rapport à la DC100-3,6 μm -16 vias.

3.2.2.1 Durée du recuit de passivation

Les échantillons sont composés d'un empilement de plusieurs matériaux qui compliquent l'estimation de la diffusion d'hydrogène et de deutérium depuis la surface, jusqu'à l'interface de collage où se situent les interconnexions. Cependant, le coefficient de diffusion des deux isotopes dans le tantale ou dans le cuivre est sensiblement le même pour la gamme de température étudiée [Yamakawa *et al.*, 1986]. De plus, la diffusion est vingt fois plus rapide dans le silicium [Carlson et Magee, 1978]. Ainsi nous pouvons donc supposer que l'hydrogène et le deutérium diffusent à la même vitesse dans les échantillons. La durée des recuits H2N2 et HPD2 diffèrent : le recuit H2N2 dure 50 minutes contre 2h30 pour HPD2. Les échantillons subissant un recuit HPD2 sont exposés plus longtemps à du deutérium sous pression. Nous supposons donc que la concentration en espèces passivantes dans la barrière de diffusion après recuit HPD2 est plus importante qu'après un recuit H2N2. Comme l'hydrogène et le deutérium ont le même impact sur la résistivité du tantale [Pryde et Tsong, 1971], l'augmentation de résistivité du tantale, et par conséquent la résistance de l'interconnexion, serait ainsi plus importante lors d'un recuit HPD2.

Pour valider cette hypothèse, nous utilisons la résistance des interconnexions comme image de la concentration en espèces passivantes, et mesurons son augmentation pour différents temps de recuit sous une atmosphère neutre N₂. Au total, sept conditions de durée sont testées. Elles s'échelonnent jusqu'à 150 minutes, temps du recuit HPD2. Pour chaque condition, la résistance

des trois daisy chains identifiées (tableau 3.3) est mesurée sur 6 puces. Après une première mesure de résistance sur banc manuel, les puces sont placées dans une étuve à 400 °C, sous azote à pression atmosphérique. Une fois la condition de temps écoulée, six puces sont retirées. Lorsque tous les échantillons ont été recuits, la résistance est à nouveau mesurée. La figure 3.13 représente l'augmentation de résistance des trois daisy chains en fonction du temps de recuit.

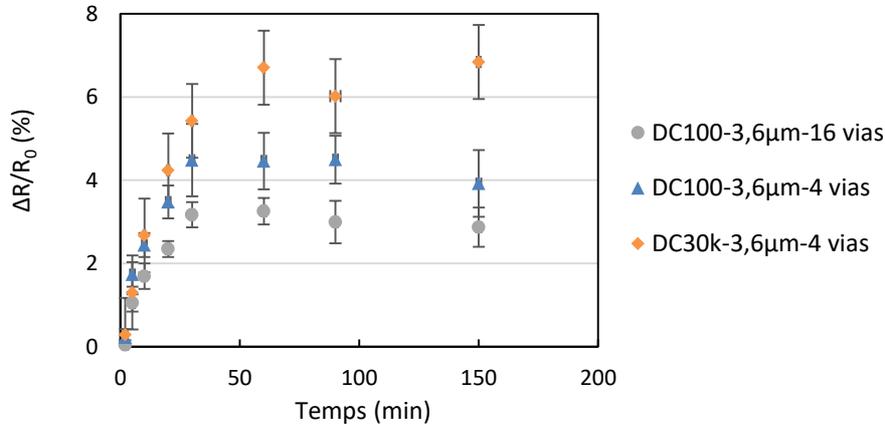


FIGURE 3.13 – Augmentation de la résistance des trois types de daisy chains étudiées en fonction du temps de recuit réalisé en étuve à 400 °C sous azote. Les barres d'erreur correspondent aux écarts-types.

Nous observons que la résistance des trois structures de test étudiées augmente avec la durée du recuit sous azote. Cette augmentation se produit dès les premières minutes jusqu'à atteindre son maximum au bout de 30 minutes pour les structures de 100 interconnexions, et 1 h pour celle de 30 000.

Les durées des recuits H2N2 et HPD2 sont respectivement 50 min et 150 min. Si le maximum d'augmentation est atteint après 30 minutes de recuit sous azote, alors un temps de recuit plus long n'explique pas l'augmentation de résistance supérieure pour HPD2. La résistance maximale atteinte sous recuit azote est comparée aux valeurs obtenues précédemment pour les recuits de passivation standard (figure 3.14).

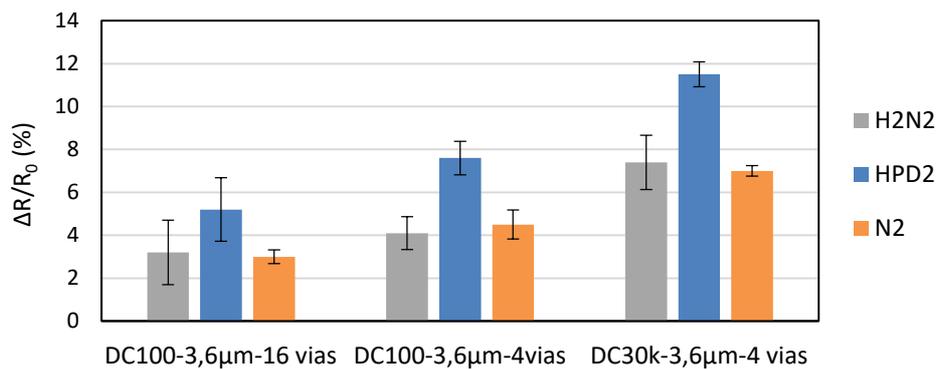


FIGURE 3.14 – Comparaison de l'augmentation de résistance des trois types daisy chains après recuit de passivation standard et valeur seuil obtenue par recuit N₂-400°C.

Quel que soit le recuit suivi de passivation, l'augmentation de résistance est minimale pour les daisy chains les plus courtes possédant un maximum de vias. À l'inverse elle est maximale pour les daisy chains les plus longues avec un minimum de vias. La raison de l'augmentation est donc commune aux trois recuits. Nous notons que la valeur seuil de résistance d'interconnexion des daisy chains sous recuit N₂-400°C en étuve est similaire à celui d'H₂N₂ à 0,4 % près. Les conditions de température et de pression sont les mêmes, seule la concentration en hydrogène change. Le fait que la résistance augmente pour un recuit sans hydrogène peut signifier plusieurs

choses :

- Une faible quantité d'hydrogène a été introduite à l'ouverture de l'étuve et a diffusé à travers les échantillons jusqu'à la barrière TaN/Ta. Cette hypothèse est peu probable puisque la proportion de dihydrogène dans l'air est extrêmement faible (environ 0,5 ppmv).
- La résistivité de la barrière TaN/Ta est altérée par un phénomène activé thermiquement impliquant des espèces autres que l'hydrogène.
- L'hypothèse de la barrière de diffusion comme unique source de variation de résistance est fausse.

L'influence des autres paramètres de recuit doit donc être prise en compte afin de vérifier ou d'écarter ces hypothèses.

L'étude de la durée du recuit sous atmosphère neutre nous permet de conclure que le temps de recuit de passivation impacte la résistance des interconnexions mais il ne justifie pas l'écart d'augmentation provoqué par H₂N₂ et HPD2. D'autre part, nous constatons une augmentation de résistance en dépit de l'absence d'hydrogène dans l'étuve. Cette augmentation serait donc causée par un phénomène autre que la diffusion d'hydrogène, activé thermiquement.

3.2.2.2 Température

Les deux recuits de passivation se font à la même température. Mesurer la résistance selon la température ne permet donc pas d'expliquer la différence d'écart d'augmentation entre H₂N₂ et HPD2. Cependant l'expérience menée précédemment pour connaître l'influence du temps, a conduit à l'hypothèse d'une augmentation de résistance activée thermiquement.

Deux recuits à différentes températures sont proposés pour confirmer l'action du budget thermique sur l'augmentation de résistance : l'un à 125 °C et l'autre à 400 °C. Chaque palier de température est appliqué pour une durée de 2h30, ce qui correspond au plus long des deux recuits de passivation standard. Le gaz utilisé est l'argon, en raison de son caractère inerte. Il n'intervient dans aucune des deux recettes standard, ainsi la seule variante est la température de recuit. Six échantillons sont utilisés par condition de température. Le montage utilisé est différent pour les deux températures de consigne.

- L'étude de recuit à 125 °C est réalisée au CEA-LÉTI. Les échantillons sont mis en boîtier et placés dans une enceinte pouvant recevoir du gaz (figure 3.15). Huit tiges métalliques assurent la connexion des boîtiers vers une carte d'acquisition située à l'extérieur de l'enceinte pour un suivi de la résistance des daisy chains en fonction du temps de recuit. En raison du nombre limité de tiges, seules deux structures de test peuvent être testées à la fois. L'expérience consomme du temps et de l'argon donc nous choisissons de tester deux échantillons simultanément. L'étude se restreint ainsi à une seule variante de structure de test. La daisy chain DC30k-3,6µm-4vias est sélectionnée car elle est la plus sensible aux variations de résistance. L'enceinte est placée dans une étuve et reliée au distributeur d'argon. Elle n'est pas fermée hermétiquement de sorte à maintenir une pression constante lors de la montée en température. Une surpression de 800 mbars est imposée afin de ne pas contaminer l'atmosphère argon avec de l'air. La température maximale admissible est de 125 °C.
- La seconde étude a été réalisée au CEA-LITEN dans un laboratoire équipé d'un autoclave et d'un four pouvant atteindre 400 °C. La résistance initiale des trois daisy chains identifiées précédemment est mesurée par mesure quatre points à l'aide d'un banc manuel. Les échantillons sont ensuite placés dans une nacelle, puis la nacelle est insérée dans un manchon connecté au circuit de distribution de gaz (figure 3.16). De l'argon circule dans le manchon pour évacuer l'air initialement présent. Les vannes d'arrivée et sortie de gaz sont ensuite fermées pour préserver une atmosphère argon. Lors de la montée en tempé-

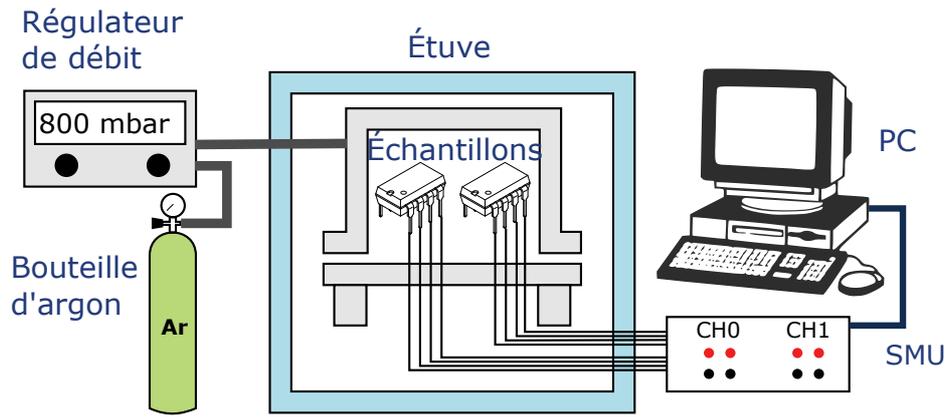


FIGURE 3.15 – Montage expérimental dédié à l'étude de la variation de résistance sous recuit argon à 125 °C.

rature, la vanne de sortie de gaz est régulièrement ouverte pour évacuer l'argon qui s'est dilaté et maintenir une pression atmosphérique à 400 °C. Après redescente à température ambiante, la résistance des daisy chains est à nouveau mesurée.

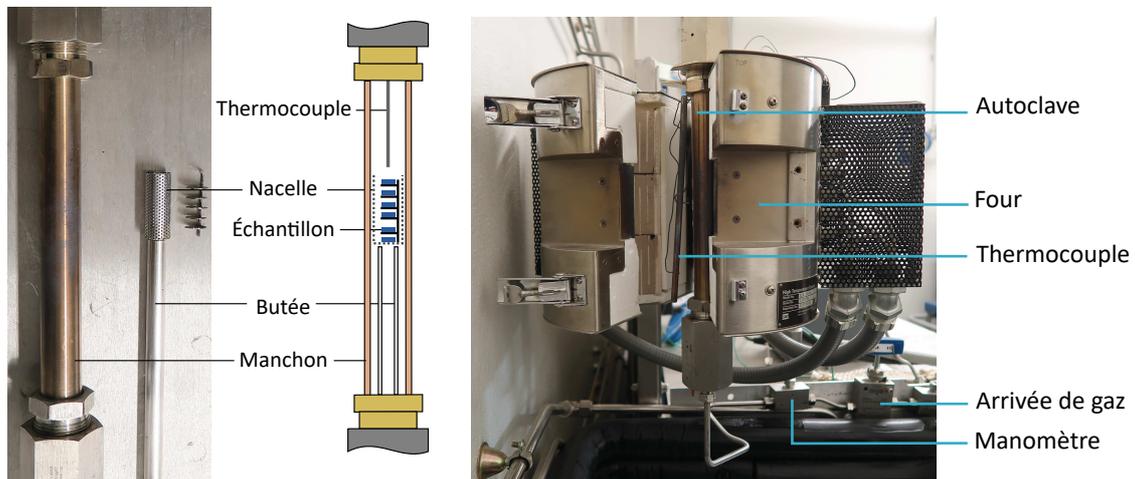


FIGURE 3.16 – Montage expérimental dédié à l'étude de la variation de résistance sous recuit argon à 400 °C.

La variation de résistance des DC30k-3,6 μ m-4vias est calculée pour les deux recuits de passivation standard et les deux recuits sous argon (figure 3.17).

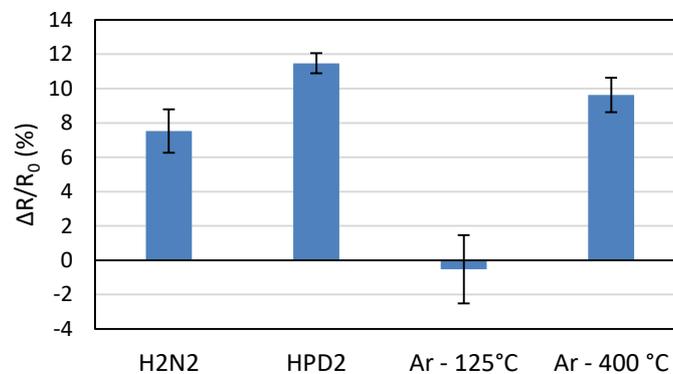


FIGURE 3.17 – Variations de résistance moyenne d'une DC30k-3,6 μ m-4vias après recuit de passivation standard ou recuit de 2h30 sous argon à 125 et 400 °C. Les barres d'erreur correspondent aux écarts-types.

Après recuit sous Ar à 125 °C, la résistance diminue de 0,5 %. Cette valeur est inférieure

à l'écart-type donc non significative. Nous considérons la variation de résistance comme nulle. Après recuit sous Ar à 400 °C, le recuit argon à 400 °C conduit à une augmentation de 9,6 %. Cette valeur est comprise entre les augmentations de résistance respectivement provoquées par les recuits H2N2 et HPD2.

L'étude sur la température du recuit sous atmosphère neutre confirme que l'augmentation de résistance est un phénomène activé thermiquement. Il serait intéressant de refaire l'expérience dans une gamme de températures comprises entre 125 et 400 °C pour savoir à partir de quelle température l'élévation se manifeste. Cette donnée servirait à ajuster les paramètres de recuit de passivation et éviter que celui-ci rende les interconnexions trop résistives.

3.2.2.3 Pression

Nous cherchons maintenant à identifier la raison de l'élévation plus importante dans le cas d'un recuit HPD2 que d'un recuit H2N2. Les recuits sous argon à différentes températures ont montré que la résistance des interconnexions augmente en dépit de l'absence d'espèce passivantes. Pour évaluer l'influence de la pression du recuit de passivation, l'emploi d'argon est préférable pour des raisons de sécurité. En effet, un recuit sous hydrogène (ou deutérium) à 400 °C et à pression atmosphérique demande d'évacuer du gaz lors de la montée en température. Compte-tenu du caractère exothermique de la réaction de l'hydrogène avec le dioxygène contenu dans l'air, cette expérience n'est pas réalisable avec le montage à disposition.

L'impact de la pression du recuit de passivation sur la résistance est évalué en comparant un recuit à pression atmosphérique et un autre sous 20 bars. Les autres paramètres du recuit sont gardés constants : palier de 2h30 à 400 °C et atmosphère argon. La résistance des trois daisy chains de référence (tableau 3.3) est mesurée avant et après recuit à l'aide d'un banc manuel par méthode quatre pointes. Les résultats sont représentés dans la figure 3.18.

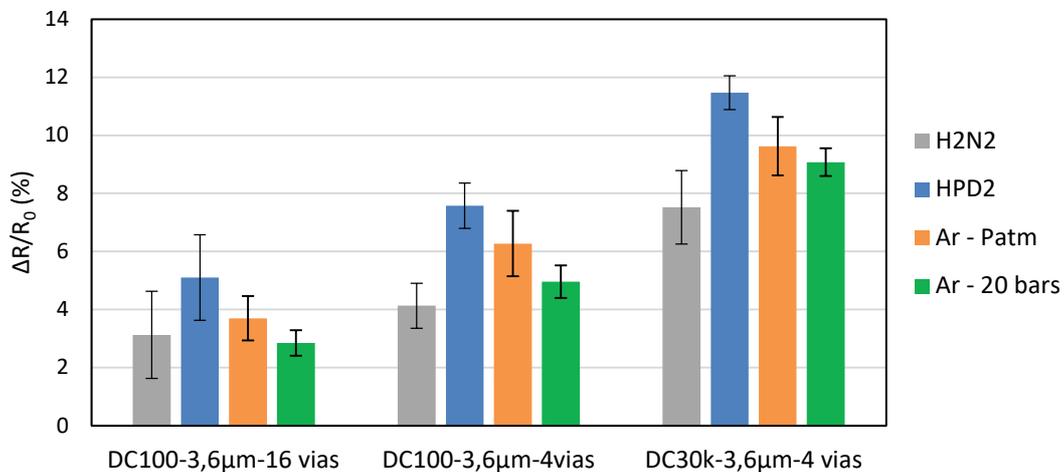


FIGURE 3.18 – Variations de résistance moyenne des trois types de daisy chains après recuit de passivation standard ou recuit sous argon à pression atmosphérique et à 20 bars. Les barres d'erreur correspondent aux écarts-types.

Nous constatons une augmentation de la résistance des trois types de daisy chains après recuit sous argon. Celle-ci est moins élevée pour lorsque la pression est de 20 bars, cependant l'écart-type ne permet pas de dissocier les variations occasionnées par les deux conditions de pression, et ce pour les trois structures de test. Les résultats restent en accord avec les observations précédentes : plus une structure est résistive, et plus l'augmentation de résistance est élevée. En effet, la variation de résistance moyenne est d'environ 3 % pour les DC100-3,6μm-16vias, contre 9 % pour les DC30k-3,6μm-4vias. Ces valeurs restent néanmoins majorées par l'augmentation

de résistance provoquée par le recuit HPD2. La résistance augmente malgré le fait que l'argon soit inerte conformément aux conclusions des études précédentes.

En conclusion la pression de recuit n'a pas d'influence sur la variation de résistance. Une comparaison Ar/H₂ est nécessaire pour différencier l'augmentation de résistance due aux échantillons de celle due au recuit.

3.2.2.4 Environnement chimique

Pour évaluer l'impact de l'environnement chimique sur l'augmentation de résistance, nous proposons de renouveler l'expérience précédente du recuit haute pression, en remplaçant l'argon par du deutérium. Dans ce cas l'utilisation de deutérium n'est pas problématique car le deutérium n'entre pas en contact avec l'air. L'autoclave reste fermé hermétiquement tout le long du recuit de façon à maintenir une pression de 20 bars.

Les autres paramètres de recuit utilisés sont semblables à HPD2, de manière à reproduire le plus fidèlement possible les conditions de recuit standard d'un four industriel en laboratoire. La température est maintenue à 400 °C pendant 2h30. Chaque condition, argon ou deutérium, utilise six échantillons. La résistance des trois daisy chains de référence est mesurée avant et après recuit à l'aide d'un banc manuel par méthode quatre pointes.

La figure 3.19 montre que l'augmentation de résistance obtenue après recuit standard HPD2 et après recuit en autoclave sous argon et sous deutérium. L'écart d'augmentation entre les recuits HPD2 et deutérium est d'environ 2 %. Ces valeurs proches indiquent que nous avons réussi à recréer en laboratoire un recuit similaire au recuit standard. L'augmentation de résistance des daisy chains de 100 interconnexions est légèrement plus élevée dans le cas du recuit deutérium en laboratoire. Cet écart peut s'expliquer par les phases de montée et descente en température plus longues lors du recuit dans l'autoclave. Les échantillons ont donc été exposés plus longtemps au deutérium à température élevée. Nous constatons aussi en comparant les recuits argon et deutérium sous autoclave que l'augmentation de résistance est deux fois plus élevée lorsque l'atmosphère contient une espèce passivante.

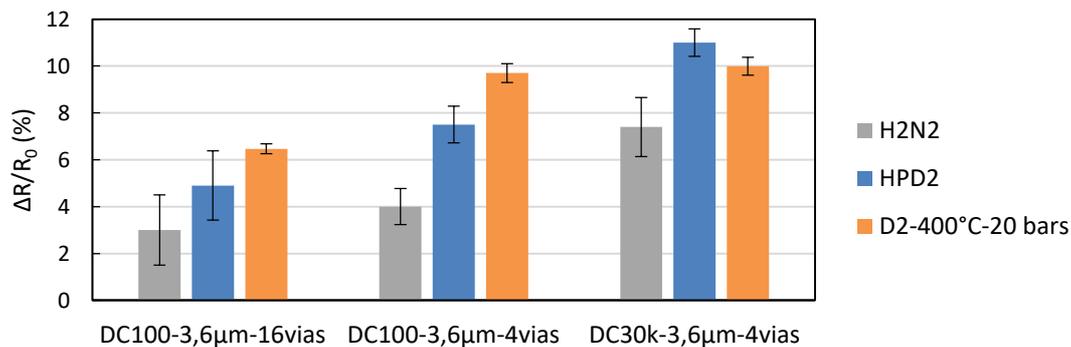


FIGURE 3.19 – Comparaison des variations de résistance de différentes daisy chains pour des recuits de passivation standard ou sous deutérium à 400°C-20bars.

Nous tirons de cette expérience la conclusion suivante : la présence de deutérium dans l'atmosphère de recuit contribue à l'augmentation de résistance des interconnexions.

La présence d'espèces passivantes a donc un effet sur la résistance des interconnexions. Cela confirme une fois de plus que l'augmentation de la résistance est la conséquence de deux phénomènes distincts. Nous venons de voir que le premier est dû à la nature du gaz utilisé pour le recuit. Le second nécessite une étude approfondie des échantillons pour découvrir quelles modifications apportées exclusivement par un budget thermique agissent sur la résistance.

Conclusion

Dans cette partie nous avons montré que les recuits de passivations augmentent la résistance des interconnexions et que cette augmentation dépend des conditions de recuit. L'étude des effets de la durée, de la température, de la pression et de l'environnement chimique met en cause deux facteurs d'augmentation : la température et la présence d'espèces passivantes dans l'atmosphère de recuit.

Le rôle de ces deux paramètres n'est pas clairement identifié mais la dépendance de l'augmentation de résistance aux structures de test permet d'émettre des hypothèses. En effet les daisy chains les plus résistives sont les plus touchées. Or les éléments les plus résistifs des interconnexions sont les vias. Nous supposons que la diffusion de dihydrogène ou de deutérium dans la barrière TaN/Ta est responsable de l'augmentation de résistivité de la barrière de diffusion, et par extension, de la résistance totale de l'interconnexion.

Cette hypothèse en revanche n'explique ni le rôle de la température, ni l'écart d'augmentations entre les recuits standard H2N2 et HPD2. Pour cela, une étude directe de la barrière TaN/Ta est nécessaire.

3.3 Effet du recuit de passivation sur la barrière de diffusion

3.3.1 Protocole expérimental

L'étude des paramètres de recuit de passivation a mis en évidence deux phénomènes responsables de l'augmentation de résistance : l'un d'origine chimique et l'autre d'origine thermique. Ils affecteraient la résistivité de la barrière TaN/Ta, et avec elle, la résistance globale des interconnexions. La validation de cette hypothèse nécessite de connaître la résistivité de la barrière mais cette valeur est difficile à extraire en raison de la complexité des interconnexions. Pour s'affranchir de cette contrainte, l'étude des effets du recuit de passivation sur la résistivité de la barrière de diffusion est conduite directement sur les matériaux qui la composent.

La fabrication des échantillons débute par les étapes utilisées pour les niveaux vias et plots de collage. Après croissance d'un oxyde thermique de 7,5 nm sur trois plaques 300 mm de silicium, plusieurs dépôts se succèdent. L'ordre de l'empilement est le suivant : 50 nm de SiN, 600 nm d'oxyde dopé en fluor (*fluorosilicate glass* - FSG), 60 nm de SiN et 750 nm de tetraethylorthosilicate (*tetraethoxysilane* - TEOS). Il s'en suit la métallisation par dépôt physique en phase vapeur (*physical vapor deposition* - PVD). Les trois variantes étudiées sont 13 nm Ta et 13 nm TaN, pour évaluer l'impact du recuit sur chaque matériau, et TaN/Ta (3 nm/6 nm). Il s'agit de la recette standard de la barrière de diffusion, représentative des interconnexions, bien que les structures de tests précédemment étudiées aient été réalisées selon une recette devenue obsolète. Cette différence n'a pas d'impact sur le déroulement des expériences et des résultats car les épaisseurs et le ratio TaN/Ta restent proches.

Les variations de résistivité et de composition chimique des dépôts métalliques sont suivies par mesure de résistance et spectrométrie photoélectronique X (*X-ray photoelectron spectrometry* - XPS) avant et après recuit de passivation. Ces analyses sont menées par l'équipe métrologie de STMicroelectronics. L'ensemble de la fabrication et des mesures est fait en salle blanche. Les plaques sont stockées dans un compartiment rigide appelé FOUP (*front opening unified pod*), qui permet leur transport d'un équipement à l'autre de façon sécurisée et hermétique. Les échantillons sont donc exposés au même environnement. H2N2 est choisi comme recuit de passivation car le four associé est plus disponible que pour HPD2; or les mesures et le recuit doivent s'enchaîner rapidement pour éviter une altération des échantillons par exposition à l'air.

Pour la même raison, les FOUP sont stockés dans des armoires sous azote.

3.3.2 Oxydation de la barrière TaN/Ta

La figure 3.20 représente la résistance R_{\square} des films TaN, Ta et TaN/Ta mesurée le long d'un diamètre des plaques. La résistance est légèrement plus élevée au centre des plaques mais le coefficient de variation reste inférieur à 3 %. Le dépôt est donc considéré comme uniforme en épaisseur. La résistivité ρ est calculée à partir de l'épaisseur de dépôt, t , et de la résistance :

$$\rho_{Ta} = \rho_{\square, Ta} t_{Ta} = 205 \times 13 \times 10^{-9} = 267 \mu\Omega.cm$$

$$\rho_{TaN} = \rho_{\square, TaN} t_{TaN} = 168 \times 13 \times 10^{-9} = 218 \mu\Omega.cm$$

$$\rho_{TaN/Ta} = \rho_{\square, TaN/Ta} t_{TaN/Ta} = 239 \times 9 \times 10^{-9} = 215 \mu\Omega.cm$$

La résistivité du TaN est en accord avec les valeurs trouvées dans la littérature, situées entre 200 et 250 $\mu\Omega.cm$ [van der Straten *et al.*, 2014]. La résistivité du tantale affiche un ordre de grandeur d'écart avec celle trouvée dans la littérature pour la forme stable cubique centrée (α -Ta) : 13-60 $\mu\Omega.cm$ [Baker, 1972]. Ne disposant pas de valeur de résistivité pour un dépôt TaN/Ta, la résistivité théorique est calculée selon un modèle de résistance équivalente pour des films multicouches [Chen et Juang, 2016] :

$$\begin{aligned} \rho_{TaN/Ta} &= (t_{Ta} + t_{TaN}) \frac{\rho_{Ta} \rho_{TaN}}{t_{Ta} \rho_{TaN} + t_{TaN} \rho_{Ta}} \\ &= (6 \times 10^{-9} + 3 \times 10^{-9}) \frac{30 \times 250}{6 \times 10^{-9} \times 250 + 3 \times 10^{-9} \times 30} \\ &= 42,5 \mu\Omega.cm \end{aligned}$$

Le dépôt TaN/Ta contient du tantale dont la résistivité est anormalement élevée. Par conséquent la résistivité de la bicouche s'en trouve augmentée. Le tantale peut avoir une résistivité de 200 $\mu\Omega.cm$ lorsqu'il est sous la forme métastable tétragonale (β -Ta). Mais cette forme a tendance à évoluer vers la phase α -Ta [Myers *et al.*, 2013]. L'autre hypothèse est la formation d'un oxyde natif par de brèves expositions à l'air, lors des transferts de plaques par exemple. L'oxyde de tantale est isolant. Si la section conductrice du tantale réduite, la résistance de la couche augmente.

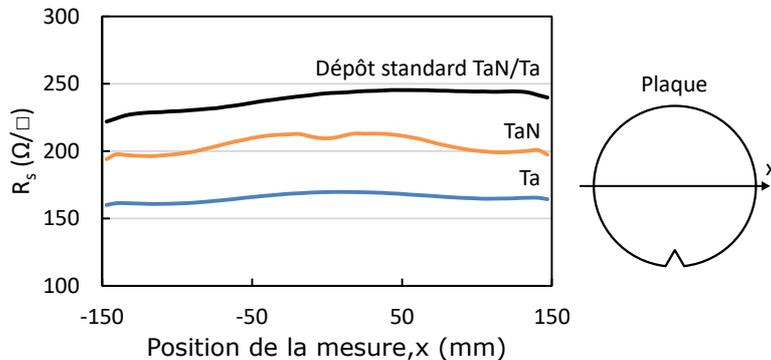


FIGURE 3.20 – Résistance des trois dépôts le long d'un diamètre de la plaque.

L'hypothèse de l'oxydation est la plus probable. Pour la vérifier, nous procédons à une analyse chimique de la surface des plaques. La composition des trois échantillons est déterminée avant recuit H₂N₂ à partir de mesures XPS. Trois éléments sont suivis : l'azote (N1s) pour l'estimation de la profondeur de l'analyse et l'oxygène (O1s) et le tantale (Ta4f) pour détecter la présence d'un éventuel oxyde.

La figure 3.21 présente la superposition des spectres XPS de l'azote (N1s) pour les trois échantillons. Tous révèlent un pic s'étalant entre 401 et 405 eV. Dans cette gamme d'énergie, il y a recouvrement entre les régions N1s et Ta4p_{3/2}. Ce pic est attribué au tantale, il est normal de le voir apparaître pour les trois échantillons. Seul le spectre du TaN montre un pic de plus basse énergie (397 eV) dont la valeur est typique des nitrures métalliques. Son absence sur le spectre TaN/Ta prouve que la profondeur d'analyse n'atteint pas la couche de TaN sous-jacente. Ainsi la profondeur d'analyse est au plus 6 nm, épaisseur de la couche de tantale.

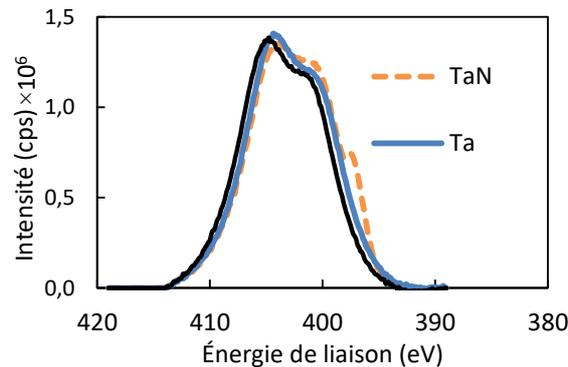


FIGURE 3.21 – Spectres XPS de l'azote (N1s) après dépôts TaN, Ta et TaN/Ta.

L'épaule visible sur le pic Ta4p_{3/2} est constaté dans les articles traitant de dépôts Ta sous diverses atmosphères [Lahoz *et al.*, 2015]. Le tantale des trois échantillons a été déposé suivant les mêmes conditions. L'épaule peut à la fois signifier la présence de tantale sous forme métallique, ou lié à d'autres éléments. La déconvolution spectrale pour identifier ces éléments est rendue incertaine par l'imprécision de l'équipement de qualification et le recouvrement de N1s et Ta4p_{3/2}. Quand bien même des pics seraient issus de la déconvolution, leur identification reste difficile car les valeurs d'énergie trouvées dans la littérature varient d'une étude à l'autre. Il est préférable de traiter la composition sur les spectres d'autres éléments.

Le spectre XPS du tantale (Ta4f) présente deux doublets distincts quel que soit l'échantillon (figure 3.22). Ces doublets sont causés par couplage spin-orbit des électrons de l'orbitale 4f. Cet effet quantique touche d'autres métaux de transitions et conditionne l'aspect des spectres. Le décalage entre deux composantes d'un doublet est de 1,9 eV et le rapport des aires des pics 4f_{7/2}/4f_{5/2} est de 0,75. Ces informations sont utiles pour considérer les pics en tant que doublets lors de la déconvolution.

Les spectres XPS des trois échantillons peuvent être déconvolués en trois doublets. Les énergies extraites pour la composante 4f_{5/2} sont regroupées dans le tableau 3.4. Le tantale métallique est reconnaissable à son énergie de 21,5 eV. Le pic d'énergie 26,5 eV correspond au Ta⁵⁺ trouvé dans les films amorphes et stoechiométriques Ta₂O₅ [Perez *et al.*, 2018]. Il y a donc oxydation en surface du tantale. Le doublet d'énergie 25,5 eV d'intensité la plus faible est reporté dans la littérature comme étant un sous oxyde de transition entre Ta et Ta₂O₅ [Lecuyer *et al.*, 1992]. L'absence de pic à 23 eV dans le spectre du TaN signifie qu'il n'a pas de liaison Ta-N. Si le spectre de l'azote (N1s) a prouvé l'existence de nitrure, la quasi-totalité a été oxydée au moins sur la profondeur de l'analyse.

Le spectre XPS de l'oxygène (O1s) fournit davantage d'informations sur la composition

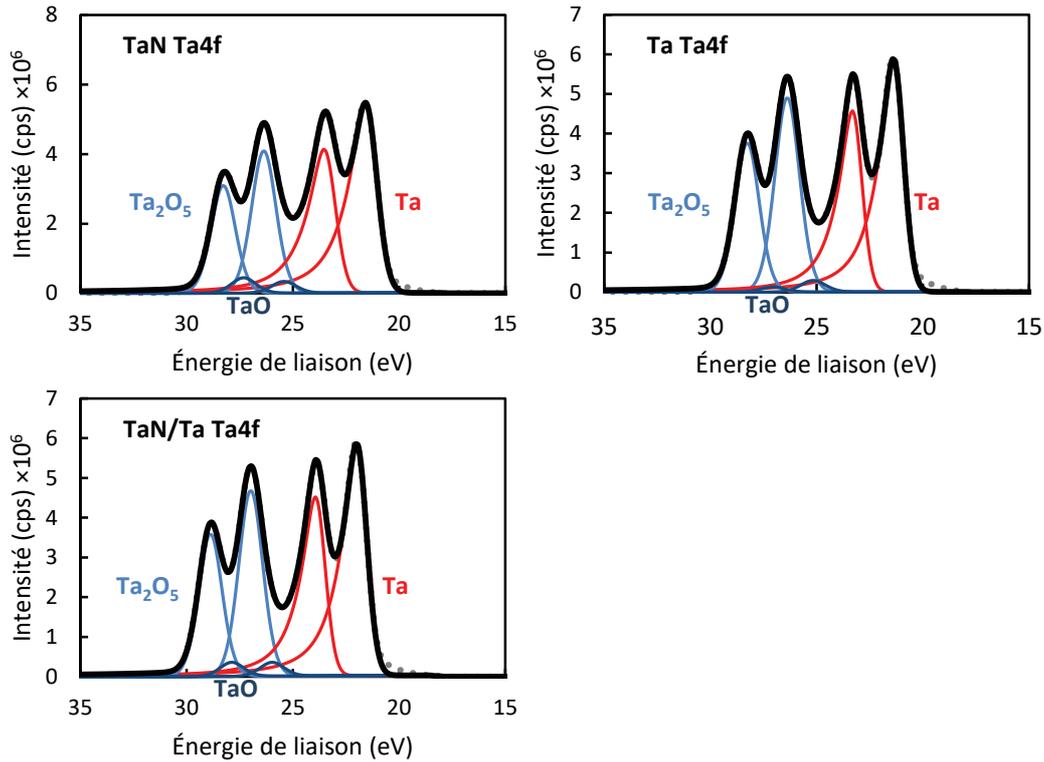


FIGURE 3.22 – Spectres XPS du tantale (Ta4f) après dépôts TaN, Ta et TaN/Ta.

Tableau 3.4 – Énergies de liaisons extraites du spectre XPS du tantale (Ta4f) par déconvolution. Les valeurs correspondent à la composante $4f_{5/2}$.

	TaN	Ta	TaN/Ta
Ta (métal)	21,6	21,5	21,5
Ta ₂ O ₅	26,4	26,5	26,5
TaO	25,5	25,3	25,5

de l'oxyde (figure 3.23). La déconvolution fait ressortir deux pics. Le pic d'énergie 532 eV est typique de la liaison Ta-O. Le pic satellite de plus haute énergie (533 eV) est attribué à des espèces oxygénées (O_2 , H_2O) adsorbées sur des échantillons [Lahoz *et al.*, 2015].

D'après les résultats XPS, les dépôts étaient déjà oxydés lors du recuit H2N2. Leur résistance R_{\square} est mesurée après recuit et comparée à la résistance avant recuit (figure 3.24). Une augmentation est constatée pour les trois échantillons mais le TaN semble plus touché. La variation de R_{\square} est d'environ 26 % pour TaN, contre 10 % pour le tantale. Le dépôt TaN/Ta n'est pas comparable en raison de sa plus faible épaisseur. Sachant que l'oxydation intervient dans la valeur de la résistance, il n'est pas possible d'affirmer avec certitude que seul le recuit provoque l'augmentation de résistance. L'analyse XPS après recuit permet de suivre l'évolution de l'oxydation (figure 3.25). Dans les trois cas, la comparaison des spectres du tantale (Ta4f) montre une diminution d'intensité du doublet Ta métallique, et à l'inverse, une augmentation d'intensité du doublet Ta₂O₅. L'intensité des pics rend compte de la concentration atomique des éléments donc entre les deux analyses XPS, le tantale a de nouveau été consommé pour former Ta₂O₅. Ainsi le recuit de passivation, tout comme la croissance de l'oxyde, peut être à l'origine de l'augmentation de résistance.

L'oxydation partielle des échantillons ne permet pas de conclure quant au rôle du recuit de passivation sur la résistivité de la barrière de diffusion. En revanche, elle répond partiellement à

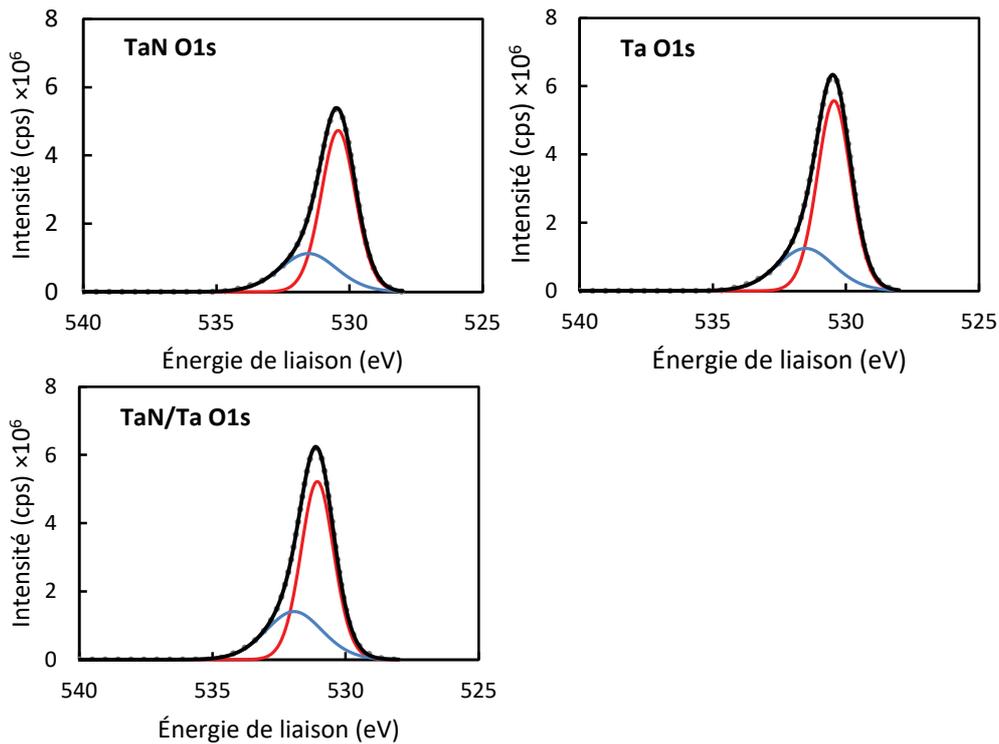


FIGURE 3.23 – Spectres XPS de l’oxygène (O1s) après dépôts TaN, Ta et TaN/Ta.

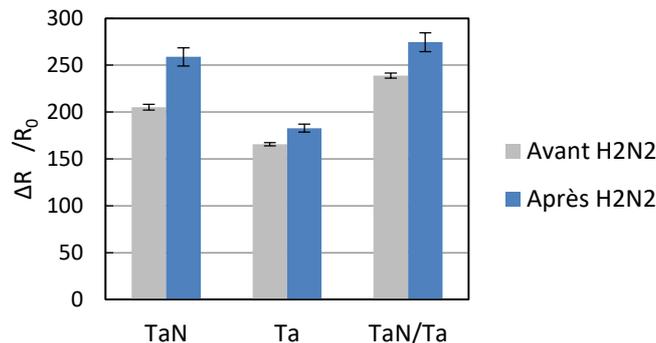


FIGURE 3.24 – Comparaison de la résistance des dépôts Ta, TaN et TaN/Ta , avant et après recuit H2N2.

la question sur l’augmentation de résistance activée thermiquement. Lors de la fabrication des interconnexions, le tantale est immédiatement recouvert par du cuivre et protégé de l’air. Mais sous l’effet de la température, il est possible que des espèces oxydantes, de l’eau par exemple, diffusent jusqu’à la barrière et l’oxydent. Cette hypothèse est vérifiable par une analyse chimique des interconnexions.

Nous proposons d’évaluer la concentration en oxygène par ToF-SIMS. Les trois échantillons M3EM sélectionnés ont pour conditions recuit de collage/recuit de passivation : 300°C-1h/aucun recuit de passivation (référence), 300°C-1h/H2N2 et 400°C-1h/HPD2. Les peignes 3D sont choisis comme zone d’analyse car les longues lignes de métal offrent une surface de tantale plus importante que la section des vias, et donc une meilleure précision.

La zone d’intérêt se trouve masquée par les niveaux de métal supérieurs et une couche de silicium issue de l’amincissement du substrat. Pour l’atteindre, une méthode de préparation d’échantillon a spécialement été développée. Les 3 μm de silicium sont retirés par gravure sèche (Ar 4 keV) sur une zone de 2 mm×2 mm. Le suivi *in situ* de l’abrasion par XPS permet de stopper la gravure sur l’oxyde de silicium. L’oxyde est ensuite retiré par gravure chimique avec

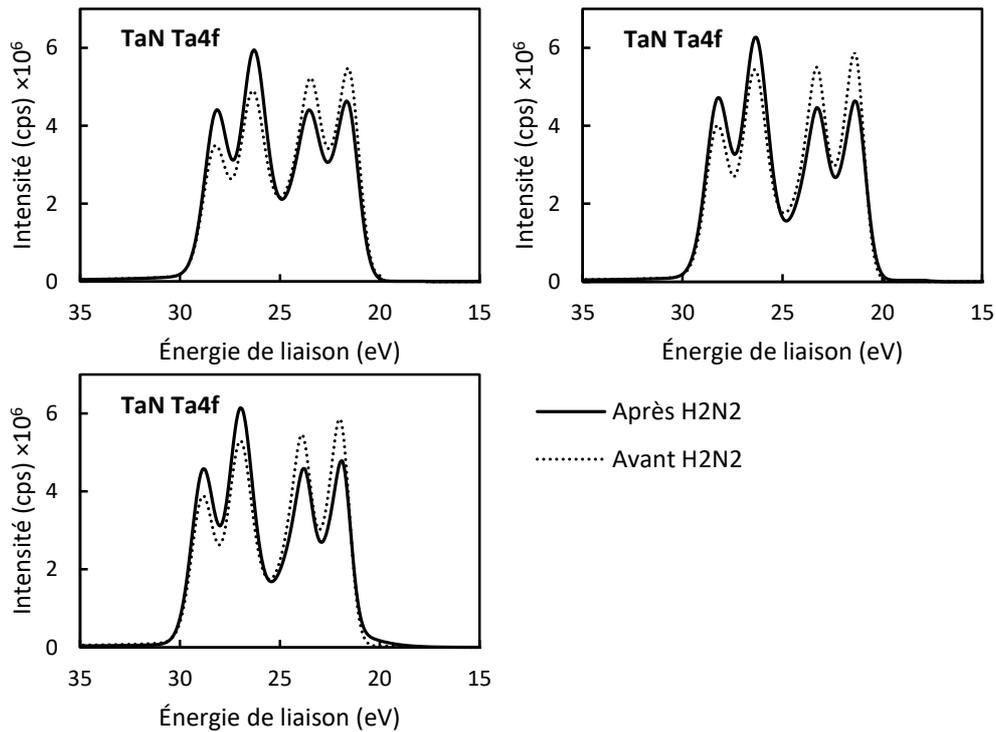


FIGURE 3.25 – Comparaison des spectres XPS du tantale (Ta4f) avant et après recuit H₂N₂.

arrêt sur le nitrure. Les derniers nanomètres sont retirés par une analyse TOF-SIMS grossière jusqu'à la barrière TaN/Ta de la ligne de métal top. À partir de là, l'analyse TOF-SIMS devient fine. La zone d'abrasion du SIMS est plus large que les lignes du peigne, ainsi la ligne de métal, les vias sous-jacents et le diélectrique sont analysés simultanément. L'analyse s'arrête à la détection des vias.

Les profils de concentration de l'oxygène dans la barrière de diffusion sont représentés sur la figure 3.26. La concentration d'oxygène chute brusquement au niveau de la barrière car elle délimite une couche d'oxyde d'un niveau contenant du cuivre. La proportion d'oxyde est par conséquent réduite. L'échantillon de référence affiche une concentration plus faible dans la barrière comparé aux deux autres échantillons ayant subi un recuit de passivation. Ce résultat confirme l'oxydation du tantale et de son nitrure. Pour l'échantillon de référence, la concentration diminue mais la pente est moins droite qu'à l'interface Ta/Cu. Ce gradient de concentration peut indiquer un début d'oxydation initié par le recuit de collage à l'interface SiO₂/TaN. Après recuit de passivation, la concentration est constante : la barrière est totalement oxydée.

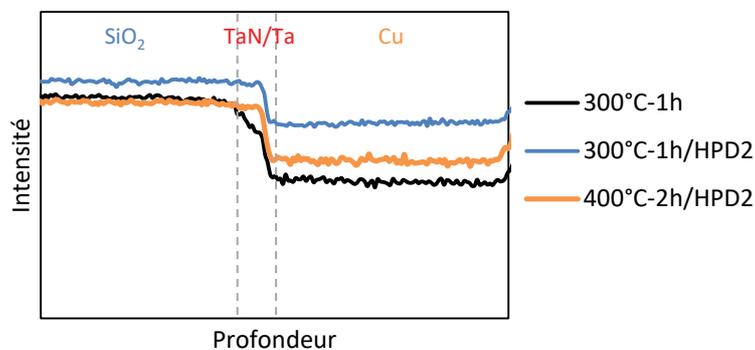


FIGURE 3.26 – Profil de concentration de l'oxygène ¹⁸O⁻ dans la barrière de diffusion par analyse ToF-SIMS.

L'ensemble des analyses physico-chimiques menées sur les dépôts Ta et TaN nous permet d'affirmer que l'augmentation de la résistivité de la barrière de diffusion provient partiellement de l'oxydation de cette dernière. Ce phénomène se produit lorsque la température est suffisamment élevée pour faire diffuser des espèces oxydantes jusqu'à l'interface SiO₂/TaN.

3.3.3 Comparaison H2N2/HPD2

La diffusion d'hydrogène ou de deutérium dans la barrière de diffusion est suspectée d'être la deuxième cause d'augmentation de la résistance des interconnexions. De plus, cette augmentation dépendrait des conditions du recuit de passivation. L'expérience précédente avait pour but d'observer les potentiels effets de l'hydrogène mais ceux-ci ont pu être masqués par l'oxydation des échantillons. Pour s'affranchir de l'oxydation, il faudrait que les dépôts, recuits et mesures de résistance, soient effectués dans le même bâti ; or nous ne disposons pas d'un tel équipement. L'alternative est donc de saturer les échantillons en oxygène. Si la barrière est totalement oxydée, les causes d'augmentation de la résistivité sont forcément autres.

L'expérience a pour but d'évaluer l'effet des recuits de passivation sur la résistivité de la barrière de diffusion. Le protocole expérimental est semblable au précédent à la différence que les FOUP ne sont plus stockés dans une armoire sous azote mais sur les étagères de la salle blanche. Deux types de dépôt seront utilisés comme échantillons, l'un de TaN l'autre de Ta, tous deux d'épaisseur 13 nm. Trois variantes de recuits sont étudiées : H2N2, HPD2 et double H2N2. Il y a en tout trois mesures de résistance : après dépôt, après recuit de passivation et après le second recuit H2N2. Même si certaines plaques subissent un unique recuit (H2N2 ou HPD2), elles seront à nouveau mesurées afin de servir de témoin d'oxydation lors du stockage.

La figure 3.27 regroupe les résistances moyennes des couches TaN et Ta à différentes étapes. La résistance du TaN après dépôt est inférieure de 50 Ω/\square par rapport aux échantillons de l'étude précédente. Cette diminution n'est pas liée à une oxydation plus faible car la résistance maximale après H2N2 est d'environ 150 Ω/\square contre 200 Ω/\square dans l'étude précédente. Cette variation est probablement due à un dépôt trop épais de TaN. Néanmoins cet écart n'entrave pas l'étude car l'erreur est systématique. Les variantes de recuits peuvent donc être comparées entre elles. La résistance du tantale et du nitrure augmente après le premier recuit de passivation. Cette augmentation peut être due à l'oxydation et à l'absorption d'hydrogène (ou de deutérium). Une analyse XPS pour vérifier si l'oxydation est totale est inutile ici car la composition chimique n'est pas représentative de l'épaisseur totale du dépôt mais de la profondeur d'analyse. Cependant la troisième mesure de résistance nous donne cette information. La résistance des plaques n'ayant pas subi de second recuit de passivation est constante malgré une exposition de plusieurs jours à l'air. Les échantillons sont complètement oxydés. Ainsi l'augmentation de résistance lors du second recuit H2N2 est uniquement provoquée par la diffusion d'hydrogène à travers Ta et TaN. De plus l'augmentation de résistance est plus importante dans le cas du recuit HPD2 et ce quel que soit la nature du dépôt. Ce résultat est cohérent avec le fait que les daisy chain sont plus résistives après recuit HPD2.

L'écart d'augmentation de résistance des interconnexions entre H2N2 et HPD2 a pour origine la diffusion d'hydrogène (ou de deutérium) dans la barrière TaN/Ta. La résistivité croît avec la concentration d'espèces absorbées. Les conditions de temps et de pression de HPD2 sont supérieures à celles de H2N2. La concentration de deutérium dans la barrière doit donc être supérieure à celle d'hydrogène. Cette hypothèse est vérifiable par analyse ToF-SIMS pour extraire les profils de concentration H et D mais ne fait pas partie de cette étude.

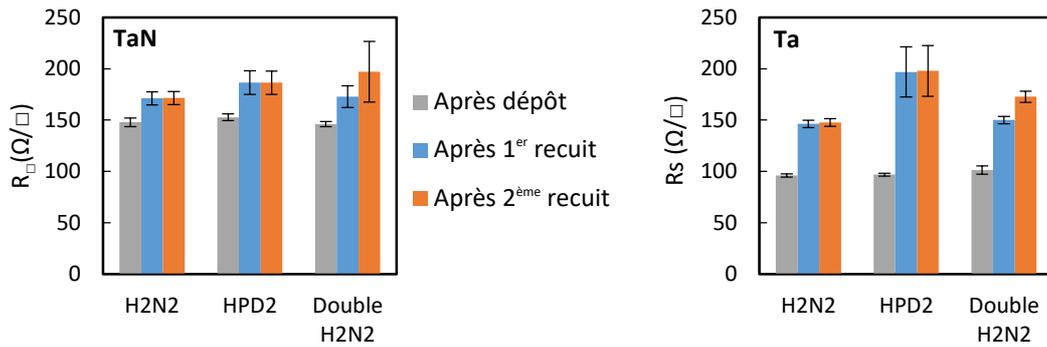


FIGURE 3.27 – Augmentation de la résistance des dépôts Ta et TaN après recuit H2N2.

Conclusion

Les analyses XPS et mesures de résistance de couches de Ta et TaN montrent que la résistivité de la barrière de diffusion du cuivre augmente lorsque celle-ci est oxydée ou exposée à des espèces passivantes (hydrogène et deutérium). Plus une plaque est exposée, et plus la résistivité est élevée. Par conséquent, une interconnexion a une résistance plus élevée si elle a été soumise à un recuit de passivation, en particulier si celui-ci possède des conditions de temps et de pression favorisant l'absorption d'une plus grande quantité d'espèces passivantes par la barrière de diffusion. L'augmentation de résistance des interconnexions par oxydation est moins probable car les dépôts TaN, Ta et Cu s'enchaînent sans exposition à l'air. Mais l'activation thermique du phénomène suggère une diffusion d'espèces oxydantes vers la barrière de diffusion. La validation de cette hypothèse nécessite une analyse chimique des vias.

3.4 Impact des recuits sur la résistance à l'électromigration

3.4.1 Influence des recuits sur la défaillance

La littérature contient plusieurs démonstrations de collage hybride dont la température du recuit de collage est comprise entre 200 et 400 °C. La validation de ces études repose généralement sur des analyses morphologiques de l'interface de collage et sur le rendement électrique des structures de test, mais rarement sur la fiabilité des interconnexions. À notre connaissance, aucune ne fait mention de l'effet de recuits supplémentaires sur le BEOL, dus aux procédés de collage hybride.

L'étude sur l'abaissement du budget thermique lors du recuit de collage a montré que pour la condition 300°C-2h, l'interface Cu/Cu est partiellement reconstruite. Les plots de collage sont connectés par des points de contact sporadiques. La réduction de la section du cuivre implique une augmentation locale de la densité de courant. De plus, les recuits de passivation font croître la résistivité de la barrière de diffusion, probablement en raison d'une modification des propriétés chimiques de cette dernière.

Dans cette partie nous nous intéressons à l'impact des recuits de collage et de passivation sur le vieillissement des interconnexions. Nous limitons notre étude à l'électromigration en raison de sa sensibilité à l'interface de collage et aux barrières de diffusion.

3.4.1.1 Test et analyse de défaillance

Les tests sont menés sur des daisy chains DC100-3,6 μ m-16vias (matrice de vias 4 \times 4) du véhicule de test M3EM. Cinq populations sont testées. Elles diffèrent par leurs conditions de recuit de collage et/ou de recuit de passivation détaillées dans le tableau 3.5. La population n°3 (recuit de collage 400°C-2h, aucun recuit de passivation) est prise comme référence. Après découpe et mise en boîtier, les structures de test sont câblées. La découpe de la plaque n'a pas entraîné de délaminage. Chaque population compte une vingtaine d'échantillons. La température de l'étuve est fixée à 350 °C et le courant à 20 mA. Dans ces conditions, la température produite par effet Joule est inférieure à 10 °C, ce qui permet de limiter la corrélation entre le courant et la température en vue de l'extraction des paramètres de Black. Le critère de défaillance est une augmentation de résistance de 10 %. Le test d'un échantillon cesse lorsque ce critère est atteint.

Tableau 3.5 – Description des échantillons pour l'étude des effets des recuits de collage et de passivation sur la résistance à l'électromigration.

Population	Recuit de collage	Recuit de passivation	Nombre d'échantillons
1	300°C-1h	Non	20
2	300°C-2h	Non	20
3	400°C-2h	Non	20
4	400°C-2h	H2N2	30
5	400°C-2h	HPD2	20

La figure 3.28 représente l'évolution de la résistance des structures de test dans le temps pour la condition 350°C-30mA. L'allure de la courbe est typique de ces structures de test. La résistance reste constante pendant une longue durée avant de croître soudainement. Les vias sont responsables de ce phénomène [Moreau *et al.*, 2016] : leur faible diamètre fait d'eux les constituants les plus résistifs de la structure de test. Ainsi lorsqu'une cavité croît dans une ligne métallique, la résistance induite est indétectable, jusqu'à ce que la section de cuivre restant atteigne la section d'un via. Sans barrière de diffusion, les atomes de cuivre diffusent sous l'action des électrons et la cavité continue de croître. La section conductrice entre les vias et la ligne de métal est alors réduite. Puis en l'absence de cuivre au-dessus des vias, le courant est conduit à travers la barrière de diffusion plus résistive que le cuivre. Par conséquent, la résistance augmente brusquement. Lorsque la totalité des échantillons ont atteint le critère de défaillance, le test s'achève. Les échantillons sont ensuite sortis de l'enceinte pour procéder à l'analyse de défaillance.

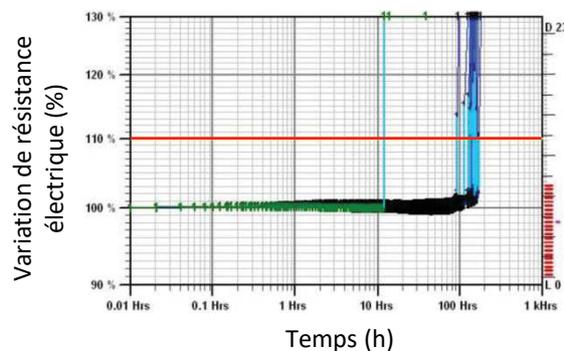


FIGURE 3.28 – Évolution de la résistance des daisy chains DC100-3,6 μ m-16vias lors du test d'électromigration (350°C-30mA).

L'inspection visuelle est effectuée en premier car elle permet d'identifier le type de défaut (cavité ou extrusion) et de le localiser. Le microscope infra-rouge révèle un cas d'extrusion

au niveau de la daisy chain et des cavités dans les lignes de métal (figure 3.29a). Il s'agit du seul cas observé parmi les 110 échantillons testés. Le reste des échantillons présente une cavité localisée dans l'amenée de courant I_+ (sortie des électrons), au-dessus de la matrice de vias (figure 3.29b). Le microscope permet uniquement d'observer le cuivre dépleted dans le dernier niveau métallique, une étude complémentaire par thermographie synchrone est employée sur deux échantillons par population pour vérifier l'existence d'autres cavités dans les niveaux métalliques inférieurs (figure 3.29c).

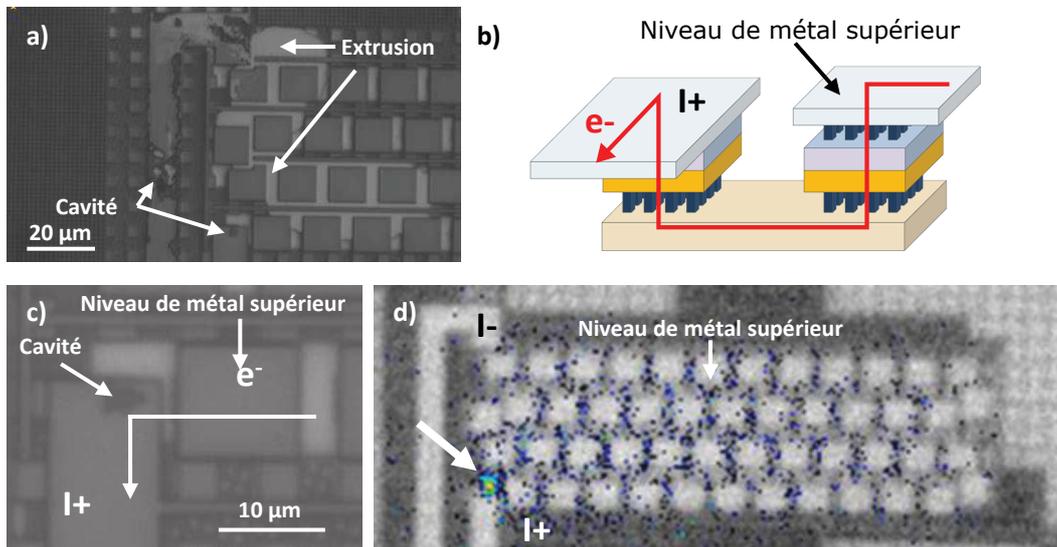


FIGURE 3.29 – (a) Cas d'extrusion dans une daisy chain. (b) Schéma de l'amenée de courant vue en 3D. (c) Localisation du défaut dans l'amenée de courant par microscopie infra-rouge et (d) thermographie synchrone.

La thermographie IR synchrone révèle un unique point chaud localisé au même niveau que la cavité. L'échauffement est causé par une résistance locale importante, ce qui est en accord avec le mécanisme de défaillance. La thermographie IR ne permet pas de déterminer dans quel niveau de métal le défaut est situé. L'interconnexion de l'amenée de courant est donc analysée par coupe FIB-SEM (figure 3.30).

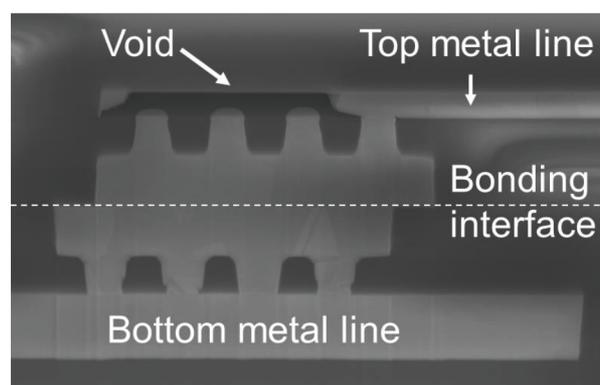


FIGURE 3.30 – Coupe FIB-SEM dans la cavité créée par électromigration.

L'image montre la présence d'une seule cavité, localisée dans l'amenée de courant. Sur cette coupe, le cuivre a été consommé sur toute l'épaisseur de la ligne et la connexion se fait à travers un via. Pour les cinq populations, le mécanisme de défaillance est la création d'une cavité par électromigration dans la ligne de métal supérieure, conformément à ce qui a déjà été observé pour ce type d'interconnexion [Moreau *et al.*, 2016]. Nous complétons cette étude par le fait que ni le recuit de collage, ni le recuit de passivation n'affectent le mode de défaillance. L'interface

Tableau 3.6 – Énergies d'activation (E_a) associées aux différents chemins de diffusion dans les interconnexions en cuivre [Hu *et al.*, 1999]

Chemin de diffusion	E_a (eV)
Cuivre massif	2,2
Dislocations	1,2-1,5
Joints de grains	0,88-0,95
Surface	0,8-0,9

de collage demeure immune à l'électromigration malgré un budget thermique plus faible lors du recuit de collage. C'est donc le BEOL qui est caractérisé. Nous discuterons des effets des différents recuits de celui-ci dans les paragraphes 3.4.1.3 et 3.4.1.4.

Nous connaissons l'influence du recuit de collage sur l'interface Cu/Cu avant de réaliser les tests d'électromigration (chapitre 2). Puisque la défaillance se produit dans le BEOL, nous commençons par évaluer l'impact des différents recuits sur la microstructure du cuivre situé dans la ligne de métal supérieure.

3.4.1.2 Analyse de la microstructure du cuivre

Dans le cas des interconnexions en cuivre, la microstructure ne joue pas un rôle déterminant dans les mécanismes de diffusion des atomes [Arnaud *et al.*, 1999]. En effet, le coefficient de diffusion est moteur du flux de matière. Or ce coefficient est la moyenne pondérée de tous les chemins de diffusion (tableau 3.6). Pour le cuivre, la diffusion de surface prédomine sur la diffusion aux joints de grains. Cependant, l'amélioration des procédés de préparation de surface et l'arrivée de nœuds technologiques avancés ont fait naître une compétition entre la diffusion en volume et la diffusion aux surfaces [Hu *et al.*, 2007]. Pour certains types d'interconnexions, la microstructure du cuivre peut donc jouer un rôle dans le mécanisme de défaillance. Les cinq populations étudiées ont subi des recuits de collage et de passivation différents. Pour comparer par la suite les résultats des tests d'électromigration, nous évaluons d'abord l'impact du budget thermique total sur la microstructure de la ligne de métal supérieure.

Des images FIB-SEM sont réalisées sur un échantillon de chaque population avant le test d'électromigration. La taille moyenne des grains est ensuite mesurée en utilisant le logiciel de traitement d'image ImageJ.

La microstructure des lignes de métal supérieure est de type bambou : les joints de grains sont parallèles et occupent toute la largeur de la ligne (figure 3.31). Le courant circule dans une direction normale au plan des joints de grain, favorisant ainsi la diffusion de surface. Une faible taille de grains peut favoriser la diffusion de cuivre par les multiples joints de grain. Les macles constituent des chemins de conduction. Elles seront à ce titre considérées comme des grains à part entière. L'analyse statistique montre que la taille des grains est la même quel que soit le recuit de passivation (figure 3.32).

La microstructure du cuivre de la ligne de métal supérieure est la même pour les cinq populations. Les tests d'électromigration peuvent donc être conduits et les résultats seront comparables.

3.4.1.3 Effet du recuit de collage

Les tests d'électromigration décrits dans le paragraphe 3.4.1.1 sont conduits pour les variantes de recuit de collage 300°C-1h, 300°C-2h et la référence 400°C-2h (tableau 3.5). Aucun recuit de passivation n'a suivi le recuit de collage pour éviter les effets potentiels de ce dernier. Les

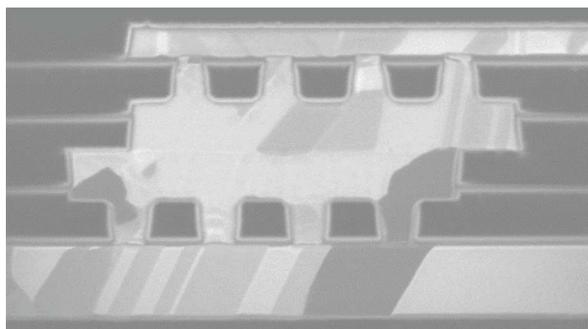


FIGURE 3.31 – Vue en coupe d'une interconnexion par FIB-SEM.

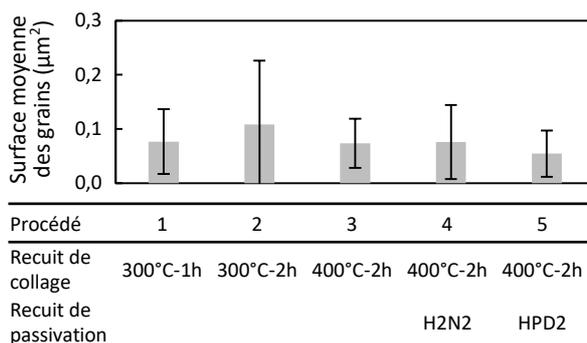


FIGURE 3.32 – Analyse statistique de la taille de grain dans la ligne de métal supérieure.

distributions des temps à la défaillance (*time to failure* - TTF) sont illustrées en figure 3.33 pour les trois variantes de recuit de collage.

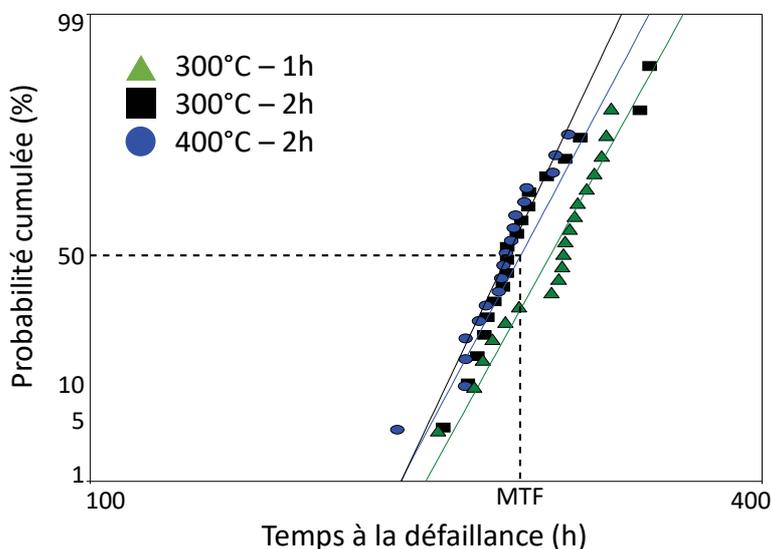


FIGURE 3.33 – Influence du recuit de collage sur la résistance à l'électromigration (350°C-20mA) sans recuit de passivation.

Les courbes de défaillances cumulées sont rectilignes et parallèles quelle que soit la population. Le mécanisme de défaillance est donc unique et l'écart-type est le même, ce qui traduit un procédé de fabrication stable. Les trois distributions sont indiscernables et donnent un temps moyen à la défaillance (*mean time to failure* - MTF) d'environ 200 h pour les conditions données. Ce résultat est attendu puisque le recuit de collage n'entraîne pas de modification physico-chimique dans la zone de défaillance identifiée précédemment.

Pour les recuits de collage à 300 °C, le défaut se produit dans la ligne de métal supérieure donc l'état de l'interface Cu/Cu n'intervient pas dans le mécanisme de défaillance et par suite, n'intervient pas dans le temps à la défaillance. Ainsi il est possible d'abaisser le budget thermique du recuit de collage sans risque de réduire le temps de vie des interconnexions vis-à-vis de ce mécanisme.

3.4.1.4 Effet du recuit de passivation

Nous avons montré dans la partie 3.2.1 que les recuits de passivation provoquent une augmentation de résistance partiellement induite par la diffusion d'hydrogène ou de deutérium dans la barrière de diffusion. Or l'électromigration est sensible aux changements d'interface avec les lignes de cuivre. Dans la littérature, les études portent principalement sur les préparations de surface, la barrière diélectrique et la barrière de diffusion [Hu *et al.*, 2003] [Lin *et al.*, 2005]. Nous étudions ici les effets du recuit de passivation sur les performances en électromigration.

Les tests d'électromigration décrits dans le paragraphe 3.4.1.1 sont conduits pour les variantes de recuit de passivation H2N2, HPD2 et la référence. Les trois populations sont issues d'un recuit de collage 400°C-2h. Les conditions de test sont 350 °C et 20 mA. Les distributions des temps à la défaillance sont illustrées en figure 3.34.

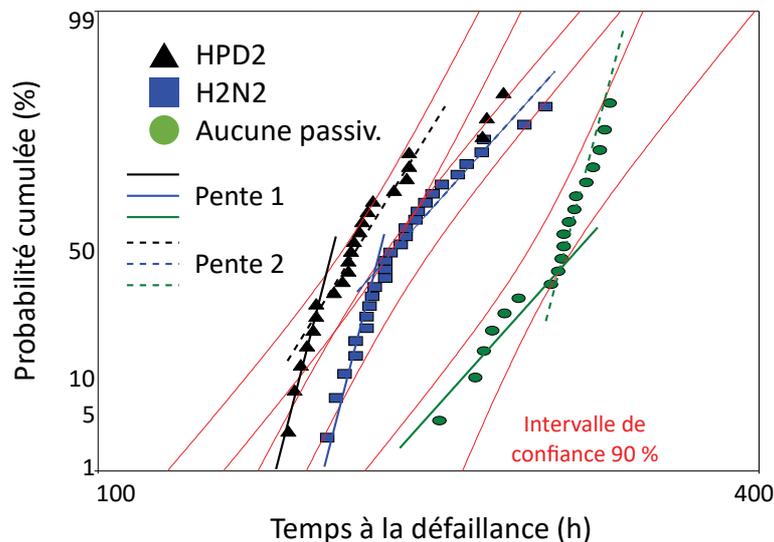


FIGURE 3.34 – Influence du recuit de passivation sur la résistance à l'électromigration (350°C-20mA).

Chaque distribution semble présenter deux pentes. L'analyse de défaillance par microscopie infra-rouge et thermographie IR synchrone a révélé que tous les échantillons présentent le même type de défaut caractéristique de la défaillance par électromigration (voir 3.4.1.1). Lors de la demande de mise en boîtier, le lieu de prélèvement des puces n'a pas été spécifié. Chaque population contient à la fois des puces de centre et de bord de plaque. Compte-tenu des effets de bords de plaque déjà observés, nous pensons que cette diversité de population est responsable du comportement binaire de la distribution. Nous ne sommes pas en mesure de vérifier cette hypothèse car la traçabilité est perdue lors de la mise en boîtier. Malgré cela, les trois populations sont comprises dans leurs intervalles de confiance respectifs et parfaitement différenciables. Nous remarquons une diminution significative du MTF pour les échantillons exposés à de l'hydrogène ou du deutérium :

$$MTF_{HPD2}(-31\%) < MTF_{H2N2}(-24\%) < MTF_{référence}$$

L'écart relatif de MTF est calculé par rapport à la référence. La diminution de MTF du recuit HPD2 est la plus critique. Ce constat rejoint celui de l'impact du recuit passivation sur la résistance des interconnexions. En effet, les interconnexions sont plus résistives après recuit de passivation, surtout dans le cas du recuit HPD2. Nous supposons alors que la réduction de MTF et l'augmentation de résistance ont la même origine : la réduction du MTF est causée par la diffusion d'espèces passivantes et/ou oxydantes dans la barrière TaN/Ta.

Nous nous limiterons à l'étude des effets des recuits de passivations sur la résistance à l'électromigration. Nous proposons une hypothèse basée sur la composition chimique de la barrière TaN/Ta expliquant la diminution de MTF. Il a été montré que le temps de vie à l'électromigration est corrélé à l'adhésion du cuivre avec son support [Lane *et al.*, 2003]. Une meilleure adhésion implique une énergie d'activation plus élevée, et donc une diffusion du cuivre aux interfaces plus lente. Or la présence d'oxygène à l'interface Cu/Ta abaisse la température de démouillage du cuivre sur le tantale [Chen *et al.*, 2000] et l'adhésion du TaN diminue après exposition à de l'hydrogène [Moody *et al.*, 1994].

Nous pouvons donc supposer que les espèces introduites dans la barrière de diffusion lors des recuits de passivation sont responsables de la diminution du MTF. Dans la suite nous nous intéresserons au recuit HPD2, plus précisément aux performances en électromigration et à la composition chimique de la barrière.

3.4.2 Impact du recuit de passivation HPD2 sur l'énergie d'activation

La diminution du temps à la défaillance par électromigration après recuit de passivation a été mise en évidence pour une seule condition de test. Nous utiliserons les paramètres de Black afin de déterminer l'impact du recuit de passivation sur les performances en électromigration. Ceux-ci sont extraits en renouvelant les tests d'électromigration pour différentes conditions de température et de courant.

L'électromigration aboutit à un défaut causé par un déplacement de matière sous l'action d'un flux d'électrons, de la température et de contraintes mécaniques. Black propose une loi empirique (3.1) qui exprime le MTF en fonction de deux paramètres, communément appelés « paramètres de Black » : l'énergie d'activation E_a , et l'exposant de densité de courant n [Black, 1969].

$$MTF = AJ^{-n} e^{\frac{E_a}{kT}} \quad (3.1)$$

L'équation fait intervenir un facteur pré-exponentiel A , la densité de courant J , la température et la constante de Boltzmann k . L'énergie d'activation est l'énergie qu'il faut fournir à un atome pour se déplacer d'un site à un autre. Elle peut prendre plusieurs valeurs suivant le chemin de diffusion emprunté par les atomes métalliques. Les paramètres de Black sont extraits en réalisant plusieurs tests d'électromigration et en faisant varier les conditions de température et de densité de courant. L'énergie d'activation est obtenue en fixant la densité de courant et en traçant :

$$E_a = - \frac{d \ln(MTF)}{d(1/kT)} \Big|_J \quad (3.2)$$

L'exposant de densité de courant s'obtient en fixant la température et en traçant :

$$n = - \frac{d \ln(MTF)}{d(J)} \Big|_T \quad (3.3)$$

En raison du nombre d'échantillons requis pour cette étude, du temps pris par la mise en boîtier et les tests, on limite l'extraction de l'énergie d'activation à deux types d'échantillon : avec recuit HPD2 (population 5) ou sans recuit (population 3)(tableau 3.5). Nous choisissons la condition de recuit HPD2 plutôt que H2N2 car la diminution du MTF atteint 31 %. Si notre hypothèse est juste, la diminution de l'énergie d'activation sera plus faible que pour H2N2. Les échantillons qui n'ont subi qu'un recuit de collage servent de référence. Les tests sont réalisés sur les daisy chains DC100-3,6 μ m-16vias. Chaque test compte une vingtaine d'échantillons. Les conditions sont détaillées dans le tableau 3.7. Les courbes de défaillances cumulées sont représentées par température (figure 3.35).

Tableau 3.7 – Conditions de test d'électromigration pour extraire les paramètres de Black.

Temp. de test	Population 3	Population 5
290 °C	30 - 40 mA	30 - 40 mA
319 °C	10 - 20 mA	10 - 20 mA
350 °C	20 - 30 mA	20 - 30 - 40 mA

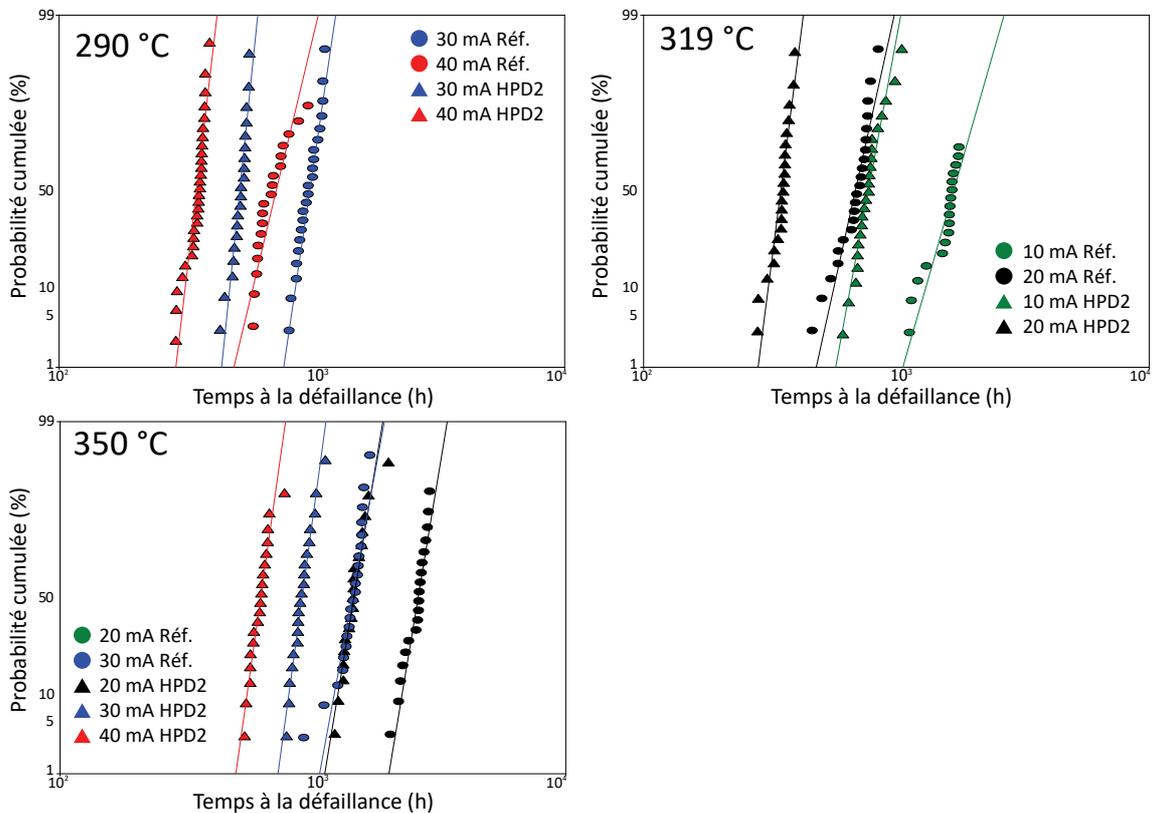


FIGURE 3.35 – Distribution des temps à la défaillance pour l'extraction des paramètres de Black.

Les distributions sont linéaires et parallèles pour les trois températures de test, indiquant que le mécanisme de défaillance est le même quelles que soient les conditions de test. À densité de courant et température égales, les échantillons HPD2 atteignent la défaillance avant les échantillons de référence. Le MTF est extrait de chaque courbe pour en déduire les paramètres de Black.

Les conditions du plan d'expérience ne fait intervenir que deux fois une même valeur de température ou de densité de courant. Or deux points ne constituent pas une statistique suffisante pour calculer E_a ou n . Pour cette raison, les données sont traitées par un logiciel de fiabilité

possédant des outils de statistique capables de calculer les paramètres de Black par interpolation. Les paramètres de Black sont rassemblés dans le tableau suivant :

Tableau 3.8 – Paramètres de Black pour les échantillons sans recuit de passivation ou recuit HPD2.

	E_a (eV)	n
Référence (pop.3)	$0,98 \pm 0,04$	$1,28 \pm 0,16$
HPD2 (pop.5)	$0,91 \pm 0,02$	$1,23 \pm 0,04$

L'énergie d'activation est plus basse dans le cas du recuit HPD2. Ce résultat confirme le fait que le recuit de passivation abaisse l'énergie d'activation. Les atomes de cuivre ont besoin de moins d'énergie pour diffuser dans les lignes de métal, d'où une apparition de défaut plus rapide. La valeur de l'énergie d'activation est typique d'une diffusion via les joints de grains ou en surface [Hu *et al.*, 2014]. L'exposant de densité de courant a une valeur légèrement supérieure à la valeur théorique de 1 pour la défaillance par croissance de cavité. Cet écart peut avoir comme origine un effet Joule local ou de la plasticité induite par électromigration [Budiman *et al.*, 2010] [Kirchheim et Kaeber, 1991].

D'après la valeur de l'énergie d'activation, le chemin de diffusion préférentiel peut être de la diffusion aux interfaces formées avec le cuivre ou les joints de grain. Des analyses physique et chimique complémentaires sont nécessaires pour savoir qui des joints de grain ou de la surface est, ou sont, le chemin de diffusion préférentiel.

3.4.3 Identification du chemin de diffusion préférentiel par analyse chimique

Nous supposons que la présence d'espèces passivantes dans la ligne de métal supérieure diminue l'énergie d'activation, et accélère la défaillance par électromigration. Nous analysons la ligne de métal supérieure par ToF-SIMS afin d'identifier le chemin de diffusion préférentiel.

L'analyse est effectuée dans les peignes 3D car les longues lignes de métal offrent une surface de Ta et de SiN plus importante, et donc une meilleure précision sur la concentration des espèces. L'échantillon provient d'une plaque ayant subi un recuit HPD2. Le mode « imagerie » de l'analyse ToF-SIMS cartographie en vue de dessus les éléments qui composent l'échantillon (figure 3.36). Dans un premier temps, la localisation du cuivre, de l'oxygène, du deutérium et du tantale nous permettra d'identifier la répartition du deutérium dans l'échantillon.

Sur la figure 3.36c, l'échelle représente le nombre d'éléments. Plus la concentration d'un élément dans une zone est élevée, plus celle-ci sera claire. Les bandes lumineuses sur la cartographie du cuivre correspondent aux lignes de cuivre des peignes. L'intensité varie suivant l'orientation des grains. À l'inverse, les bandes sombres correspondent à l'oxyde, d'où une forte intensité pour l'oxygène au même endroit. L'intensité du deutérium est maximale à la même position que le cuivre et le tantale. Cela prouve que le deutérium est piégé au niveau des lignes de cuivre et non dans l'oxyde.

Une seconde analyse ToF-SIMS est faite dans une zone similaire mais en démarrant l'analyse au-dessus des lignes de métal afin d'obtenir le profil de concentration du deutérium en profondeur et d'identifier les matériaux qui en absorbent le plus (figure 3.37). Le profil de concentration du deutérium révèle deux pics de concentration : un fin et un large.

En superposant les spectres du deutérium et du cuivre, il est possible d'identifier quel matériau absorbe le plus de deutérium. Le premier pic est attribué à la barrière TaN/Ta de la ligne de métal supérieure. Le second, plus large, est attribué à la fois à la barrière TaN/Ta des vias et à la barrière diélectrique SiN. En raison de la sur-gravure des vias, la barrière de diffusion est localisée dans la ligne de métal, au-dessus de la couche de SiN (figure 3.37a). Ainsi, la concen-

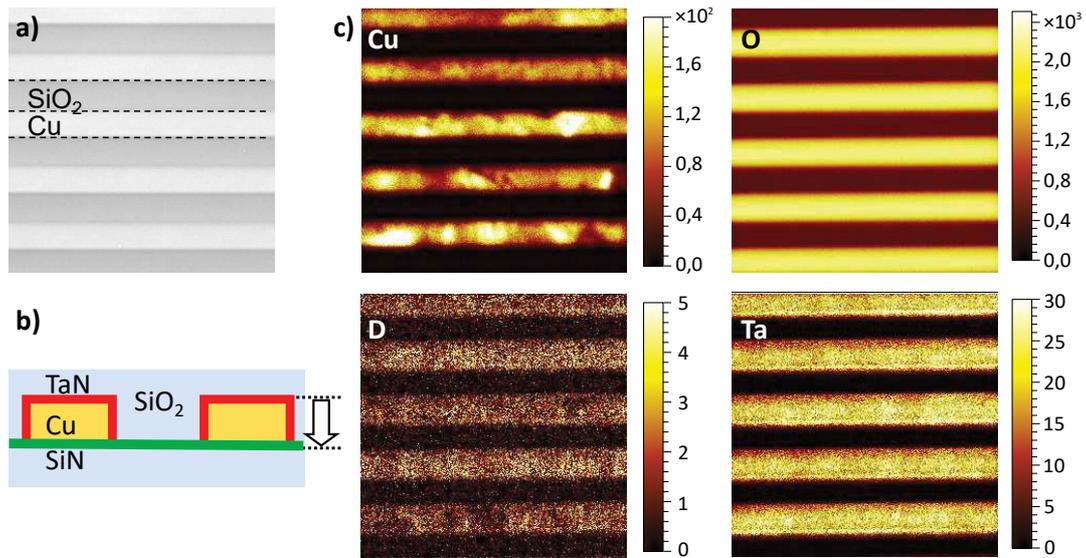


FIGURE 3.36 – (a) Image IR de la zone analysée vue de dessus. (b) Vue en coupe des lignes de métal. (c) Cartographie des éléments Cu, O, D et Ta obtenue par analyse ToF-SIMS de peignes 3D sur une zone de $30\ \mu\text{m} \times 30\ \mu\text{m}$.

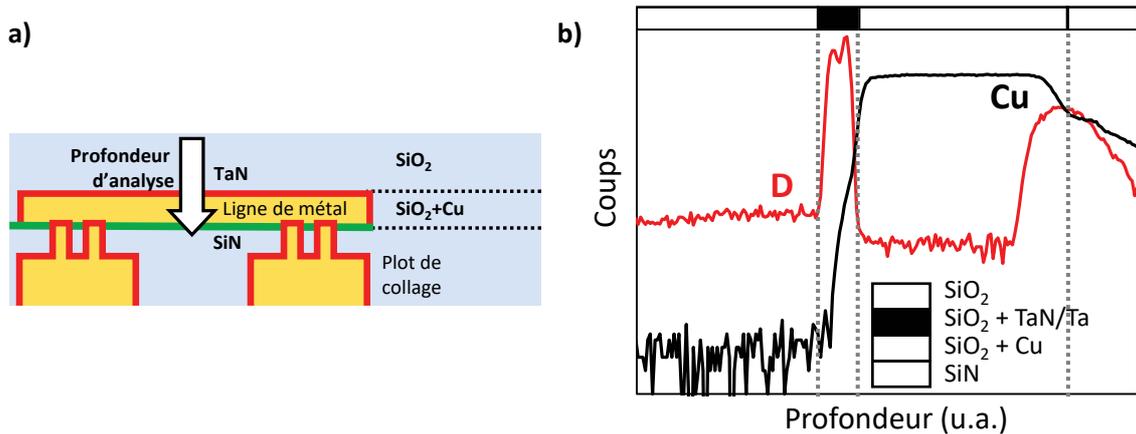


FIGURE 3.37 – (a) Schéma de la zone analysée en ToF-SIMS. (b) Profils de concentration ToF-SIMS du cuivre et du deutérium dans la ligne de métal supérieure.

tration du deutérium augmente à une profondeur où la concentration en cuivre est constante et décroît après que celle du cuivre chute. De plus, la différence de vitesses d'abrasion entre le cuivre et de l'oxyde, et entre les différentes orientations cristallines du cuivre, augmente la rugosité de la surface d'analyse. Cela se traduit par une perte de résolution, d'où un second pic plus large que le premier. Néanmoins nous pouvons affirmer que les couches de TaN/Ta et de SiN retiennent le deutérium.

Le profil de concentration du deutérium dans la barrière TaN/Ta présente un double pic qui suggère que les interfaces piègent davantage d'espèces passivantes. L'utilité première du recuit, H₂N₂ ou HPD2, est de passer les liaisons pendantes localisées en nombre aux interfaces à cause de la discontinuité des matériaux. La réaction entre le deutérium et ces liaisons pendantes expliquerait une telle allure de spectre. Afin de savoir si le deutérium se fixe préférentiellement aux interfaces, ou en profondeur, nous faisons subir un recuit de passivation HPD2 à un empilement TaN et SiN (figure 3.38). L'échantillon est un empilement de TaN 150 nm/SiO₂ 100 nm/SiN 50 nm/SiO₂ 50 nm sur un substrat silicium 300 mm.

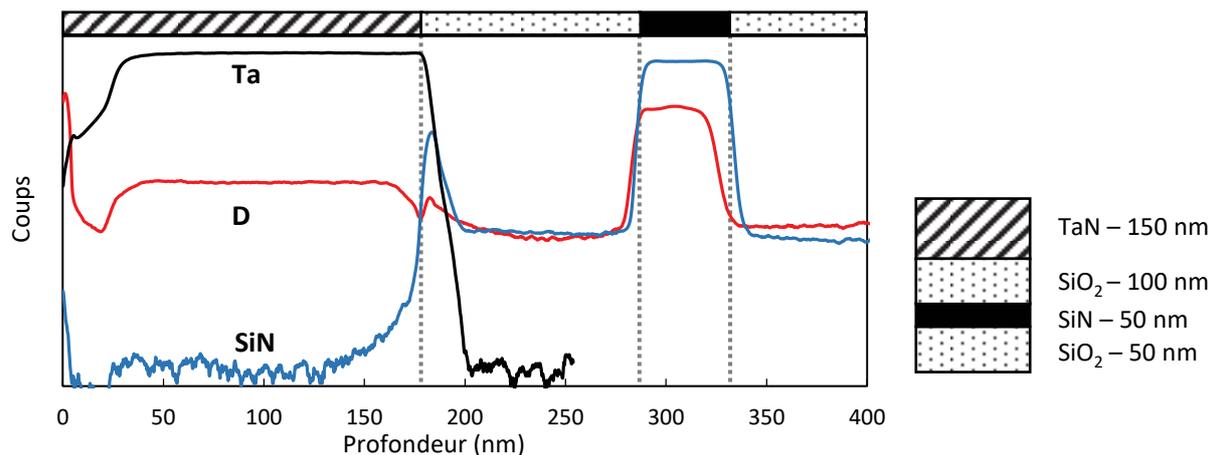


FIGURE 3.38 – Analyse SIMS d’un empilement TaN/SiO₂/SiN/SiO₂ après recuit HPD2. Pour TaN et SiN, la concentration en deutérium est la même en profondeur des dépôts qu’à leur interface avec SiO₂.

L’analyse SIMS par la face avant montre que la concentration de deutérium est plus élevée dans les couches de TaN et de SiN. Dans les deux cas, aucun pic de concentration n’est visible aux interfaces avec SiO₂. Le double pic de deutérium vu sur les interconnexions n’est donc pas représentatif d’une concentration plus élevée aux interfaces SiO₂/TaN et Cu/Ta. Une différence de capacité d’absorption du deutérium par le Ta et le TaN expliquerait le double pic de concentration en deutérium dans la barrière TaN/Ta. Cette hypothèse serait vérifiable par une nouvelle analyse ToF-SIMS d’un empilement Ta/TaN/SiO₂.

Nous concluons de l’analyse chimique que le chemin de diffusion préférentiel du cuivre est l’interface que forme la ligne de métal avec la barrière SiN et la barrière TaN/Ta.

Conclusion

Des tests d’électromigration ont permis d’étudier les effets à long terme des recuits de collage et de passivation sur les interconnexions. L’analyse de défaillance n’a montré aucun mécanisme de défaillance autre que celui déjà identifié pour les interconnexions à quatre niveaux de métal double damascène. Le budget thermique du recuit de collage peut être abaissé à 300°C-1h sans dégrader la résistance à l’électromigration. En revanche, les recuits de passivation H2N2 et HPD2 entraînent respectivement une diminution du temps moyen à la défaillance de 24 et 31 %. Une étude physico-chimique de la zone de défaillance montre que la microstructure du cuivre est inchangée, mais qu’une accumulation d’espèces passivantes se produit dans les barrières SiN et TaN/Ta. L’extraction des paramètres de Black montre que les interfaces formées par ces couches avec le cuivre constituent un chemin de diffusion préférentiel. La présence de deutérium au niveau de ces chemins abaisserait l’énergie d’activation, favorisant ainsi la diffusion du cuivre. Il est donc important de prendre en compte le type de recuit de passivation dans les futures études de fiabilité. L’ensemble de ces résultats a été présenté à l’IRPS [Jourdon *et al.*, 2017].

3.5 Conclusion

Ce chapitre a été consacré à l’abaissement du budget thermique lors du recuit de collage afin de limiter les effets de celui-ci sur les niveaux actifs. Nous nous sommes particulièrement intéressés à la qualité morphologique de l’interface Cu/Cu et aux performances électriques et

d'électromigration des interconnexions.

Les essais de flexion quatre points et les tests de sciage ont montré que les trois variantes de recuit de collage testées – 200°C-1h, 300°C-1h et 300°C-2h – contribuent à une amélioration de l'adhésion après collage. L'analyse morphologique de l'interface Cu/Cu a permis d'attribuer cette amélioration à l'établissement de points de contact entre les plots de collage. La condition de recuit de collage 300°C-1h apparaît être le budget thermique minimal requis pour notre intégration à condition que les étapes de fabrication face arrière comme la reprise de contacts, aient été effectuées. En effet, le budget thermique supplémentaire qu'elles apportent renforce l'interface Cu/Cu par fermeture des cavités résiduelles. La résistance électrique et la résistance à l'électromigration des interconnexions sont semblables à celles obtenues avec le recuit de collage standard actuel : 400°C-2h. Il en va de même pour la condition 300°C-2h.

Une dégradation des performances des interconnexions est constatée suite au recuit de passivation. Celui-ci provoque une augmentation de la résistance (jusqu'à 11 % pour les interconnexions à quatre vias par plot de collage), et une diminution du temps à la défaillance par électromigration (31 % pour le recuit HPD2). Ces dégradations ne sont pas dues à l'interface de collage mais à la barrière à la diffusion du cuivre et à la barrière diélectrique. L'analyse ToF-SIMS des lignes de métal supérieure met en évidence la présence de deutérium dans les barrières TaN/Ta et SiN, modifiant ainsi les propriétés physico-chimiques de ces matériaux. L'augmentation de résistivité de Ta et TaN est avérée mais difficile à quantifier en raison de l'oxydation des échantillons. L'extraction des paramètres de Black a montré une diminution de l'énergie d'activation.

Malgré les effets négatifs du recuit de passivation, la résistance électrique et la résistance à l'électromigration des interconnexions restent conformes aux spécifications.

Chapitre 4

Interface Cu-SiO₂ et intégrité des interconnexions

Ce quatrième chapitre porte sur les risques que présente l'existence d'une interface Cu/SiO₂ en cas de désalignement des plaques inférieure et supérieure. Cela concerne la dégradation des performances électriques du diélectrique par contamination métallique et la création d'un chemin de diffusion préférentiel pour l'électromigration. Des structures de tests ont été spécialement conçues pour rendre compatibles des techniques de caractérisation chimique et électrique avec le collage hybride.

Nous débuterons ce chapitre par une introduction à la théorie de la diffusion métal-diélectrique, notamment au couple Cu-SiO₂, afin d'établir des protocoles expérimentaux. Nous distinguerons la diffusion thermique de la diffusion assistée par champ électrique qui seront respectivement abordées dans la deuxième et la troisième parties. En quatrième partie, des tests d'électromigration sont conduits sur des structures de test avec routage afin d'évaluer l'impact de l'interface Cu/SiO₂ lorsque le courant circule parallèlement à l'interface de collage.

4.1 Théorie de diffusion métal-diélectrique

4.1.1 Diffusion thermique

La diffusion thermique est le phénomène de transport irréversible de matière sous l'effet de l'agitation thermique. L'irréversibilité provient du caractère dissipatif de la diffusion : le système ne peut pas retourner spontanément dans un état antérieur. Cette partie s'intéresse au cas théorique où un métal mis en contact avec un diélectrique forme une interface parfaitement plane. La première étape de la diffusion thermique est la génération d'un atome libre occasionnée par la rupture de la liaison métallique (E_m) qui lie l'atome au réseau cristallin (figure 4.1). La température de fusion du métal rend compte de la force d'une liaison. Ainsi les métaux possédant une température de fusion élevée ont des liaisons métalliques plus fortes, et par conséquent diffusent moins que des métaux dont la température de fusion est basse. Si le métal réagit avec le diélectrique, alors l'interface formée constitue une barrière supplémentaire que les atomes doivent franchir avant de pénétrer dans le diélectrique. L'énergie de cette barrière (E_i) dépend de la nature chimique et de la qualité de l'interface. Pour une température suffisamment élevée, les atomes acquièrent l'énergie nécessaire pour franchir les barrières d'énergie E_m et E_i et migrer à l'interface métal/diélectrique d'un site à l'autre de façon aléatoire [He et Lu, 2012] (chapitre 2). En raison de la différence de potentiel chimique en espèces métalliques entre les deux matériaux, un flux de matière dirigé vers le diélectrique apparaît. Ce flux \vec{f} , défini comme le nombre

d'atomes traversant une unité de surface par unité de temps est décrit par la première loi de Fick [Mehrer, 2007] dont la forme générale pour un milieu anisotrope s'écrit :

$$\vec{f} = -D\nabla\rho \quad (4.1)$$

où ρ est la concentration de d'atomes de métal en cm^{-3} , et ∇ est le gradient de concentration, moteur de la diffusion. D est le coefficient de diffusion exprimé en $\text{cm}^2.\text{s}^{-1}$. Le signe « $-$ » traduit le fait que le flux de matière et le gradient de concentration sont de signes opposés : les atomes se dirigent vers les zones de faible concentration. Durant la diffusion, la concentration est amenée à changer. L'équation de conservation de la masse conduit alors à la seconde loi de Fick :

$$\frac{\partial\rho}{\partial t} = -\nabla\vec{f} = \nabla(D\nabla\rho) \quad (4.2)$$

Nous supposons que le métal reste en faible proportion par rapport au diélectrique. Le coefficient de diffusion peut donc être considéré comme indépendant de l'espace. L'équation (4.2) est alors simplifiée en :

$$\frac{\partial\rho}{\partial t} = D\Delta\rho \quad (4.3)$$

avec Δ l'opérateur laplacien. Grâce à l'équation (4.3), il est possible d'établir un modèle analytique de la diffusion du métal à travers un diélectrique. En supposant la largeur de l'interface métal/diélectrique grande devant la longueur de diffusion, le problème est ramené à une dimension. La position x est mesurée en prenant pour origine l'interface métal/diélectrique. La solution de la seconde loi de Fick dépend des conditions aux limites. Nous considérons un diélectrique tel que :

$$\begin{aligned} \rho(x, t = 0) &= 0 \\ \rho(x = 0, t) &= \rho_s \\ \rho(x = d, t) &= 0 \end{aligned} \quad (4.4)$$

avec ρ_s la concentration surfacique de métal, et d l'épaisseur de diélectrique. La solution 1D de l'équation (4.3) avec les conditions aux limites (4.4) est :

$$\rho(x, t) = \rho_s \left(1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right) \quad (4.5)$$

La diffusion d'un atome d'un site à un autre se fait par le franchissement d'une barrière de potentiel grâce à l'agitation thermique. Ce procédé étant activé thermiquement, le coefficient de diffusion peut être décrit par la loi d'Arrhenius :

$$D = D_0 e^{-\frac{E_d}{kT}} \quad (4.6)$$

où D_0 est la constante de diffusion, E_d est l'énergie de la barrière de potentiel qu'un atome doit franchir pour diffuser vers un autre site, k est la constante de Boltzmann et T est la température. La diffusion s'apparente à une succession de barrières de potentiel à franchir (figure 4.2a). Plus la température est élevée, et plus les atomes de métal sont capables de pénétrer profondément dans le diélectrique. L'interface métal/diélectrique n'est alors plus clairement définie.

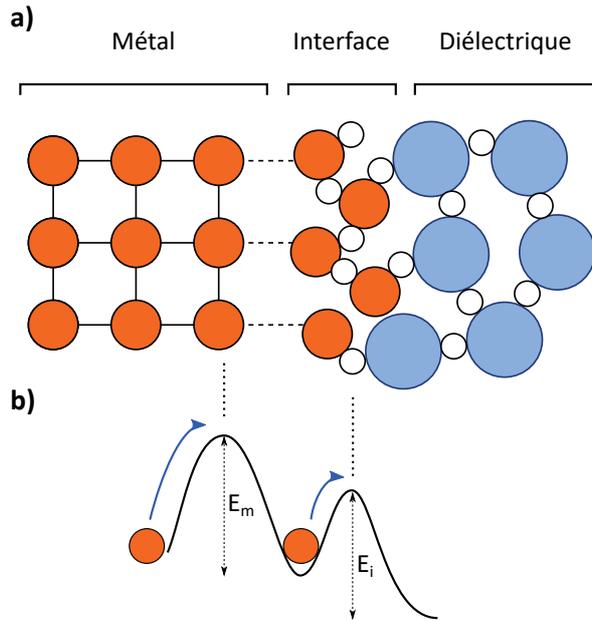


FIGURE 4.1 – (a) Représentation schématique de l'interface métal/diélectrique et (b) et des barrières d'énergie pour chaque étape de la diffusion du métal. E_m est l'énergie d'une liaison métallique et E_i l'énergie nécessaire pour franchir l'interface d'oxyde métallique.

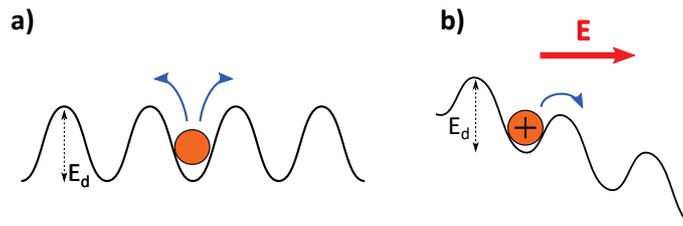


FIGURE 4.2 – (a) Illustration de la diffusion thermique. Les atomes de cuivre diffusent dans le diélectrique en franchissant des barrières d'énergie potentielle E_d . (b) L'application d'un champ électrique abaisse la barrière de potentiel, facilitant la diffusion des ions métalliques.

4.1.2 Diffusion sous champ électrique

Dans le cas de la diffusion thermique, les atomes de métal diffusent grâce à l'agitation thermique. Mais lorsque les espèces métalliques sont des ions, l'application d'un champ électrique accélère la diffusion. Lorsque celle-ci est assistée électriquement, le terme *drift* est généralement employé pour la différencier de la diffusion thermique. La création d'ions métalliques est un prérequis à la diffusion. Leur origine résulte de l'oxydation du métal par les espèces oxydantes présentes à l'interface métal/diélectrique (figure 4.3a). Il peut s'agir de l'oxygène qui compose le diélectrique, d'eau ou d'air venant de l'environnement extérieur. Après oxydation, le métal forme avec l'oxygène un dipôle M-O à l'interface. La liaison M-O peut être décrite par l'énergie potentielle de Mie $\Phi(r)$ [Atkins et De Paula, 2006]

$$\Phi(r) = \frac{C_n}{r^n} - \frac{C_m}{r^m} \quad \text{avec } n > m \quad (4.7)$$

où r est la distance entre les atomes de métal et d'oxygène, le premier terme représente les interactions répulsives et le second terme les interactions attractives. Sans contraintes extérieures, le dipôle est dans sa position la plus stable avec une longueur r_0 pour laquelle l'énergie potentielle de Mie est minimale (figure 4.3b). L'application d'un champ électrique à travers l'in-

terface produit un couple qui modifie la polarisation de la liaison M-O. Dans le cas particulier où la liaison M-O et le champ électrique ont la même direction, la liaison s'étire. Pour un champ électrique suffisamment fort, l'élongation peut aller jusqu'à la rupture de la liaison M-O et à la libération d'un ion métallique au sein du diélectrique.

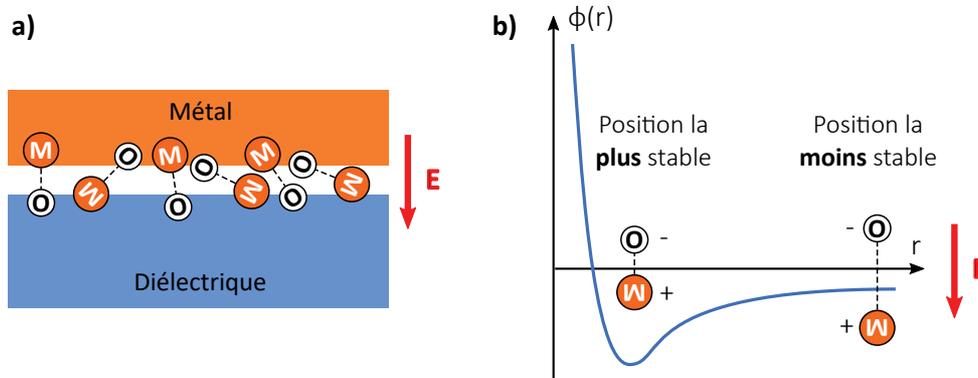


FIGURE 4.3 – (a) Schéma des liaisons M-O à l'interface métal/diélectrique. (b) Énergie potentielle de Mie d'une liaison M-O en fonction de la distance entre l'atome de métal et l'atome d'oxygène. Le couple produit par le champ électrique externe étire le dipôle qui s'écarte de sa position la plus stable.

Les ions métalliques sont sujets à la diffusion thermique. À la différence des atomes neutres électriquement, ils possèdent une charge positive. Donc l'application d'un fort champ électrique fournit une force motrice supplémentaire qui abaisse les barrières d'énergie (figure 4.2b). La migration sous champ électrique, ou *drift*, des ions est alors favorisée, en particulier lorsque la température est élevée. L'équation du flux reprend la loi de Fick à laquelle s'ajoute le terme dû au champ électrique [Grove, 1967] :

$$f(x, t) = -D \frac{\partial \rho(x, t)}{\partial x} + \frac{qDE(x, t)\rho(x, t)}{kT} \quad (4.8)$$

Où q est la charge électrique, $E(x, t)$ est le champ électrique effectif, qui regroupe le champ extérieur et le champ dû aux ions présents dans le diélectrique. D est le coefficient de diffusion métal-ion. D est supposé constant dans tout le diélectrique à condition que la concentration en ions soit limitée. Cette équation est vérifiée lorsque le champ électrique est relativement faible ($E \ll kT/qa$, a étant le paramètre de maille).

4.1.3 Cas particulier du cuivre

En considérant la génération d'ions métalliques issue de la rupture de liaisons M-O, la barrière d'énergie à franchir pour générer des ions est liée à la force de la liaison M-O (E_{M-O}). La force de la liaison M-O est liée à l'enthalpie de réaction d'oxydation. Une enthalpie de réaction basse indique une faible tendance à l'oxydation et une liaison M-O plus fragile. Dans le cas du cuivre, les enthalpies de formation de CuO et Cu₂O à 298,15 K sont respectivement -157,3 kJ.mole⁻¹ et -168,6 kJ.mole⁻¹ par atome d'oxygène [He et Lu, 2012]. Ces valeurs sont supérieures à celle de SiO₂ qui est de -455.3 kJ.mole⁻¹. Donc du cuivre déposé sur une surface de SiO₂ ne devrait pas réduire le SiO₂ pour former de l'oxyde de cuivre. La preuve a été apportée chimiquement par XPS et physiquement par mesures électriques dans un environnement sans contaminant [Bo *et al.*, 2010][McBrayer, 1986]. Ainsi, aucun ion cuivre ne peut être généré et diffuser sous l'action d'un champ électrique. Cependant le cuivre peut être oxydé par l'humidité contenue dans le diélectrique ou par l'oxygène ambiant. Il est admis dans la littérature que la présence d'oxyde de cuivre à l'interface Cu/SiO₂ peut générer des ions cuivre dans le SiO₂ sous contrainte thermique ou électrique [He et Lu, 2012] (voir chapitre 2).

Le coefficient de diffusion D détermine la vitesse de diffusion. Il est calculé pour une température donnée à partir de la constante de diffusion D_0 et de l'énergie d'activation de la diffusion E_d . Le tableau 4.1 recense plusieurs de ces valeurs pour le cas de la diffusion du cuivre dans un diélectrique. Elles dépendent de la nature du diélectrique et de la méthode de dépôt.

Tableau 4.1 – Constante de diffusion et énergie d'activation du cuivre pour des diélectriques variés.

Auteur	Technique de dépôt	Diélectrique	Plage de température (°C)	Technique d'analyse	D_0 (m ² .s ⁻¹)	E_d (eV)
Bo et al. [Bo <i>et al.</i> , 2010]	Pulvérisation cathodique	SiO ₂ natif	350-700	RBS		0,91
McBrayer [McBrayer, 1986]	Évaporation	SiO ₂ Oxydation par voie sèche et voie humide	350-450	RBS	$2,5 \times 10^{-6}$	1,82
Shacham-Diamand [Shacham-Diamand, 1993]	Évaporation	SiO ₂ oxydation thermique	150-300	SIMS	$2,5 \times 10^{-12}$	0,93±0,2
Kim [Kim <i>et al.</i> , 2006]	Évaporation	SiO ₂ oxydation thermique	200-275	Capacité-Tension C(V)	$2,22 \times 10^{-7}$	1,54
		SiO ₂ PECVD			$2,59 \times 10^{-9}$	1,18
		SiON PECVD			$3,09 \times 10^{-9}$	1,34
		SiOCH PECVD			$3,07 \times 10^{-13}$	0,71
Loke [Loke <i>et al.</i> , 1996]	CVD	SiO ₂ PECVD	125-200	C(V)		1,13
		SiON PECVD	225-300			1,39
Gupta [Gupta <i>et al.</i> , 1992]	Évaporation	4 PSG (Phosphorous Silicate Glass)	227-550		$5,3 \times 10^{-15}$	0,5
		SiN		⁶⁷ Cu Traceur radioactif	$4,10 \times 10^{-10}$	1,1

Conclusion

La théorie de la diffusion métal-diélectrique nous apprend que le cuivre peut diffuser sous forme atomique et ionique. La diffusion atomique est provoquée par un gradient de concentration et accélérée thermiquement. La diffusion ionique nécessite l'action d'un champ électrique sur du cuivre oxydé.

Dans la suite, nous étudierons ces deux modes de diffusion de façon distincte. Les constantes de diffusion et énergies d'activation extraites de la littérature serviront de référence pour caractériser les matériaux de l'interface de collage.

4.2 Étude de la diffusion thermique Cu/SiO₂ à l'interface de collage

4.2.1 Limite de détection du TEM EDX

Dans cette partie nous utiliserons la microscopie électronique en transmission à balayage (*scanning transmission electron microscopy* - STEM) pour mesurer la concentration de cuivre potentiellement présent dans l'oxyde de silicium en cas de désalignement des plots de collage. La plupart de ces équipements possèdent un détecteur EDX de façon à coupler imagerie et analyse chimique sur la même lame TEM. Cette technique possède une grande précision latérale puisque le diamètre du faisceau d'électrons incident est de l'ordre du nanomètre. Ceci est particulièrement avantageux dans le cas du collage hybride car à l'interface Cu/SiO₂ peut directement être sondée.

La diffusion étant un phénomène activé thermiquement, l'échantillon a été prélevé sur une plaque d'étude M3EM après stockage en température. Au total, l'échantillon a subi deux budgets thermiques : le premier correspond au recuit de collage 400°C-2h et le second au stockage à 175 °C pendant 2000 heures. L'analyse STEM-EDX est centrée sur une coupe transversale de l'interface de collage, dans une zone où les plots de collage sont désalignés de 1,18 µm (équation (4.4)). Une cartographie des éléments Cu, O et Ta permet d'identifier distinctement les plots de cuivre, l'oxyde de silicium et la barrière de diffusion (équation (4.4)b). Le Cu et SiO₂ sont en contact intime et aucun signe de dégradation n'est visible à l'interface. Un profil de concentration par EDX est réalisé le long de la normale à l'interface Cu/SiO₂ (équation (4.4)c). Les éléments suivis sont le cuivre, l'oxygène et le silicium afin de détecter la présence du Cu dans SiO₂. Les concentrations sont données en pourcentage atomique.

L'analyse débute dans SiO₂ car les concentrations silicium et oxygène sont maximales. Dans cette zone la concentration en cuivre est nulle. Elle augmente à partir de 100 nm tandis que les concentrations de Si et O chutent. Cette zone de transition s'étale sur environ 25 nm. Elle est provoquée à la fois par la précision latérale de l'analyse, l'horizontalité de l'échantillon et la rugosité du cuivre. Ainsi le profil de concentration ne révèle aucune trace de Cu dans SiO₂.

Des analyses TEM-EDX menées sur d'autres échantillons ayant subi des recuits à 300 °C pendant 336 heures et 400 °C pendant 2 heures n'ont pas mis en évidence la diffusion Cu/SiO₂ [Beilliard *et al.*, 2014][Lhostis *et al.*, 2016]. Dans les études citées précédemment (tableau 4.1), le phénomène de diffusion a été mis en évidence pour des plages de température inférieures et des durées de recuit plus courtes. Les dépôts ont été réalisés par dépôt physique en phase vapeur (PVD, physical vapor deposition) et principalement analysés par SIMS et C(V). Nous nous demandons alors si l'absence de cuivre dans l'oxyde constatée, malgré ce que prévoit la théorie, est due à la spécificité de l'interface Cu/SiO₂ du collage hybride ou à la limite de détection de l'EDX.

La sensibilité de l'EDX dépend du matériau recherché et de la matrice dans laquelle il se

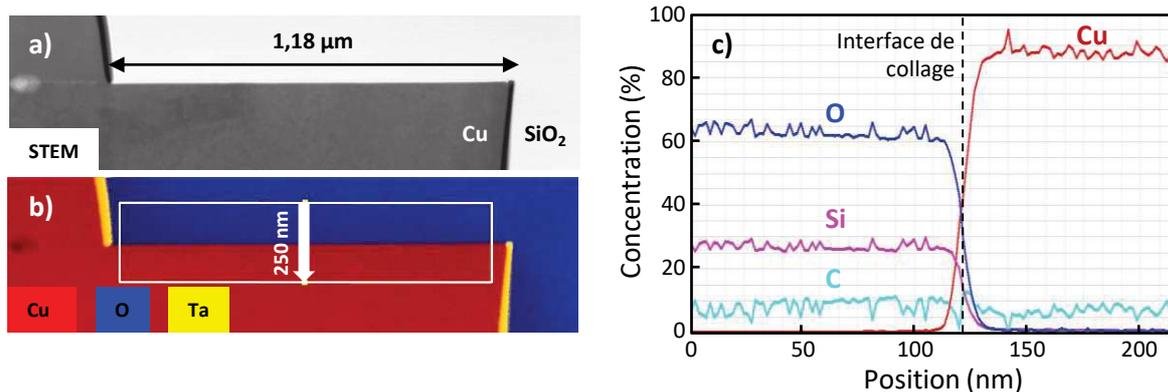


FIGURE 4.4 – (a) Image STEM transversale des deux plots de collage supérieur et inférieur désalignés, après recuit de collage 400°C-2h et stockage en température 175°C-2000h d'une plaque M3EM. (b) Cartographie des éléments Cu, O et Ta par analyse EDX. Le rectangle blanc symbolise la zone d'intégration du calcul du (c) profil de concentration. L'interface de collage est placée de manière arbitraire à la moitié des concentrations en Cu, O et Si.

trouve. Pour une analyse dans du SiO_2 , une matrice de silicium cristallin est prise comme référence car les concentrations d'atomes de Si sont du même ordre de grandeur, soit environ $10^{22} \text{ at.cm}^{-3}$. La limite de détection de l'EDX est donnée à 1 % atomique dans le silicium. Dans le cas spécifique d'une recherche d'un élément lourd dans une matrice de faible densité, la mesure est limitée par rayonnement continu de freinage ou *Bremsstrahlung*. Un abaissement de la tension d'accélération permet d'atteindre une limite de détection de 0,1 % atomique. Donc le cuivre est indétectable si sa concentration est inférieure à $10^{19} \text{ at.cm}^{-3}$. Dans la littérature, la concentration maximale de cuivre dans SiO_2 mesurée par SIMS varie entre de 10^{17} et $10^{20} \text{ at.cm}^{-3}$ [Willis et Lang, 2004][Shacham-Diamand, 1993]. La limite de détection théorique de l'EDX est donc dépendante des échantillons. Le maximum de concentration de cuivre (10^{19} - $10^{20} \text{ at.cm}^{-3}$) est observé lorsque le cuivre est directement déposé sur le SiO_2 .

Nous concluons que le TEM-EDX n'est pas adapté à l'étude de la diffusion du cuivre dans l'oxyde de silicium. Une technique d'analyse chimique plus sensible comme le SIMS est préférable.

4.2.2 Mesure de la concentration de Cu diffus par ToF-SIMS

Suite à la démonstration de la limite de sensibilité de l'EDX pour notre étude, nous avons recouru au ToF-SIMS. L'analyse est réalisée au CEA-LÉTI par la plateforme de nano-caractérisation (PFNC). L'équipement a une limite de détection de $10^{17} \text{ at.cm}^{-3}$ pour le cuivre. Contrairement à l'EDX, le ToF-SIMS n'est pas une analyse locale. En effet, les ions primaires abrasent une surface de $72 \mu\text{m} \times 72 \mu\text{m}$. Par conséquent l'analyse ne peut être limitée à la région des plots désalignés. Au paragraphe suivant, nous commencerons par décrire les échantillons spécialement développés pour l'étude ToF-SIMS. Nous déterminerons ensuite les conditions de recuit à appliquer de manière à observer la diffusion.

4.2.2.1 Fabrication des échantillons

L'analyse ToF-SIMS doit être menée dans un niveau contenant uniquement du SiO_2 de manière à ce que le cuivre massif des plots de collage ou des lignes de métal n'interfère pas avec la mesure. Nous réalisons donc des échantillons dédiés à l'analyse ToF-SIMS. Deux plaques sont fabriquées séparément. La plaque inférieure est une plaque du véhicule de test YinYang ne comprenant que deux niveaux de métal. La surface à coller est composée de SiO_2 et de motifs de cuivre qui servent de source pour la diffusion. La plaque supérieure est un substrat silicium avec

empilement pleine plaque $\text{SiO}_2/\text{SiN}/\text{SiO}_2/\text{SiN}/\text{SiO}_2$. Il s'agit d'un empilement typique pour la technologie collage hybride. Le dernier niveau de SiO_2 est un dépôt de TEOS aussi utilisé dans les véhicules de tests afin d'être représentatif de l'intégration. Après une préparation de surface, les deux plaques sont collées à température ambiante. Elles subissent un recuit de collage 400°C -2h. Les budgets thermiques 300°C -1h et 300°C -2h étudiés dans le chapitre précédent (3.1) ne sont pas appliqués. Ils limiteraient certes l'éventuelle diffusion du cuivre lors du recuit de collage, mais provoquerait un risque de délaminage lors de l'amincissement et la découpe des échantillons. La plaque supérieure est ensuite amincie jusqu'à la barrière SiN la plus haute de l'empilement final. Le procédé de fabrication et la vue en coupe de l'échantillon sont illustrés par la figure 4.5.

Des échantillons de $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ sont obtenus par clivage de la plaque. L'empilement des couches minces de diélectrique au-dessus de l'interface Cu/SiO_2 a une épaisseur inférieure à $1\text{ }\mu\text{m}$. Ainsi les échantillons ne nécessitent pas de préparation spécifique, ne contiennent pas de cuivre massif et l'abrasion homogène évite la perte de résolution. Les échantillons créés sont ainsi parfaitement compatibles avec l'analyse ToF-SIMS.

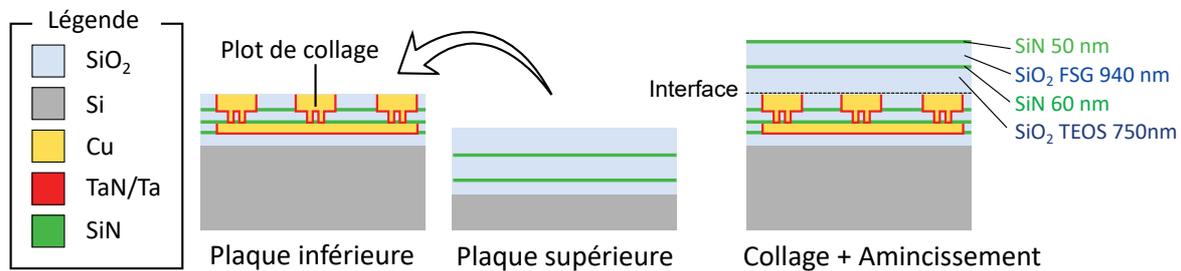


FIGURE 4.5 – Illustration des échantillons ToF-SIMS vues en coupe.

4.2.2.2 Détermination des paramètres de recuit de diffusion

Le budget thermique 400°C -2h est le minimum que puissent subir les échantillons et pour cette raison, nous les utiliserons comme référence. Le cuivre a potentiellement diffusé lors du recuit de collage mais peut-être pas assez profondément pour être détectable. Une partie des échantillons subira un recuit supplémentaire à $400\text{ }^\circ\text{C}$ afin que le cuivre diffuse davantage.

Nous cherchons un temps de recuit permettant au cuivre de diffuser depuis l'interface de collage à travers les 750 nm de TEOS. Celui-ci doit être ni trop court, afin que le profil de diffusion ne soit pas confondu avec celui des échantillons de référence, ni trop long pour ne pas saturer le SiO_2 en Cu. Plusieurs simulations ont été réalisées en faisant varier le temps. Nous choisissons arbitrairement un temps de recuit de diffusion de seize heures. Cette valeur comprend les deux heures du recuit de collage. Les profils de concentration peuvent être obtenus en utilisant le modèle analytique décrit par l'équation (4.5). Ne connaissant pas le coefficient de diffusion du cuivre dans le TEOS, nous traçons les profils théoriques de concentration pour quatre coefficients extraits de la littérature. Les profils théoriques de concentration relative du cuivre dans les échantillons après recuit 400°C -2h et 400°C -16h sont représentés dans la figure 4.6.

Pour le coefficient de diffusion le plus faible ($5,9\times 10^{-20}\text{ m}^2.\text{s}^{-1}$), la concentration de Cu chute d'une décade sur une profondeur de 45 et 125 nm après les recuits de 2 et 16 h . La résolution en profondeur du ToF-SIMS est de 7 nm par décade donc en théorie, le cuivre est visible dans l'oxyde dès le recuit de collage. De plus, un recuit de quatorze heures est suffisamment long pour que les profils de concentration soient différenciables. Pour le coefficient de diffusion le plus élevé ($3,8\times 10^{-18}\text{ m}^2.\text{s}^{-1}$), le cuivre traverse le TEOS sur toute son épaisseur et atteint la première couche de SiN. Le SiN agit comme une barrière de diffusion donc nous nous attendons à une possible accumulation de cuivre à l'interface TEOS/SiN lors de l'analyse ToF-SIMS, bien que

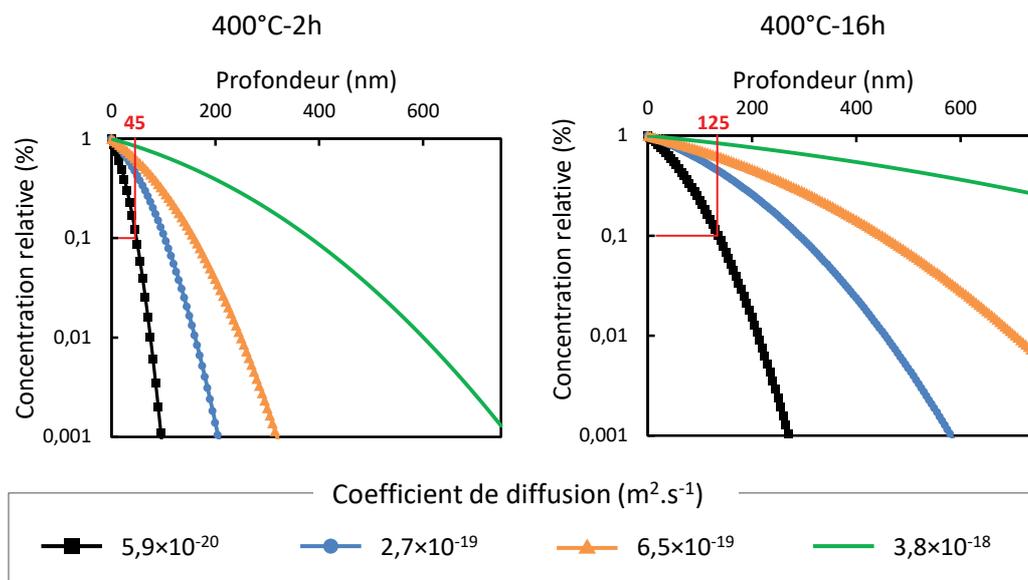


FIGURE 4.6 – Profils théoriques de concentration relative de cuivre dans SiO₂ après diffusion thermique obtenus pour les recuits 400°C-2h et 400°C-16h pour quatre coefficients de diffusions différents, issus de la littérature [McBayer, 1986][Kim *et al.*, 2006], [Shacham-Diamand, 1993].

ça ne soit pas pris en compte dans la simulation.

Grâce à cette étude théorique, nous validons la condition de recuit supplémentaire 400°C-14h pour activer la diffusion thermique du Cu dans le TEOS. Le recuit de diffusion est effectué dans une étuve sous azote. Nous disposons alors de deux types d'échantillons : ceux ayant subi un recuit de collage 400°C-2h définis comme référence, et ceux ayant subi un recuit de collage suivi d'un recuit de diffusion, soit au final un recuit de 400°C-16h.

4.2.2.3 Résultats d'analyse ToF-SIMS

Une première analyse ToF-SIMS est réalisée en mode imagerie. Grâce à ce mode, nous pouvons observer en trois dimensions la répartition du cuivre dans le TEOS, comparer les éventuels sites préférentiels de diffusion à la position des plots de cuivre et visualiser la propagation du cuivre suivant le budget thermique reçu. La zone analysée mesure 72 μm × 72 μm. Chaque scan est converti en une image de 256 pixels × 256 pixels dont les zones sombres correspondent à une concentration élevée de cuivre. Après reconstruction 3D, les échantillons sont représentés en vue de profil pour visualiser la direction et la profondeur de diffusion (figure 4.7).

Les plots de collage sont reconnaissables car ils correspondent aux zones sombres de la cartographie 3D de concentration du cuivre. En raison de leur disposition en matrice, ils peuvent avoir l'apparence de bandes verticales suivant l'échelle et l'orientation de la vue. Les plots de collage constituent des sources de cuivre donc des zones sombres dans l'oxyde sont attendues au-dessus d'eux. Or pour les deux échantillons, le TEOS apparaît gris clair et homogène. Cet aspect est causé par bruit de la mesure. D'après les résultats de ToF-SIMS en mode imagerie, il n'y a pas diffusion de cuivre dans le TEOS.

Une seconde analyse ToF-SIMS de plus haute résolution en masse est réalisée afin d'obtenir le profil de concentration du cuivre entre la surface des échantillons et l'interface Cu/SiO₂. La limite de détection du cuivre est de 10¹⁷ at.cm⁻³. Les éléments suivis sont les deux isotopes du cuivre ⁶³Cu et ⁶⁵Cu, ainsi que l'azote afin de situer les barrières SiN. Les analyses sont réalisées sur les mêmes échantillons que pour le mode imagerie mais dans une zone différente. La surface analysée mesure 300 μm × 300 μm. Dans un premier temps nous décrivons le profil de

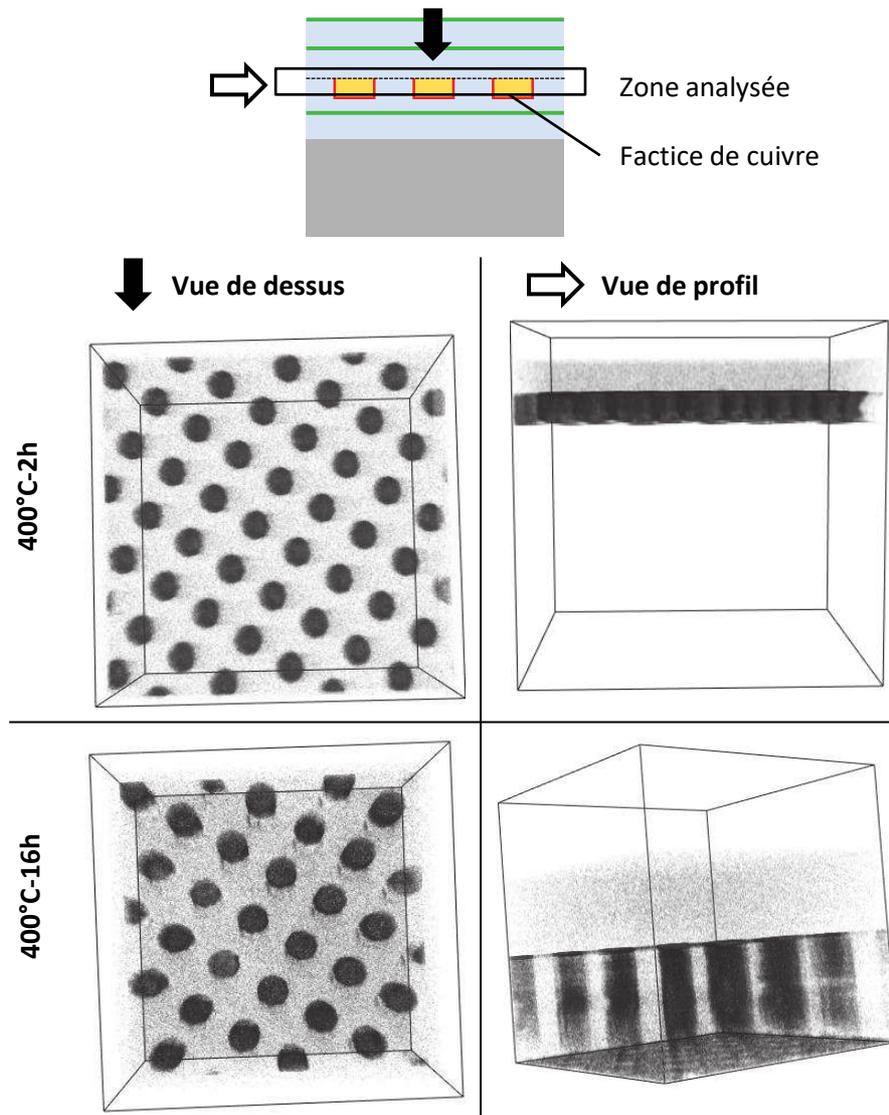


FIGURE 4.7 – Schéma d'un échantillon vu en coupe. Le rectangle noir représente la zone d'analyse ToF-SIMS. Cartographie 3D de la concentration en cuivre à l'interface Cu/SiO₂ obtenue par analyse ToF-SIMS en mode imagerie (60 keV Bi³⁺, 72 μm×72 μm).

concentration de cuivre de l'échantillon de référence (figure 4.8a). Dans un second temps nous comparerons les profils de l'échantillon de référence et de l'échantillon 400°C-16h afin d'évaluer l'effet du recuit de diffusion (figure 4.8b).

Le spectre de l'azote permet l'identification des deux barrières SiN. La première est en surface de l'échantillon où s'est arrêté l'amincissement, et la seconde à 720 nm de la surface entre deux couches de SiO₂. L'empilement des échantillons se compose ainsi de cinq zones qui nous serviront de repères pour décrire le profil de concentration du cuivre.

L'intensité du cuivre a été convertie en concentration en prenant pour étalon du silicium contaminé en cuivre de concentration connue. La concentration de cuivre en surface des échantillons est de 10²¹ at.cm⁻³. Cette valeur élevée est inattendue dans cette partie de l'échantillon car les durées de recuit ont été calculées pour que la diffusion se limite à la couche de TEOS et le procédé de fabrication de la plaque supérieure ne fasse pas intervenir de cuivre. Nous avons d'abord émis l'hypothèse d'une combinaison d'éléments interférant avec la masse de l'isotope 63 du Cu. Une recombinaison de ²⁸Si et ³⁵Cl serait probable car l'échantillon est majoritairement

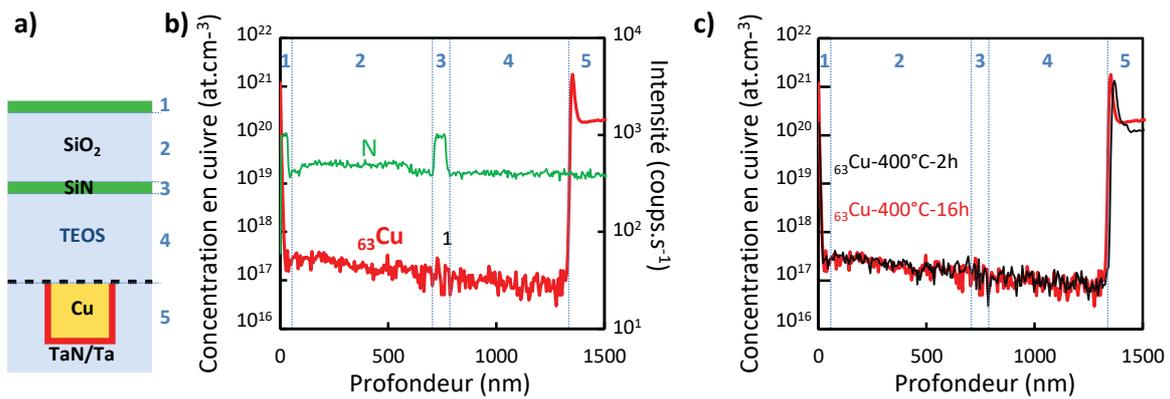


FIGURE 4.8 – (a) Schéma d'un échantillon vu en coupe. (b) Profils de concentration ToF-SIMS d'azote et de cuivre dans un échantillon après recuit de collage 400°C-2h. (c) Superposition des profils de concentration de cuivre après recuit de collage 400°C-2h et (c) après recuit de diffusion 400°C-14h.

constitué de silicium, et que le chlore compose certaines solutions abrasives pour amincissement. Pour vérifier cette hypothèse, nous mesurons le rapport isotopique du cuivre. Une analyse du spectre de masse dans la zone 1 conduit à un rapport d'environ 65 % de ^{63}Cu et 35 % de ^{65}Cu . Ces valeurs sont en accord avec le rapport isotopique du cuivre et confirment ainsi la présence de cuivre en surface de l'échantillon. Le cuivre est censé diffuser de l'interface de collage vers la surface en passant par la zone 3, une barrière SiN de composition chimique identique à celle de la zone 1. Pourtant aucune trace de cuivre n'est visible dans cette zone. L'échantillon ayant subi le recuit de diffusion présente également du cuivre en surface or tous les échantillons sont issus de la même plaque. Nous concluons donc que le cuivre présent en surface a une origine commune autre que la diffusion thermique depuis les plots de collage. Il pourrait s'agir d'une contamination de surface par les équipements dédiés au BEOL. La concentration de cuivre diminue progressivement dans la zone 2 jusqu'à atteindre la limite de détection de l'équipement de 10^{17} at.cm $^{-3}$. Celle-ci correspond au cuivre en surface poussé par le bombardement d'ions primaires.

À l'interface de collage, la concentration de cuivre augmente de 10^{17} à 10^{21} at.cm $^{-3}$ sur 16 nm, soit une pente de 4 nm par décade. La limite de résolution du ToF-SIMS est atteinte. Le budget thermique du recuit de collage n'est peut-être pas suffisant pour que la diffusion de cuivre soit détectable. La superposition des spectres des échantillons 400°C-2h et 400°C-16h met en évidence une différence de pentes à environ 1400 nm (figure 4.8c). Celle de l'échantillon 400°C-16h est plus verticale. Ce résultat est contraire à la théorie puisqu'une pente verticale traduit l'absence de diffusion. La rugosité introduite par l'abrasion et l'inclinaison de l'échantillon sont probablement à l'origine de la différence de pente. Le recuit additionnel à 400°C-14h n'a pas activé la diffusion du cuivre. La concentration redescend à 10^{20} at.cm $^{-3}$ dans les plots de collage. Ce pic est attribué à une variation d'intensité d'ions secondaires causée par la traversée de l'interface TEOS/TEOS+Cu.

L'utilisation du ToF-SIMS a permis d'abaisser la limite de détection du cuivre dans le SiO $_2$ à 10^{17} at.cm $^{-3}$, comparé à 10^{19} at.cm $^{-3}$ pour l'EDX. Aucune trace de cuivre n'a été détectée dans cette gamme de sensibilité. Nous concluons donc qu'il n'y a pas diffusion thermique du cuivre dans l'oxyde de silicium à l'interface de collage, ou que la concentration est trop faible pour être mesurable.

4.2.2.4 Discussion sur le rôle de l'oxyde de cuivre natif

Nous pensons que la diffusion Cu/SiO₂ est un phénomène qui dépend du procédé de fabrication. En effet, les études qui portent sur le sujet sont réalisées sur du cuivre directement déposé sur du SiO₂ par PVD (tableau 4.1). Or dans le cas du collage hybride, le cuivre et le TEOS sont déposés à part avant d'être mis en contact. Entre la préparation de surface et le collage, les plaques sont exposées à l'air. L'eau se fixe à la surface du TEOS en formant des liaisons hydrogènes avec les groupements hydroxyle tandis que le dioxygène oxyde la surface du cuivre. Il serait donc plus judicieux de parler de diffusion de cuivre à l'interface Cu₂O/SiO₂. Le Cu₂O agit comme une barrière de potentiel et prévient la diffusion du cuivre [He et Lu, 2012]. L'emploi de l'oxyde de cuivre comme barrière de diffusion fait d'ailleurs l'objet d'une divulgation par IBM [Aboelfotoh, 1990]. D'autres types d'intégration préconisent le collage hybride Cu-SiN_x ou Cu-SiCN pour prévenir la diffusion du cuivre [Kim *et al.*, 2015] [He *et al.*, 2016]. Cette précaution devient inutile si l'oxyde de cuivre natif agit déjà comme barrière à la diffusion Cu/SiO₂.

L'étude de la diffusion thermique du cuivre dans le TEOS à l'interface de collage nécessite la suppression de l'oxyde natif. Le mécanisme de reconstruction de l'interface Cu/Cu conduit à la ségrégation puis la dissolution de l'oxyde natif. En revanche nous ignorons ce qu'il advient de l'oxyde à l'interface Cu/SiO₂. Une spectroscopie des pertes d'énergie (*electron energy loss spectroscopy* - EELS) permettrait de connaître l'état de l'interface Cu/TEOS. Contrairement à l'EDX, cette technique d'analyse chimique fournit des informations sur l'environnement électronique. Elle peut ainsi être utilisée pour déterminer l'état d'oxydation du cuivre et la valence de l'oxygène. En cas de stabilisation du Cu₂O par du SiO₂, deux solutions sont envisageables pour réaliser une interface de collage Cu/SiO₂ sans oxyde natif. La première est le *surface activated bonding* (SAB) en termes anglophones. Cette technique rapportée pour la première fois par T. Suga [Takagi *et al.*, 1996] consiste à placer deux surfaces à assembler dans un bâti sous ultra-vide (*ultra high vacuum* - UHV) et de les bombarder d'ions afin d'éliminer la couche d'oxyde et les éventuels contaminants organiques. Les surfaces sont alors recouvertes de liaisons pendantes qui forment des liaisons covalentes ou métalliques lors de leur mise en contact. Le cuivre est donc directement en contact avec SiO₂ et ne peut pas s'oxyder puisque l'interface de collage est encapsulée. La seconde approche consiste à réaliser un collage hybride suivi d'un recuit sous dihydrogène afin de réduire l'oxyde. En revanche, la réduction peut s'accompagner de la formation de cavités [Konishi *et al.*, 2002] et rompre le contact Cu/SiO₂. Ces propositions n'ont pas pu être abordées au cours de cette thèse.

Conclusion

La technique de caractérisation TEM-EDX n'est pas adaptée à l'étude de la diffusion thermique Cu-SiO₂ car la solubilité du cuivre est inférieure à la limite de détection de cette technique d'analyse. L'analyse ToF-SIMS est plus sensible mais nécessite la fabrication d'échantillons dédiés. Le modèle analytique 1D de la diffusion thermique et ses paramètres trouvés dans la littérature a permis de proposer un temps du recuit de diffusion de sorte à observer un profil de concentration quel que soit le coefficient de diffusion du cuivre si diffusion, il y a. Les profils de concentrations montrent qu'il n'y a pas diffusion thermique du cuivre à l'interface de collage au-delà de 10¹⁷ at.cm⁻³. Nous avançons l'hypothèse de l'oxyde de cuivre natif agissant comme barrière de diffusion.

4.3 Diffusion Cu/SiO₂ sous champ électrique à l'interface de collage

L'introduction d'un contaminant dans un diélectrique en modifie les propriétés électriques. Nous souhaitons exploiter ce phénomène afin d'évaluer l'existence de la diffusion assistée par champ électrique du cuivre dans le SiO₂ à l'interface de collage. Nous commencerons par présenter la méthodologie de cette étude basée sur des mesures I(V) adaptées au collage hybride. Nous verrons ensuite les limites imposées par l'intégration et comment elles peuvent être franchies en proposant de nouvelles structures de test.

4.3.1 Caractérisation électrique d'un diélectrique

Un diélectrique est caractérisable par des mesures de capacité électrique et de courant de fuite.

- La capacité électrique se définit par la quantité de charges électriques portées pour une tension donnée. Elle est l'image de la performance du diélectrique, notamment la permittivité relative à une fréquence donnée.
- Un diélectrique n'est pas un isolant parfait en raison des défauts qu'il contient. Le courant qui traverse le diélectrique lorsqu'il est soumis à un potentiel électrique est appelé courant de fuite. Celui-ci est lié au mécanisme de conduction et qualifie la dégradation.

M. Vilmay a montré que la diffusion de cuivre dans le SiO₂ n'est pas détectable par mesure de capacité [Vilmay *et al.*, 2009]. Nous choisissons donc le courant de fuite comme grandeur pour caractériser le diélectrique et suivre la diffusion Cu/SiO₂ [Tokuda *et al.*, 2003] [Cluzel *et al.*, 2002].

Les mesures de courant de fuite en fonction de la tension I(V) et du temps I(t) permettent d'identifier les mécanismes de conduction et de vieillissement du diélectrique. Nous vérifions avant tout que les peignes 3D sont adaptées à la caractérisation de l'interface de collage à l'aide de tests paramétriques et des mesures I(V).

Les **tests paramétriques** sont effectués sur plaque en salle blanche, sur des bancs de mesure automatique. L'avantage est le traitement rapide de larges populations. Le courant de fuite est mesuré en imposant aux peignes une différence de potentiel de 3,3 V. Ces tests paramétriques seront utilisés comme mesure d'isolement des peignes afin de détecter les court-circuits et étudier les effets du désalignement.

Les **mesures I(V)** sont des rampes linéaires en tension (*linear ramped voltage stress* - LRVS) permettant d'obtenir la tension de claquage du diélectrique, c'est-à-dire la tension à partir de laquelle le diélectrique devient conducteur. La tension de claquage (*breakdown voltage* - VBD) est un indicateur de la robustesse du diélectrique. Cette méthode est généralement employée pour comparer différents diélectriques et évaluer l'impact des procédés de fabrication.

Les mesures I(V) sont effectuées à STMicroelectronics sur des bancs de mesure semi-automatiques. Les plaques sont placées et alignées manuellement sur un porte-échantillon piloté automatiquement avec une précision micrométrique. Le tout est isolé dans une enceinte avec contrôle en température de -40 à 125 °C. Les courants de fuite sont mesurés avec une unité de source et mesure (*source measure unit* - SMU) Agilent B1500A connectée aux structures de test via une carte à pointes en contact avec les plots d'aluminium. La figure 4.9 illustre le montage.

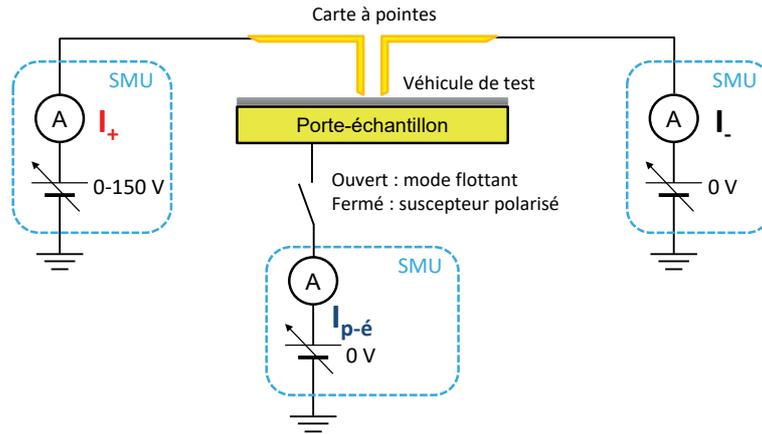


FIGURE 4.9 – Schéma du banc de test utilisé pour les mesures $I(V)$.

4.3.2 Caractérisation du diélectrique à l'interface de collage avec des peignes 3D

4.3.2.1 Tests paramétriques

Des tests paramétriques sont menés sur le véhicule de test YinYang afin de vérifier l'intégrité du diélectrique situé à l'interface de collage après recuit de collage $400^{\circ}\text{C}-2\text{h}$. Le courant de fuite est mesuré sur des peignes 3D espacés de $3,6\ \mu\text{m}$ (figure 4.10a). Lors de la fabrication du véhicule de test, le procédé de collage inclut une mesure du désalignement plaque-à-plaque pour chaque puce. La représentation du courant de fuite en fonction du désalignement permet de mettre en évidence les éventuels effets du champ électrique sur le courant de fuite. En effet, le courant est une fonction croissante du champ électrique dépendante du mode de conduction [Chiu, 2014]. Nous ignorons le mécanisme de conduction qui s'opère à l'interface de collage mais de manière générale, plus les peignes sont rapprochés, plus le champ électrique est élevé, et plus la densité de courant est importante. La figure 4.10b représente le courant de fuite en fonction du désalignement des peignes suivant la direction Y dans le repère du véhicule de test. Sur les 71 puces testées, 67 sont représentées car le désalignement n'a pas pu être mesuré sur 4 puces. Plus le désalignement est important, plus les peignes sont proches, et plus le champ électrique est élevé.

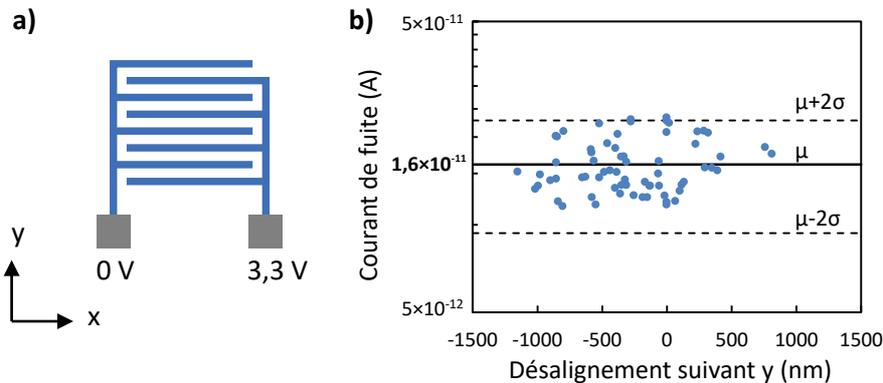


FIGURE 4.10 – a) Schéma d'une structure peignes 3D vue de dessus. b) Courant de fuite mesuré sur des peignes 3D de 100 interconnexions représenté en fonction du désalignement plaque-à-plaque suivant l'axe y. Les tests paramétriques ont été conduits sur le véhicule de test YinYang

Il n'existe pas de spécification concernant le maximum de courant de fuite admissible. Nous choisissons arbitrairement $10^{-6}\ \text{A}$ comme seuil à ne pas dépasser. Le courant de fuite moyen et

l'écart-type des 68 puces sont $\mu = 1,6 \times 10^{-11}$ A et $\sigma = 3 \times 10^{-12}$ A. Nous pouvons donc considérer que les interconnexions sont isolées électriquement. Ainsi, le procédé de collage hybride n'impacte pas l'intégrité du SiO_2 qui entoure les plots de collage. L'intervalle $[\mu - 2\sigma; \mu + 2\sigma]$ contient 97 % de la population. La dispersion du courant de fuite est très faible : soit celui-ci ne dépend pas du désalignement, soit la variation de courant induite par le désalignement est trop faible pour être détectable. Les peignes sont composés de quatre niveaux de métal : deux niveaux de plots de collage dont l'espacement dépend du désalignement et deux niveaux de lignes de métal. Celles situées dans le même niveau de métal ont un espacement fixe. Nous négligeons l'effet des vias car ils sont plus espacés et la surface en regard est négligeable du fait de leur géométrie cylindrique. Nous pensons que chaque niveau contribue au courant de fuite mais que les lignes de métal prévalent sur les plots de collage en raison d'une large surface en regard, d'où une insensibilité au désalignement.

Si le courant de fuite provient de plusieurs contributions, nous pouvons supposer que le claquage peut survenir à l'interface de collage, ou dans le BEOL. Nous procédons à des mesures I(V) afin d'identifier quel diélectrique les peignes 3D caractérisent.

4.3.2.2 Mesures I(V)

Les mesures I(V) sont réalisées à 25 °C sur les peignes 3D de 100 interconnexions espacés de 3,6 μm . L'utilisation d'une petite structure de test facilite l'analyse de défaillance par la suite. Une rampe de tension allant de 0 à 150 V est appliquée avec un pas de 1 V sur un peigne. L'autre peigne est polarisé à 0 V. Des mesures I(V) préliminaires ont montré qu'il est préférable de polariser le porte-échantillon à 0 V plutôt que de le laisser flottant afin de mesurer le courant qui le traverse. Sept puces ont été testées et l'analyse des courbes I(V) a permis de classer les résultats en trois catégories suivant le passage du courant (figure 4.11). Les effectifs du comportement 1, 2 et 3 sont respectivement 2, 4 et 1.

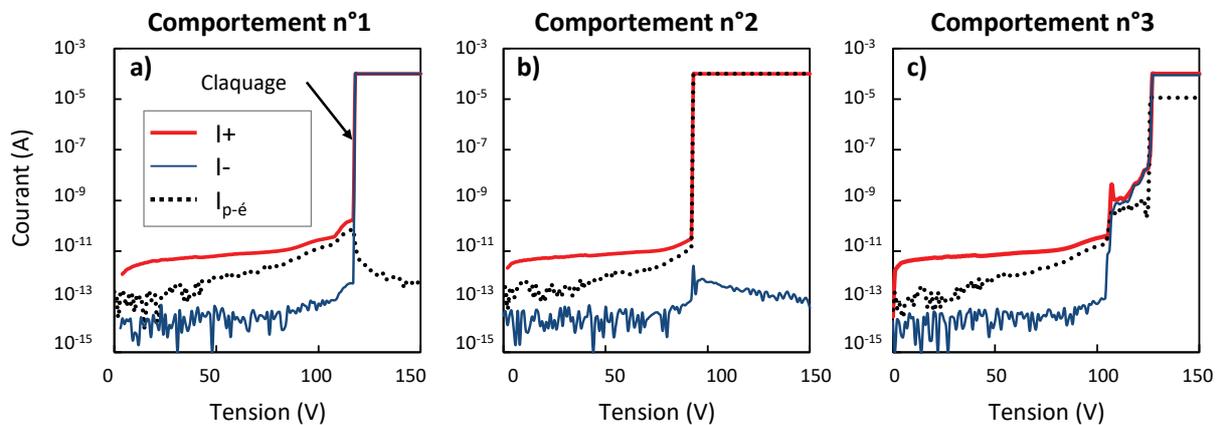


FIGURE 4.11 – Mesures I(V) sur trois peignes 3D de 100 interconnexions espacés de 3,6 μm (véhicule de test YinYang, recuit de collage 400°C-2h). Trois comportements sont observés : (a) claquage entre les points, (b) claquage entre l'amenée de courant et le suscepteur, et (c) combinaison des deux types de claquages.

Dans les trois cas présentés, la compliance en courant a été atteinte. Il y a donc eu claquage du diélectrique mais dans des zones différentes.

- Comportement 1 : les courants I_+ , I_- et $I_{p-é}$ augmentent simultanément. I_+ et I_- atteignent la compliance à 118 V, le courant circule donc entre les deux pointes. Au même instant, $I_{p-é}$ diminue jusqu'à sa valeur initiale.
- Comportement 2 : les courants I_+ , I_- et $I_{p-é}$ augmentent simultanément. I_+ et $I_{p-é}$ atteignent la compliance à 93 V, le courant circule donc entre l'amenée de courant et le porte-échantillon. les deux pointes. Au même instant, I_- atteint son maximum puis

diminue.

- Comportement 3 : le troisième cas est une combinaison des deux premiers. Les courants I_- et $I_{p-é}$ augmentent soudainement pour atteindre 10^{-9} A. I_- augmente plus rapidement que $I_{p-é}$ donc la vitesse de dégradation du diélectrique dépend de la zone concernée. La compliance est atteinte pour les deux courants à 127 V.

Dans les trois cas, les évolutions de I_- et $I_{p-é}$ sont corrélées, ce qui suggère une compétition de création de défaut entre les polarisations peigne-peigne et peigne-suscepteur. Après claquage, le diélectrique est « conducteur ». Le courant I_+ circule alors dans le défaut le moins résistif, stoppant ainsi la dégradation du second. Dans le troisième cas, le claquage simultané indique qu'il s'agit d'un défaut commun, ou de deux défauts connectés électriquement.

Les tensions de claquage mesurées dans les trois cas sont respectivement 118, 93 et 127 V. En prenant en compte le désalignement des deux plaques, toutes directions confondues, le plus faible espacement entre les peignes est d'environ 1 μm . En supposant que la défaillance se produit dans les structures de test, la rigidité diélectrique maximale mesurée est :

$$E \approx \frac{127 \text{ V}}{1 \mu\text{m}} \approx 1,27 \text{ MV.cm}^{-1}$$

Des études sur les propriétés électriques de dépôts TEOS rapportent une rigidité diélectrique comprise entre 3 et 9,5 MV.cm^{-1} [Viana *et al.*, 2001]. Au vu de la faible rigidité diélectrique mesurée comparée à la littérature, et à la fuite de courant dans le suscepteur, nous supposons que les peignes 3D ne permettent pas de caractériser l'interface de collage. Pour vérifier cette hypothèse, une analyse de défaillance est menée sur une puce ayant subi une dégradation de type 3, par l'équipe caractérisation physique de STMicroelectronics. Cette puce est choisie en raison des deux défauts qu'elle présente d'après les mesures $I(V)$.

4.3.2.3 Analyse de défaillance

Une inspection visuelle de la puce au microscope optique révèle deux zones de fusion entre les plots d'aluminium (figure 4.12a). Le claquage n'a donc pas lieu au niveau de la structure de test mais entre les plots de test en aluminium. Les dommages sont causés dans l'épaisseur du silicium car les deux tranchées restent visibles après un amincissement de 1 μm (figure 4.12b). Le claquage a également provoqué la fonte de l'aluminium des plots de contact, dévoilant ainsi le cuivre sous-jacent. Une analyse complémentaire OBIRCH (*Optical Beam Induced Resistance Change*) est réalisée pour localiser précisément le point de rupture. Cette technique est utilisée en analyse de défaillance pour détecter les cavités localisées dans les lignes de métal et les vias, les nodules de Si, et les zones hautement résistives. Elle consiste à appliquer une tension continue aux bornes de la structure de test et de mesurer la variation de courant provoquée par le passage d'un laser. La zone de claquage possède une résistance différente du reste de la structure qui se répercute sur le courant. La cartographie des zones de résistance variable est superposée à l'image infrarouge de la structure pour localiser les défauts (figure 4.12c). La zone d'analyse OBIRCH est restreinte aux peignes et aux plots d'aluminium.

Les peignes 3D sont masqués par les factices de cuivre situées aux différents niveaux BEOL de la plaque supérieure. La position des peignes est symbolisée par une ligne pointillée jaune. La trace verte (figure 4.12c) correspond à la zone de claquage. Celle-ci est localisée à proximité des plots d'aluminium et non au niveau des structures de test donc le diélectrique caractérisé n'est pas situé entre les peignes. En supposant que la défaillance se produit là où le champ électrique est maximal, nous émettons l'hypothèse suivante : le claquage a lieu où l'épaisseur de diélectrique polarisé est inférieure à l'espacement des peignes. Nous repérons les zones de claquage potentielles avec comme support une représentation en coupe de l'intégration (figure 4.13).

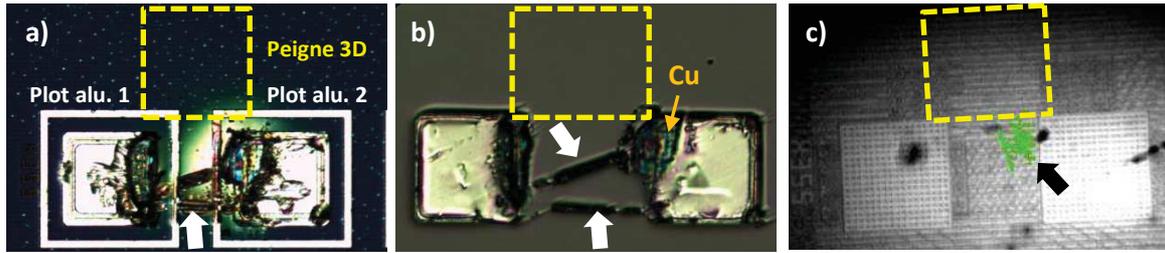


FIGURE 4.12 – Observation au microscope optique des plots d'aluminium et du peigne 3D de la puce n°3 après claquage (a) avant et (b) après amincissement de 1 μm . La ligne pointillée jaune indique la position de la structure de test et les flèches blanches indiquent les zones de fusion. (c) L'analyse OBIRCH permet de localiser la zone de claquage au niveau du plot d'aluminium 2 (tache verte et flèche noire).

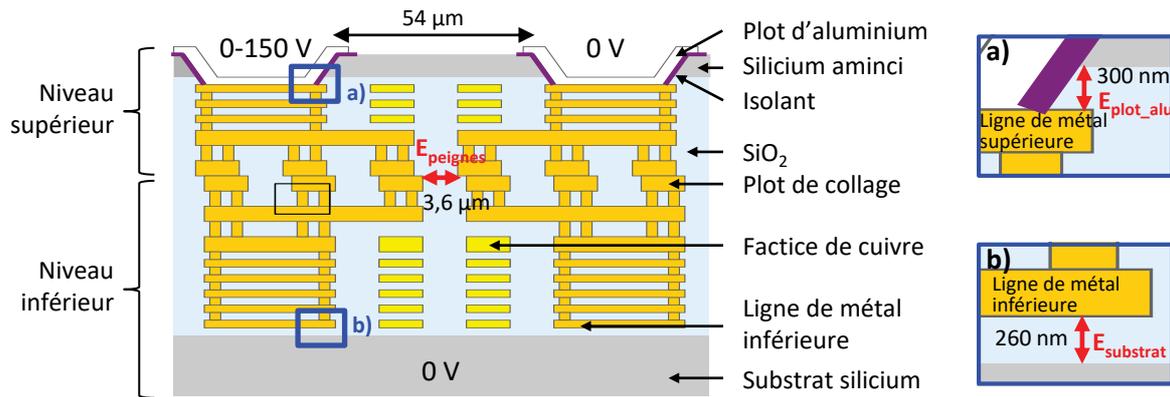


FIGURE 4.13 – Schéma des peignes et de l'intégration complète YinYang vue en coupe et zones sujettes à un claquage diélectrique.

Deux zones favorables à l'établissement d'un champ électrique élevé sont identifiées. L'une est située sous les plots d'aluminium et l'autre au-dessus du substrat de silicium. Les champs électriques respectifs sont notés E_{plot_alu} (figure 4.13b) et $E_{substrat}$ (figure 4.13a). Leur valeur ainsi que celle de $E_{peignes}$, le champ électrique situé entre les peignes, est calculée à partir de la tension de claquage et de la distance entre les matériaux servant d'électrodes. Les résultats sont indiqués dans le tableau 4.2. Le silicium du substrat et de la plaque supérieure sont considérés comme polarisés à 0 V bien que les plots d'aluminium soient isolés électriquement.

La comparaison des champs électriques donne :

$$E_{peignes} \ll E_{plot_alu} < E_{substrat} \quad (4.9)$$

Tableau 4.2 – Calcul des champs de claquage potentiels.

Champ électrique	Couple d'électrodes	Tension de claquage (V)	Épaisseur d'oxyde, $d(\text{nm})$	Champ de claquage, E (MV.cm^{-1})
$E_{peignes}$	Peigne/peigne	127	3600	0,4
$E_{substrat}$	Substrat silicium/ligne de métal inférieure	97	260	3,7
E_{plot_alu}	Ligne de métal supérieure/silicium amincie	118	300	3,0

E_{peigne} est le champ de claquage si celui-ci survenait entre les peignes. Or, d'après les analyses optique et OBIRCH (figure 4.12), le claquage se produit au niveau des plots de test malgré (4.9). Plutôt que comparer les champs de claquage, nous devons considérer les épaisseurs d'oxyde dans les zones à risque. D'après le tableau 4.2 nous avons :

$$d_{substrat} < d_{plot_alu} \ll d_{peignes} \quad (4.10)$$

Les niveaux considérés sont constitués du même type de diélectrique. Ainsi il est plus probable que le claquage survienne entre le substrat et le dernier niveau de métal. Ce résultat est en accord avec les résultats expérimentaux puisque sur les sept puces testées, quatre suivent le comportement n°2. Toutefois, la condition (4.10) n'est pas suffisante pour exclure la défaillance entre les plots de test. Les trois zones comparées ont des géométries différentes or le claquage est sensible aux effets d'échelle. La rigidité apparente peut décroître d'un facteur 10 avec l'augmentation des volumes et surfaces soumis au champ électrique, et de la distance entre les électrodes. Une analyse morphologique est nécessaire pour confirmer la présence de défaut dans le substrat et le lieu précis de la défaillance responsable du courant I_- .

L'OBIRCH permet de mettre en évidence les zones de défaillance mais cette analyse ne fournit pas d'information concernant la position du défaut dans l'empilement. Une coupe FIB-SEM (figure 4.14) est donc réalisée sur la puce correspondant au troisième type de défaillance, dans la zone de défaillance révélée par OBIRCH. La mesure I(V) sur cet échantillon a conduit à la limite en courant de I_- et $I_{p-é}$. Nous nous attendons donc à observer deux défauts : un dans le substrat de silicium et un dans le silicium aminci, précédemment observé par microscopie optique (figure 4.13b).

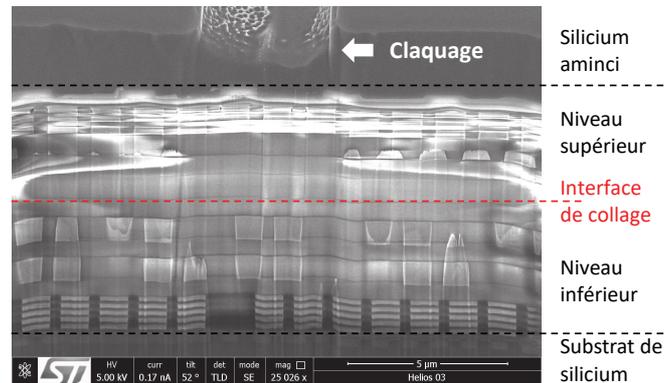


FIGURE 4.14 – Image FIB-SEM de la zone de claquage pour le comportement n°3. Un défaut est visible dans le silicium aminci mais pas dans le substrat.

L'image SEM montre l'ensemble de l'intégration du substrat à la surface de l'échantillon aminci. La coupe est perpendiculaire à l'axe des plots d'aluminium de manière à observer le chemin du claquage électrique. En analysant l'image du haut vers le bas, nous reconnaissons la tranchée précédemment détectée par microscopie IR. Elle mesure 4 µm de large et 2,5 µm de profondeur, soit l'épaisseur de silicium après amincissement de l'échantillon. Le fond de la tranchée s'arrête au-dessus du premier des 4 niveaux de métal de la plaque supérieure. Ceux-ci apparaissent blancs et déformés en raison de l'accumulation de charges dans l'échantillon. Un dépôt métallique (par exemple du platine) permettrait d'évacuer les charges et obtenir une image de meilleure qualité. La coupe est réalisée dans une zone ne contenant ni plots de collage, ni factice ce qui rend l'interface de collage invisible au SEM. Néanmoins, elle est identifiable à partir des autres niveaux de métal. Nous ne décelons aucun défaut, ni à l'interface de collage, ni dans le BEOL de la plaque supérieure donc la conduction se fait par le silicium entre les plots d'aluminium.

Les sept niveaux de métal de la plaque inférieure sont facilement distinguables et ne contiennent aucune trace de fusion. Soit la zone révélée en OBIRCH contient les défauts des plaques inférieure et supérieure, mais l'analyse FIB-SEM locale permet uniquement de voir le défaut supérieur. Soit l'analyse OBIRCH est incomplète : le laser ne stimulerait que la zone supérieure. Cette hypothèse est envisageable car les factices de cuivre du BEOL masquent le substrat de silicium. Une analyse OBIRCH de la face arrière permettrait de rechercher la zone de claquage dans le substrat de silicium. Cette analyse n'a pas été effectuée durant la thèse.

L'analyse de défaillance a montré que les courants de fuites mesurés par $I(V)$ sont ceux du silicium de la plaque supérieure et probablement du substrat. Les peignes 3D ne sont donc pas des structures de tests adaptées à la caractérisation de l'oxyde de silicium à l'interface de collage et donc à l'étude de la diffusion du cuivre. Nous attribuons cette incapacité au pas d'interconnexion étudié des plots de collage. L'espacement des peignes est trop important par rapport aux autres dimensions de l'empilement. L'épaisseur de SiO_2 du FEOL est fixée par la technologie des plaques. Il est donc impératif de repenser le dessin des peignes 3D en réduisant l'espacement des plots de collage.

4.3.3 Élaboration de structures de tests adaptées à la caractérisation de l'interface de collage

4.3.3.1 Description des structures de test « peigne-serpentin »

Une nouvelle structure de test est proposée afin de caractériser le diélectrique à l'interface de collage. Nous nous inspirons des peigne-serpentins 2D [JEDEC Standard, 2010]. Cette structure de test est constituée d'un serpentif métallique entre deux peignes interdigités, le tout séparé par un diélectrique (Figure 16. a). Grâce au serpentif, il est possible de calculer la position de la zone de claquage par mesure de résistance [Chery, 2014](chapitre 2). Les peignes serpentins doivent remplir plusieurs conditions afin d'être transposables à une version 3D. Le tableau 4.3 recense ces conditions ainsi que les modifications de structure à apporter, les risques qu'elles impliquent sur la fabrication et les solutions techniques pour y parvenir.

Par rapport aux peignes 3D, trois modifications sont apportées. La première est la séparation des éléments à polariser en deux niveaux. Les peignes sont embarqués sur la plaque inférieure et le serpentif sur la plaque supérieure afin de supprimer l'éventuel couplage des lignes de métal. La deuxième modification est le rapprochement des plots de collage afin de s'affranchir du pas d'interconnexion et atteindre un champ électrique de plusieurs $\text{MV}\cdot\text{cm}^{-1}$. La troisième modification est la séparation des plots de collage en deux niveaux permet de relâcher la densité importante de cuivre que causerait la proximité des peignes avec le serpentif. Grâce à cette configuration, les plots de cuivre font face au SiO_2 . Cela offre une diffusion maximale du cuivre afin d'en faciliter l'étude. Le rendu final du peigne-serpentin 3D est présenté en figure 4.15b. Ces structures de test sont intégrées sur le véhicule de test S&H et H1A.

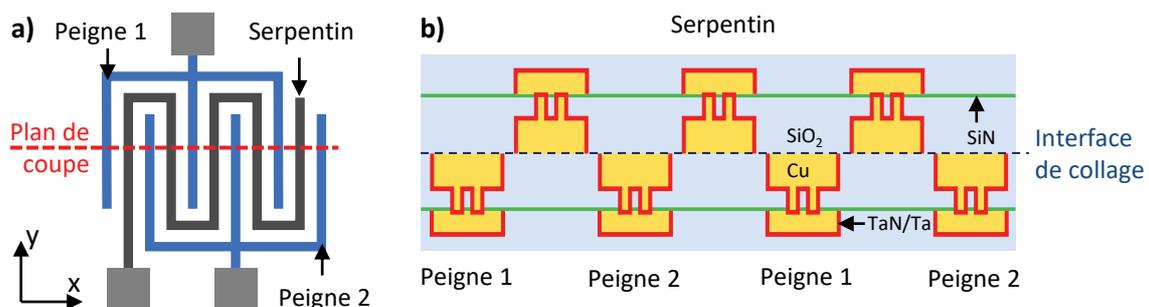


FIGURE 4.15 – (a) Schéma d'un peigne-serpentin vu de dessus et (b) et en coupe.

Tableau 4.3 – Critères requis pour la fabrication d'un peigne-serpentin 3D.

Contraintes	Modification de la structure de test	Risque	Solution
Maximiser le champ électrique	Rapprocher les plots de collage	Densité locale de cuivre importante	Suppression des plots de collage
S'affranchir du pas d'interconnexion		Contact peigne-serpentin en cas de désalignement	Distance peigne-serpentin supérieure à la limite d'alignement de l'équipement de collage
Supprimer les contributions du BEOL au courant de fuite	Attribution du serpent à la plaque supérieure et des peignes à la plaque inférieure.	Aucun	
Maximiser la diffusion du cuivre pour en faciliter l'étude	Création d'une interface Cu/SiO ₂ par suppression de plots de collage	Faible énergie de contact lo-cale/Délaminage	Limitation de taille de la structure de test

Un peigne et un serpent à comportent respectivement 60 et 100 plots de collage, soit un total de 160 plots par structure de test. L'espace entre les peignes et le serpent est fixé à 252 nm afin qu'il n'y ait pas contact en cas de désalignement de 200 nm. Cette valeur correspond à la précision d'alignement à 3σ de l'équipement de collage utilisé pour cette série de plaques. Les tests électriques seront menés sur des peignes-serpentins dont la largeur des plots de collage est 3,42 μm . Cette dernière a pour référence PS160-3,42 μm .

4.3.3.2 Test paramétriques

Afin de s'assurer que les peignes-serpentins caractérisent l'interface de collage, nous devons mettre en évidence une dépendance du courant de fuite ou du champ de claquage au désalignement plaque-à-plaque. Dans un premier temps, le courant de fuite est mesuré par des tests paramétriques identiques à ceux réalisés sur les peignes 3D. Une différence de potentiel de 3,3 V est appliquée entre un peigne et le serpent. Les deux peignes sont testés l'un après l'autre. Nous disposons également des valeurs de désalignement du serpent par rapport au peigne dans les directions x et y. Le désalignement a été mesuré au cours de la fabrication des véhicules de test. Les structures de test sont dessinées de sorte à n'être sensibles qu'aux variations de désalignement selon x, nous ne prendrons donc pas en compte les variations selon y. La figure 4.16 représente le courant de fuite en fonction du désalignement suivant l'axe x. Sur les cinq plaques qui ont été mesurées, nous choisissons de ne montrer que les résultats de la plaque dont le désalignement couvre la majorité de l'intervalle [-200 nm ; 200 nm].

Le courant de fuite moyen est $\mu = 7,8 \times 10^{-12}$ A avec un écart-type $\sigma = 1,2 \times 10^{-12}$ A. Le courant de fuite est faible quel que soit le désalignement. En effet, 97 % de la population appartient à l'intervalle $[\mu - 2\sigma; \mu + 2\sigma]$. Le peigne est donc isolé du serpent et la différence de potentiel appliqué n'est pas suffisante pour que le champ électrique provoque le claquage de SiO₂ à l'interface de collage. Le maximum du désalignement dans la direction x est 198 nm. Pour cette valeur, le champ électrique entre un peigne et le serpent vaut :

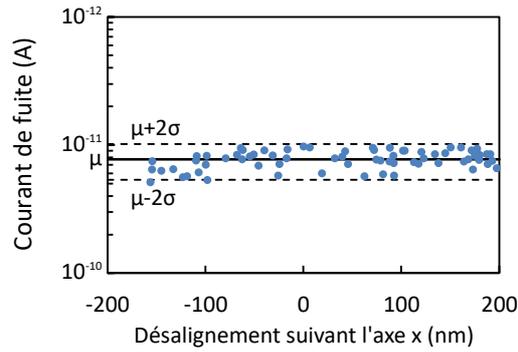


FIGURE 4.16 – Courant de fuite mesuré sur des peignes-serpentins PS160-3,42µm en fonction du désalignement suivant l'axe x. Les tests paramétriques ont été conduits sur le véhicule de test S&H après recuit de collage 400°C-2h.

$$E = \frac{\text{différence de potentiel}}{\text{distance}_{\text{peign/serpentin}} - \text{désalignement}} = \frac{3,3 \text{ V}}{252 \text{ nm} - 198 \text{ nm}} = 0,61 \text{ MV.cm}^{-1}$$

Le champ électrique atteint lors des tests paramétriques est inférieur au champ de claquage du TEOS d'un ordre de grandeur.

Les tests paramétriques ne montrent aucune variation du courant de fuite avec le désalignement. Nous procédons dans un second temps à des mesures I(V) afin d'augmenter le champ électrique entre les peignes et le serpent.

4.3.3.3 Mesures I(V)

Les mesures I(V) sont effectuées à 25 °C sur les structures PS160-3,42µm. Une rampe de tension allant de 0 à 150 V est appliquée au serpent avec un pas de 1 V. Une tension nulle est appliquée aux peignes. Le porte-échantillon est en mode flottant, il est donc isolé électriquement de la mesure. Les courants mesurés dans le peigne et le serpent sont respectivement nommés I_{peigne} et $I_{\text{serpentin}}$. La limite en courant est fixée à 10^{-4} A. Les mesures I(V) sont conduites deux fois de suite afin de confirmer la dégradation du diélectrique en cas de défaillance. Une première mesure I(V) est effectuée sur une puce désalignée de 98 nm (figure 4.17a).

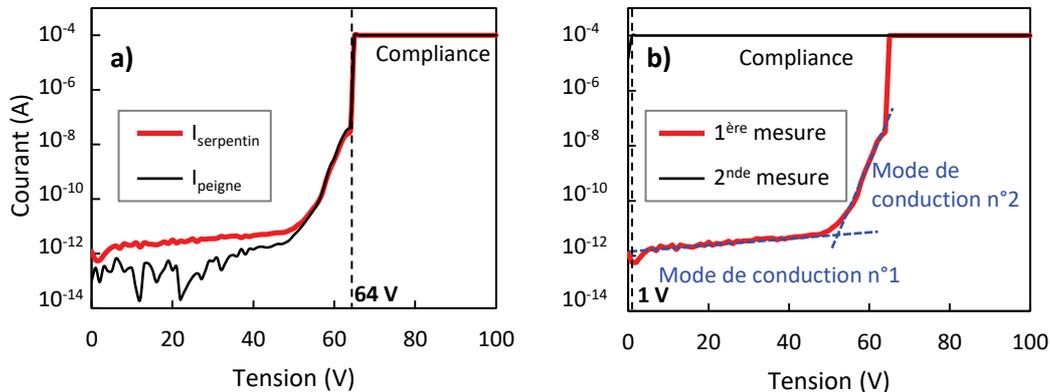


FIGURE 4.17 – (a) Mesures I(V) d'une structure PS160-3,42µm dont la puce testée est désalignée de 98 nm (véhicule de test S&H, recuit de collage 400°C-2h). (b) La limite en courant survenant immédiatement à la seconde mesure $I_{\text{serpentin}}(V)$ confirme le claquage.

Les courbes $I_{\text{peigne}}(V)$ et $I_{\text{serpentin}}(V)$ se superposent à partir de 50 V indiquant que la totalité du courant fourni par le peigne est transféré au serpent. Un saut de courant est ob-

servable à 64 V et la limite en courant est atteinte. Lors de la seconde mesure $I(V)$ sur la même structure de test (figure 4.17 b), la limite en courant est atteinte dès 1 V. Le diélectrique est devenu conducteur, confirmant ainsi la dégradation. Comme nous l'avons vu dans la section 4.3.3.3, le claquage peut survenir entre les plots d'aluminium et non dans la structure de test. Nous constatons cependant une signature électrique différente du cas observé pour la structure peigne-peigne. La courbe $I_{peigne}(V)$ de la première mesure se décompose en trois parties. De 0 à 50 V, le courant augmente lentement et atteint $1,12 \times 10^{-11}$ A. De 50 à 64 V, le courant augmente plus rapidement jusqu'à $3,15 \times 10^{-8}$ A. Les deux régimes de conduction suggèrent deux mécanismes de transport de charges différents dépendant du champ électrique. Des mesures $I(V)$ menées sur des capacités métal-isolant-métal (MIM) ont permis d'attribuer les conductions à faible et fort champ électrique aux effets Schottky (*Schottky emission* - SE) et Poole-Frenkel (PF) [Pan *et al.*, 2007]. SE est un mécanisme de conduction gouverné par l'émission thermoionique à l'interface métal-diélectrique tandis que l'émission PF est associée au transport d'électrons à travers le diélectrique par l'intermédiaire de pièges. La limite en courant est finalement atteinte à 65 V.

Contrairement aux courbes $I(V)$ des peignes 3D, les deux régimes de conduction qui précèdent le claquage sont caractéristiques d'une capacité MIM donc la défaillance aurait lieu au niveau de la structure de test. Si c'est le cas, la tension de claquage doit varier avec le désalignement.

Une série de mesure $I(V)$ est réalisée sur six structures peigne-serpentins PS160-3,42 μm dont le désalignement plaque-à-plaque selon l'axe x varie entre 27 et 191 nm. La température est de 25 °C et la tension imposée est une rampe linéaire allant de 0 à 120 V par pas de 1 V. Les courbes I_{peigne} et $I_{serpentin}$ sont représentées sur la figure 4.18.

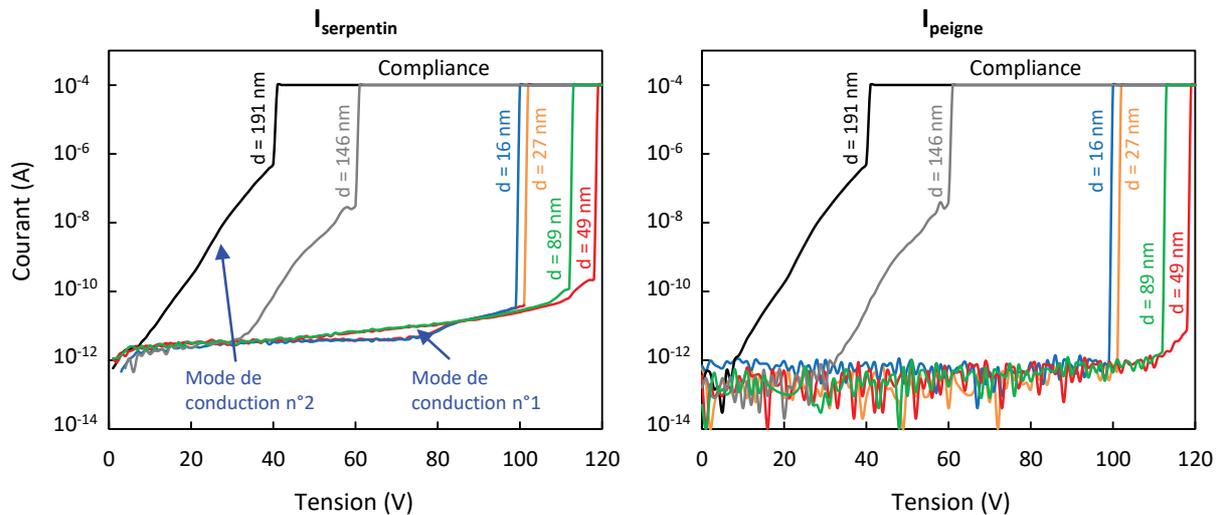


FIGURE 4.18 – Mesures $I(V)$ de structure PS160-3,42 μm pour plusieurs valeurs de désalignement, d , entre le peigne et le serpent (véhicule de test S&H). Les deux modes de conduction sont identifiés à partir des courbes $I_{serpentin}(V)$.

Pour chaque structure testée, $I_{peigne} = I_{serpentin}$. Le passage de l'intégralité du courant du serpent vers le peigne est reproductible donc le rapprochement des plots de collage a permis de supprimer la fuite du courant vers le porte-échantillon. Suivant la valeur du désalignement, la limite en courant est atteinte pour une tension comprises entre 42 et 119 V. Les puces dégradées les plus rapidement correspondent aux puces à fort désalignement (191 et 146 nm). La distance entre le serpent et le peigne étant plus faible, le champ de claquage est atteint pour des tensions inférieures à 70 V. À l'inverse, pour les puces de faible désalignement la limite en courant est atteinte pour une tension supérieure à 100 V. Ce résultat indique une dépendance de la tension de claquage au désalignement. Afin d'évaluer la nature de cette dépendance, la

tension de claquage est représentée en fonction de l'espacement entre le peigne et le serpentin $d_{p/s}$ (figure 4.19). L'espacement $d_{p/s}$ se calcule à partir du désalignement plaque-à-plaque d :

$$d_{p/s} = 252 - d$$

Le critère de défaillance est arbitrairement fixé à 10^{-6} A.

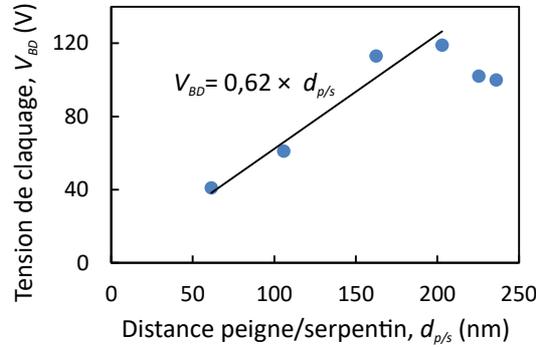


FIGURE 4.19 – Tension de claquage des PS160-3,42 μ m en fonction de la distance peigne-serpentin. La courbe de tendance est obtenue à partir des quatre premiers points.

La tension de claquage augmente avec l'espacement, excepté pour les deux derniers points de la série. Les puces de cette étude ont été sélectionnées pour leur désalignement. Celui-ci n'étant pas homogène sur toute la plaque, les puces ont été prélevées sur différents sites du véhicule de test. Les deux puces présentant un écart sont issues du bord de plaque. Des mesures I(V) supplémentaires permettraient de savoir si les variations de procédé en bord de plaque influencent la tension de claquage ou s'il s'agit d'un effet statistique. Ces deux valeurs ne seront pas prises en compte pour l'analyse de la variation de la tension de claquage en fonction du désalignement. Les quatre autres points sont alignés. La tension de claquage est donc proportionnelle à la distance peigne/serpentin et le coefficient de proportionnalité est la rigidité diélectrique E_{BD} du diélectrique caractérisé. Une régression linéaire donne $E_{BD} = 6,2$ MV.cm $^{-1}$. Cette valeur est en accord avec la rigidité diélectrique du TEOS, ce qui tend à confirmer que la défaillance se produit dans le SiO $_2$ situé entre les plots de collage. Une analyse de défaillance sur ces structures permettrait de localiser précisément la zone de claquage.

Par ailleurs, nous avons mis en évidence dans le paragraphe précédent deux modes de conduction dont l'un prédomine sur l'autre suivant le désalignement. Pour un faible désalignement, 49 nm par exemple, la conduction se fait selon le mode 1 de 0 à 110 V et selon le mode 2 de 110 à 118 V avant d'atteindre la limite en courant (figure 4.18a). À l'inverse, pour un désalignement de 191 nm, le mode de conduction 2 est l'unique mode de conduction. Nous attribuons ce phénomène aux peigne-serpentins d'espacements différents, testés dans des conditions identiques. En effet, le champ électrique augmente plus rapidement pour les structures les plus rapprochées. Ainsi, le mode 2 visible pour un champ électrique élevé (figure 4.17a) sera dominant. Des mesures I(E) supplémentaires de rampes linéaires de champs électriques identiques permettraient de valider cette hypothèse.

Conclusion

L'élaboration des peigne-serpentins 3D a permis de rendre compatible les techniques de caractérisation de diélectrique avec le collage hybride. Les mesures $I(V)$ ont mis en évidence deux modes de conduction et une dépendance des temps à la défaillance au désalignement. Le claquage constaté à plusieurs reprises ne constitue en rien une preuve de la diffusion du cuivre dans l'oxyde. La présence de cuivre n'est pas une condition nécessaire à la défaillance [Chen *et al.*, 2012][Lloyd *et al.*, 2006]. En revanche ces structures pourront être utilisées pour identifier les mécanismes de conduction à l'interface de collage, confirmer ou non la contribution du cuivre et calculer la durée de vie des interconnexions. À la différence des peignes situés dans le BEOL, le désalignement peigne-serpentin est un paramètre supplémentaire à prendre en compte car le champ électrique en dépend. Les tests de fiabilité diélectrique requièrent un grand nombre d'échantillons rendant l'analyse de défaillance fastidieuse. Néanmoins, nous pouvons envisager une simplification de la localisation de défaut en spécifiant des zones d'exclusion de factices lors du dessin des structures de test pour une inspection visuelle directe, ou par mesure de la résistance électrique.

4.4 Routage à l'interface de collage

4.4.1 Description des structures de test

Le routage à l'interface de collage consiste à connecter plusieurs plots de collage sur une ligne de métal. Pour ce faire, nous reprenons l'architecture des daisy chains et supprimons la ligne de métal et les vias du niveau inférieur. À la place, les plots de collage supérieurs sont connectés par des plots inférieurs dont la forme varie suivant le pas d'interconnexion. Ils sont carrés lorsque deux interconnexions se font au sein du même plot, ou rectangulaires de rapports longueur sur largeur 3 :1 et 5 :1 (figure 4.20). Pour ces deux dernières variantes, les plots inférieurs sont donc en contact avec les plots supérieurs et avec l'oxyde de silicium. Ces structures de test ont pu être intégrées aux véhicules de test S&H et H1A pour lesquels le DRM a été volontairement étendu. Le nombre d'interconnexions est limité à 100 pour éviter que la différence de densité de cuivre ne cause une variation de topographie locale trop importante et n'empêche le collage. Les structures de tests sont identifiées par leur nature (daisy chain routage - DCR), leur nombre d'interconnexions, la largeur des plots et le rapport longueur/largeur : DCR100-3,42 μm -1, DCR100-1,71 μm -3 et DCR100-1,71 μm -5.

4.4.2 Faisabilité

4.4.2.1 Fabrication des structures de test

Le véhicule de test H1A intègre plusieurs structures de test dont le pas d'interconnexion diffère d'une structure à l'autre. Après collage à température ambiante et recuit de collage 400°C-2h, les plaques sont analysées avec un microscope acoustique (*scanning acoustic microscope* - SAM) afin de détecter les éventuelles zones non collées (figure 4.21a). La résolution du SAM est de 20 μm et les dimensions de la plus petite daisy chain sont 35 μm ×35 μm , donc en théorie, toute structure de test entièrement décollée est détectable. L'ensemble des structures de tests de largeur de plot 1,71 et 3,42 μm sont repérées sur l'image acoustique d'une puce (figure 4.21b).

Le véhicule de test apparaît entièrement gris au SAM. Aucun pixel blanc n'est visible, ce qui témoigne de l'absence de défauts, dans la limite de résolution du SAM. Les nuances de gris

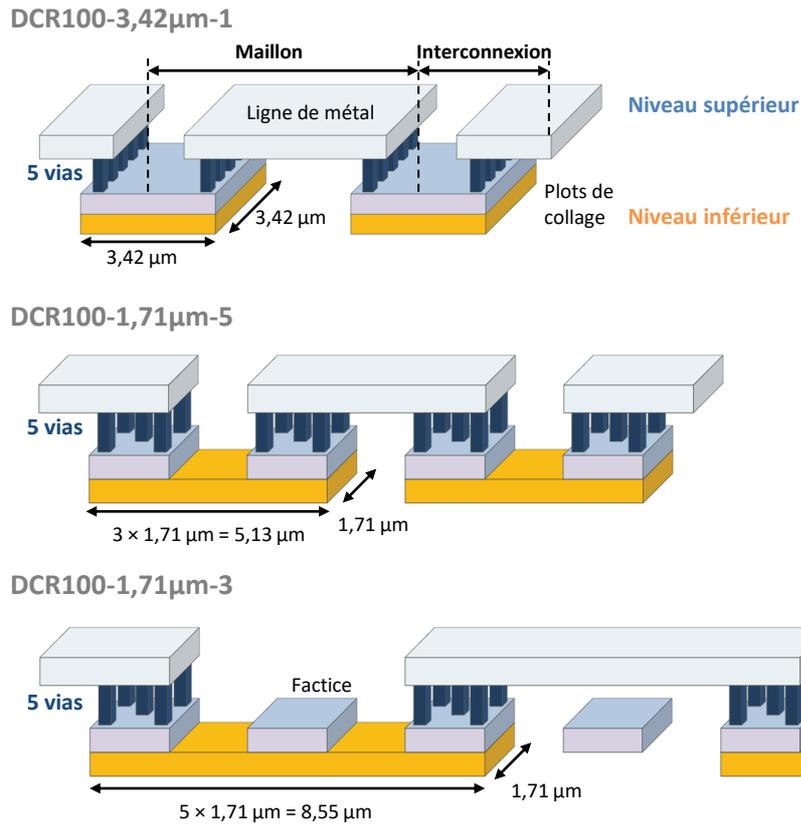


FIGURE 4.20 – Schémas de trois daisy chains avec routage à l'interface de collage intégrées au véhicule de test S&H et H1A.

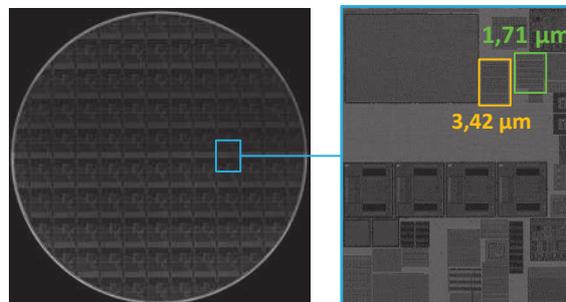


FIGURE 4.21 – (a) Image acoustique du véhicule de test SH2 après recuit de collage 400°C-2h. (b) Agrandissement d'une puce et localisation des structures de tests de largeurs de plots de collage 1,71 et 3,42 µm.

correspondent aux différentes densités de cuivre des lignes de métal. Les zones contenant les daisy chains avec routage à l'interface de collage ne présentent pas de défaut, y compris celles comportant une importante interface Cu/SiO_2 . Malgré la faible énergie d'adhésion de cette dernière, aucun défaut n'a été généré lors de l'amincissement. Le procédé de fabrication a donc pu être finalisé, et les structures ont pu être mesurées par des tests paramétriques.

4.4.2.2 Tests paramétriques

La résistance électrique des DCR100-1,71µm-3 et DCR100-1,71µm-5 est mesurée sur un lot de cinq plaques H1A tandis que celle des DCR100-3,42µm-1 est mesurée sur un lot de dix plaques S&H. Nous choisissons de représenter les résultats d'une seule plaque par lot pour des questions de lisibilité. Les distributions cumulées des résistances en figure 4.22 correspondent à la plaque H1A de désalignement plaque-à-plaque le plus élevé (854 et 418 nm suivant les axes x et y, dans

le repère de la plaque) et à la plaque S&H qui sera utilisée pour des tests d'électromigration présentés dans la section suivante. Pour rappel, la résistance moyenne d'une interconnexion est définie comme la résistance de la daisy chain divisée par le nombre d'interconnexions qui la compose. La résistance théorique des interconnexions, R_{FEM} , a été obtenue par méthode des éléments finis afin de calculer le courant de mesure (4 mA). Les résultats des tests paramétriques sont représentés en figure 4.22.

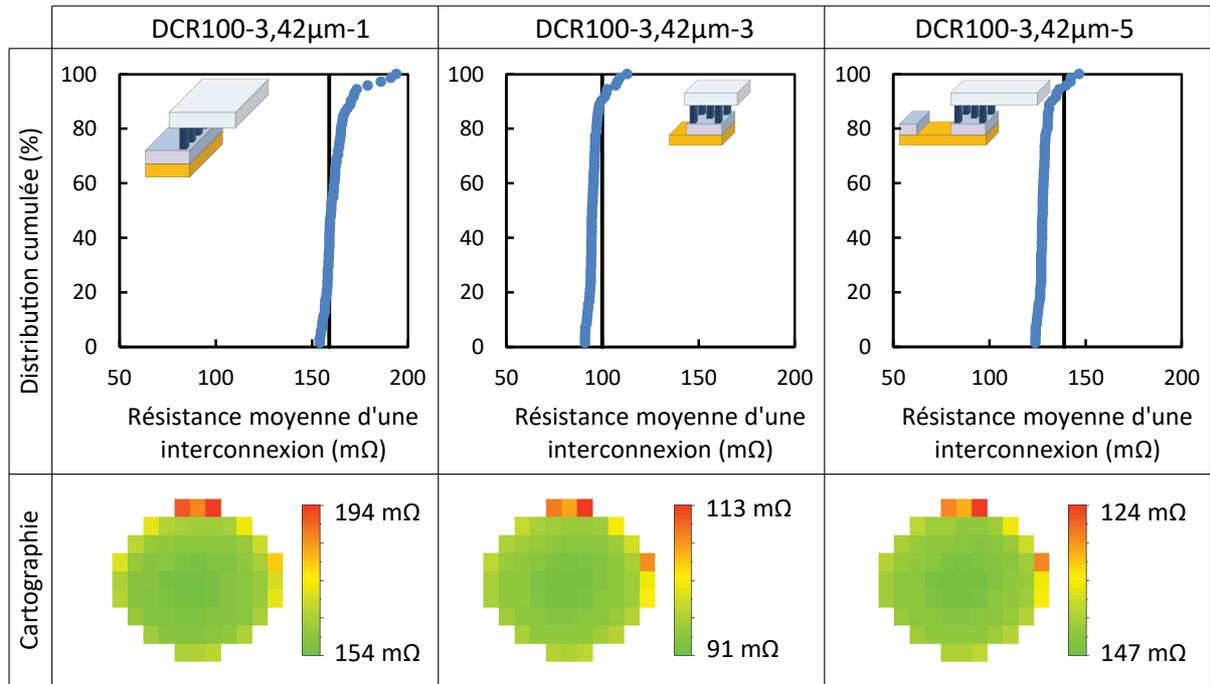


FIGURE 4.22 – Représentation 3D d'une interconnexion de chaque structure de test. La distribution cumulée des résistances électrique des interconnexions (bleu) est en accord avec la valeur théorique (trait noir) calculée par FEM.

Le rendement des daisy chains atteint 100 % pour les trois variantes testées donc tous les plots de collage sont connectés. Ce résultat reste valable pour les autres plaques testées mais il n'est pas représenté ici. Ainsi la plus forte proportion de l'interface Cu/SiO₂ intrinsèque aux structures de test et au désalignement maximal, n'empêche pas la connexion des plots de collage. Les distributions cumulées présentent une queue de distribution. Grâce aux cartographies (figure 4.22), nous pouvons associer les puces les plus résistives au bord de plaque. Ce phénomène a précédemment été associé à la gravure hétérogène des vias (2.3.1.3). L'étude statistique des résultats est menée sur la population de centre de plaque identifiée grâce à la méthode détaillée en annexe. R_{exp} désigne la résistance moyenne de la population de cœur, soit 86 % de la population totale. L'ensemble des résultats est présenté dans le tableau 4.4.

Le coefficient de variation de la résistance mesurée en centre de plaque est inférieur à 2 % pour les trois structures de test. Cette faible valeur témoigne d'une bonne maîtrise du procédé de fabrication. Graphiquement, cela correspond à une distribution étroite (figure 4.22). L'écart-relatif maximal des valeurs expérimentales et théoriques est de 7,5 %. Nous pouvons donc considérer que la mesure est en accord avec la simulation. Nous remarquons une augmentation de l'écart relatif avec la longueur de l'interconnexion. Nous expliquons cet écart par les dimensions de la ligne de métal et du plot de collage utilisés comme paramètres de simulation qui ne sont pas issues d'une caractérisation morphologique.

Le bon fonctionnement des daisy chains marque une première étape vers l'intégration de lignes de métal au niveau de collage. Le rendement de 100 % valide la préparation de surface et

Tableau 4.4 – Résultats des tests paramétriques et de simulation numériques des daisy chains avec routage à l’interface de collage après recuit de collage 400°C-2h.

	DCR100- 3,42µm-1	DCR100- 1,71µm-3	DCR100- 1,71µm-5
R_{exp} (mΩ)	160,3	94,6	127,5
Écart-type, σ (mΩ)	3,3	1,7	1,7
Coefficient de variation (%)			
$\frac{\sigma}{R_{exp}} \times 100$	2,1	1,8	1,3
R_{FEM} (mΩ)	159	99,9	137,8
$\frac{R_{exp}-R_{FEM}}{R_{FEM}}$ (%)	0,8	-5,3	-7,5

la robustesse de l’interface de collage pour une densité de cuivre localement plus élevée et une interface Cu/SiO₂. L’accord entre la mesure et la simulation montre que l’interface Cu/SiO₂ n’a pas d’influence sur la résistance électrique. En revanche elle peut s’avérer problématique à long terme. Des tests de cyclage thermique et d’électromigration sont nécessaires afin d’évaluer l’impact de la faible adhésion Cu/SiO₂ sur robustesse de l’interface de collage, et sur résistance à l’électromigration. Au cours de cette thèse, nous nous sommes limités à étudier l’électromigration.

4.4.3 Électromigration

Les précédentes études d’électromigration menées sur des daisy chains ont montré que la défaillance se produit dans le BEOL [Moreau *et al.*, 2016]. Une analyse de défaillance a permis d’identifier l’interface Cu/SiN comme chemin de diffusion préférentiel des atomes de cuivre. Dans le cadre du routage à l’interface de collage, la présence d’une interface Cu/SiO₂ peut constituer un nouveau chemin de diffusion préférentiel, ou entraîner une compétition entre deux zones de défaillance, comme S. Moreau l’a montré dans le cadre d’une autre intégration [Moreau *et al.*, 2014]. Le défaut est localisé là où l’énergie d’activation est la plus faible. Or, l’énergie d’activation à l’interface Cu/SiO₂ (0,87 eV) est inférieure à celle à l’interface Cu/SiN (1,0-1,1 eV) [Hu *et al.*, 2014]. Nous nous attendons donc à une migration de la défaillance du BEOL vers le niveau collage hybride. Afin de connaître la localisation de la défaillance des interconnexions avec routage à l’interface de collage, nous réalisons des tests d’électromigration suivis d’une analyse de défaillance (*physical failure analysis* - PFA).

Les tests d’électromigration sont menés en boîtier sur des daisy chains DCR100-3,42µm-1. Les conditions de test sont 350 °C et 30 mA. Elles correspondent à un test accéléré mais respectent néanmoins les recommandations du DRM. La population testée compte vingt échantillons. La résistance électrique des structures de test est utilisée comme image de la dégradation. L’évolution de la dégradation est suivie en traçant l’écart relatif de la résistance en fonction du temps (figure 4.23). Le critère de défaillance est fixé à 10 % d’augmentation de la résistance initiale.

La variation de résistance en fonction du temps se décompose en trois parties. Tout d’abord un plateau où la résistance reste à sa valeur initiale R_0 . Après dix heures d’essai, la résistance augmente jusqu’à 4 % puis un saut de résistance franchit le critère de défaillance. La première défaillance se produit après 500 heures d’essai.

Dans sa thèse, L. Doyen a étudié l’endommagement par électromigration des interconnexions d’un BEOL cuivre de technologie 65 nm [Doyen, 2009]. Pour cette intégration, le mécanisme

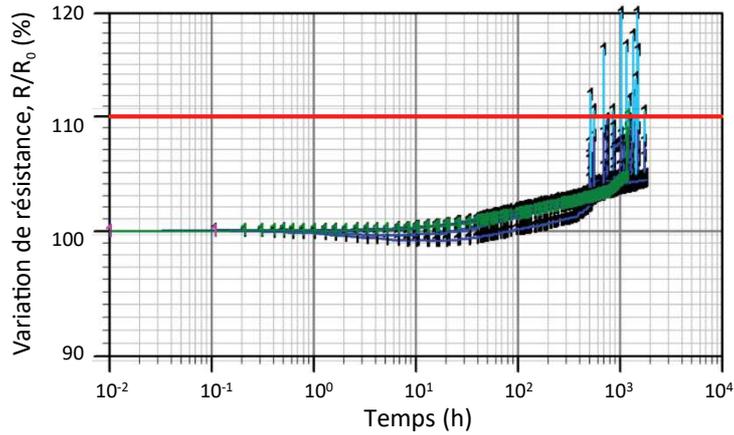


FIGURE 4.23 – Dégradation par électromigration en fonction du temps de 20 daisy chains DCR100-3,42 μ m-1. La résistance est constante puis augmente progressivement. Le critère de défaillance (ligne rouge) est atteint par un saut de résistance.

qu'elle décrit débute par la nucléation d'une cavité dans la ligne de métal étudiée. À ce stade, la taille de la cavité n'est pas suffisante pour perturber le passage des électrons donc la résistance reste constante. La cavité continue de croître jusqu'à occuper toute la section de la ligne de métal. La conduction est alors assurée par la barrière de diffusion, plus résistive que le cuivre, ce qui se traduit par un saut de résistance. La croissance de la cavité se poursuit sur la longueur de la ligne, ce qui rallonge le passage des électrons par la barrière et augmente la résistance de façon linéaire. Dans le cas du collage hybride à quatre niveaux double damascène, le saut de résistance est identifié comme la formation d'une cavité dans l'amenée de courant, au-dessus des vias. Contrairement aux daisy chains avec routage à l'interface de collage, le saut de résistance n'est pas précédé par une lente augmentation de résistance. Du moins, la variation n'est pas mesurable. Par analogie avec l'étude de L. Doyen, nous supposons que l'augmentation progressive correspond à la croissance d'une cavité. Soit la suppression des lignes de métal et vias inférieurs abaisse la résistance moyenne d'une interconnexion et rend la croissance de la cavité dans l'amenée de courant détectable, soit des cavités se forme dans la daisy chain et il y a compétition entre deux modes de défaillance. Nous vérifions cette hypothèse en traçant la distribution des temps à la défaillance (*time to failure* - TTF) (figure 4.24). Sur les vingt échantillons testés, quatorze ont atteint la défaillance à l'arrêt de l'essai.

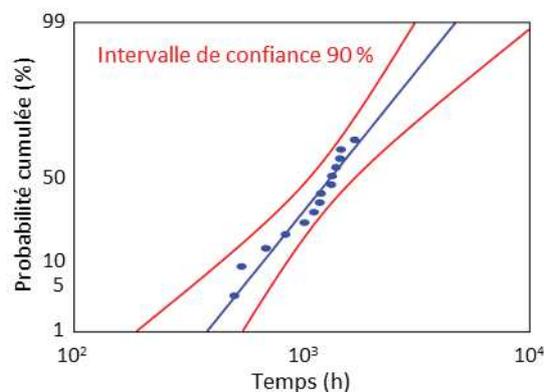


FIGURE 4.24 – Distribution des temps à la défaillance par électromigration (350 °C, 30 mA) pour les structures DCR100-3,42 μ m-1.

La distribution des temps à la défaillance suit une loi lognormale en accord avec une défaillance par électromigration. L'unique pente indique un mécanisme de défaillance unique. Nous

procédons à une analyse de défaillance afin de localiser le défaut.

4.4.4 Analyse de défaillance

La microscopie IR ne permet pas de visualiser les structures de test en raison des factices de cuivre sus-jacentes, opaques aux IR. La thermographie IR synchrone est donc utilisée pour détecter les éventuels défauts en profondeur (figure 4.25).

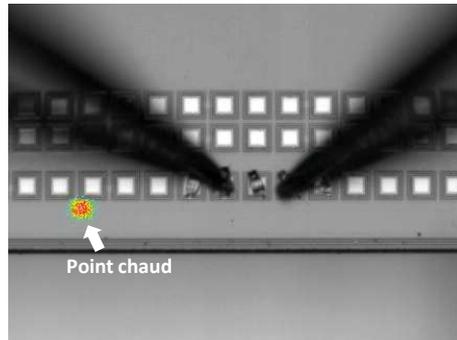


FIGURE 4.25 – La thermographie synchrone révèle la position de la daisy chain mais ne permet pas une localisation précise des défauts dans ce cas particulier.

Un point chaud est visible à l'endroit où se situe la structure de test. Il s'étend sur une surface équivalente à celle de la daisy chain. Ce résultat peut avoir trois significations : la cause de défaillance n'est pas isolée mais répartie dans toute la daisy chain, les paramètres de test sont trop élevés (intensité du courant, temps d'acquisition, fréquence), ou les factices de cuivre dissipent la chaleur. En effet, la réponse thermique en surface est potentiellement plus diffuse car le cuivre est un bon conducteur de chaleur. Aucun point chaud n'est détecté en abaissant la valeur des paramètres. Peut-être qu'un point chaud de plus faible intensité existe mais qu'il est occulté par les factices.

L'inspection visuelle n'est pas concluante en raison de la présence des factices. Nous avons donc recours à l'analyse FIB-SEM pour une observation directe des interconnexions. Les coupes sont réalisées dans l'amenée de courant au niveau des vias car c'est là qu'a lieu la défaillance pour les daisy chains à quatre niveaux de métal (3.4.1.1) et que la dégradation suggère un mécanisme de défaillance similaire. Les plans de coupe sont perpendiculaires à l'interface de collage et passent par les vias de plusieurs interconnexions afin qu'un maximum de lieux de défaillance potentiels soient visibles. Une interconnexion compte cinq vias, donc cinq images FIB-SEM sont prises par échantillon. La figure 4.26 regroupe les images de l'amenée de courant de trois échantillons. Les plaques supérieure et inférieure sont désalignées mais nous ne pouvons pas fournir de valeurs car il n'y a pas eu de traçabilité des puces lors de la mise en boîtier. Le désalignement mesuré dans l'axe des lignes de métal sur les images (b), (c) et (d) varie entre 100 et 600 nm.

L'ensemble des échantillons observés au microscope électronique présente des défauts donc l'amenée de courant est une zone de défaillance privilégiée. Les images a, b, c et e montrent une cavité située dans l'amenée de courant au-dessus des vias. Ce type de défaut est caractéristique d'une dégradation du BEOL par électromigration, et pour lequel la localisation a déjà été établie. Cependant d'autres cavités sont visibles à l'interface Cu/SiO₂ dans les plots de collage. Pour un faible désalignement (figure 4.26b et c), il est difficile de dire si ces cavités sont issues de l'électromigration ou de l'arrachement d'un grain en CMP, comme nous l'avons vu dans d'autres plots de collage (2.1.3.1).

À la différence des interconnexions possédant deux niveaux de via, le courant circule parallè-

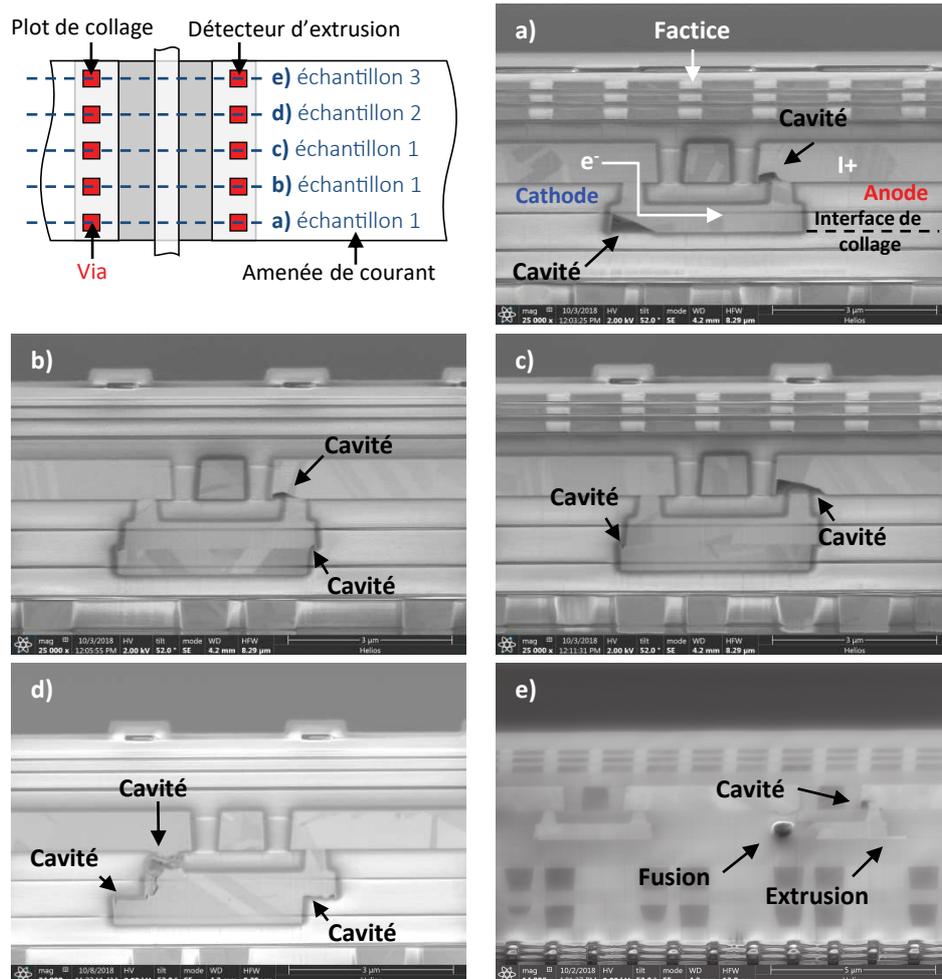


FIGURE 4.26 – Images FIB-SEM de DCR100-3,42µm-1 après test d'EM (350 °C, 30 mA). Les coupes sont faites dans l'amenée de courant. Les lignes pointillées bleues du schéma indiquent le plan de coupe de chaque image. Les images a, b et c sont issues du même échantillon tandis que les images d et e proviennent d'échantillons différents. Trois types de défauts sont présents : cavité (ou void), zone fondue et extrusion.

lement à l'interface de collage. Les vias ne sont pas tangents aux plots de collage mais décalés de 243 nm. Le bord du plot peut donc être considéré comme une extension d'une ligne de métal. Un gradient de contraintes s'établit sous l'effet du flux d'électrons provoquant le transport d'atomes de cuivre. Les atomes déplacés à la cathode sont remplacés par effet réservoir. Les atomes contenus dans le réservoir diffusent suivant le chemin d'énergie d'activation la plus faible, c'est-à-dire l'interface Cu/SiO₂, d'où l'apparition de cavités. La comparaison entre les figures c et d montre que plus les plots sont désalignés et plus la cavité est grande. Ce qui est logique puisque plus les plots sont désalignés et plus la surface Cu/SiO₂ est importante. Nous constatons sur la figure d que ce phénomène se produit de chaque côté du plot de collage. Cela témoigne d'une faible adhésion du cuivre sur l'oxyde de silicium.

L'échantillon de la figure 4.26e présente une extrusion de cuivre à l'interface de collage, côté anode. Ce phénomène est lié au confinement du cuivre dans les plots de collage. Le gradient de contraintes mentionné dans le paragraphe précédent provoque également une accumulation de la matière contenue par la barrière de diffusion des vias. Lorsque l'intégration ne peut plus contenir le cuivre en compression, il y a extrusion. Dans le cas du collage hybride, le phénomène se produit à l'interface de collage fragilisée par la différence de dilation thermique du cuivre et de SiO₂ [Taïbi *et al.*, 2011]. Ce défaut reste très marginal pour cette structure de test.

D'autres types de défauts sont visibles. Les figure 4.26d et e montrent la fusion de SiO₂

localisée au niveau des vias connectant le plot de collage au reste de la daisy chain. Le courant a été fixé de sorte à respecter les performances en électromigration des vias. Sur la figure 4.26d nous pouvons voir un prolongement de la cavité à l'interface Cu/SiO₂ dans le via. Cette cavité est probablement à l'origine de la fusion. En effet, si la cavité s'est étendue de l'interface vers le via, la réduction de la section du via provoque une augmentation locale de la résistance. La température au niveau du via augmente par effet Joule. Plus la cavité croît, plus la température augmente, provoquant ainsi un emballement thermique et la fusion du via et du SiO₂ voisin.

L'analyse de défaillance a mis en évidence la présence de trois types de défauts : cavité, fusion et extrusion. L'échantillon de la figure 4.26e possède les trois défauts. Les cavités se produisent dans l'amenée de courant, dans les plots de collage et dans les vias. Leur formation est en accord avec la théorie de l'EM et la faible adhésion de l'interface Cu/SiO₂. En revanche, la diversité des défauts ne nous permet pas de conclure sur leur caractère intrinsèque. De nouveaux tests d'EM sont menés avec une accélération en courant plus faible.

Le test d'électromigration décrit dans la partie précédente est renouvelé en imposant un courant de 20 mA. La défaillance n'a pas été atteinte avant la fin de la thèse, cependant la dégradation a débuté puisque la résistance a augmenté de 2 %. L'essai a été interrompu afin de prélever un échantillon et de chercher les défauts à leur apparition. Au vu des résultats précédents, des coupes FIB-SEM sont réalisées dans les cinq vias de l'amenée de courant. Les images obtenues sont présentées en figure 4.27.

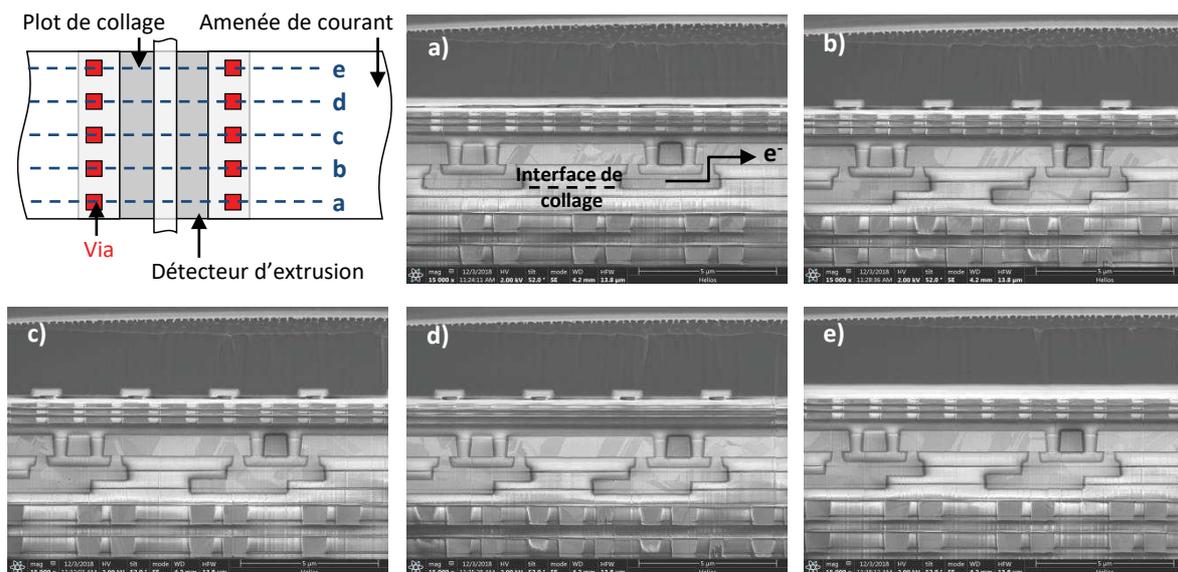


FIGURE 4.27 – Images FIB-SEM de DCR100-3,42µm-1 après 2 % d'augmentation de la résistance lors d'un test d'EM (350 °C, 20 mA). Les coupes sont faites dans l'amenée de courant. Les lignes pointillées bleues du schéma indiquent le plan de coupe de chaque image. Aucun défaut n'est visible.

Les coupes FIB-SEM pratiquées sur la largeur des interconnexions ne montrent aucune cavité ni dans l'amenée de courant, ni dans la daisy chain. Les plots de collage sont désalignés de 1,3 µm. Une large surface de cuivre est exposée à l'oxyde, pourtant aucune cavité ne s'est formée. À ce stade du test, les défauts situés dans l'amenée de courant ne sont pas responsables de l'augmentation de résistance. Nous cherchons alors dans quelle partie de la structure de test les défauts potentiels sont localisés. Les lignes de métal qui connectent la daisy chain aux plots d'aluminium ont une longueur d'environ 500 µm. Le gradient de contraintes mécaniques induit par transport de matière s'opposera davantage à l'électromigration dans les plots de collage, qui ne mesurent que 3,42 µm de large. Les lignes de métal sont donc plus propices à la création de cavités que les interconnexions de la daisy chain. Cependant elles ne participent pas à la résistance de la structure de test car la tension est mesurée au plus proche des interconnexions

d'entrée et sortie de courant. Autrement dit s'il y a un défaut, il est forcément dans la daisy chain.

Une barrette de test comprend plusieurs structures. Celles-ci sont dessinées de sorte à minimiser la surface de la barrette tout en gardant les plots d'aluminium accessibles. Pour ces raisons, les daisy chains ne sont pas linéaires mais repliées, comme le montre la figure 4.28. Les maillons verticaux sur le schéma sont plus longs que ceux horizontaux. Nous pouvons supposer que si des cavités se forment dans les plots de collage, elles se formeront en priorité dans les interconnexions les plus longues en raison de l'effet Blech (1.4.3.3). Une nouvelle analyse FIB-SEM est conduite dans les maillons les plus longs (figure 4.28a-c).

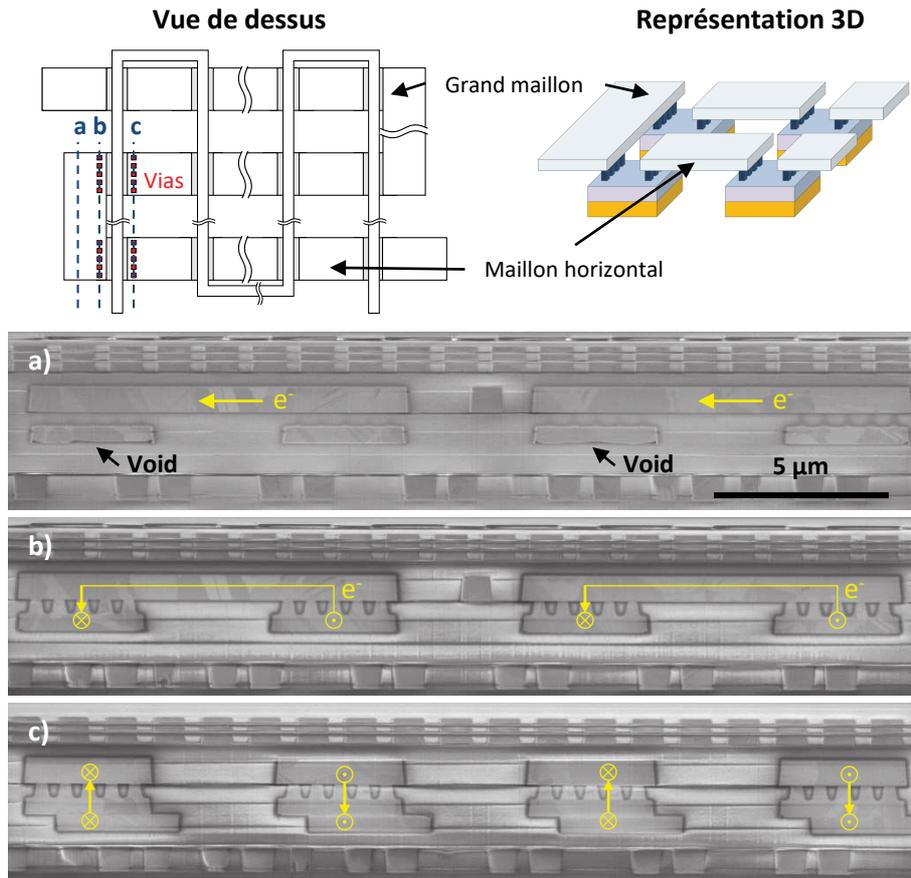


FIGURE 4.28 – Images FIB-SEM d'une structure DCR100-3,42µm-1 après 2 % d'augmentation de la résistance lors d'un test d'EM (350 °C, 20 mA). Les coupes sont faites dans les deux types de maillon. Les lignes pointillées bleues du schéma indiquent le plan de coupe de chaque image. Des cavités sont visibles à l'interface Cu/SiO₂ de l'image (a).

La coupe (a) est effectuée dans deux grands maillons entre le bord des plots de collage et les vias que l'on devine par transparence. Nous notons un désalignement entre les plaques inférieure et supérieure puisque seuls les plots de collage supérieurs sont visibles. Les plots qui reçoivent le courant présentent une cavité s'étendant sur toute la longueur du plot de collage. Elle est située entre le bord du plot de collage supérieur et les vias ce qui indique un effet réservoir semblable à celui observé sur la figure 4.26. La cavité n'est plus visible sur la coupe (b) réalisée dans les vias, à environ 400 nm du bord des plots, malgré l'interface Cu/SiO₂. La croissance de la cavité s'opère du bord de plot de collage vers son centre. L'évolution de la cavité est incertaine en raison de la compétition entre la défaillance dans les grands maillons, et celle dans l'amenée de courant. L'analyse de défaillance (figure 4.26d) suggère une croissance de la cavité jusqu'au recouvrement de l'interface Cu/SiO₂. Une coupe FIB-SEM transversale des grands maillons après défaillance permettrait de conclure. La coupe (c) effectuée dans les vias des

Tableau 4.5 – Produit jL des petits et grands maillons pour les deux conditions de test d'EM.

	Petit maillon	Grand maillon
L (μm)	3,42	10,26
jL (A.cm^{-1}) - 20 mA	172	517
jL (A.cm^{-1}) - 30 mA	259	776

maillons horizontaux ne révèle aucune cavité. Ce résultat est en accord avec les images FIB-SEM de l'amenée de courant (figure 4.27) et confirme l'hypothèse de la formation préférentielle de défauts dans les maillons les plus longs. Nous nous demandons alors si les cavités présentes dans ces maillons sont responsables de l'augmentation de résistance observée avant la défaillance.

Les plots de collage situés dans les grands maillons représentent 8 % du nombre total de plots que comporte la daisy chain. Si leur résistance augmente par formation d'une cavité, leur proportion est peut-être suffisante pour que la résistance totale de la daisy chain soit impactée. Pour vérifier cette hypothèse, il faudrait connaître le volume et la géométrie des cavités après la phase d'augmentation de résistance afin qu'elles soient facilement observables. Un modèle FEM peut ensuite être établi à partir de ces informations pour calculer la résistance d'un maillon vertical avant et après apparition du défaut. Si les augmentations de résistance théorique et expérimentale concordent, alors la dégradation observée avant la défaillance correspond à la formation de cavités dans les grands maillons.

Les analyses de défaillance de l'amenée de courant et en bord de structure de test ont montré que les petits maillons ne possèdent pas de défauts, excepté celui connecté à l'amenée de courant. La défaillance est donc liée à la position particulière du maillon et à sa géométrie, et non à la fiabilité de l'interconnexion. Nous supposons que les petits maillons sont immuns à l'EM grâce à l'effet Blech. Du fait des dimensions de l'interconnexion, la contrainte mécanique compense le transport de matière. La densité de courant j et la longueur de la ligne L satisfont le critère d'immortalité lorsque :

$$jL < (jL)_c$$

Le produit critique $(jL)_c$, aussi appelé « produit de Blech », dépend de plusieurs paramètres (charge effective, charge élémentaire, volume atomique, ...) [Blech et Herring, 1976]. Pour des interconnexions Cu-SiO₂, le critère d'immortalité est satisfait lorsque le produit de Blech vaut 1500 A.cm⁻¹ [Hau-Riege, 2004]. Pour savoir si les interconnexions avec routage à l'interface de collage remplissent le critère d'immortalité, nous calculons le produit jL pour le petit et le grand maillon (tableau 4.5). Pour le calcul de la densité de courant, nous prenons pour largeur et hauteur de plot $l=3,42 \mu\text{m}$ et $h=580 \text{ nm}$.

Le produit jL est inférieur à 1500 A.cm⁻¹ quelles que soient la taille des maillons et les conditions de test. La daisy chain est donc censée être immortelle, contrairement à ce qui est observé. Nous proposons deux explications à ce phénomène. D'une part, la valeur de $(jL)_c$ dépend des propriétés des matériaux, donc du choix de la technologie et des procédés de fabrication. L'existence de l'interface Cu/SiO₂ abaisse probablement la valeur de $(jL)_c$. D'autre part, dans le grand maillon, la disposition en ligne des vias sur le côté de la ligne de métal, fait que le courant n'occupe pas toute la largeur de la ligne. La valeur de la densité de courant, et par conséquent du critère d'immortalité, sont probablement sous-évalués. À l'avenir, les daisy chains avec routage à l'interface de collage devront être sur une seule ligne afin que les interconnexions aient toutes la même longueur.

Conclusion

Les tests d'électromigration menés sur les daisy chains avec routage à l'interface de collage ont montré que l'interface Cu/Cu reste immune à l'EM. En revanche, l'interface Cu/SiO₂ est identifiée comme chemin de diffusion préférentiel conduisant à la formation de cavités dans les plots de collage par effet réservoir. Ce phénomène se produit dans les maillons les plus longs et à l'amenée de courant. Nous supposons que les défauts localisés dans les grands maillons provoquent une augmentation de la résistance avant que la défaillance ne soit atteinte. L'analyse de défaillance a majoritairement révélé la présence de cavités dans tous les niveaux de l'amenée de courant. Pour cette raison, la localisation du défaut tueur n'a pas été clairement identifiée car il y a compétition entre les plus grands maillons de la daisy chain et l'amenée de courant. Pour cela, un test d'EM a été renouvelé avec une accélération en courant moins élevée.

Les perspectives de cette étude sont l'extraction des paramètres de Black afin de juger la criticité de l'interface Cu/SiO₂ sur la fiabilité des lignes de métal à l'interface de collage.

4.5 Conclusion

Dans ce chapitre, il a été démontré que la diffusion thermique du cuivre dans SiO₂ ne peut pas être détectée par TEM-EDX cette technique d'analyse n'est pas suffisamment précise. L'analyse ToF-SIMS possède la précision requise et aucune trace de cuivre n'a été détectée malgré un recuit de diffusion optimisé. Nous supposons que l'oxyde de cuivre natif agit comme une barrière à la diffusion.

L'étude de la diffusion assistée par champ électrique a d'abord nécessité la fabrication de nouvelles structures de test. En effet, les peignes 3D sont trop espacés si bien que la dégradation du diélectrique apparaît dans des zones plus vulnérables. Une analyse de défaillance a permis de localiser les zones de claquage et de proposer le peigne-serpentin 3D, une structure de test capable de caractériser le diélectrique à l'interface de collage quel que soit le pas d'interconnexion. Les mesures I(V) ont montré un claquage du diélectrique au niveau de la structure de test et mis en évidence deux modes de conduction du courant de fuite. Ces résultats ne traduisent pas une diffusion du cuivre mais que dorénavant, il existe une structure de test capable d'étudier les mécanismes de conduction à l'interface de collage et la contribution potentielle du cuivre.

Le routage à l'interface de collage a été introduit progressivement grâce à l'allongement des plots de collage. Une préparation de surface développée spécifiquement pour compenser l'augmentation locale de densité de cuivre permet un collage robuste. Le rendement de 100 % obtenu avec les tests paramétriques confirme l'absence de zones non collées. D'un point de vue fabrication, il est possible d'intégrer le routage à l'interface de collage pour des plots de collage de dimensions 3,42 μm×3,42 μm, 1,71 μm×5,13 μm et 1,71 μm×8,55 μm. Cependant des études supplémentaires sont nécessaires afin de comprendre le vieillissement de ces nouvelles interconnexions, notamment le rôle de l'interface Cu/SiO₂. Les tests d'électromigration mettent en évidence une compétition entre la création de cavité dans les maillons les plus grands et l'amenée de courant. Dans les deux cas, l'interface Cu/SiO₂ est désignée comme le chemin de diffusion préférentiel.

Chapitre 5

Vers un pas d'interconnexion réduit

Les capteurs d'image sont composés d'une matrice de pixels dont la lecture se fait par ligne et pas colonnes. L'intégration 3D permettrait une nouvelle architecture de pixel pour rendre la lecture individuelle [Millet *et al.*, 2018]. Or, si nous prenons pour exemple les capteurs d'image contenus dans un mobile multifonction, la taille d'un pixel est généralement comprise entre 1 et 2 μm . Le pas d'interconnexion doit être réduit afin d'être inférieur au pas des pixels.

Dans ce dernier chapitre, nous traiterons de la possibilité et la validité du collage hybride Cu-SiO₂ à faible pas d'interconnexion à travers une approche progressive. Nous réaliserons une étude comparative entre les pas 7,2 et 1,44 μm en conservant la même intégration. La préparation de surface est l'étape critique du collage hybride puisqu'elle détermine la qualité de l'interface de collage. La première partie sera dédiée à la vérification de l'optimisation de la préparation de surface compatible avec les plots submicrométriques grâce à des techniques de caractérisation morphologique. Les caractérisations électriques présentées en deuxième partie serviront à déterminer la dépendance de la résistance des interconnexions à leur géométrie. La troisième partie a pour but d'évaluer la robustesse des interconnexions à faible pas de collage par des tests de vieillissement.

5.1 Validation morphologique du collage hybride à faible pas d'interconnexion

5.1.1 Prérequis

5.1.1.1 Impact de la taille des plots de collage sur la microstructure du cuivre

Le mécanisme de collage Cu/Cu est conditionné par la mise en contact des plots de collage par dilatation et diffusion des atomes de cuivre à l'interface de collage et aux joints de grain. Ces deux phénomènes sont directement liés à la microstructure du cuivre. À densités de cuivre égales, la surface de cuivre disponible pour former une interface Cu/Cu est indépendante du pas de collage. En revanche le rétrécissement des plots de collage peut réduire la taille des grains [Carreau *et al.*, 2007], et par conséquent la qualité du collage.

Nous cherchons donc à connaître la relation entre la taille des plots de collage, la taille des grains de cuivre et leur orientation. Ces informations peuvent être obtenues par diffraction des électrons rétrodiffusés (*electron backscatter diffraction* - EBSD). Cette technique cristallographique permet, entre autres, de réaliser une cartographie 2D de l'orientation cristalline des matériaux polycristallins. Quatre analyses sont menées sur une plaque CPM6 avant collage, une pour chaque largeur de plot de collage : 0,3 – 0,5 – 1 – 2 μm . Les images SEM de la surface de

collage et les figures de pôle inverses sont représentées en figure 5.1.

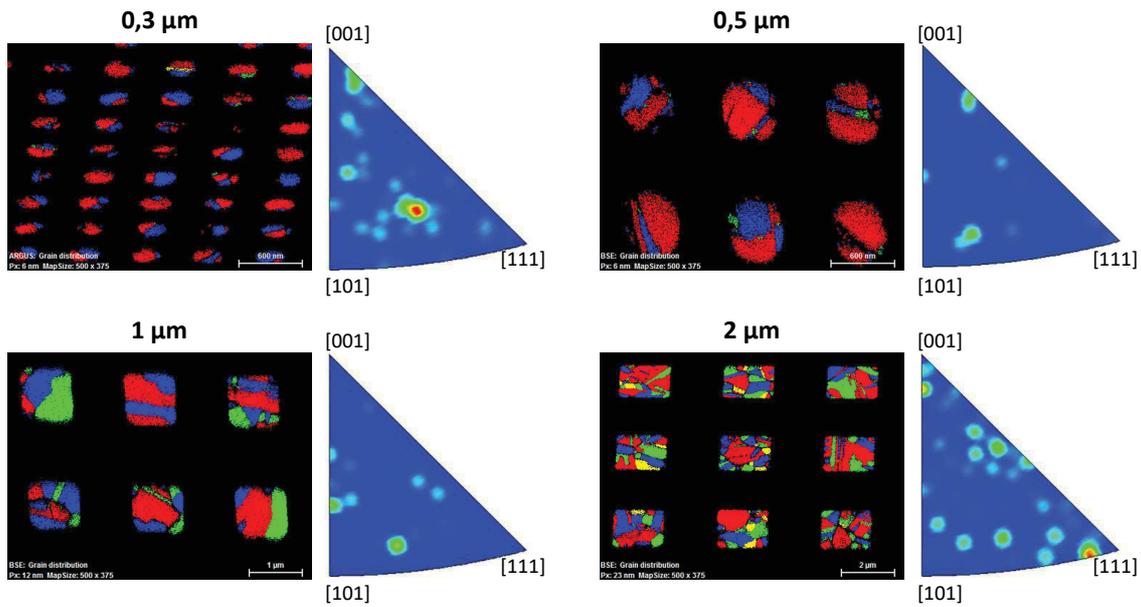


FIGURE 5.1 – Image SEM et figures de pôle inverses obtenue par analyse EBSD d'une plaque CPM6 avant collage. L'axe des figures de pôle inverses correspond à la normale de la surface analysée.

Les grains sont colorisés afin de les distinguer mais les couleurs n'ont aucun lien avec leur orientation cristalline. Cette information est donnée par les figures de pôle inverses. Les points rouges correspondent aux orientations cristallines situées dans le plan de la surface de collage. Les figures de pôle sont toutes différentes et ne présentent pas de motifs particuliers. Ainsi les plots de cuivre ne présentent pas d'orientation préférentielle, quelle que soit leur taille. En revanche, nous devinons à partir des images SEM un changement de taille et de nombre de grains. Ces deux grandeurs sont obtenues à l'aide d'un logiciel analyse d'image. La taille moyenne des grains et le nombre de grains moyen par plot de collage sont représentés en figure 5.2.

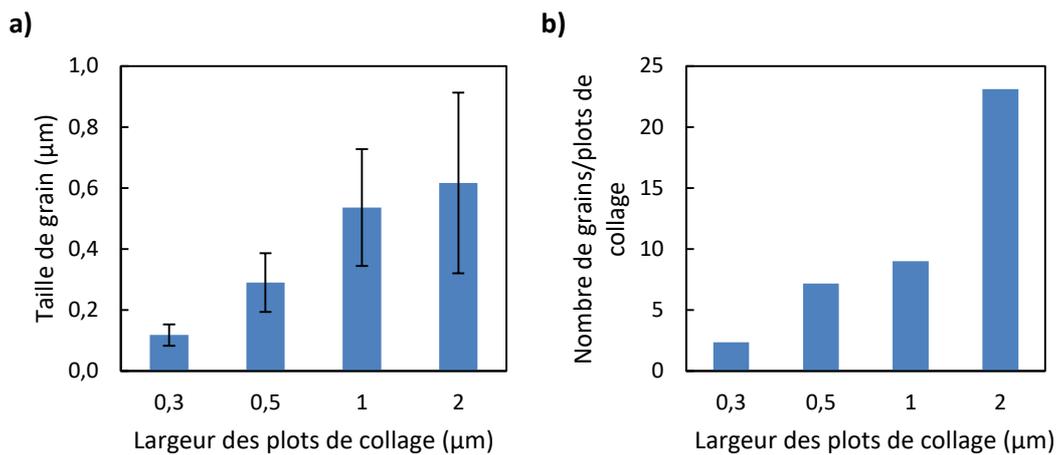


FIGURE 5.2 – Analyse statistique de la taille moyenne et du nombre de grains de cuivre par plot de collage. Les barres d'erreur correspondent à l'écart-type.

La taille moyenne des grains pour les largeurs 2 et 0,3 μm sont respectivement 617 et 118 nm (figure 5.2a). Cette diminution est tout à fait normale puisqu'elle se produit aussi dans les autres niveaux du BEOL. Il n'existe pas de relation entre la taille des grains et le coefficient de dilatation du cuivre. En revanche, la dilatation est d'autant plus faible que le volume de métal est petit. Réduire la taille des plots limiterait ainsi la mise en contact des plots lors du

recuit de collage. Le nombre de grains par plot de collage diminue également. Nous comptons en moyenne 23 grains pour un plot de largeur 2 μm contre seulement 2,4 grains pour un plot de largeur 0,3 μm (figure 5.2b). Cela s'accompagne d'une diminution du nombre de joints de grains, c'est-à-dire du nombre de chemin de diffusion du cuivre à l'interface Cu/Cu.

Nous concluons de cette analyse EBSD qu'en théorie, le passage à un faible pas d'interconnexion n'est pas favorable au mécanisme de collage hybride avec dishing des plots de cuivre.

5.1.1.2 Impact de la taille des plots sur la topographie des plots

La préparation de surface est une étape critique du collage hybride car elle conditionne la qualité du collage. L'approche développée par le CEA-LÉTI et STMicroelectronics prévoit un léger retrait du cuivre par rapport à la surface de l'oxyde de silicium. La mise en contact des plots se fait par dilatation du cuivre lors du recuit de collage [Di Cioccio *et al.*, 2011]. Selon E. Beyne, cette approche n'est plus valable pour des plots sub-micrométriques en raison de la dilatation limitée par la taille des plots [Beyne *et al.*, 2017]. Durant sa thèse, C. Sart a développé un modèle de fermeture des plots de collage prenant en compte les déformations plastiques et élastiques du cuivre [Sart, 2019](chapitre 2). Grâce à ce modèle, il est possible d'estimer le taux de fermeture de plots pour plusieurs largeurs et plusieurs dishings. La figure 5.3 présente les résultats obtenus pour un recuit standard de 400 °C pendant 2 h, et à hauteur de plot constante. Les pas d'interconnexion 7,2 et 1,44 μm sont représentés car ils correspondent respectivement au pas dont le procédé a déjà été validé [Lhostis *et al.*, 2016], et au pas minimal visé avec les véhicules de test HARMONY et H1A.

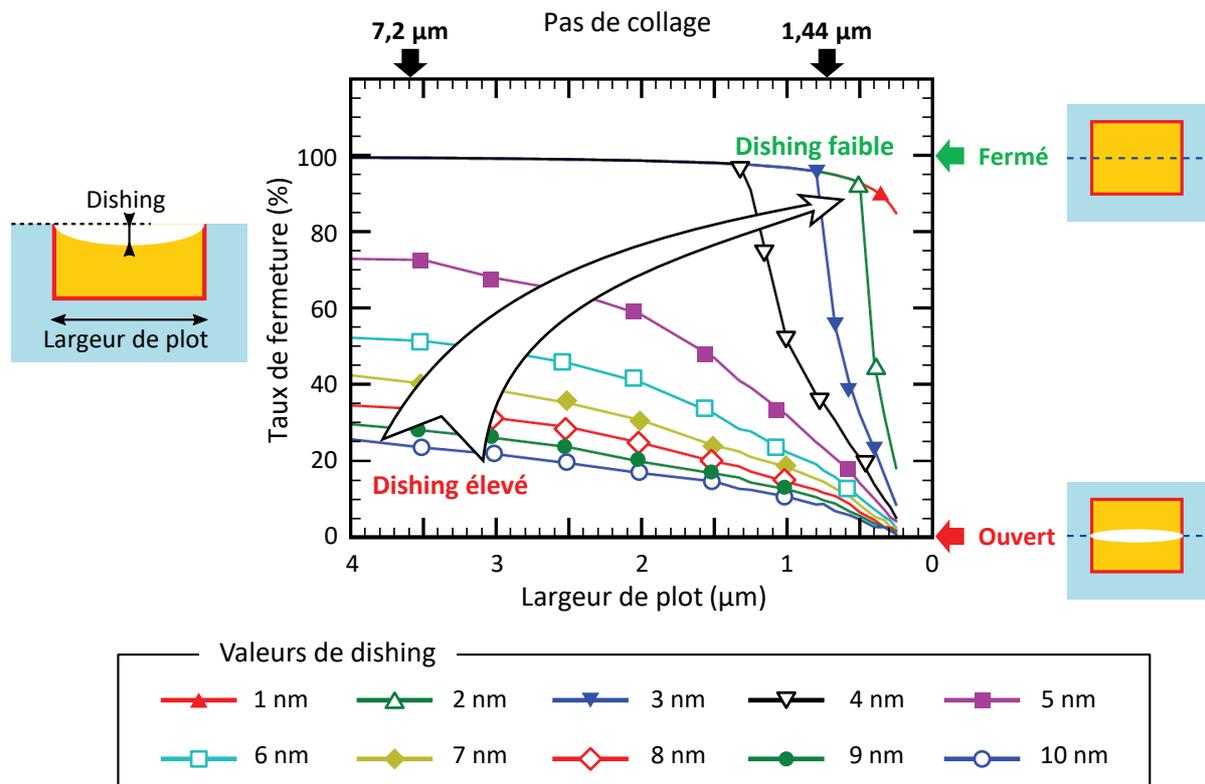


FIGURE 5.3 – Fermeture de l'interface Cu/Cu après recuit 400°C-2h obtenue par simulation éléments finis thermomécanique pour différents dishings et largeurs de plot de collage et recuit de collage 400°C-2h. La flèche indique l'évolution du maximum de taux de fermeture pour la plus petite largeur de plot, à dishing constant.

Les résultats de simulation sont en accord avec ceux de E. Beyne. En effet, à dishing égal, la diminution de taille des plots de collage entraîne une réduction du taux de fermeture de

l'interface Cu/Cu. Les plots les plus larges ($> 1,5 \mu\text{m}$) constituent un volume de cuivre plus important favorisant la dilatation, d'où un taux de fermeture plus élevé. Cet effet peut être compensé en abaissant la profondeur du dishing. À dishing égal, il est possible que la fermeture de l'interface des plots de pas de $7,2 \mu\text{m}$ soit totale, tandis que les plots de pas $1,44 \mu\text{m}$ auront un taux de fermeture d'environ 40 %. La diminution de la taille des plots limite leur dilatation et donc la fermeture de l'interface Cu/Cu. Il apparaît nécessaire de réduire le dishing à une valeur imposée par les plus petits plots du véhicule de test. Dans le cas de véhicules de test à pas d'interconnexion multiples, tels que HARMONY et H1A, une optimisation de la préparation de surface est donc impérative.

5.1.2 Optimisation de la préparation de surface

L'étape de polissage mécano-chimique (*chemical mechanical polishing* - CMP) intervient dans la préparation de surface. Elle permet d'une part de compenser la topologie engendrée par le BEO, et d'autre part, d'introduire le retrait du cuivre par rapport au SiO_2 . La profondeur du dishing peut être réduite en ajustant les paramètres de CMP. Cependant pour un véhicule de test à pas multiple, le procédé peut être adapté pour une unique taille de plots. Il a été montré que suivant le type de polissage, le dishing est susceptible d'augmenter avec la largeur des plots [Jouve *et al.*, 2017]. Une préparation de surface a été spécialement développée par l'équipe CMP du CEA-LÉTI afin de supporter les différentes largeurs de plots. La surface d'HARMONY a été préparée suivant ce procédé puis analysée par microscopie à force atomique (*atomic force microscopy* - AFM). Les profils de profondeur obtenus (figure 5.4) ont été réalisés dans une zone contenant à la fois des plots de $3,6$ et $0,72 \mu\text{m}$ de large, soit des pas de collage de $7,2$ et $1,44 \mu\text{m}$.

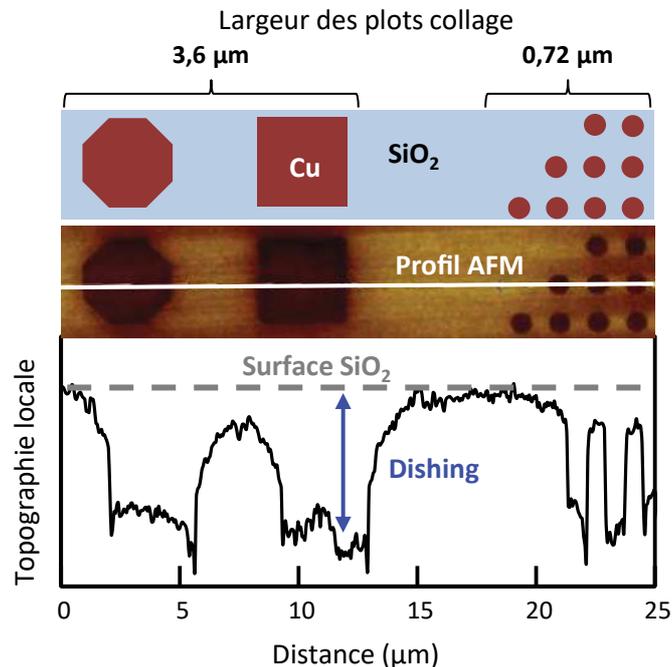


FIGURE 5.4 – Cartographie AFM 2D de la surface d'une plaque HARMONY dans une zone comprenant des plots de $3,6$ et $0,72 \mu\text{m}$ de large. La ligne blanche indique la localisation du profil de profondeur.

Le profil AFM traverse deux plots larges et trois petits plots de collage. Le niveau du cuivre se situe au-dessous du niveau de SiO_2 . Il y a donc dishing des plots de cuivre. La profondeur n'est pas précisée pour des raisons de confidentialité. Nous pouvons cependant ajouter que le niveau de cuivre est le même quelle que soit la largeur du plot.

Grâce à l'optimisation de la préparation de surface, le collage hybride, et est compatible avec

une intégration à pas multiple de pas d'interconnexion minimal $1,44\ \mu\text{m}$. Les plaques peuvent à présent être collées.

5.1.3 Fermeture de l'interface de collage

5.1.3.1 Collage plaque-à-plaque

Après optimisation de la préparation de surface, les plaques possédant des plots de pas de collage $1,44\ \mu\text{m}$ sont collées à température ambiante. Bien que la largeur des plots de collage n'est pas censée perturber l'onde de collage [Sart *et al.*, 2016], le procédé de collage utilisé diffère des plaques de pas d'interconnexion de $7,2\ \mu\text{m}$. Les plaques de faible pas d'interconnexions sont collées par un équipement possédant une précision d'alignement de $200\ \text{nm}$. La validation du procédé de collage se fait par microscopie acoustique (*scanning acoustic microscopy* - SAM) et le critère d'acceptation est l'absence de zones non-collées.

Deux véhicules de test sont analysés : HARMONY afin de valider le collage hybride à faible pas de collage ($1,44\ \mu\text{m}$) et H1A afin de valider le collage hybride à faible pas d'interconnexion. Nous rechercherons des défauts à l'échelle de la plaque et des champs pour identifier les potentielles zones préférentielles de formation de défauts (figure 5.5).



FIGURE 5.5 – Images SAM des plaques HARMONY et H1A avec zoom sur un champ. Les analyses sont réalisées après recuit de collage 400°C -2h.

Les images acoustiques des plaques apparaissent plus ou moins sombres en raison des variations de densité du cuivre grâce auxquelles il est possible de repérer les zones de pas d'interconnexion différents. La résolution latérale du microscope acoustique utilisé est de $50\ \mu\text{m}$. Aucun défaut en-dessous de cette taille n'est visible, ni à l'échelle d'une plaque, ni à l'échelle d'un champ. Ce résultat est valable pour les deux véhicules de test et quel que soit le pas d'interconnexion. Ainsi, le rétrécissement des plots de collage et la présence simultanée de plusieurs pas d'interconnexion n'empêche pas la propagation de l'onde de collage. Cependant, le pas d'interconnexion est inférieur à la limite de résolution du SAM d'un ordre de grandeur. Des plots de cuivre qui ne seraient pas en contact ne sont pas détectables.

Le procédé de collage hybride est compatible avec des pas de collage et d'interconnexion réduits. Notre conclusion se limite à la plaque et aux puces à cause de la résolution latérale du SAM largement supérieure à la largeur des plots de cuivre. Une analyse complémentaire de l'interface Cu/Cu est nécessaire pour valider entièrement la préparation de surface. D'autres méthodes d'analyses sont donc requises pour étudier la fermeture de l'interface Cu/Cu.

5.1.3.2 Qualité de l'interface Cu/Cu

Après collage, les véhicules de test subissent un recuit de collage standard de 2 heures à 400 °C. Nous cherchons à évaluer l'effet de ce recuit sur la fermeture de l'interface de collage, et en particulier la reconstruction de l'interface Cu/Cu. Pour cela, des micro-sections sont prélevées par ablation ionique au niveau des interconnexions YinYang et HARMONY afin d'être examinées par TEM. Les figures 5.6 et figure 5.7 présentent les images TEM de l'empilement des deux véhicules de test ainsi que des grossissements des interconnexions.

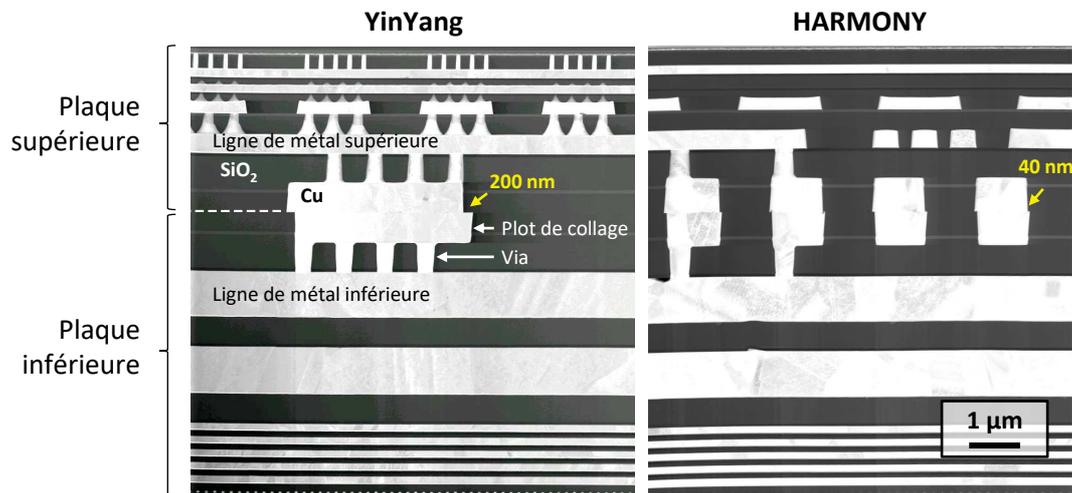


FIGURE 5.6 – Images TEM des empilements YinYang et HARMONY vus en coupe après recuit de collage 400°C-2h.

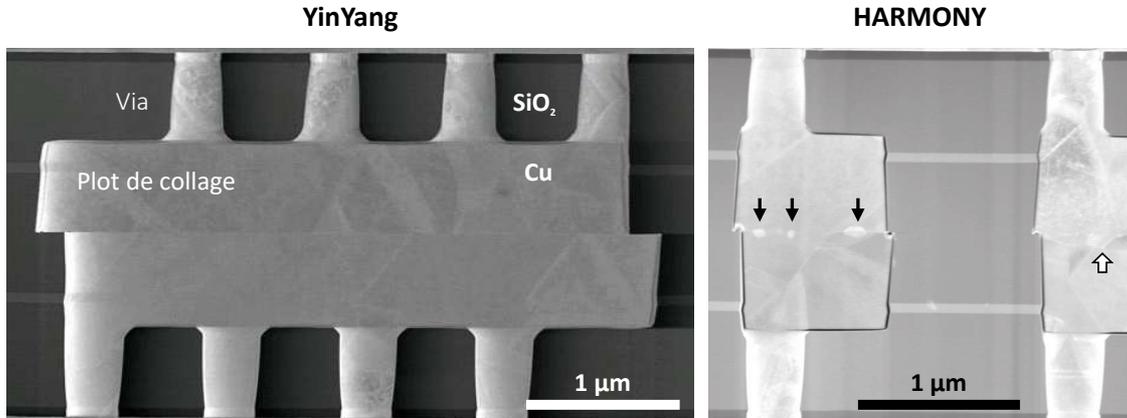


FIGURE 5.7 – Images TEM d'interconnexions YinYang et HARMONY vues en coupe après recuit de collage 400°C-2h. L'interface Cu/Cu des plots HARMONY présente des cavités (flèches noires) et interpénétration des grains de cuivre (flèche blanche).

Les quatre niveaux de métal de la plaque supérieure et sept niveaux de la plaque inférieure sont facilement reconnaissables. Les désalignements plaque-à-plaque de YinYang et de HARMONY, dans les motifs analysés, sont respectivement 200 et 40 nm. Dans les deux cas, l'interface de collage dans l'oxyde de silicium n'est pas distinguable ce qui confirme la fermeture de l'interface SiO₂/SiO₂. Quant au cuivre, les plots de collage YinYang sont en contact mais aucune interpénétration des grains n'est visible. L'observation de ce phénomène n'est pas systématique et dépend du lieu de la coupe. Il en est de même pour les cavités issues de la reconstruction de l'interface Cu/Cu (2.1.3). En revanche elles sont visibles sur les interconnexions HARMONY. Leur longueur est de 55, 82 et 147 nm. Les bonding voids et l'interpénétration des grains vue sur l'interconnexion voisine témoignent d'une reconstruction de l'interface Cu/Cu.

Leur taille allant de la dizaine à la centaine de nanomètres est en accord avec les cavités visibles dans les plots de $3,6\ \mu\text{m}$ de largeur précédemment étudiés. Leur nombre ne peut être estimé à partir d'une seule coupe TEM. Une analyse STEM est réalisée sur une lame prélevée dans le plan de l'interface de collage d'une plaque HARMONY (figure 5.8). Trois plots de collage sont caractérisés par champ sombre annulaire (*high-angle annular dark-field imaging* - HAADF).

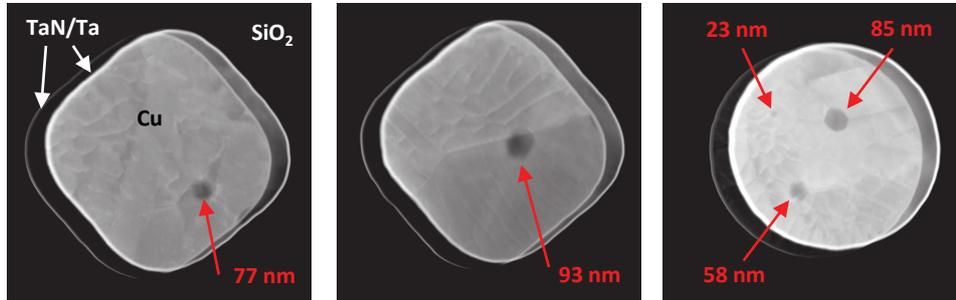


FIGURE 5.8 – Image STEM-HAADF de la zone de contact Cu/Cu des plots de collage du véhicule de test HARMONY après recuit de collage 400°C -2h. Les cavités sont indiquées par les flèches rouges. La largeur théorique des plots de collage carrés et ronds est de $0,72\ \mu\text{m}$.

Dans ce mode d'imagerie, les éléments de numéro atomique élevé apparaissent blancs. Les contours des plots de collage, carrés ou ronds, sont facilement identifiables grâce au tantale ^{73}Ta . Les barrières TaN/Ta des plots de collage supérieur et inférieur sont visibles en raison du désalignement des plots. Les cavités situées à l'interface de collage sont des taches sombres qui traduisent l'absence de matière. Le nombre de cavités de taille supérieure à $20\ \text{nm}$ varie entre un à trois par plot de collage. Ces cavités atteignent $93\ \text{nm}$, ce qui est en accord avec les observations TEM transversales des plots de $0,72\ \mu\text{m}$ de largeur (figure 5.7), mais aussi de $3,6\ \mu\text{m}$ (2.1.3.1). Nous supposons donc que le mécanisme de collage hybride est inchangé pour les plots de pas de collage de $1,44\ \mu\text{m}$.

La préparation de surface et le procédé de collage conduisent à la formation d'une interface Cu/Cu de bonne qualité morphologique pour le pas de collage $1,44\ \mu\text{m}$. La fonctionnalité des interconnexions sera examinée par caractérisation électrique.

Conclusion

La réduction de la taille des plots est a priori défavorable au collage hybride car elle limite la dilatation des plots de cuivre et diminue la densité de joints de grains, entraînant ainsi la mise en contact des plots de collage et l'interdiffusion du cuivre. Grâce à l'optimisation de la préparation de surface, le mécanisme de collage opère toujours pour une intégration à pas d'interconnexion multiple de minimum $1,44\ \mu\text{m}$, après recuit de collage 400°C -2h. L'interface Cu/Cu présente des cavités de quelques dizaines de nanomètres caractéristiques de la reconstruction de l'interface Cu/Cu.

5.2 Validation électrique du collage hybride à faible pas d'interconnexion

La validation électrique du collage hybride consiste à vérifier que les interconnexions sont isolées électriquement, autrement dit qu'il n'y a pas de fuite de courant dans le SiO_2 , et qu'elles conduisent le courant sans introduire une résistance électrique anormalement élevée.

5.2.1 Caractérisation électrique des daisy chains à faible pas de collage

5.2.1.1 Isolation électrique des interconnexions à faible pas de collage

Dans le chapitre 4, nous avons vu que les interconnexions sont isolées et qu'une tension d'une centaine de volts appliquées à une structures peigne provoque un claquage dans le BEOL. Ces tests ont été réalisés sur le véhicule de test YinYang. Nous décidons de reproduire l'expérience sur le véhicule de test HARMONY. L'espace entre les plots de collages polarisés a la même largeur mais il contient des plots de collage non connectés (figure 5.9a). Nous craignons qu'en cas de désalignement, ces plots introduisent du cuivre à l'interface de collage, induisant ainsi une fuite de courant entre les interconnexions.

L'isolation des peignes est déterminée par tests paramétriques. Une différence de potentiel de 3,3 V est appliquée aux 71 peignes 3D PP30k-3,6 μ m-16vias et PP30k-0,72 μ m-6plots des véhicules de test YinYang et HARMONY. Ces structures possèdent un maximum de plots de collage de sorte à tester une plus grande surface (1,4 mm²/structure). Le courants de fuite sont représentés en fonction de l'espacement des peignes en figure 5.9b. Les peignes sont considérés isolés lorsque le courant de fuite est inférieur à 10⁻⁶ A.

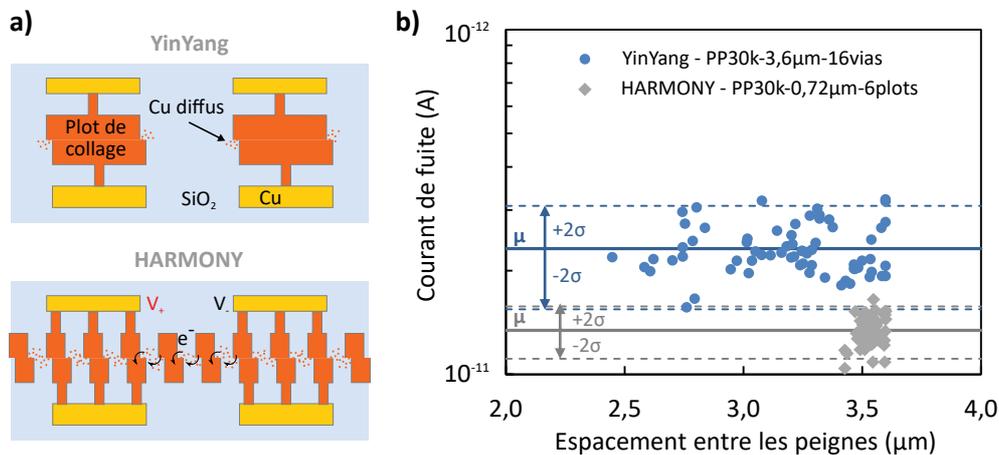


FIGURE 5.9 – a) Conduction électrique possible entre les peignes 3D HARMONY assistée par diffusion du cuivre. b) Courant de fuite mesuré sur des peignes 3D PP30k-3,6 μ m-16vias (YinYang) et PP30k-0,72 μ m-6plots (HARMONY) en fonction de la distance de séparation des peignes.

La distribution des courant de fuite d'HARMONY est plus resserrée que celle de YinYang car leurs procédés de collage respectifs ont une précision d'alignement de 200 nm et 1,8 μ m. Le courant de fuite dans les peignes PP30k-3,6 μ m-16vias atteint 10⁻⁸ A pour les quatre puces les plus au centre de la plaque YinYang. Ces valeurs sont inférieures à 10⁻⁶ A donc les structures ne sont pas considérées comme défailtantes. Une analyse des résultats de test paramétriques sur les plaques du même lot, non montrée ici, révèle un courant de fuite semblable dans les autres types de peigne, pour les quatre mêmes puces. Nous en déduisons qu'il ne s'agit pas d'une erreur de mesure. En raison du caractère systématique de la mesure, nous excluons ces résultats de l'analyse statistique (tableau 5.1).

L'analyse des résultats des tests paramétriques montre que le courant de fuite est de l'ordre de 10⁻¹¹ A et appartient à l'intervalle $[\mu - 2\sigma; \mu + 2\sigma]$ pour 96 % des puces YinYang et 94 % des puces HARMONY. Le courant de fuite est donc indépendant du désalignement et suffisamment faible pour considérer les interconnexions isolées électriquement. Ce résultat est en accord avec les résultats de tests paramétriques sur peignes-serpentins pour lesquels les interconnexions ont été isolées malgré un espacement de l'ordre du nanomètre, et des plots de collage entièrement désalignés. Des mesures I-V sur les peignes 3D HARMONY présentent un intérêt, celui de

Tableau 5.1 – Résultats des mesures d’isolation des interconnexions à faible pas de collage par tests paramétriques.

Véhicule de test	Structure de test	Courant de fuite moyen, μ (A)	Écart-type, σ (A)	Population dans l’intervalle	
				Population	$[\mu - 2\sigma; \mu + 2\sigma]$
YinYang	PP30k-3,6 μ m-16vias	$2,3 \times 10^{-12}$	4×10^{-12}	67 puces	96 %
HARMONY	PP30k-0,72 μ m-6plots	$1,3 \times 10^{-12}$	1×10^{-12}	71 puces	94 %

déterminer si la présence de plots de collage entre les peignes changent la zone de claquage du diélectrique. Nous avons choisi de nous limiter notre étude aux tests paramétriques.

Nous concluons que la présence de plots de collage entre les interconnexions ne favorise pas l’établissement d’un courant de fuite. Les interconnexions à faible pas de collage sont donc isolées. Sachant qu’aucun court-circuit n’est possible dans le diélectrique, nous pouvons procéder à la mesure de résistance électrique des interconnexions.

5.2.1.2 Résistance électrique des interconnexions à faible pas de collage

Les structures de test utilisées sont des daisy chains de 30 000 interconnexions afin de tester un maximum d’interconnexions. Si une résistance électrique est mesurable, alors tous les plots de collage sont collés. Il aurait été intéressant de comparer des structures de test différant uniquement par la taille des plots de collage. De telles structures n’existent que pour des chaînes de 100 interconnexions. Les daisy chains les plus ressemblantes sont les DC30k-3,6 μ m-4vias et DC30k-0,72 μ m-6plots. Leur résistance est mesurée sur les 71 puces d’une plaque YinYang et de cinq plaques HARMONY. Les tests dits « tests paramétriques », sont réalisés de manière automatique en salle blanche et utilisent la méthode quatre-pointes. De cette manière nous pouvons calculer la résistance moyenne d’une interconnexion :

$$R_{interco} = \frac{\text{résistance de la daisy chain}}{\text{nombre d’interconnexions}} \quad (5.1)$$

Les distributions cumulées de $R_{interco}$ et les cartographies associées sont représentées en figure 5.10. La résistance théorique R_{FEM} des interconnexions est également indiquée. Elle sert de référence afin d’identifier les valeurs $R_{interco}$ anormalement élevées. Elle est obtenue par méthode des éléments finis (*finite element method* - FEM). Le modèle numérique utilisé (2.3.2) utilise comme paramètres géométriques les dimensions mesurées à partir d’images TEM (figure 5.6) et du dessin des masques de lithographie.

Sur une plaque YinYang, le rendement des DC30k-3,6 μ m-4vias est de 100 %. Le rendement des DC30k-0,72 μ m-6plots est également de 100 % pour les cinq plaques HARMONY. Pour faciliter la lecture des résultats, la distribution de résistance d’une plaque est représentée. Toutes les structures de test sont fonctionnelles donc la totalité des plots est connectée quelle que soit leur largeur. Les deux distributions montrent une dispersion au-delà de 86 % de la population. D’après les cartographies de résistances, ces points correspondent aux puces en bord de plaque. Ce phénomène est attribué une variation du diamètre des vias induite par le procédé de gravure [Lhostis *et al.*, 2016]. Grâce à la méthode développée dans la partie 2.3.1.4, la population peut être séparée en deux. Nous utiliserons la population de centre plaque afin de calculer la résistance moyenne d’une interconnexion, R_{exp} , et la comparer avec la résistance théorique R_{FEM} . Les résultats obtenus sont rassemblés dans le tableau 5.2.

Les résistances d’interconnexion moyennes des daisy chains DC30k-3,6 μ m-4vias et DC30k-0,72 μ m-6plots sont respectivement $204,9 \pm 4,7$ m Ω et $160,0 \pm 5,4$ m Ω , à 1σ près. La résistance

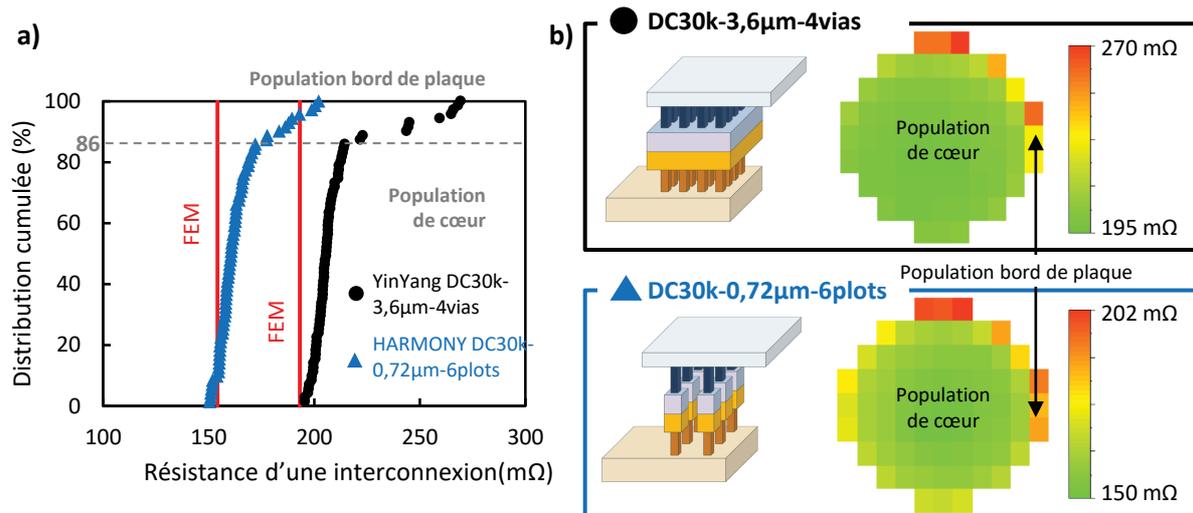


FIGURE 5.10 – (a) Distribution de résistance des interconnexions de daisy chains DC30k-3,6µm-4vias (YinYang) et DC30k 0,72µm 6plots (HARMONY). (b) À chaque distribution sont associés le schéma de l'interconnexion et la cartographie de la résistance.

Tableau 5.2 – Résultats de mesure et simulation d'interconnexions de pas de collage 7,2 et 1,44 µm.

Véhicule de test	YinYang	HARMONY	YinYang	HARMONY
Structure de test	DC30k-3,6µm-4vias	DC30k-0,72µm-6plots	DC100-3,6µm-1via	DC100-0,72µm-1plot
R_{exp} (mΩ)	205	160	714	737
Écart-type, σ (mΩ)	4,7	5,4	49,3	34,5
R_{FEM} (mΩ)	193	154	622	668
Écart relatif (%)				
$\frac{R_{exp}-R_{FEM}}{R_{FEM}}$	6	3,8	14,7	10,3

moyenne des structures YinYang est supérieure à celle des structures HARMONY car elles comptent moins de vias par interconnexions : huit au total pour les DC30k-3,6µm-4vias contre douze pour les DC30k-0,72µm-6plots. Ces valeurs sont en accord avec la résistance théorique. En effet, les écarts relatifs sont respectivement 6,0 et 3,8 %. La totalité des interconnexions sont conductrices et leur résistance est proche de celle prévue par la simulation. Ainsi nous pouvons valider le collage hybride à faible pas de collage.

L'écart relatif de DC30k-0,72µm-6plots est plus faible que pour DC30k-3,6µm-4vias. Ce qui signifie que le modèle FEM décrit mieux les interconnexions possédant six plots de collage et un via par plot. Le modèle est déterministe donc les paramètres de simulation conduisent à une seule résistance théorique. Ainsi, l'écart entre le modèle et l'expérience provient donc de la résistance moyenne issue des mesures électriques dont la valeur varie suivant le diamètre des vias le désalignement. La sensibilité de la résistance à ces deux facteurs dépend de la géométrie des interconnexions, or les deux structures étudiées présentent des géométries différentes. Nous voulons savoir si l'écart entre $R_{interco}$ et R_{exp} est imputable au diamètre des vias ou à la largeur des plots de collage.

Pour répondre à cette question, nous disposons de structures de tests dont la seule variable est la largeur des plots de collage. Il s'agit des structures DC100-3,6µm-1via et DC100-0,72µm-1plot respectivement embarquées sur les véhicules de test YinYang et son fix HARMONY. Les lignes de métal sont identiques. Les daisy chains comportent un via par plot de collage et un plot par interconnexion. Cette configuration permet de maximiser les effets liés au via et de s'affranchir de ceux du désalignement (2.3.4.1). La résistance des structures est mesurée par tests paramétriques

pour ensuite tracer les distributions de résistance des interconnexions (figure 5.11). Les valeurs R_{exp} et R_{FEM} sont comparées dans le tableau 5.2.

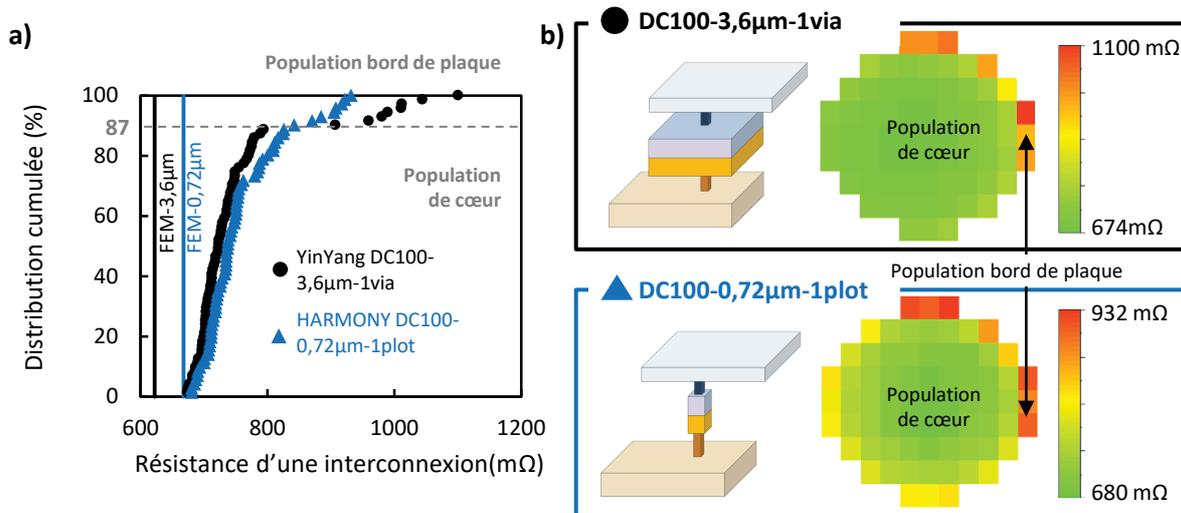


FIGURE 5.11 – Distribution de résistance des interconnexions de daisy chains DC100-3,6µm-1via (YinYang) et DC100-0,72µm-1plot (HARMONY) après recuit de collage 400°C-2h. À chaque distribution est associée le schéma de l'interconnexion et la cartographie de la résistance.

Les deux distributions atteignent 100 % de rendement, confirmant ainsi l'efficacité du collage hybride à faible pas de collage. Elles sont quasiment superposées jusqu'à 73 % où une légère séparation débute. Puis elles sont complètement dissociées à partir de 87 %. Cette valeur correspond au seuil permettant différencier la population de puces situées au centre de la plaque de celles situées en bord de plaque. Ce résultat est confirmé par les cartographies de résistance électrique. Les puces HARMONY correspondant à l'intervalle [73 % ; 87 %] de la distribution sont également situées en bord de plaque mais l'augmentation de résistance est de seulement 2,4 % et la distribution reste resserrée. Le coefficient de variation sur cet intervalle vaut 1,9 %. Pour ces raisons nous compterons ces puces parmi la population de cœur afin de calculer la résistance moyenne R_{exp} d'une interconnexion. L'écart relatif entre les R_{exp} des interconnexions HARMONY et YinYang est :

$$\frac{737 - 714}{714} \approx 3,2 \%$$

Les valeurs R_{FEM} des interconnexions YinYang et HARMONY sont respectivement 628 et 662 mΩ, soit un écart relatif de 5,4 %. Les résultats expérimentaux sont en accord avec la théorie car dans les deux cas, les daisy chains à faible pas de collage sont plus résistives. Cependant la résistance est plus sensible aux variations de procédés, notamment l'épaisseur des niveaux de métal, nous pouvons considérer que 3,2 % d'écart de résistance entre les deux interconnexions est négligeable. Ainsi, la réduction de la largeur des plots de collage n'affecte pas la résistance des interconnexions. Les écarts relatifs entre R_{exp} et R_{th} pour les structures de test DC100-3,6µm-1via et DC100-0,72µm-1plot sont respectivement 14,7 et 10,3 %. Ce résultat s'ajoute à ceux du paragraphe précédent pour former la tendance : moins une interconnexion possède de vias, et moins le modèle éléments finis est adapté. L'erreur est moindre lorsque l'interconnexion compte plusieurs vias car leur résistance équivalente est plus faible. L'écart provient donc de la modélisation du via.

Les tests électriques réalisés sur les daisy chains à un via confirment la validation du collage hybride à faible pas de collage. Les distributions de résistance électrique sont similaires donc réduire la taille des pots de collage à 720 nm de large n'impacte pas la résistance des intercon-

nexions. Ces résultats constituent un premier pas vers la validation du collage hybride à faible pas d'interconnexion. Cependant, les plots de collage dotés d'un unique via augmentent la sensibilité de la résistance des interconnexions, en particulier en bord de plaque. Proposer un modèle de via plus proche de la réalité permettrait d'établir des spécifications prenant en compte les procédés de gravure et prédire quel pas d'interconnexion est atteignable grâce aux procédés de fabrication existants.

5.2.2 Impact de la géométrie du via

Dans les simulations FEM réalisées jusqu'à présent, les vias sont modélisés par des cylindres dont la résistance dépend de la résistivité du cuivre, de la hauteur et du diamètre du cylindre. Les deux premiers paramètres sont supposés constants. En effet, les vias sont réalisés suivant le même dépôt de cuivre donc ils possèdent tous les mêmes propriétés conductrices. De plus, les vias ont un diamètre de l'ordre de la centaine de nanomètres qui varie de quelques dizaines de nanomètres. Cette plage de variation n'est pas suffisante pour provoquer une augmentation de résistivité de 10 % [ITR, 2007]. La hauteur des vias est également supposée constante. La dépendance de la résistance au diamètre des vias a été établie par modèle analytique supposant la hauteur de via constante [Lhostis *et al.*, 2016]. De plus, cette dernière n'agit pas sur la résistance au premier ordre car R_{FEM} a été calculé à partir de la hauteur du via mesurée à partir d'une coupe TEM, tandis que le diamètre provient du dessin des masques de lithographie.

Dans le but de modéliser les vias plus fidèlement, une série de simulations FEM est réalisée en prenant comme variable d'entrée le diamètre des vias directement mesuré sur le véhicule de test M3EM. Ces valeurs sont obtenues par analyse SEM de la plaque après développement à l'étape de lithographie, et avant gravure (figure 5.12a). Pour chaque puce, le diamètre d'un via de référence est mesuré automatiquement par analyse d'image. Ces mesures sont ensuite injectées dans le logiciel de simulation pour une étude paramétrique. L'interconnexion modélisée est une daisy chain DC100-3,6 μ m-16vias et sa résistance R_{FEM} est calculée pour chaque diamètre de via. La résistance $R_{interco}$ des interconnexions de la même structure de test est obtenue par l'équation (5.1). La résistance des daisy chains est mesurée par tests paramétriques sur la plaque ayant servi aux mesures de diamètre. Les distributions R_{exp} et R_{FEM} sont comparées sur la figure 5.12b.

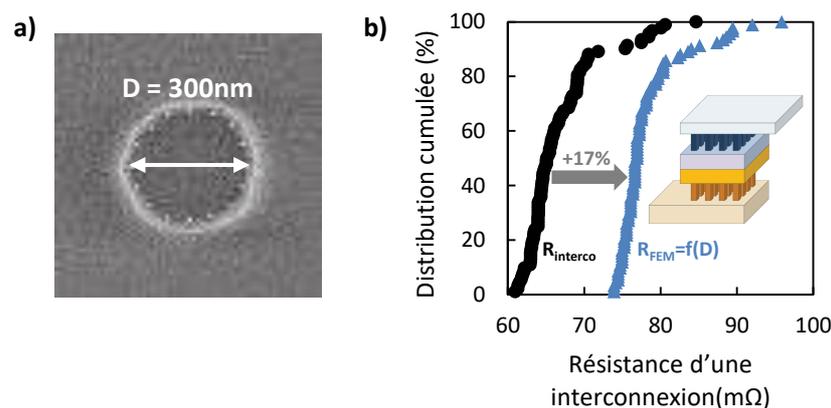


FIGURE 5.12 – (a) Exemple d'image SEM d'un via avant gravure. (b) Distributions cumulées des résistances expérimentales ($R_{interco}$) et théoriques (R_{FEM}) d'une interconnexion DC100-3,6 μ m-16vias.

Le calcul de la résistance théorique en fonction du diamètre réel permet de retrouver la même allure de distribution que la résistance expérimentale, en particulier la queue de distribution. Ce résultat confirme que la variation de résistance est causée par la variabilité du procédé de gravure des vias. Contrairement aux structures DC100-3,6 μ m-1via et DC100-0,72 μ m-1plot

étudiées précédemment (5.2.1.2), R_{FEM} est supérieure à R_{exp} . Cela vient du fait que le diamètre des via mesuré sur plaque est inférieur au diamètre des via des masques de lithographie. C'est écart n'a rien d'anormal, il est causé par les variations du procédé de lithographie (épaisseur de résine photosensible et mise au point du motif à insoler). Ainsi la résistance R_{FEM} calculée à partir de dessin est sous-estimée. Cependant, les distributions R_{exp} et R_{FEM} sont séparées d'un écart d'environ 17 %, qu'il s'agisse des puces en centre ou en bord de plaque. Tous les paramètres, à l'exception de la largeur des lignes de métal et des plots de collage, sont issus de caractérisations électriques et morphologiques. C'est écart remet donc en question le choix du cylindre pour la modélisation du via.

L'intersection d'un cylindre et d'un plan parallèle à l'axe du cylindre est un rectangle (figure 5.13). Si les vias sont cylindriques, alors ils apparaîtraient rectangulaires sur les images de coupe d'interconnexions. Or les images SEM et TEM montrent des vias trapézoïdaux (figure 2.17) qui indiquent une géométrie conique tronquée (figure 5.13). Si la forme conique est avérée, nous pouvons supposer qu'elle est à l'origine du manque de précision du modèle FEM. Pour valider cette hypothèse, la morphologie et les dimensions des vias sont déterminées par FIB-SEM 3D. Une analyse 2D n'est valable uniquement si le plan de coupe contient l'axe du via. L'analyse est pratiquée sur des interconnexions de deux daisy chains DC100-0,92 μ m-9plots prélevées en centre et bord de plaque HARMONY et dont les résistances respectives sont 116,7 et 241,8 m Ω , soit un écart relatif de 107 %. Le bord de plaque est défini à partir de la distribution cumulée de la résistance des interconnexions : il se compose des puces dont la résistance des interconnexions est située dans la queue de distribution. Les lieux de prélèvement des échantillons et les reconstructions 3D sont présentés en figure 5.14.

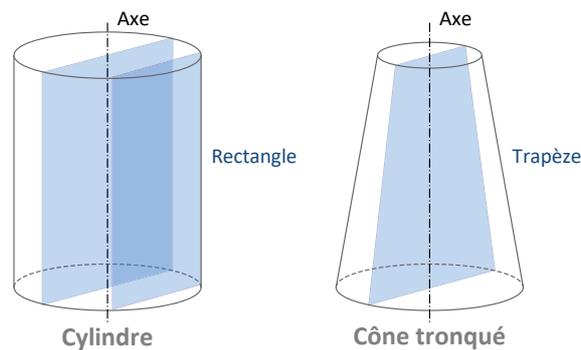


FIGURE 5.13 – Représentations 3D d'un cylindre et d'un cône tronqué et de leur section verticale.

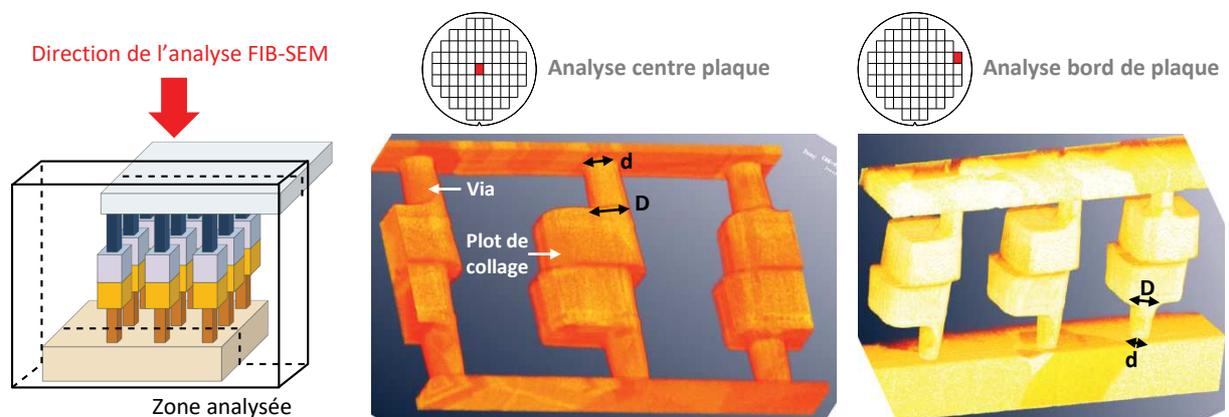


FIGURE 5.14 – Schéma d'une interconnexion de daisy chain DC100-0,92 μ m-9plots (HARMONY) et de la zone analysée par FIB-SEM. Reconstruction 3D des échantillons centre et bord de plaque.

L'interconnexion se compose d'une matrice 3 \times 3 plots de collage. L'analyse se limite à trois

d'entre-eux. Les lignes de métal de l'échantillon centre plaque apparaissent partiellement car moins d'images ont été utilisées pour la reconstruction 3D. Les nuances de couleur sont dues aux différentes orientations cristallines des grains de cuivre. Pour les deux échantillons, l'extrémité des vias connectée aux plots est plus large que celle connectée aux lignes. Les vias sont donc coniques tronqués et possèdent en conséquence deux diamètres, un petit et un grand respectivement notés d et D . Ils sont mesurés à partir des coupes parallèles à l'interface de collage. Le diamètre D moyen et le rapport d/D , aussi appelé taux d'ouverture, sont représentés en figure 5.15. Les barres d'erreur correspondent aux écart-types.

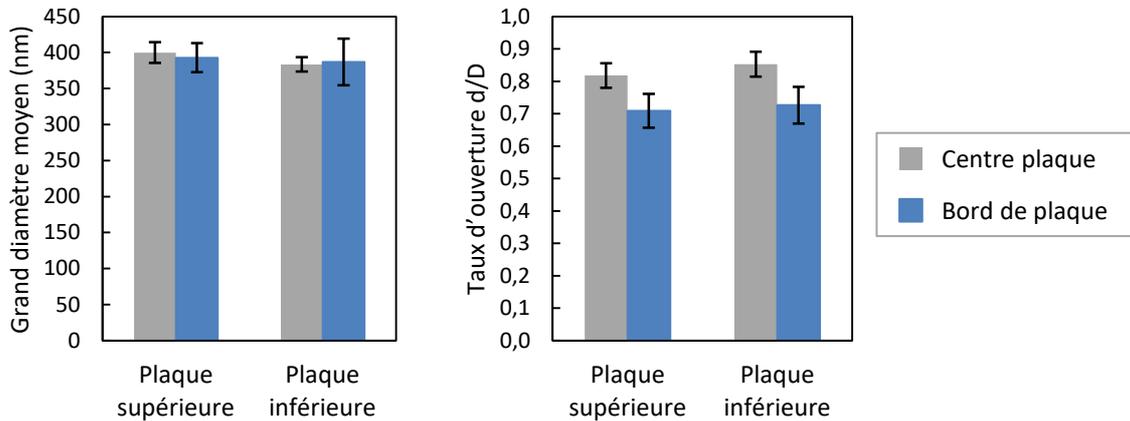


FIGURE 5.15 – Comparaison centre/bord de plaque du diamètre moyen D et du taux d'ouverture d/D mesurés à partir des images FIB-SEM.

Les diamètres moyens des plaques inférieure et supérieure sont calculés séparément afin d'évaluer la variabilité du procédé de gravure des vias au sein d'une plaque, et d'une plaque à l'autre. Les diamètres moyens avec écart-type des vias sur les plaques supérieure et inférieure sont respectivement 400 ± 14 et 383 ± 10 nm au centre des plaques, et 393 ± 20 et 387 ± 33 nm en bord de plaque. Le maximum de variation du diamètre moyen (17 nm) est inférieur à la somme des écarts-types (24 nm). Les vias ont donc le même diamètre D indépendamment de leur position sur la plaque et du niveau de la plaque. Or nous avons vu que la lithographie induit une dispersion des diamètres D au sein d'une même plaque. Cela suggère une égalisation du grand diamètre des vias lors de la gravure. Ainsi l'élévation de résistance en bord de plaque serait due au petit diamètre des vias.

À grand diamètre égal, le ratio d/D est l'image du petit diamètre d . Un ratio de 1 correspond à un cylindre. Plus cette valeur est faible, plus la forme du via tend vers un cône, et plus sa résistance est élevée. Le taux d'ouverture moyen maximal est de 0,85 donc tous les vias sont coniques tronqués. En comparant les plaques inférieure et supérieure par population, centre et bord de plaque, les ratios sont identiques. En revanche, une nette différence est observée entre les populations centre et bord de plaque dont les ratios moyens sont respectivement 0,82-0,85 et 0,71-0,73. Les vias en bord de plaque sont plus resserrés, et donc plus résistifs.

Nous connaissons désormais l'origine de la variation de résistance des vias, nous pouvons donc perfectionner le modèle FEM en y implémentant la géométrie conique tronquée des vias. La figure 5.16 représente la résistance d'une interconnexion DC100-3,6 μ m-16vias obtenue par FEM en fonction du grand diamètre du via pour deux ratios d/D . Les valeurs choisies correspondent au minimum et au maximum calculés dans le paragraphe précédent. Plus le via est ouvert et large et plus la résistance est faible. Les résistances théoriques des interconnexions situées au cœur et en périphérie de la plaque sont extraites pour $D = 400$ nm. Le grand diamètre est mesuré sur les images FIB-SEM 3D (figure 5.14). Les valeurs théoriques obtenues $R_{centre} = 70,4$ m Ω et $R_{bord} = 81,9$ m Ω sont comparées aux valeurs expérimentales dans le tableau 5.3. Les écarts relatifs pour les populations centre et bord de plaque sont respectivement 7,9 et 6,4 %.

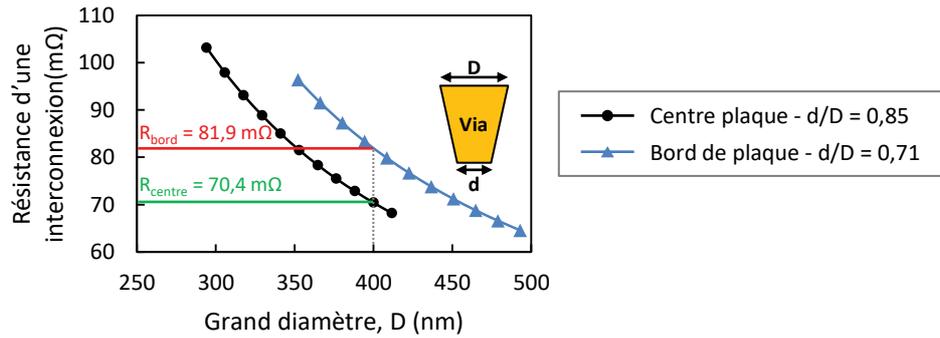


FIGURE 5.16 – Simulation FEM de la dépendance de la résistance du DC100-3,6 μ m-16vias au diamètre pour deux taux d'ouverture des vias.

Tableau 5.3 – Comparaison des résistances expérimentales et théoriques d'une structure DC100-3,6 μ m-16vias prenant en compte la forme conique des vias.

	Centre	Bord
R_{exp} (m Ω)	65,2	76,9
R_{FEM} (m Ω)	70,4	81,9
Écart relatif (%)	7,9	6,4

Le nouveau modèle d'interconnexion prenant en compte la forme conique des vias, permet d'une part de corriger l'écart de 17 % constaté avec les vias cylindriques, et de décrire les populations de centre et de bord de plaque. Un écart relatif inférieur à 10 % subsiste. Nous l'attribuons au fait que les résistances électriques et le taux d'ouverture des vias ont été mesurés sur des véhicules de test différents. De manière générale les valeurs théoriques et expérimentales présentent un bon accord pour les deux populations considérées. Pour compléter l'étude, il faudrait mesurer le diamètre des vias après gravure sur toute la plaque afin de décrire l'intégralité des interconnexions.

5.2.3 Caractérisation électrique des daisy chains à faible pas d'interconnexion

5.2.3.1 Isolation électrique des interconnexions

La validation du collage hybride à faible pas d'interconnexions suit le même processus que pour le collage hybride à faible pas de collage. Nous vérifions en premier lieu que les interconnexions sont isolées électriquement. À la différence du cas de HARMONY traité en 5.2.1.1, le risque de courant de fuite est lié à la réduction du pas d'interconnexion, et non à la présence de plots de collage entre les interconnexions. Dans le chapitre 4, des tests paramétriques menés sur des peignes-serpentins ont montré que des plots de 1,71 μ m de larges espacés de quelques nanomètres restent isolés. Nous cherchons à savoir si c'est aussi le cas pour les plots de 720 nm de large.

Des tests paramétriques sont menés sur les peignes 3D PP30k-3,42 μ m-16vias, PP30k-1,71 μ m-6vias et PP30k-0,72 μ m-1via. Au total 71 puces de 5 plaques H1A sont testées. Chaque véhicule de test a subi un procédé de collage différent, ainsi le désalignement entre les plaques supérieure et inférieure varie grandement d'un véhicule de test à l'autre. Par exemple, pour la plaque la mieux alignée, le désalignement est compris entre -184 et 299 nm toute direction confondue. À l'inverse, la plaque la moins bien alignée a un désalignement compris entre 164 et 827 nm. Pour cette dernière, le désalignement est supérieur à l'espacement des plots donc certains peignes sont en contact direct, provoquant un court-circuit. Nous choisissons de ne montrer que les courants de fuites mesurés sur le véhicule de test le mieux aligné car les valeurs de désalignement

Tableau 5.4 – Résultats des mesures d’isolation des interconnexions à faible pas de collage par tests paramétriques.

Structure de test	Courant de fuite moyen, μ (A)	Écart-type, σ (A)	Population dans l’intervalle $[\mu - 2\sigma; \mu + 2\sigma]$
PP30k-3,42 μm -16vias	$1,5 \times 10^{-11}$	2×10^{-12}	97 %
PP30k-1,71 μm -6vias	9×10^{-12}	1×10^{-12}	99 %
PP30k-0,72 μm -1via	9×10^{-12}	1×10^{-12}	100 %

correspondent à celles visées pour le collage hybride à faible pas d’interconnexion (figure 5.17). L’analyse statistique des résultats est résumée dans le tableau 5.4.

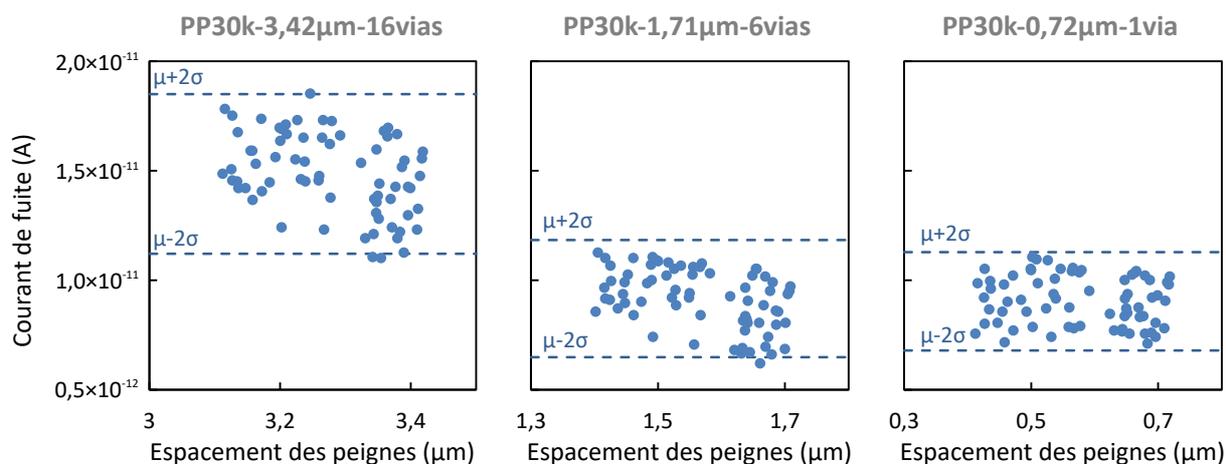


FIGURE 5.17 – Courant de fuite mesuré sur des peignes PP30k-3,42 μm -16vias, PP30k-1,71 μm -6vias et PP30k-0,72 μm -1via (H1A) en fonction de la distance de séparation des peignes.

Le courant de fuite en fonction de l’espacement des peignes est faiblement dispersé puisque pour chaque type de daisy chain, plus de 97 % de la population appartient à l’intervalle $[\mu - 2\sigma; \mu + 2\sigma]$. Les courants de fuite moyens des structures PP30k-3,42 μm -16vias et PP30k-0,72 μm -1via sont respectivement $1,5 \pm 0,2 \times 10^{-11}$ et $9 \pm 1 \times 10^{-12}$ A. Le courant de fuite est plus élevé pour la structure dont les plots de collage sont les plus espacés. Cet écart est attribué à la différence de géométrie des peignes, notamment la largeur des plots de collage. L’ordre de grandeur du courant de fuite reste de 10^{-11} A quelle que soit la structure de test. Les plots de collage sont donc isolés électriquement. Dans la section 5.2.1.1, nous avons mesuré un courant de fuite du même ordre de grandeur sur les véhicules de test YinYang et HARMONY. Ainsi, ni la réduction du pas d’interconnexion, ni le changement de préparation de surface ne favorisent l’établissement d’un courant de fuite.

Nous concluons que les interconnexions de pas d’interconnexion 1,44 μm sont isolées électriquement. Sachant qu’aucun court-circuit n’est possible dans le diélectrique, nous pouvons procéder à la mesure de résistance électrique des interconnexions.

5.2.3.2 Résistance électrique des interconnexions

Au début de ce chapitre, nous avons montré que diminuer la taille des plots de collage n’affecte ni la reconstruction de l’interface Cu/Cu, ni les performances électriques, ni le rendement. Dans cette partie, nous voulons valider le collage hybride à faible pas d’interconnexion. Nous utiliserons les daisy chains du véhicule de test H1A. Nous utiliserons les daisy chains DC30k-3,42 μm -16vias, DC30k-1,71 μm -6vias (30 000 interconnexions) et DC80k-0,72 μm -1via (80 000

interconnexions). Nous souhaitons tester le plus d'interconnexions possible, ainsi nous nous privilégions les daisy chains les plus longues. La résistance moyenne des interconnexions est mesurée par tests paramétriques sur les 71 puces des cinq plaques du véhicule de test H1A. Nous présentons uniquement les résultats de la plaque la mieux alignée pour une meilleure lisibilité des graphes. Les résultats obtenus avec le reste du lot seront tout de même discutés. Les trois distributions de résistance et les cartographies associées sont représentées en figure 5.18. Les valeurs de résistance théorique n'ont pas été calculées par FEM car nous ne disposons pas des épaisseurs réelles des lignes de métal.

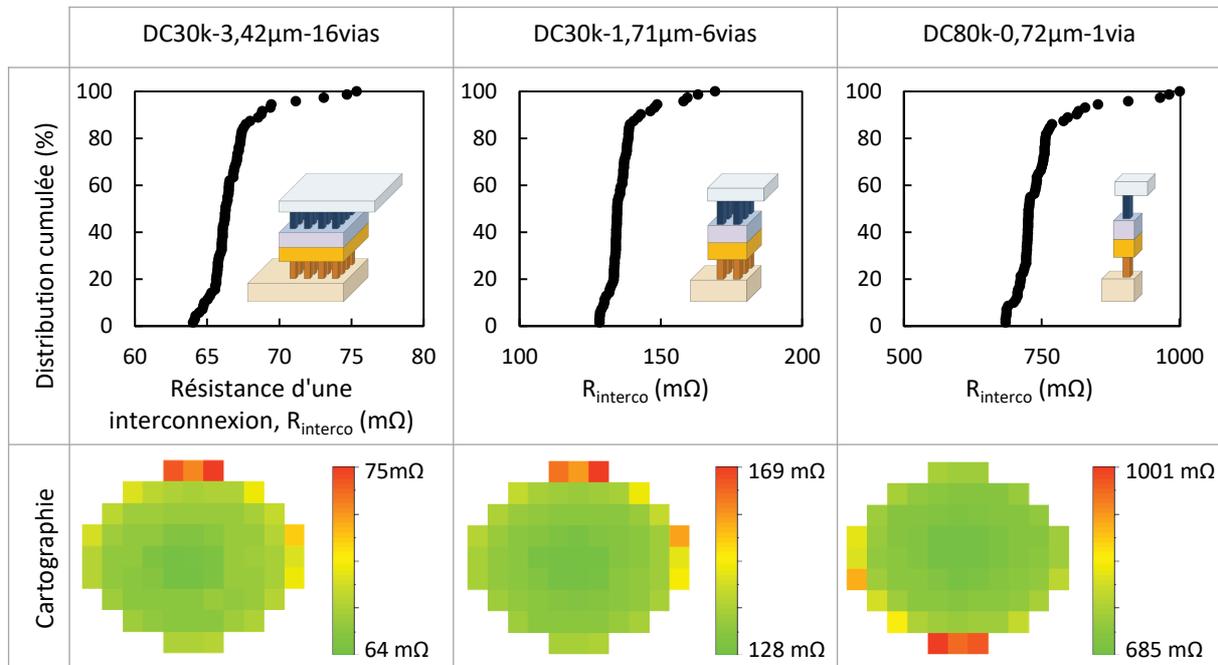


FIGURE 5.18 – Distribution de résistance des interconnexions de daisy chains DC30k-3,42 μ m-16vias, DC30k-1,71 μ m-6vias et DC80k-0,72 μ m-1via (H1A) après recuit de collage 400°C-2h. À chaque distribution sont associés le schéma de l'interconnexion et la cartographie de la résistance.

Les trois distributions pour la plaque la mieux alignée ont un rendement de 100 %. Il en va de même pour trois autres plaques du même lot donc la totalité des plots de contacts sont connectés indépendamment de leur taille. La cinquième plaque du lot a subi une variante de procédé de collage conduisant à un désalignement de 621 à 854 nm dans la direction X. Dans le cas où le désalignement est inférieur à la largeur des plots de collage, c'est-à-dire pour DC30k-3,42 μ m-16vias et DC30k-1,71 μ m-6vias, le rendement est également de 100 %. En revanche, dans le cas de la DC80k-0,72 μ m-1via où le désalignement est supérieur à la largeur des plots de collage, la résistance moyenne d'une interconnexion varie de la dizaine de milliohms à 2480 m Ω (figure 5.19). La résistance de 27 structures de test n'a pas pu être mesurée car la limite en tension a été atteinte. La résistance attendue pour cette daisy chain est comprise entre 685 et 1001 m Ω (figure 5.18), or 13 puces sur 71 appartiennent à cet intervalle, soit un rendement d'environ 18 %. Le désalignement a pour effet de mettre en contact des plots de collage voisins, la daisy chain s'en trouve raccourcie, et la résistance diminuée. Le faible rendement est donc lié au procédé de collage et non à la taille des plots. Le reste des structures a un rendement de 100 % : le collage hybride à pas d'interconnexion 1,44 μ m est valide d'un point de vue électrique.

L'allure des distributions est typique pour des daisy chains (figure 5.18). En effet, elles présentent, une queue de distribution caractéristique des puces situées en bord de plaque, comme le confirment les cartographies de résistance. Cependant, la position des structures de test change suivant la taille des plots de collage. Pour les DC30k-3,42 μ m-16vias et DC30k-1,71 μ m-6vias, il

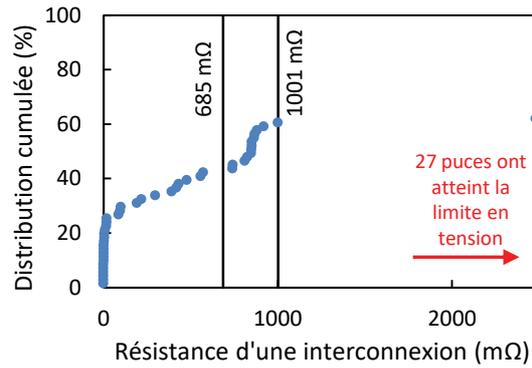


FIGURE 5.19 – Distribution de résistance des interconnexions de DC80k-0,72 μ m-1via provenant d'un véhicule de test H1A dont le désalignement plaque-à-plaque est supérieur à la largeur des plots de collage.

Tableau 5.5 – Analyse statistique des résistances de daisy chains à faible pas d'interconnexion.

	DC30k-3,42 μ m-16vias	DC30k-1,71 μ m-6vias	DC80k-0,72 μ m-1via
R_{exp} (m Ω)	66,2	135	729
Écart-type (m Ω)	0,9	2,9	23
Coefficient de variation (%)	1,4	2,2	3,2

s'agit du quart supérieur droit. Pour la DC80k-0,72 μ m-1via, il s'agit du quart inférieur gauche. Ce phénomène n'est pas dû à la taille des plots de collage mais à la position des structures de test sur la puce. Comme illustré en figure 5.20, les structures de test sont réparties par pas d'interconnexion. Celles de pas 6,84 et 3,42 μ m sont situées dans la partie supérieure droite. Elles ont donc la même sensibilité au bord de plaque mais une sensibilité différente des structures de pas 1,44 μ m localisées dans la partie inférieure gauche de la puce. Après avoir discriminé la population en périphérie selon la méthode détaillée en annexe, nous calculons la résistance moyenne, l'écart-type et le coefficient de variation de la population de cœur (tableau 5.5).

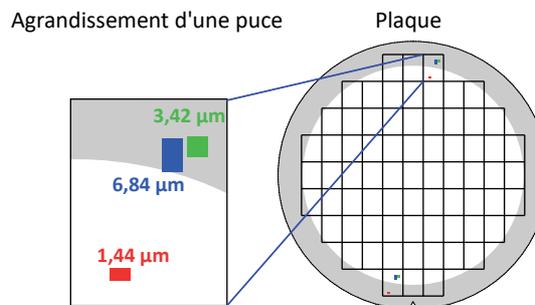


FIGURE 5.20 – Répartition des structures de test par pas d'interconnexion au sein d'une puce. La zone grisée correspond à la population bord de plaque pour laquelle l'ouverture des vias est plus faible. La résistance est donc plus élevée.

La résistance des structures DC30k-3,42 μ m-16vias, DC30k-1,71 μ m-6vias et DC80k-0,72 μ m-1via sont respectivement 66,2, 135 et 729 m Ω . Moins l'interconnexion possède de vias, et plus la résistance est élevée. Les daisy chains de pas d'interconnexion 1,44 μ m sont donc les plus résistives, mais aussi les plus sensibles aux variations de géométrie des vias, d'où le maximum d'écart-type 23 m Ω . Cette valeur rapportée à la résistance moyenne donne un coefficient de variation de 3 %. Cette faible valeur est significative d'un procédé industriel mature.

Grâce aux tests électriques, nous pouvons valider le procédé de collage hybride pour les pas d'interconnexions 6,84, 3,42 et 1,44- μ m. La réduction du pas d'interconnexion n'affecte ni les performances électriques des interconnexions, ni les propriétés isolantes du diélectrique. La

résistance est certes plus élevée mais ceci est imputable à la géométrie des interconnexions et non au pas d'interconnexion.

Nous pouvons donc nous demander s'il existe un pas d'interconnexion limite pour ce procédé de collage.

5.2.4 Désalignement et pas d'interconnexion minimal

Dans le chapitre 2, la variation de résistance électrique des daisy chains en fonction du désalignement a été utilisée afin d'estimer la résistivité de contact (partie 3.4). Il a été montré, d'une part, que la résistance des interconnexions augmente avec le désalignement plaque-à-plaque en raison de la réduction de la surface de contact des plots de collage. D'autre part, les interconnexions ne possédant qu'un via par plot de collage sont moins sensibles au désalignement car la section conductrice d'un via est nettement inférieure à celle d'un plot de collage. Pour les plots de 720 nm de largeur, le DRM impose un unique via. Cependant, la surface de contact des plots diminue avec leur largeur. Nous nous demanderons dans un premier temps si les interconnexions de pas 1,44 μm sont immunes au désalignement. Pour cela, nous définissons comme limite le désalignement pour lequel la surface de contact des plots de collage est égal à la section d'un via. Ce critère arbitraire est uniquement basé sur la résistance électrique des interconnexions. Il ne prend ni la faisabilité du procédé de collage, ni la fiabilité des interconnexions en considération. Dans un second temps, nous réaliserons un modèle FEM et utiliserons ce critère pour calculer la taille de plot minimale.

Nous commençons par calculer la surface de contact relative, S , des plots de collage en cas de désalignement :

$$S = \frac{(l - \Delta X)(l - \Delta Y)}{l^2} \quad (5.2)$$

La figure 5.21 illustre le cas d'un désalignement horizontal et vertical de 200 nm sur des plots de 3,42 et 0,72 μm de large. Ce cas correspond au pire cas de désalignement standard de l'équipement de collage. La surface de contact relative critique, S_c , correspond à une surface de contact égale à la section du via :

$$S_c = \frac{\pi r_{via}^2}{l^2} \approx 13 \% \quad (5.3)$$

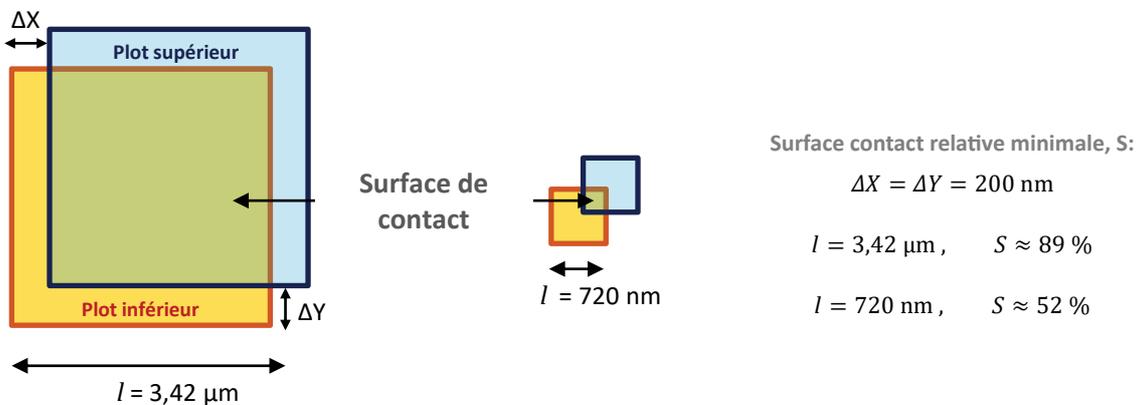


FIGURE 5.21 – Comparaison des surfaces relatives des plots de 3,42 et 0,72 μm de large pour un désalignement de 200 nm.

Les surfaces relatives de contact pour des plots de 3,42 et 0,72 μm sont 89 et 52 %. Les interconnexions possédant des plots de collage submicrométriques sont donc plus sensibles au désalignement. La surface de contact relative minimale pour le pas d'interconnexion 1,44 μm reste néanmoins supérieure à S_c . La résistance des interconnexions n'est pas censée varier avec le désalignement. Pour le vérifier, nous comparons la résistance expérimentale d'une interconnexion de DC100-0,72 μm -1via en fonction de sa surface de contact relative, avec la résistance théorique de cette même interconnexion. La résistance expérimentale est mesurée sur 71 puces de deux plaques H1A. L'une dont le désalignement maximal est inférieur à 200 nm, et la surface de contact relative est comprise entre 51 et 95 % (population 1). L'autre a subi une variante de procédé de collage conduisant à un désalignement plus important, et dont la surface de contact relative est comprise entre 23 et 45 % (population 2). La résistance théorique est obtenue par calcul FEM. Ne disposant pas des épaisseurs des niveaux de métal du véhicule de test H1A, nous utiliserons celles de S&H. L'ensemble des résultats est représenté sur la figure 5.22.

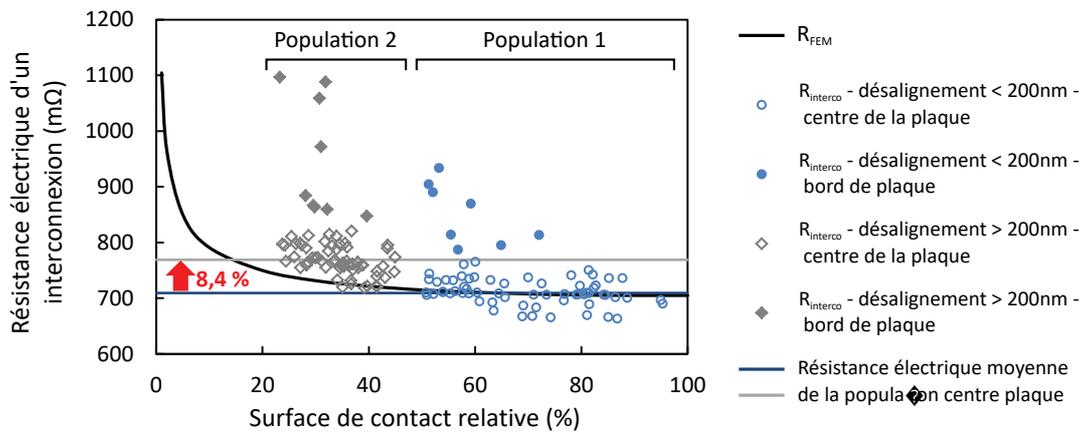


FIGURE 5.22 – Variation de la résistance d'une interconnexion DC100-0,72 μm -1via (H1A) en fonction de la surface de contact relative.

Les résistances sont réparties en nuages de points en raison des variations de diamètre des vias mais deux tendances sont observables. Premièrement, les résistances expérimentales de la population 1 se superposent aux valeurs théoriques sur l'intervalle de surface de contact relative [50 %; 100 %]. Sur cet intervalle, l'augmentation de résistance théorique est de 1,4 %. Nous pouvons donc considérer que la résistance électrique des interconnexions de pas d'interconnexion 1,44 μm est insensible à un désalignement d'au plus 200 nm. Deuxièmement, la résistance expérimentale des interconnexions augmente lorsque la surface de contact relative diminue, conformément à la simulation. Les résistances moyennes des populations 1 et 2 sont respectivement 709 et 769 m Ω . Le désalignement a donc provoqué une augmentation de résistance de 8,4 %. Malgré cette augmentation, la résistance de la population 2 reste inférieure à la résistance des puces de la population 1 situées en bord de plaque. Le critère pour déterminer la surface de contact relative critique est donc satisfaisant. Nous l'appliquons à présent pour calculer le pas d'interconnexion minimal autorisé par notre intégration.

La condition de désalignement maximal autorisé peut s'écrire sous la forme :

$$S > S_c \quad (5.4)$$

À partir des équations (5.2) et (5.3), (5.4) devient :

$$\frac{(l - \Delta X)(l - \Delta Y)}{l^2} > \frac{\pi r_{via}^2}{l^2} \quad (5.5)$$

Dans les pires conditions de désalignement, $\Delta X = \Delta Y$.

Ainsi,

$$l > r_{via}\sqrt{\pi} + \Delta X \quad (5.6)$$

Après application numérique, $w_{plot} = 488$ nm, soit un pas d'interconnexion limite de 976 nm. D'après l'équation (4), réduire davantage le pas d'interconnexion requiert de diminuer le diamètre des vias ou d'améliorer la précision d'alignement des plaques lors du collage. La première proposition n'est pas envisageable car le diamètre des vias est imposé par le DRM. La seconde est possible en théorie puisque qu'une récente démonstration de collage avec une précision d'alignement inférieure à 50 nm a été apportée par EVG [Koifman, 2018]. La réduction de largeur des plots de collage serait alors limitée par la technologie des plaques puisque pour une intégration double damascène, les plots de collage sont nécessairement plus larges que les vias. Le diamètre des vias au niveau des plots de collage étant d'environ 400 nm, le pas d'interconnexion limite serait alors de 800 nm, soit un gain de seulement 176 nm. Le passage à un pas d'interconnexion submicrométrique questionne ainsi l'utilité des plots de collage.

Nous concluons que le pas d'interconnexion limite avec l'intégration actuelle est de 976 nm et que celui-ci est limité par la précision d'alignement. L'amélioration de cette dernière n'est pas la solution à la réduction du pas d'interconnexion puisque celle-ci est rapidement limitée par l'intégration.

Conclusion

Malgré la proximité des interconnexions, celles-ci sont isolées électriquement. Les daisy chains atteignent un rendement de 100 %, confirmant ainsi le contact des plots de collage précédemment vu par analyse morphologique. Les puces situées en bord de plaque possèdent une résistance électrique plus élevée en raison du taux d'ouverture plus faible des vias que confère le procédé de gravure. En prenant en compte la forme conique des vias, il a été possible d'améliorer le modèle FEM des interconnexions. Le bon accord entre les résistances théorique et expérimentales montre que la réduction de taille des plots de collage n'introduit pas de résistance supplémentaire. Ainsi, en se basant sur des critères purement électrique, nous pouvons valider l'intégration collage hybride Cu-SiO₂ à quatre niveaux double-damascène pour les pas d'interconnexion 6,84, 3,42 et 1,44 μm .

L'augmentation de résistance provoquée par le désalignement reste inférieure à celle causée par la variation de diamètre des vias. Nous définissons le pas d'interconnexion limite comme le pas pour lequel la surface de contact des plots de collage est égale à la section d'un via en cas de désalignement plaque-à-plaque maximal. En considérant un désalignement de 200 nm, le pas d'interconnexion limite est de 976 nm.

5.3 Robustesse des interconnexions à faible pas de collage

5.3.1 Cyclage thermique

La surface de collage est composée de plots de cuivre dans une matrice d'oxyde de silicium. Les deux matériaux possèdent des coefficients de dilatation différents. Ainsi les variations de température qu'une puce subit, par exemple lors d'une étape de fabrication ou au cours de la vie du produit, génèrent des contraintes thermomécaniques. Si ces contraintes sont trop élevées, elles peuvent entraîner un délaminage de l'interface de collage et rompre les interconnexions. Une simulation FEM 2D est réalisée, afin de connaître l'impact de la diminution du pas de

collage sur les risques de délaminage. Le modèle n'est pas calibré et ne prend pas en compte la plasticité du cuivre. Cette étude permettra donc de comparer l'intensité des contraintes et leur localisation, mais de manière qualitative.

Une matrice des plots de cuivre de largeur 3,6 et 0,72 μm de large sont modélisés avec un désalignement de 200 nm pour introduire une interface Cu/SiO_2 . Le modèle est supposé sans contraintes à 400 $^\circ\text{C}$, température du recuit de collage. La répartition des contraintes de von Mises à 25 $^\circ\text{C}$ est représentée en figure 5.23.

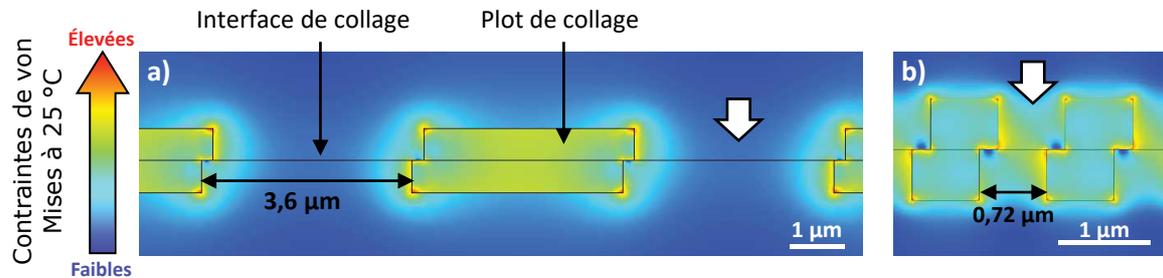


FIGURE 5.23 – Simulation FEM 2D de contraintes thermomécaniques provoquées par la différence de coefficient de dilatation des plots de cuivre et de la matrice de SiO_2 . Les largeurs de plots sont (a) 3,6 μm pour YinYang et (b) 0,72 μm pour HARMONY.

La cartographie 2D des contraintes de von Mises montre des maximums dans les coins des plots de collage et à l'intersection formée par l'interface de collage et les parois des plots de cuivre. Pour les plots de 3,6 μm de large, les plots sont suffisamment espacés pour permettre un relâchement des contraintes à travers l'oxyde de silicium. Les flèches blanches pointent le minimum atteint entre les plots. Quant aux plots de 0,72 μm de large, leur faible espacement du fait du pas de collage et du désalignement provoque un phénomène de couplage de contraintes entre les plots adjacents. L'interface de collage est entièrement contrainte donc le délaminage est plus à même de se produire à l'interface Cu/SiO_2 pour le pas de collage 1,44 μm .

Afin d'évaluer le risque de délaminage, des tests de cyclage thermique sont réalisés sur les véhicules de test YinYang et HARMONY avec les conditions respectives $-65/+150^\circ\text{C}$ et $-55/+150^\circ\text{C}$, 500 cycles. Au moment de réaliser les essais, il n'a pas été possible d'avoir les mêmes conditions de cyclage du fait de la mutualisation des étuves pour différents projets. Les structures de test sont DC100-3,6 μm -1via et DC100-0,72 μm -1plot. La résistance de 71 puces est mesurée avant et après cyclage thermique par méthode quatre pointes. Les distributions cumulées de variation de résistance sont représentées en figure 5.24. Une variation de 10 % est fixée comme critère de défaillance.

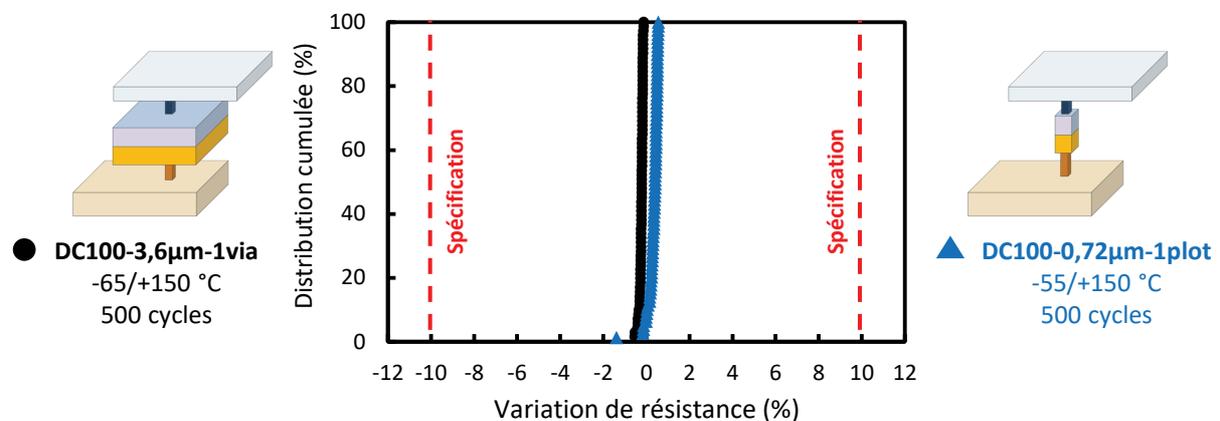


FIGURE 5.24 – Distribution de la variation de résistance des daisy chains DC100-3,6 μm -1via (cercles noirs) et DC100-0,72 μm -1plot (triangles bleus) après cyclage thermique.

La totalité des structures de test sont fonctionnelles, donc l'interface de collage est robuste quel que soit le pas de collage. Nous constatons une augmentation de résistance d'environ 1 % en accord avec des tests semblables menés sur des daisy chains DC30k-3,6 μ m-16vias [Lhostis *et al.*, 2016]. Cette valeur est inférieure au critère de défaillance ce qui encourage l'utilisation du pas de collage 1,44 μ m mais ne le valide pas en raison des conditions de cyclage moins agressives. Les tests de cyclage standard pour les conditions en température 55/+150°C prévoient 1000 cycles. Faire subir à la plaque HARMONY une seconde fois 500 cycles à 55/+150°C permettrait de valider l'utilisation du pas de collage 1,44 μ m. En date de la rédaction, il n'a pas été possible de reconduire cet essai.

5.3.2 Résistance à l'électromigration

Les études d'électromigration rapportées par la littérature et les résultats présentés dans le chapitre 3 montrent que l'intégration collage hybride Cu-SiO₂ double damascène à pas d'interconnexion 7,6 μ m est immune à l'électromigration. La défaillance se produit dans le BEOL et non dans les interconnexions. Cependant, le rétrécissement des plots de collage combiné au désalignement et à la présence de cavités, réduit la surface de contact Cu/Cu provoquant l'augmentation de la densité de courant dans les plots de collage. Dans ces conditions, une migration de la défaillance des lignes de métal vers l'interface de collage n'est pas exclue. Pour le vérifier, des tests d'électromigration seront menés sur des structures à faible pas de collage.

Les essais sont menés sur les véhicules de test YinYang et HARMONY afin de restreindre l'étude à la diminution du pas de collage tout en maintenant le pas d'interconnexion constant. La mise en boîtier de 23 daisy chains DC100-3,6 μ m-1via et 19 DC 100-0,72 μ m-6plots est réalisée par l'équipe assemblage de STMicroelectronics Grenoble. Les tests d'EM sont réalisés sur les bancs d'électromigration du CEA-LÉTI. Les puces YinYang sont séparées en deux populations suivant les conditions de test 350°C-20mA et 350°C-30mA. La condition 350°C-30mA est également utilisée pour les puces HARMONY. Le critère de défaillance est défini comme une augmentation de 10 % de la résistance des structures de test. Les distributions des temps à la défaillance sont illustrées en figure 5.25.

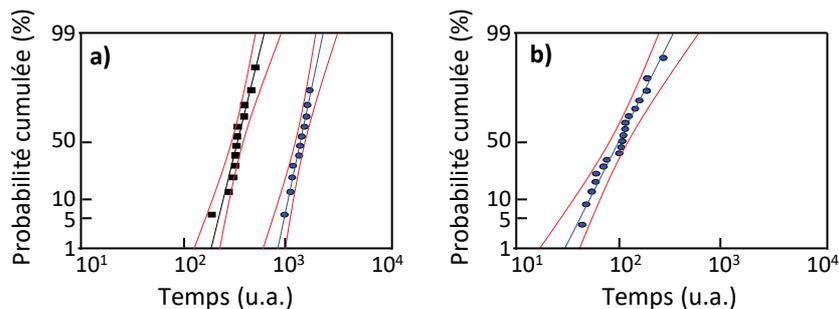


FIGURE 5.25 – Distribution des temps à la défaillance par électromigration dans les conditions (a) 350°C-20mA (cercles bleus) et 350°C-30mA (carrés noirs) pour les DC100-3,6 μ m-1via (YinYang) et (b) 350°C-30mA pour les DC100-0,72 μ m-6plots (HARMONY).

La représentation lognormale des trois distributions est linéaire donc en accord avec une défaillance des structures de test par électromigration. Elles présentent toutes une seule pente, ce qui témoigne d'un mécanisme de défaillance unique. Dans le cas de YinYang, ces pentes sont parallèles indiquant un mécanisme de défaillance identique. Pour HARMONY, la distribution est moins resserrée donc l'écart-type est plus élevé. Si la diminution de taille de plot introduit un mécanisme de défaillance différent, une analyse de défaillance permettra de localiser le défaut. Les études antérieures d'électromigration réalisées sur les daisy chains permettent de localiser les défauts dans les amenées de courant. La zone est analysée par FIB-SEM afin de situer le

défaut dans l'interconnexion (figure 5.25).

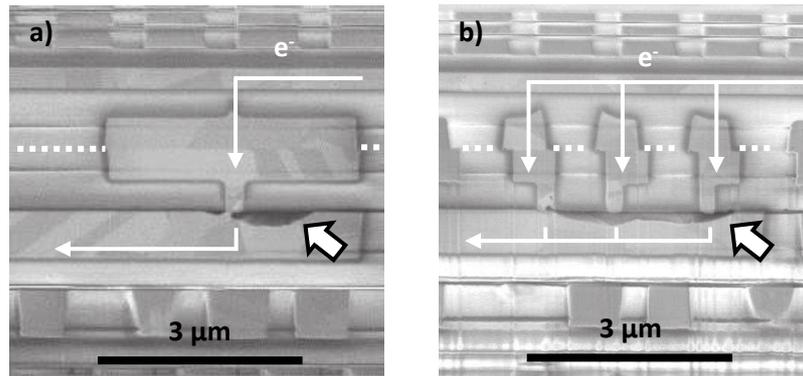


FIGURE 5.26 – Analyse FIB-SEM des daisy chains (a) DC100-3,6µm-1via (YinYang) et (b) DC100-0,72µm-6plots (HARMONY) après test d'électromigration à 350°C-30mA. Les coupes sont réalisées dans l'interconnexion de l'amenée de courant.

L'image SEM d'une DC100-3,6µm-1via révèle une cavité dans l'amenée de courant sous le via, conformément au mécanisme de défaillance connu pour ce type de structure. La DC100-0,72µm-6plots présente également une cavité dans l'amenée de courant, sous la matrice de vias. Dans les deux cas, l'interface Cu/Cu est immune à l'électromigration et c'est le BEOL qui est caractérisé.

Le mode de défaillance pour les interconnexions à faible pas de collage est donc inchangé. D'autres tests d'électromigration sont en cours sur des structures de test appartenant au véhicule de test HARMONY afin de rechercher l'origine du changement d'écart-type.

Au vu de ce résultat seul, il est difficile de conclure avec certitude sur le rôle de la diminution des plots de collage sur la résistance à l'électromigration. Nous sommes dans une situation intermédiaire entre un mécanisme de défaillance semblable à celui connu (distribution des TTF, nature et position du défaut) et un mécanisme de défaillance nouveau (dispersion des TTF et cavité dans un via). Il faudrait faire des tests d'EM sur des structures possédant le même nombre de vias et étendre l'analyse de défaillance à plusieurs échantillons. Les structures de tests existent mais les tests d'EM prennent du temps et n'ont pas tous pu être réalisés sur la période de cette thèse. Si les défauts dans le via persistent, il faudra abaisser les conditions de test afin de s'assurer qu'ils ne sont pas extrinsèques. Si les défauts sont intrinsèques, une extraction des paramètres de Black sera nécessaire afin d'extrapoler le temps de vie des interconnexions s'assurer qu'elles respectent les spécifications.

Conclusion

Après validation électrique du collage à faible pas d'interconnexion, nous nous sommes intéressés à la robustesse des interconnexions à faible pas de collage en nous focalisant sur deux points. Premièrement le risque de délaminage de l'interface de collage en raison des contraintes thermomécaniques engendrées par la différence de coefficient de dilatation du cuivre et de l'oxyde de silicium. Après simulation FEM, il apparaît que la proximité des plots de collage (720 nm) empêche le relâchement des contraintes. Malgré cela, aucun délaminage n'a été observé après test de cyclage thermique. Deuxièmement, les tests d'électromigration ont montré que le mécanisme de défaillance reste le même : formation d'une cavité par électromigration dans l'amenée de courant au niveau des vias.

Des tests supplémentaires sont nécessaires afin de valider le pas d'interconnexion 1,44 μm : augmenter le nombre de cycles lors du cyclage thermique, comprendre le changement de pente des distributions des temps à la défaillance observé en électromigration et suivre l'évolution des courants de fuite entre les peignes après stockage en température. Ces premiers tests sont néanmoins prometteurs pour la validation du pas d'interconnexion 1,44 μm .

5.4 Conclusion

Dans ce chapitre, l'impact de la diminution de la taille des plots de collage a été étudié de la préparation de surface des plaques jusqu'à la robustesse des interconnexions. Celle-ci a entraîné un changement attendu de la microstructure du cuivre, notamment une diminution de la taille des grains et du nombre de grains par plots. Les propriétés du cuivre et le contrôle du dishing permettent une compatibilité du procédé de collage pour une largeur de plots allant jusqu'à 720 nm. La reconstruction de l'interface de collage et la présence de cavités de quelques dizaines de nanomètres confirme un mécanisme de collage indépendant de la taille des plots.

Le passage au faible pas d'interconnexion s'est fait progressivement en étudiant d'abord les interconnexions à faible pas de collage. La totalité des daisy chains à faible pas de collage est fonctionnelle et le changement de taille de plots n'introduit pas de résistance autre que la réduction de la surface de contact Cu/Cu. De plus, la proximité des interconnexions n'est pas suffisante pour activer la conduction de courant à travers le diélectrique à l'interface de collage. Cependant, elle empêche le relâchement de contraintes thermomécaniques causée par la différence de dilatation de Cu et SiO₂. Les tests de cyclage thermique menés afin de solliciter l'interface de collage n'ont montré aucune défaillance. Les tests d'électromigration suivis d'une analyse de défaillance ont révélé la formation de cavité dans le BEOL au niveau des vias. Le mécanisme de défaillance est inchangé et donc, les interconnexions de faible pas de collage sont immunes à l'électromigration. L'importance de ces résultats pour la communauté scientifique et industrielle est majeure ce qui explique en partie le fait qu'ils ont été acceptés pour être présentés à IEDM 2018 [Jourdon *et al.*, 2018].

Les tests paramétriques réalisés sur des structures de test de faible pas d'interconnexion valident électriquement l'intégration pour les pas d'interconnexion 6,84, 3,42 et 1,44 μm . Le véhicule de test H1A ayant été achevé en fin de thèse, aucun test de vieillissement n'a été lancé. L'augmentation des résistances théoriques calculées par FEM, et expérimentales en fonction de la surface de contact Cu/Cu a montré que le pas d'interconnexion est limité par le diamètre des vias, c'est-à-dire par les règles de dessins de la technologie des plaques. La précision d'alignement actuelle des équipements de collage permettrait d'abaisser le pas d'interconnexion à 800 nm.

Conclusion générale

Cette thèse a pour objectif d'étudier la faisabilité, les performances électriques et la robustesse de l'intégration collage hybride Cu-SiO₂ de pas d'interconnexion allant de 7,2 à 1,44 μm. Les principaux résultats obtenus se concentrent en quatre points : les défauts à l'interface Cu/Cu, les mécanismes de défaillances causés par l'interface Cu/SiO₂, la sensibilité au désalignement et la robustesse des interconnexions.

Premièrement, nous nous sommes intéressés aux défauts issus du collage Cu/Cu à 400°C-2h. La caractérisation morphologique de l'interface des plots de collage par microscopie électronique a révélé deux familles de défauts.

Nous avons d'abord identifié des défauts identiques à ceux observés dans les cas de collage direct Cu/Cu et collage hybride à deux niveaux simple damascène : des nodules d'oxyde de cuivre pouvant évoluer vers des cavités, et des cavités de plusieurs dizaines de nanomètres de diamètre, formées par la diffusion et l'accumulation de lacunes sous l'action de contraintes thermomécaniques. Des coupes dans le plan de l'interface de collage montrent que les cavités sont majoritairement situées au centre de la zone de contact Cu/Cu. Nous attribuons cette distribution à la répartition non uniforme des contraintes après recuit de collage. Ces défauts sont présents quel que soit le nombre de niveaux de métal, et quelle que soit la largeur des plots de collage. **Le mécanisme de collage est donc indépendant de l'intégration.**

Dans un même temps, nous avons montré que **la présence de cavités et de nodules d'oxyde de cuivre n'impacte pas la résistance électrique des interconnexions** grâce à l'estimation de la résistivité de contact. L'accès à cette grandeur a d'abord nécessité une remise en cause de la méthode utilisée par R. Taïbi et Y. Beilliard. En effet, en calculant de la résistance théorique d'une daisy chain par FEM, nous avons montré que le modèle analytique ne décrit pas les effets de concentration de courant, faussant ainsi la valeur de la résistance de contact. Ce phénomène est exacerbé par la présence de vias dans les interconnexions double damascène. Nous avons alors proposé une nouvelle méthode d'estimation de la résistivité de contact. Celle-ci consiste à comparer les variations de résistance expérimentale et théorique d'interconnexions en fonction de la surface de contact relative des plots de collage. **La résistivité de contact extraite est inférieure à 10⁻¹⁰ Ω.cm⁻².** Cela correspond au cas théorique d'une interconnexion sans défauts. Toutefois, cette méthode est uniquement applicable pour une plage de désalignement de l'ordre du micromètre. Or les progrès en matière d'alignement des équipements autorisent désormais un désalignement inférieur à 50 nm. À l'avenir, les véhicules de test devront intégrer des interconnexions volontairement désalignées pour appliquer une telle méthode.

Nous avons identifié une seconde famille de défauts dans les interconnexions de pas 7,2 μm. Il s'agit de cavités de plusieurs centaines de nanomètres de large, caractéristiques d'une reconstruction partielle de l'interface Cu/Cu du fait d'un dishing trop profond, et donc d'une préparation de surface inadéquate. Ce type de défaut n'a pas été observé pour le pas de collage 1,44 μm grâce à l'optimisation de la préparation de surface. Nous avons mis en évidence la **fermeture de ces cavités résiduelles par application d'un budget thermique additionnel.** Celui

peut-être apporté par les procédés de fabrication BSI, ou par un recuit de passivation.

De la même manière, nous avons montré qu'il est possible d'abaisser le budget thermique du recuit de collage à 300°C-1h. Dans ces conditions, la plaque supérieure ne peut supporter que l'aminçissement. Le budget thermique qu'apportent les étapes de fabrication BSI renforce l'interface de collage, et empêche le délaminage lors de la découpe des puces. De plus, la résistance des interconnexions et le temps de vie à l'électromigration sont inchangés. Un recuit de collage 300°C- rend compatible le collage hybride avec des technologies sensibles à la température et d'élargir ainsi le champ des applications.

Le recuit de passivation en revanche, entraîne une augmentation de résistance pouvant aller jusqu'à 12 % suivant le type de daisy chain, et une diminution du temps moyen à la défaillance de 24 et 31 % pour les recuits H2N2 et HPD2. Ces deux phénomènes ont pour origine commune la diffusion d'espèces passivantes dans la barrière à la diffusion du cuivre, mise en évidence par analyse ToF-SIMS de cette dernière. Ils sont donc indépendants du collage hybride. L'hydrogène et le deutérium augmentent la résistivité du Ta et du TaN, et abaissent l'énergie d'activation de la diffusion du cuivre à l'interface Cu/Ta. Malgré les moins bonnes performances occasionnées par les recuits de passivation, la résistance électrique des interconnexions et le temps à la défaillance par électromigration respectent les spécifications. Il est primordial de prendre en compte ces effets en cas de changement de recette du recuit de passivation, ou de spécifications plus exigeantes.

Le deuxième point abordé est l'interface Cu/SiO₂ formée en cas de désalignement plaque-à-plaque qui constitue une source potentielle à la diffusion du cuivre dans le diélectrique, et de la dégradation de ses propriétés isolantes.

Dans un premier temps, nous avons tenté de mettre en évidence la diffusion thermique du cuivre. Nous avons écarté l'EDX des techniques de caractérisation possibles car la limite de détection est supérieure à la concentration maximale de cuivre pouvant diffuser dans le SiO₂. L'analyse ToF-SIMS de l'interface de collage a été possible grâce à l'élaboration d'échantillons spécifiques. Bien que cette technique d'analyse soit plus sensible que l'EDX, aucune trace de cuivre dans l'oxyde n'a été détectée. Nous supposons que la couche d'oxyde de cuivre natif située à l'interface Cu/SiO₂ agit comme une barrière à la diffusion thermique du cuivre.

Dans un second temps, nous avons réalisé des mesures électriques qui ont pour avantages d'être plus sensibles que les techniques d'analyse chimique, et d'assister la diffusion du cuivre par champ électrique. Le courant de fuite entre les interconnexions est de 10⁻¹¹ A même lorsque les plots de collage sont espacés de quelques nanomètres seulement. Les interconnexions restent donc isolées électriquement en cas de fort désalignement. Le diélectrique situé à l'interface de collage s'est avéré difficile à caractériser en raison de l'intégration. Le claquage survenait initialement dans le BEOL où règne un champ électrique plus fort. Grâce à la conception de nouvelles structures de test (peignes-serpents 3D), nous sommes désormais en mesure de caractériser le diélectrique situé entre les plots de collage. Des mesures I(V) ont permis l'identification de deux mécanismes de conduction associés aux effets Schotky et Poole-Frenkel. Ces résultats n'indiquent en rien une diffusion de cuivre. Il faudrait pour cela conduire des tests BTS (*bias temperature stress*) afin d'étudier la fiabilité du diélectrique et le rôle du potentiel cuivre diffus. La mesure TVS (*triangular voltage sweep*) servant à mesurer la concentration en charges mobiles dans un diélectrique a été envisagée au cours de cette thèse, et est actuellement à l'essai.

En l'absence de diffusion du cuivre dans le SiO₂, nous avons anticipé les besoins de routage à l'interface de collage en proposant des interconnexions horizontales de longueur allant de 3,42 à 8,55 µm. La totalité des interconnexions est fonctionnelle, ce qui démontre la faisabilité de tels dispositifs. L'intégration impose la présence d'une interface Cu/SiO₂

provoquant la défaillance par électromigration des plots de collage 3,42 μm de long. En effet, l'interface Cu/SiO₂ constitue le chemin de diffusion préférentiel en raison de la faible énergie d'activation. Une extraction des paramètres de Black est nécessaire afin de valider le routage à l'interface et tester les interconnexions plus longues.

Outre la présence d'une interface Cu/SiO₂, **le désalignement est une cause de l'augmentation de résistance électrique des interconnexions** du fait du rétrécissement de la surface de contact des plots de collage inférieurs et supérieurs. Celle-ci demeure néanmoins inférieure à la section des vias. Dans ce cas, l'augmentation de résistance des interconnexions est négligeable en comparaison de celle provoquée par la variation du procédé de gravure des vias localisés en bord de plaque. En partant de ce constat, nous avons établi comme critère de pas d'interconnexion limite atteignable avec une précision d'alignement de 200 nm, la largeur de plot pour laquelle la surface de contact équivaut à la section du via. Le calcul donne un pas limite de 976 nm. **Sans contrainte d'alignement, le pas d'interconnexion limite serait d'environ 800 nm.** Réduire davantage le pas nécessite soit de supprimer les plots de collages afin de réaliser des interconnexions via-à-via, soit de changer d'intégration. L'intégration 3D séquentielle permet par exemple d'atteindre un pas de l'ordre de la dizaine de nanomètres grâce à la superposition des deux niveaux de transistors.

Enfin, une étude comparative de la robustesse de l'interface de collage et des interconnexions a été menée sur des daisy chains de pas de collage 7,2 et 1,44 μm .

Une étude préliminaire par simulation FEM a permis de localiser les contraintes thermomécaniques issues de la différence de dilatation du Cu et du SiO₂. Celles-ci sont situées à l'intersection de l'interface de collage et du bord des plots de collage. L'espacement entre les plots de 3,6 μm de large permet un relâchement des contraintes, contrairement aux plots de 720 nm. Malgré l'interface entièrement contrainte, **aucune défaillance n'a été observée suite aux tests de cyclage thermique.**

Nous avons réalisé des tests d'électromigration sur des daisy chains de pas de collage 7,2 et 1,44 μm . Bien que les deux distributions de temps à la défaillance présentent des pentes légèrement différentes, **l'analyse de défaillance pointe un unique mode de défaillance** déjà observé sur ces structures : formation d'une cavité par électromigration située dans l'amenée de courant en sortie de vias. Par la suite, des tests supplémentaires dans d'autres conditions de température et de courant devront confirmer, ou infirmer, la singularité du mode de défaillance pour le pas de collage 1,44 μm . **L'ensemble des tests paramétriques et tests de vieillissement valident le collage hybride Cu-SiO₂ à pas de collage 1,44 μm .** Le capteur d'image intégré au véhicule de test HARMONY est fonctionnel et le rétrécissement des plots de collages n'a pas d'effets sur ses propriétés opto-électroniques (figure 5.27).

Le mode de défaillance sera également à surveiller lors des tests d'électromigration sur daisy chains à faible pas d'interconnexion. La robustesse des interconnexions submicrométriques n'a pas pu être évaluée en raison du temps de fabrication des véhicules de test, de la mise en boîtiers et des tests de vieillissement. Néanmoins, **les tests paramétriques sont extrêmement prometteurs** puisqu'ils confirment déjà l'isolation électrique des interconnexions et un rendement de 100 % sur les daisy chains de 80 000 interconnexions.



FIGURE 5.27 – Photographie prise par le capteur d'image 3D stacked BSI intégré au véhicule de test HARMONY (pas de collage $1,44 \mu\text{m}$).

Bibliographie

- [ITR, 2007] (2007). International Technology Roadmap for Semiconductors, Interconnect. Rapport technique, SEMATECH, Austin, TX, USA.
- [Bus, 2016] (2016). Fraunhofer EMFT Signs Agreement to Implement ZiBond and DBI Technologies in MEMS Applications. <https://www.businesswire.com/news/home/20160915005451/en/Fraunhofer-EMFT-Signs-Agreement-Implement-ZiBond-DBI>. consulté le 24 septembre 2019.
- [Bus, 2017a] (2017a). Invensas dbi technology now available at smic. <https://www.businesswire.com/news/home/20171108005383/en/>. consulté le 24 septembre 2019.
- [Bus, 2017b] (2017b). OmniVision Signs License Agreement with Ziptronix. <https://www.businesswire.com/news/home/20170221005202/en/OmniVision-Signs-License-Agreement-Ziptronix>. consulté le 24 septembre 2019.
- [Aboelfotoh, 1990] ABOELFOTOH, M. (1990). Cuprous Oxide (Cu₂O) As an Effective Diffusion Barrier for Copper. Technical Disclosure Buletin.
- [Allen *et al.*, 1991] ALLEN, L. H., ZHANG, M. Y., MAYER, J. W., COLGAN, E. G. et YOUNG, R. (1991). Solutions to current crowding in circular vias for contact resistance measurements. *Journal of Applied Physics*, 70(1):253–258.
- [Andideh *et al.*, 2001] ANDIDEH, E., SCHERBAN, T., SUN, B., BLAINE, J., BLOCK, C. et JIN, B. (2001). Interfacial adhesion of copper-low k interconnects. In *Proceedings of the IEEE 2001 International Interconnect Technology Conference (Cat. No.01EX461)*, pages 257–259, Burlingame, CA, USA. IEEE.
- [Arnaud *et al.*, 1999] ARNAUD, L., TARTAVEL, G., BERGER, T., MARIOLLE, D., GOBIL, Y. et TOUET, I. (1999). Microstructure and electromigration in copper damascene lines. In *1999 IEEE International Reliability Physics Symposium Proceedings. 37th Annual (Cat. No.99CH36296)*, pages 263–269.
- [Atkins et De Paula, 2006] ATKINS, P. W. et DE PAULA, J. (2006). *Atkins' physical chemistry*. W. H. Freeman, New York.
- [Baker, 1972] BAKER, P. (1972). Preparation and properties of tantalum thin films. *Thin Solid Films*, 14(1):3–25.
- [Balluffi et Alexander, 1952] BALLUFFI, R. W. et ALEXANDER, B. H. (1952). Development of Porosity during Diffusion in Substitutional Solid Solutions. *Journal of Applied Physics*, 23(11):1237–1244.
- [Banthia *et al.*, 2018] BANTHIA, S., SENGUPTA, S., MALLIK, M., DAS, S. et DAS, K. (2018). Substrate effect on electrodeposited copper morphology and crystal shapes. *Surface Engineering*, 34(6):485–492.
- [Barbe et White, 1973] BARBE, D. F. et WHITE, M. H. (1973). A tradeoff analysis for CCD area imagers : front illuminated interline transfer vs. backslide illuminated frame transfer. In *CCD Applications Conference*, pages 13–20, San Diego, CA.
- [Barnes, 1952] BARNES, R. S. (1952). Effects associated with the Flow of Vacancies in Intermetallic Diffusion. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 65(7):512–525.

- [Baron, 2011] BARON, J. (2011). Market and supply chain analysis fo CMOS image sensor technologies.
- [Baudin, 2014] BAUDIN, F. (2014). *Contribution à l'étude des phénomènes mis en jeu par le collage direct à basse température de couches métalliques et oxydes métalliques*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.
- [Beilliard, 2015] BEILLIARD, Y. (2015). *Etude de l'integration du collage direct Cuivre-Oxyde pour l'élaboration d'une architecture 3D-SiC*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.
- [Beilliard et al., 2014] BEILLIARD, Y., MOREAU, S., CIOCCIO, L. D., COUDRAIN, P., ROMANO, G., NOWODZINSKI, A., AUSSINAC, F., JOUNEAU, P. ., ROLLAND, E. et SIGNAMARCHEIX, T. (2014). Advances toward reliable high density cu-cu interconnects by cu-sio2direct hybrid bonding. *In 2014 International 3D Systems Integration Conference (3DIC)*, pages 1–8.
- [Bertholet et al., 2007] BERTHOLET, Y., OLBRECHTS, B., LEJEUNE, B., RASKIN, J. et PARDOEN, T. (2007). Molecular bonding aided by dissipative inter-layers. *Acta Materialia*, 55(2):473–479.
- [Beyne et al., 2017] BEYNE, E., KIM, S., PENG, L., HEYLEN, N., DE MESSEMAEKER, J., OKUDUR, O. O., PHOMMAHAXAY, A., KIM, T., STUCCHI, M., VELENIS, D., MILLER, A. et BEYER, G. (2017). Scalable, sub 2m pitch, cu/sicn to cu/sicn hybrid wafer-to-wafer bonding technology. *In 2017 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM)*, pages 32.4.1–32.4.4.
- [Black, 1969] BLACK, J. R. (1969). Electromigration—a brief survey and some recent results. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 16(4):338–347.
- [Blech et Herring, 1976] BLECH, I. A. et HERRING, C. (1976). Stress generation by electromigration. *Applied Physics Letters*, 29(3):131–133.
- [Bo et al., 2010] BO, C., YAN-HUI, J., GONG-PING, L. et XI-MENG, C. (2010). Atomic diffusion in annealed CU/SiO₂/Si (100) system prepared by magnetron sputtering. *Chinese Physics B*, 19(2):026601.
- [Budiman et al., 2010] BUDIMAN, A., HAU-RIEGE, C., BAEK, W., LOR, C., HUANG, A., KIM, H., NEUBAUER, G., PAK, J., BESSER, P. et NIX, W. (2010). Electromigration-Induced Plastic Deformation in Cu Interconnects : Effects on Current Density Exponent, n, and Implications for EM Reliability Assessment. *Journal of Electronic Materials*, 39(11):2483–2488.
- [Cambou et Jaffard, 2015] CAMBOU, P. et JAFFARD, J.-L. (2015). Status of the CMOS Image Sensor Industry 2015. Rapport technique, Yole Developpement.
- [Cambou et Jaffard, 2017] CAMBOU, P. et JAFFARD, J.-L. (2017). Status of the CMOS Image Sensor Industry 2017. Rapport technique, Yole Developpement.
- [Carlson et Magee, 1978] CARLSON, D. E. et MAGEE, C. W. (1978). A SIMS analysis of deuterium diffusion in hydrogenated amorphous silicon. *Applied Physics Letters*, 33(1):81–83.
- [Carreau et al., 2007] CARREAU, V., MAÎTREJEAN, S., VERDIER, M., BRÉCHET, Y., ROULE, A., TOFFOLI, A., DELAYE, V. et PASSEMARD, G. (2007). Evolution of Cu microstructure and resistivity during thermal treatment of damascene line : Influence of line width and temperature. *Microelectronic Engineering*, 84(11):2723–2728.
- [Charalambides et al., 1989] CHARALAMBIDES, P. G., LUND, J., EVANS, A. G. et McMEEKING, R. M. (1989). A Test Specimen for Determining the Fracture Resistance of Bimaterial Interfaces. *Journal of Applied Mechanics*, 56(1):77.
- [Chemical Rubber Company et Lide, 2003] CHEMICAL RUBBER COMPANY et LIDE, D. R., éditeurs (2003). *CRC handbook of chemistry and physics : a ready-reference book of chemical and physical data*. CRC Press, Boca Raton, 84th ed édition.
- [Chen et al., 2012] CHEN, F., GAMBINO, J., SHINOSKY, M., AITKEN, J., HUANG, E., COHEN, S., YANG, C.-C., EDELSTEIN, D., WANG, Y., KANE, T. et KIOUSSIS, D. (2012). Experimental confirmation of electron fluence driven, Cu catalyzed interface breakdown model for low-k TDDB. pages 3A.3.1–3A.3.9. IEEE.

- [Chen *et al.*, 2004] CHEN, K. N., TAN, C. S., FAN, A. et REIF, R. (2004). Morphology and Bond Strength of Copper Wafer Bonding. *Electrochemical and Solid-State Letters*, 7(1):G14.
- [Chen *et al.*, 2000] CHEN, L., MAGTOTO, N., EKSTROM, B. et KELBER, J. (2000). Effect of surface impurities on the Cu/Ta interface. *Thin Solid Films*, 376(1-2):115–123.
- [Chen et Juang, 2016] CHEN, Y.-Y. et JUANG, J.-Y. (2016). Finite element analysis and equivalent parallel-resistance model for conductive multilayer thin films. *Measurement Science and Technology*, 27(7):074006.
- [Chery, 2014] CHERY, E. (2014). *Fiabilité des diélectriques low-k SiOCH poreux dans les interconnexions CMOS avancées*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.
- [Chiu, 2014] CHIU, F.-C. (2014). A Review on Conduction Mechanisms in Dielectric Films. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2014:1–18.
- [Cho *et al.*, 2013] CHO, J., YU, S., ROMA, M. P. C., MAGANTY, S., PARK, S., BERSCH, E., KIM, C. et SAPP, B. (2013). Mechanism of low-temperature copper-to-copper direct bonding for 3d TSV package interconnection. In *2013 IEEE 63rd Electronic Components and Technology Conference*, pages 1133–1140, Las Vegas, NV, USA. IEEE.
- [Cluzel *et al.*, 2002] CLUZEL, J., MONDON, F., BLACHIER, D., MORAND, Y., MARTEL, L. et REIMBOLD, G. (2002). Electrical characterization of copper penetration effects in silicon dioxide. In *2002 IEEE International Reliability Physics Symposium. Proceedings. 40th Annual (Cat. No.02CH37320)*, pages 431–432.
- [Collins et Carlson, 1957] COLLINS, C. B. et CARLSON, R. O. (1957). Properties of Silicon Doped with Iron or Copper. *Physical Review*, 108(6):1409–1414.
- [Davy, 1802] DAVY, H. (1802). An Account of a Method of copying Paintings upon Glass, and of making Profiles by the agency of Light upon Nitrate of Silver, invented by T. Wedgwood, Esq., with Observations by H. Davy. *Journal of the Royal Institution*, page 170.
- [Derby et Wallach, 1982] DERBY, B. et WALLACH, E. R. (1982). Theoretical model for diffusion bonding. *Metal Science*, 16(1):49–56.
- [Di Cioccio *et al.*, 2014] DI CIOCCIO, L., BAUDIN, F., GERGAUD, P., DELAYE, V., JOUNEAU, P.-H., RIEUTORD, F. et SIGNAMARCHEIX, T. (2014). Modeling and Integration Phenomena of metal-metal direct bonding technology. *ECS Transactions*, 64(5):339–355.
- [Di Cioccio *et al.*, 2008] DI CIOCCIO, L., GUEGUEN, P., GROSSI, F., LEDUC, P., CHARLET, B., ASSOUS, M., MATHEWSON, A., BRUN, J., HENRY, D., BATUDE, P., COUDRAIN, P., SILLON, N., CLAVELIER, L., POUPON, G. et SCANNEL, M. (2008). 3d technologies at CEA-leti minatec. In *4th International Conference and Exhibition on Device Packaging, IMAPS*, pages 318–324.
- [Di Cioccio *et al.*, 2011] DI CIOCCIO, L., GUEGUEN, P., TAIBI, R., LANDRU, D., GAUDIN, G., CHAPPAZ, C., RIEUTORD, F., DE CRECY, F., RADU, I., CHAPELON, L. et CLAVELIER, L. (2011). An overview of patterned metal/dielectric surface bonding : Mechanism, alignment and characterization. *Journal of the Electrochemical Society*, 158(6):P81–P86.
- [Doyen, 2009] DOYEN, L. (2009). *Caractérisation électrique de l'endommagement par électromigration des interconnexions en cuivre pour les technologies avancées de la microélectronique*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.
- [Edwards, 1991] EDWARDS, A. H. (1991). Interaction of H and H₂ with the silicon dangling orbital at the 111 Si/ SiO₂ interface. *Physical Review B*, 44(4):1832–1838.
- [Enquist, 2007] ENQUIST, P. (2007). High Density Bond Interconnect (DBI) technology for three dimensional integrated circuit applications. volume 970, pages 13–24.
- [Enquist, 2012] ENQUIST, P. (2012). Scalable direct bond technology and applications driving adoption. In *2011 IEEE International 3D Systems Integration Conference (3DIC), 2011 IEEE International*, pages 1–5.

- [Fontaine, 2015] FONTAINE, R. (2015). The state-of-the-art of mainstream CMOS image sensors. pages pp. 6–12.
- [Fossum, 1994] FOSSUM, E. (1994). Active pixel sensor with intra-pixel charge transfer. Patent. US 5471515.
- [Fournel *et al.*, 2012] FOURNEL, F., CONTINNI, L., MORALES, C., DA FONSECA, J., MORICEAU, H., RIEUTORD, F., BARTHELEMY, A. et RADU, I. (2012). Measurement of bonding energy in an anhydrous nitrogen atmosphere and its application to silicon direct bonding technology. *Journal of Applied Physics*, 111(10):104907.
- [Garrou, 2014] GARROU, P. E. (2014). Omnivision Roadmaps 3d stacking for CMOS Image Sensors; IC Insights Details Trends Shaping the IC Industry.
- [Gattinoni et Michaelides, 2015] GATTINONI, C. et MICHAELIDES, A. (2015). Atomistic details of oxide surfaces and surface oxidation : the example of copper and its oxides. *Surface Science Reports*, 70(3):424–447.
- [Gondcharton, 2015] GONDCHARTON, P. (2015). *Intégration du collage direct : couches minces métalliques et évolutions morphologiques*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.
- [Gonella *et al.*, 2000] GONELLA, R., MOTTE, P. et TORRES, J. (2000). Time-dependent-dielectric breakdown used to assess copper contamination impact on inter-level dielectric reliability. In *2000 IEEE International Integrated Reliability Workshop Final Report (Cat. No.00TH8515)*, pages 189–190.
- [Green et Keevers, 1995] GREEN, M. A. et KEEVERS, M. J. (1995). Optical properties of intrinsic silicon at 300 K. *Progress in Photovoltaics : Research and Applications*, 3(3):189–192.
- [Griffith, 1921] GRIFFITH, A. A. (1921). The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 221(582-593):163–198.
- [Grove, 1967] GROVE, A. S. (1967). *Physics and technology of semiconductor devices*. Wiley, New York, NY.
- [Gösele et Tong, 1998] GÖSELE, U. et TONG, Q.-Y. (1998). SEMICONDUCTOR WAFER BONDING. *Annual Review of Materials Science*, 28(1):215–241.
- [Gueguen *et al.*, 2009] GUEGUEN, P., DI CIOCCIO, L., GERGAUD, P., RIVOIRE, M., SCEVOLA, D., ZUSSY, M., CHARVET, A. M., BALLY, L., LAFOND, D. et CLAVELIER, L. (2009). Copper Direct-Bonding Characterization and Its Interests for 3d Integration. *Journal of The Electrochemical Society*, 156(10):H772.
- [Gueguen *et al.*, 2010] GUEGUEN, P., VENTOSA, C., CIOCCIO, L. D., MORICEAU, H., GROSSI, F., RIVOIRE, M., LEDUC, P. et CLAVELIER, L. (2010). Physics of direct bonding : Applications to 3d heterogeneous or monolithic integration. *Microelectronic Engineering*, 87(3):477–484.
- [Guillaumont, 2005] GUILLAUMONT, J.-F. (2005). *Étude de la résistivité et de l'électromigration dans les interconnexions destinées aux technologies des noeuds 90 nm - 32 nm*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.
- [Gupta *et al.*, 1992] GUPTA, D., VIEREGGE, K. et SRIKRISHNAN, K. V. (1992). Copper diffusion in amorphous thin films of 4% phosphorus-silicate glass and hydrogenated silicon nitride. *Applied Physics Letters*, 61(18):2178–2180.
- [Haisma *et al.*, 1995] HAISMA, J., SPIERINGS, G. A., MICHIELSEN, T. M. et ADEMA, C. L. (1995). Surface preparation and phenomenological aspects of direct bonding. *Philips Journal of Research*, 49(1-2):23–46.
- [Haruta *et al.*, 2017] HARUTA, T., NAKAJIMA, T., HASHIZUME, J., UMEBAYASHI, T., TAKAHASHI, H., TANIGUCHI, K., KURODA, M., SUMIHIRO, H., ENOKI, K., YAMASAKI, T., IKEZAWA, K., KITAHARA, A., ZEN, M., OYAMA, M., KOGA, H., TSUGAWA, H., OGITA, T., NAGANO, T.,

- TAKANO, S. et NOMOTO, T. (2017). 4.6 A 1/2.3inch 20mpixel 3-layer stacked CMOS Image Sensor with DRAM. In *2017 IEEE International Solid-State Circuits Conference (ISSCC)*, pages 76–77, San Francisco, CA, USA. IEEE.
- [Hau-Riege, 2004] HAU-RIEGE, C. S. (2004). An introduction to Cu electromigration. *Microelectronics Reliability*, 44(2):195–205.
- [He et Lu, 2012] HE, M. et LU, T.-M. (2012). Chapter 3 : Experimental Techniques. In *Metal-dielectric interfaces in gigascale electronics : thermal and electrical stability*, numéro v. 157 de Springer series in materials science. Springer, New York.
- [He et al., 2016] HE, R., FUJINO, M., YAMAUCHI, A., WANG, Y. et SUGA, T. (2016). Combined Surface Activated Bonding Technique for Low-Temperature Cu/Dielectric Hybrid Bonding. *ECS Journal of Solid State Science and Technology*, 5(7):P419–P424.
- [Hsu et al., 2011] HSU, C.-L., WEN-CHIN LIN, TENG-CHUN TSAI, HUANG, C. et WU, J.-Y. (2011). A model for post-CMP cleaning effect on TDDB. pages BD.3.1–BD.3.4. IEEE.
- [Hu et al., 2007] HU, C. ., GIGNAC, L., BAKER, B., LINIGER, E., YU, R. et FLAITZ, P. (2007). Impact of cu microstructure on electromigration reliability. In *2007 IEEE International Interconnect Technology Conference*, pages 93–95.
- [Hu et al., 2003] HU, C.-K., GIGNAC, L., LINIGER, E., HERBST, B., RATH, D. L., CHEN, S. T., KALDOR, S., SIMON, A. et TSENG, W.-T. (2003). Comparison of Cu electromigration lifetime in Cu interconnects coated with various caps. *Applied Physics Letters*, 83(5):869–871.
- [Hu et al., 2014] HU, C.-K., GIGNAC, L. G., OHM, J., BRESLIN, C. M., HUANG, E., BONILLA, G., LINIGER, E., ROSENBERG, R., CHOI, S. et SIMON, A. H. (2014). Microstructure, impurity and metal cap effects on cu electromigration. *AIP Conference Proceedings*, 1601(1):67–78.
- [Hu et al., 1999] HU, C.-K., ROSENBERG, R., KLAASEN, W. et STAMPER, A. (1999). Electromigration reliability study of submicron Cu interconnects. pages 691–697.
- [Irwin, 1948] IRWIN, G. (1948). Fracture Dynamics : Fracturing of Metals. *American Society for Metals*, pages 147–166.
- [Jaffard, 2016] JAFFARD, J.-L. (2016). European 3d Summit Imaging Technologies and applications Pioneers of TSV and 3d technologies.
- [JEDEC Standard, 2010] JEDEC STANDARD (2010). JEDEC P159a - Procedure for the Evaluation of Low-k/Metal Inter/Intra-Level Dielectric Integrity.
- [Johnson et al., 1971] JOHNSON, K. L., KENDALL, K. et ROBERTS, A. D. (1971). Surface Energy and the Contact of Elastic Solids. *Proceedings of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 324(1558):301–313.
- [Jourdon et al., 2019] JOURDON, J., LHOSTIS, S., MOREAU, S., BRESSON, N., SALOME, P. et FREMONT, H. (2019). Evaluation of hybrid bonding interface quality by contact resistivity measurement. *IEEE Transactions on Electron Devices*, PP:1–5.
- [Jourdon et al., 2018] JOURDON, J., LHOSTIS, S., MOREAU, S., CHOSSAT, J., ARNOUX, M., SART, C., HENRION, Y., LAMONTAGNE, P., ARNAUD, L., BRESSON, N., BALAN, V., EUVRARD, C., EXBRAYAT, Y., SCEVOLA, D., DELOFFRE, E., MERMOZ, S., MARTIN, A., BILGEN, H., ANDRE, F., CHARLES, C., BOUCHU, D., FARCY, A., GUILLAUMET, S., JOUVE, A., FREMONT, H. et CHERAMY, S. (2018). Hybrid bonding for 3d stacked image sensors : impact of pitch shrinkage on interconnect robustness. In *2018 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM)*, pages 7.3.1–7.3.4, San Francisco, CA. IEEE.
- [Jourdon et al., 2017] JOURDON, J., MOREAU, S., BOUCHU, D., LHOSTIS, S., BRESSON, N., GUIHEUX, D., BENEYTON, R., RENARD, S. et FRÉMONT, H. (2017). Effect of passivation annealing on the electromigration properties of hybrid bonding stack. In *2017 IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, pages MR–3.1–MR–3.6.

- [Jouve *et al.*, 2017] JOUVE, A., BALAN, V., BRESSON, N., EUVRARD-COLNAT, C., FOURNEL, F., EXBRAYAT, Y., MAUGUEN, G., SATER, M. A., BEITIA, C., ARNAUD, L., CHERAMY, S., LHOSTIS, S., FARCY, A., GUILLAUMET, S. et MERMOZ, S. (2017). 1m Pitch direct hybrid bonding with <300nm wafer-to-wafer overlay accuracy. pages 1–2. IEEE.
- [Kagawa, 2016] KAGAWA, Y. (2016). Novel Stacked CMOS Image Sensor with Advanced Cu₂cu Hybrid Bonding.
- [Kaloyeros et Eisenbraun, 2000] KALOYEROS, A. E. et EISENBRAUN, E. (2000). Ultrathin Diffusion Barriers/Liners for Gigascale Copper Metallization. *Annual Review of Materials Science*, 30(1):363–385.
- [Kim *et al.*, 2006] KIM, K.-S., JOO, Y.-C., KIM, K.-B. et KWON, J.-Y. (2006). Extraction of Cu diffusivities in dielectric materials by numerical calculation and capacitance-voltage measurement. *Journal of Applied Physics*, 100(6):063517.
- [Kim *et al.*, 2016] KIM, S.-K., DANESHGAR, S., D. CARTER, A., CHOE, M.-J., URTEAGA, M. et J. W. RODWELL, M. (2016). A 30 GSsample/s InP/CMOS sample-hold amplifier with active droop correction.
- [Kim *et al.*, 2015] KIM, S.-W., PENG, L., MILLER, A., BEYER, G., BEYNE, E. et LEE, C.-S. (2015). Permanent wafer bonding in the low temperature by using various plasma enhanced chemical vapour deposition dielectrics. pages TS7.2.1–TS7.2.4. IEEE.
- [Kirchheim et Kaeber, 1991] KIRCHHEIM, R. et KAEBER, U. (1991). Atomistic and computer modeling of metallization failure of integrated circuits by electromigration. *Journal of Applied Physics*, 70(1):172.
- [Koifman, 2009] KOIFMAN, V. (2009). Chipworks Reverse Engineers Omnivision 1.4um BSI Sensor. <http://image-sensors-world.blogspot.com/2009/09/chipworks-prepares-omnivision-14um-bsi.html>. consulté le 23 septembre 2019.
- [Koifman, 2018] KOIFMAN, V. (2018). Evg wafer bonding machine alignment accuracy improved to 50nm.
- [Konishi *et al.*, 2002] KONISHI, S., MORIYAMA, M. et MURAKAMI, M. (2002). Effect of annealing atmosphere on void formation in copper interconnects. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 43(7):1624–1628.
- [Lahoz *et al.*, 2015] LAHOZ, R., ESPINÓS, J. P., YUBERO, F., GONZÁLEZ-ELIPE, A. R. et de la FUENTE, G. F. (2015). “In situ” XPS studies of laser-induced surface nitridation and oxidation of tantalum. *Journal of Materials Research*, 30(19):2967–2976.
- [Lane *et al.*, 2003] LANE, M. W., LINIGER, E. G. et LLOYD, J. R. (2003). Relationship between interfacial adhesion and electromigration in Cu metallization. *Journal of Applied Physics*, 93(3):1417–1421.
- [Lecuyer *et al.*, 1992] LECUYER, S., QUEMERAIS, A. et JEZEQUEL, G. (1992). Composition of natural oxide films on polycrystalline tantalum using XPS electron take-off angle experiments. *Surface and Interface Analysis*, 18(4):257–261.
- [Lhostis *et al.*, 2016] LHOSTIS, S., FARCY, A., DELOFFRE, E., LORUT, F., MERMOZ, S., HENRION, Y., BERTHIER, L., BAILLY, F., SCEVOLA, D., GUYADER, F., GIGON, F., BESSET, C., PELLISSIER, S., GAY, L., HOTELLIER, N., LE BERRIGO, A. ., MOREAU, S., BALAN, V., FOURNEL, F., JOUVE, A., CHÉRAMY, S., ARNOUX, M., REBHAN, B., MAIER, G. A. et CHITU, L. (2016). Reliable 300 mm wafer level hybrid bonding for 3d stacked cmos image sensors. *In 2016 IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 869–876.
- [Li *et al.*, 2004] LI, B., SULLIVAN, T. D., LEE, T. C. et BADAMI, D. (2004). Reliability challenges for copper interconnects. *Microelectronics Reliability*, 44(3):365–380.
- [Li *et al.*, 2005] LI, Z., GORDON, R. G., FARMER, D. B., LIN, Y. et VLASSAK, J. (2005). Nucleation and Adhesion of ALD Copper on Cobalt Adhesion Layers and Tungsten Nitride Diffusion Barriers. *Electrochemical and Solid-State Letters*, 8(7):G182.

- [Lin *et al.*, 2005] LIN, M., LIN, Y., CHANG, K., SU, K. et WANG, T. (2005). Copper interconnect electromigration behaviors in various structures and lifetime improvement by cap/dielectric interface treatment. *Microelectronics Reliability*, 45(7-8):1061–1078.
- [Lloyd *et al.*, 2006] LLOYD, J., MURRAY, C., PONOTH, S., COHEN, S. et LINIGER, E. (2006). The effect of Cu diffusion on the TDDDB behavior in a low-k interlevel dielectrics. *Microelectronics Reliability*, 46(9-11):1643–1647.
- [Loke *et al.*, 1996] LOKE, A., CHANGSUP RYU, YUE, C., CHO, J. et WONG, S. (1996). Kinetics of copper drift in PECVD dielectrics. *IEEE Electron Device Letters*, 17(12):549–551.
- [Lyding *et al.*, 1996] LYDING, J. W., HESS, K. et KIZILYALLI, I. C. (1996). Reduction of hot electron degradation in metal oxide semiconductor transistors by deuterium processing. *Applied Physics Letters*, 68(18):2526.
- [Made *et al.*, 2011] MADE, R. I., PENG LAN, LI, H. Y., GAN, C. L. et TAN, C. S. (2011). Study of the evolution of Cu-Cu bonding interface imperfection under direct current stressing for three dimensional integrated circuits. pages 1–3. IEEE.
- [Martinez *et al.*, 2013] MARTINEZ, M., LEGROS, M., SIGNAMARCHEIX, T., BALLY, L., VERRUN, S., DI CIOCCIO, L. et DEGUET, C. (2013). Mechanisms of copper direct bonding observed by in-situ and quantitative transmission electron microscopy. *Thin Solid Films*, 530:96–99.
- [Maszara *et al.*, 1988] MASZARA, W. P., GOETZ, G., CAVIGLIA, A. et MCKITTERICK, J. B. (1988). Bonding of silicon wafers for silicon-on-insulator. *Journal of Applied Physics*, 64(10):4943–4950.
- [McBrayer, 1986] MCBRAYER, J. D. (1986). Diffusion of Metals in Silicon Dioxide. *Journal of The Electrochemical Society*, 133(6):1242.
- [Mehrer, 2007] MEHRER, H. (2007). *Diffusion in Solids*, volume 155 de *Springer Series in Solid-State Sciences*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- [Millet *et al.*, 2018] MILLET, L., VIGIER, M., SICARD, G., UHRING, W., MARGOTAT, N., GUELLEC, F. et MARTIN, S. (2018). A 5 Million Frames Per Second 3d Stacked Image Sensor With In-Pixel Digital Storage. In *ESSCIRC 2018 - IEEE 44th European Solid State Circuits Conference (ESSCIRC)*, pages 62–65, Dresden. IEEE.
- [Moody *et al.*, 1994] MOODY, N. R., VENKATARAMAN, S. K., BASTASZ, B., ANGELO, J. E. et GERBERICH, W. W. (1994). Hydrogen Effects on the Fracture of Thin Tantalum Nitride Films. *MRS Proceedings*, 356.
- [Moreau *et al.*, 2014] MOREAU, S., BEILLIARD, Y., COUDRAIN, P., BOUCHU, D., TAIBI, R. et DI CIOCCIO, L. (2014). Mass transport-induced failure in direct copper (Cu) bonding interconnects for 3-D integration. In *2014 IEEE International Reliability Physics Symposium*, pages 3E.2.1–3E.2.6, Waikoloa, HI, USA. IEEE.
- [Moreau *et al.*, 2016] MOREAU, S., BOUCHU, D., BALAN, V., BERRIGO, A.-L. L., JOUVE, A., HENRION, Y., BESSET, C., SCEVOLA, D., LHOSTIS, S., GUYADER, F., DELOFFRE, E., MERMOZ, S. et PRUVOST, J. (2016). Mass Transport-Induced Failure of Hybrid Bonding-Based Integration for Advanced Image Sensor Applications. pages 1940–1945. IEEE.
- [Myers *et al.*, 2013] MYERS, S., LIN, J., SOUZA, R. M., SPROUL, W. D. et MOORE, J. J. (2013). The to phase transition of tantalum coatings deposited by modulated pulsed power magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 214:38–45.
- [Nelson *et al.*, 1965] NELSON, R. S., MAZEY, D. J. et BARNES, R. S. (1965). The thermal equilibrium shape and size of holes in solids. *Philosophical Magazine*, 11(109):91–111.
- [Orowan, 1949] OROWAN, E. (1949). Fracture and strength of solids. *Reports on Progress in Physics*, 12(1):185–232.
- [P. J. W. Noble, 1968] P. J. W. NOBLE (1968). Self-scanned silicon image detector arrays. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 15(4):202–209.

- [Pain *et al.*, 2005] PAIN, B., CUNNINGHAM, T., NIKZAD, S., HOENK, M., JONES, T., WRIGLEY, C. et HANCOCK, B. (2005). A back-illuminated megapixel CMOS image sensor. Pasadena, CA : Jet Propulsion Laboratory, National Aeronautics and Space Administration, 2005.
- [Pan *et al.*, 2007] PAN, S., DING, S.-J., HUANG, Y., HUANG, Y.-J., ZHANG, D. W., WANG, L.-K. et LIU, R. (2007). High-temperature conduction behaviors of HfO₂/TaN-based metal-insulator-metal capacitors. *Journal of Applied Physics*, 102(7):073706.
- [Perez *et al.*, 2018] PEREZ, I., SOSA, V., GAMBOA, F., ELIZALDE GALINDO, J., ENRIQUEZ, J., MANI-GONZALEZ, P. et RODRÍGUEZ, C. (2018). *XPS depth profiling analysis of crystalline tantalum pentoxide films*.
- [PlöBl, 1999] PLÖBL, A. (1999). Wafer direct bonding : tailoring adhesion between brittle materials. *Materials Science and Engineering : R : Reports*, 25(1-2):1–88.
- [Proctor et Linholm, 1982] PROCTOR, S. et LINHOLM, L. (1982). A direct measurement of interfacial contact resistance. *IEEE Electron Device Letters*, 3(10):294–296.
- [Pryde et Tsong, 1971] PRYDE, J. et TSONG, I. (1971). A theory of the resistivity of high-concentration interstitial alloys with application to the tantalum-hydrogen and tantalum-deuterium systems. *Acta Metallurgica*, 19(12):1333–1338.
- [Radu *et al.*, 2010] RADU, I., LANDRU, D., GAUDIN, G., RIOU, G., TEMPESTA, C., LETERTRE, F., DI CIOCCIO, L., GUEGUEN, P., SIGNAMARCHEIX, T., EUVRARD, C., DECHAMP, J., CLAVELIER, L. et SADAKA, M. (2010). Recent developments of Cu-Cu non-thermo compression bonding for wafer-to-wafer 3d stacking. In *2010 IEEE International 3D Systems Integration Conference (3DIC)*, pages 1–6, Munich, Germany. IEEE.
- [Ramappa, 1999] RAMAPPA, D. A. (1999). Effects of Copper Contamination in Silicon on Thin Oxide Breakdown. *Journal of The Electrochemical Society*, 146(6):2258.
- [Ramm *et al.*, 2012] RAMM, P., LU, J. J.-Q. et TAKLO, M. M. V., éditeurs (2012). *Handbook of wafer bonding*. Wiley-VCH, Weinheim.
- [Rebhan *et al.*, 2018] REBHAN, B., SVOBODA, J. et PANHOLZER, M. (2018). A thermodynamic study of voiding phenomena in Cu–Cu thermo-compression wafer bonding. *Microsystem Technologies*, 24(1):815–822.
- [Rhodes *et al.*, 2009] RHODES, H., TAI, D., QIAN, Y., MAO, D., VENEZIA, V., ZHENG, W., XIONG, Z., Y LIU, C., C KU, K., MANABE, S., SHAH, A., SASIDHAR, S., CIZDZIEL, P., LIN, Z., ERCAN, A., BIKUMANDLA, M., YANG, R., MATAGNE, P., YANG, C. et H HSU, T. (2009). *The Mass Production of BSI CMOS Image Sensors*.
- [Rieutord *et al.*, 2001] RIEUTORD, F., EYMERY, J., FOURNEL, F., BUTTARD, D., OESER, R., PLANTEVIN, O., MORICEAU, H. et ASPAR, B. (2001). High-energy x-ray reflectivity of buried interfaces created by wafer bonding. *Physical Review B*, 63(12).
- [Rieutord *et al.*, 2006] RIEUTORD, F., MORICEAU, H., BENEYTON, R., CAPELLO, L., MORALES, C. et CHARVET, A.-M. (2006). Rough Surface Adhesion Mechanisms for Wafer Bonding. volume 3, pages 205–215. ECS.
- [Rode, 1984] RODE, J. (1984). HgCdTe hybrid focal plane. *Infrared Physics*, 24(5):443–453.
- [Roylance, 2001] ROYLANCE, D. (2001). Introduction to Fracture Mechanics.
- [Sart, 2019] SART, C. (2019). *Étude expérimentale et numérique des contraintes mécaniques dans les architectures tridimensionnelles sur silicium pour les applications d'imagerie*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble. (thèse de doctorat non publiée).
- [Sart *et al.*, 2016] SART, C., ESTEVEZ, R., FIORI, V., LHOSTIS, S., DELOFFRE, E., PARRY, G. et GONELLA, R. (2016). Cu/SiO₂ hybrid bonding : Finite element modeling and experimental characterization. pages 1–7. IEEE.

- [Sart *et al.*, 2015] SART, C., GALLOIS-GARREIGNOT, S., FIORI, V., KERMARREC, O., MOUTIN, C., TAVERNIER, C. et JAOUEN, H. (2015). Experimental and numerical investigations on Cu/low-k interconnect reliability during copper pillar shear test. pages 1594–1598. IEEE.
- [Sedky *et al.*, 2001] SEDKY, S., WITVROUW, A., BENDER, H. et BAERT, K. (2001). Experimental determination of the maximum post-process annealing temperature for standard CMOS wafers. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 48(2):377–385.
- [Shacham-Diamand, 1993] SHACHAM-DIAMAND, Y. (1993). Copper Transport in Thermal SiO₂. *Journal of The Electrochemical Society*, 140(8):2427.
- [Shirzadi *et al.*, 2001] SHIRZADI, A. A., ASSADI, H. et WALLACH, E. R. (2001). Interface evolution and bond strength when diffusion bonding materials with stable oxide films. *Surface and Interface Analysis*, 31(7):609–618.
- [Shortes *et al.*, 1973] SHORTES, S., CHAN, W., RHINES, W., BARTON, J. et COLLINS, D. (1973). Development of a thinned, backside-illuminated charge-coupled device imager. In *1973 International Electron Devices Meeting*, pages 415–415. IRE.
- [Stengl *et al.*, 1989] STENGL, R., TAN, T. et GÖSELE, U. (1989). A Model for the Silicon Wafer Bonding Process. *Japanese Journal of Applied Physics*, 28(Part 1, No. 10):1735–1741.
- [Sukegawa *et al.*, 2013] SUKEGAWA, S., UMEBAYASHI, T., NAKAJIMA, T., KAWANOBE, H., KOSEKI, K., HIROTA, I., HARUTA, T., KASAI, M., FUKUMOTO, K., WAKANO, T., INOUE, K., TAKAHASHI, H., NAGANO, T., NITTA, Y., HIRAYAMA, T. et FUKUSHIMA, N. (2013). A 1/4-inch 8mpixel back-illuminated stacked CMOS image sensor. In *2013 IEEE International Solid-State Circuits Conference Digest of Technical Papers*, pages 484–485, San Francisco, CA. IEEE.
- [Taïbi *et al.*, 2011] TAÏBI, R., DI CIOCCIO, L., CHAPPAZ, C., FRANCOU, M., DECHAMP, J., LARRE, P., MOREAU, S., CHAPELON, L. et FORTUNIER, R. (2011). Investigation of stress induced voiding and electromigration phenomena on direct copper bonding interconnects for 3d integration. In *2011 International Electron Devices Meeting*, pages 6.5.1–6.5.4.
- [Tadepalli, 2007] TADEPALLI, R. (2007). *Characterization and Requirements for Cu-Cu Bonds for Three-Dimensional Integrated Circuits*. Thèse de doctorat, MASSACHUSETTS INSTITUTE OF TECHNOLOGY.
- [Taïbi, 2012] TAÏBI, R. (2012). *Intégration 3D haute densité : comportement et fiabilité électrique d'interconnexions métalliques réalisées pas collage direct*. Thèse de doctorat, Université de Grenoble.
- [Taïbi *et al.*, 2010] TAÏBI, R., DI CIOCCIO, L., CHAPPAZ, C., CHAPELON, L., GUEGUEN, P., DECHAMP, J., FORTUNIER, R. et CLAVELIER, L. (2010). Full characterization of cu/cu direct bonding for 3d integration. In *2010 Proceedings 60th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 219–225.
- [Takagi *et al.*, 1996] TAKAGI, H., KIKUCHI, K., MAEDA, R., CHUNG, T. R. et SUGA, T. (1996). Surface activated bonding of silicon wafers at room temperature. *Applied Physics Letters*, 68(16):2222–2224.
- [Takeuchi *et al.*, 2005] TAKEUCHI, H., WUNG, A., SUN, X., HOWE, R. et KING, T.-J. (2005). Thermal Budget Limits of Quarter-Micrometer Foundry CMOS for Post-Processing MEMS Devices. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 52(9):2081–2086.
- [Tokuda *et al.*, 2003] TOKUDA, N., KANDA, T., YAMASAKI, S., MIKI, K. et YAMABE, K. (2003). Leakage Current Distribution of Cu-Contaminated Thin SiO₂. *Japanese Journal of Applied Physics*, 42(Part 2, No. 2B):L160–L162.
- [Tompsett, 1971] TOMPSETT, M. (1971). Charge transfer imaging devices. Patent. US 05285054.
- [Tong et Gösele, 1999] TONG, Q.-Y. et GÖSELE, U. (1999). *Semiconductor wafer bonding : science and technology*. The Electrochemical Society series. John Wiley, New York.

- [Tsau *et al.*, 2004] TSAU, C., SPEARING, S. et SCHMIDT, M. (2004). Characterization of Wafer-Level Thermocompression Bonds. *Journal of Microelectromechanical Systems*, 13(6):963–971.
- [Turner *et al.*, 2000] TURNER, K. T., AYON, A. A., CHOI, D., MILLER, B. et SPEARING, S. M. (2000). Characterization of Silicon Fusion Bonds Using a Four-Point Bend Specimen. *MRS Proceedings*, 657.
- [Tōyama, 1983] TŌYAMA, N. (1983). Copper impurity levels in silicon. *Solid-State Electronics*, 26(1):37–46.
- [van der Straten *et al.*, 2014] van der STRATEN, O., ZHANG, X., MOTOYAMA, K., PENNY, C., MANISCALCO, J. et KNUPP, S. (2014). ALD and PVD Tantalum Nitride Barrier Resistivity and Their Significance in via Resistance Trends. *ECS Transactions*, 64(9):117–122.
- [Ventosa *et al.*, 2009] VENTOSA, C., MORALES, C., LIBRALESSO, L., FOURNEL, F., PAPON, A. M., LAFOND, D., MORICEAU, H., PENOT, J. D. et RIEUTORD, F. (2009). Mechanism of Thermal Silicon Oxide Direct Wafer Bonding. *Electrochemical and Solid-State Letters*, 12(10):H373.
- [Ventosa *et al.*, 2008] VENTOSA, C., RIEUTORD, F., LIBRALESSO, L., MORALES, C., FOURNEL, F. et MORICEAU, H. (2008). Hydrophilic low-temperature direct wafer bonding. *Journal of Applied Physics*, 104(12):123524.
- [Viana *et al.*, 2001] VIANA, C. E., SILVA, A. N. R. d., MORIMOTO, N. I. et BONNAUD, O. (2001). Analysis of SiO₂ Thin Films Deposited by PECVD Using an Oxygen-TEOS-Argon Mixture. *Brazilian Journal of Physics*, 31(2):299–303.
- [Vilmay *et al.*, 2009] VILMAY, M., ROY, D., BLONKOWSKI, S., VOLPI, F. et CHAIX, J.-M. (2009). Capacitance variation under electrical stress of SiOCH low-k dielectrics for the advanced 45nm technology node and beyond. In *2009 IEEE International Integrated Reliability Workshop Final Report*, pages 106–110, South Lake Tahoe, CA, USA. IEEE.
- [von Fintel, 2015] von FINTEL, R. (2015). Modern CMOS Cameras as Replacements for CCD Cameras.
- [W. S. Boyle et G. E. Smith, 1970] W. S. BOYLE et G. E. SMITH (1970). Charge coupled semiconductor devices. *The Bell System Technical Journal*, 49(4):587–593.
- [Watanabe et Fukai, 1980] WATANABE, K. et FUKAI, Y. (1980). Electrical resistivity due to interstitial hydrogen and deuterium in V, Nb, Ta and Pd. *Journal of Physics F : Metal Physics*, 10(8):1795–1801.
- [Willis et Lang, 2004] WILLIS, B. G. et LANG, D. V. (2004). Oxidation mechanism of ionic transport of copper in SiO₂ dielectrics. *Thin Solid Films*, 467(1-2):284–293.
- [Yamakawa *et al.*, 1986] YAMAKAWA, K., NUNOGAKI, K. et EIICHI FUJITA, F. (1986). Isotope Effect in Hydrogen Diffusion in Copper. *Journal of the Physical Society of Japan*, 55(3):877–884.
- [Yarema *et al.*, 2013] YAREMA, R., DEPTUCH, G., HOFF, J., KHALID, F., LIPTON, R., SHENAI, A., TRIMPL, M. et ZIMMERMAN, T. (2013). Vertically integrated circuit development at Fermilab for detectors. *Journal of Instrumentation*, 8(01):C01052.
- [Zar, 1996] ZAR, J. H. (1996). *Biostatistical Analysis*. Prentice Hall.
- [Zhu *et al.*, 2002] ZHU, Y., MIMURA, K. et ISSHIKI, M. (2002). Oxidation Mechanism of Copper at 623-1073 K. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 43(9):2173–2176.

Annexe A

Séparation des populations centre et bord de plaque

Position du problème

Les tests paramétriques montrent que la résistance électrique d'une daisy chain dépend de la position de celle-ci sur la plaque : plus une structure de test est située en bord de plaque, plus elle est résistive. Les interconnexions en périphérie possèdent des vias plus étroits du fait des variations du procédé de gravure, d'où une résistance plus élevée. Nous pouvons alors classer les puces en deux catégories : celles au centre de la plaque, aussi appelées population de cœur, et celles en bord de plaque (figure A.1a). Afin d'étudier les variantes technologiques du procédé de fabrication, nous devons comparer des populations identiques. Lorsque l'on représente la distribution de résistance des daisy chains (figure A.1b), graphiquement, la population bord de plaque correspond à une queue de distribution de faible pente. Mais ce critère dépend de l'appréciation de la personne qui lit le graphe, et donc, ne permet pas une analyse rigoureuse. Nous préférons alors un critère mathématique.

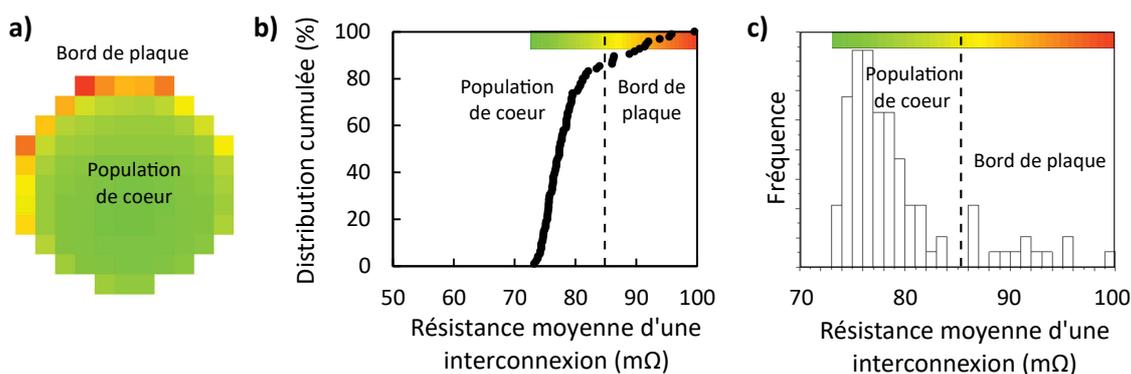


FIGURE A.1 – (a) Cartographie, (b) distribution cumulée et (c) histogramme de la résistance moyenne d'une interconnexion de DC30k-3,6 μ m-16vias (M3EM). Les populations de cœur et bord de plaque figurent sur chaque représentation.

Établir un critère mathématique

La représentation des résistances par un histogramme permet de visualiser les deux populations (figure A.1c). Pour une DC30k-3,6 μ m-16vias, le groupe situé dans l'intervalle [72 m Ω ; 84 m Ω] correspond à la population de cœur et le groupe situé dans l'intervalle [86 m Ω ; 100 m Ω] correspond à la population bord de plaque. La population de cœur semble suivre une normale.

Nous proposons alors d'appliquer un test de normalité à un nombre N de puces, variant entre 66 et 95. La borne inférieure doit être inférieure à la frontière centre/borde de plaque. Nous avons choisi arbitrairement le nombre 66 qui correspond à 69 % de la population totale, et satisfait cette condition. Le nombre 95 correspond au nombre de puces d'un véhicule de test M3EM. Si N est trop petit, ou trop grand, la loi normale n'est pas représentative de la population (figure A.2a.c). La partie de la population qui satisfait le plus le test de normalité est définie comme étant la population de cœur (figure A.2b).

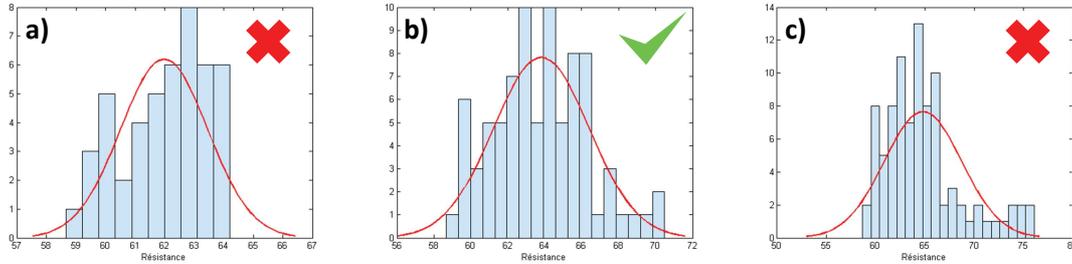


FIGURE A.2 – Superposition d'une loi normale aux histogrammes (a) d'une partie de la population de cœur, (b) de la population de cœur et (c) de la population totale. Les valeurs représentées sont les résistances moyennes d'une interconnexion de DC100-3,6 μ m-16vias (M3EM).

Test d'Agostino

Le test d'Agostino, ou test K^2 d'Agostino-Pearson, est un test de normalité basé sur les coefficients d'asymétrie et d'aplatissement. Si ces deux indicateurs diffèrent simultanément de la valeur de référence 0, alors la distribution empirique n'est pas compatible avec la loi normale. Ce test est considéré plus puissant que le test de Kolmogorov-Smirnov, et moins sensible aux ex-aequo que le test de Shapiro-Wilk.

Calcul du coefficient d'asymétrie centré-réduit.

$$g_1 = \frac{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^3}{\left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2\right)^{\frac{3}{2}}}$$

$$A = g_1 \sqrt{\frac{(n+1)(n+3)}{6(n-2)}}$$

$$B = \frac{3(n^2 + 27n - 70)(n+1)(n+3)}{(n-2)(n+5)(n+7)(n+9)}$$

$$C = \sqrt{2(B-1)} - 1$$

$$D = \sqrt{C}$$

$$E = \frac{1}{\sqrt{\ln(D)}}$$

$$F = \frac{A}{\sqrt{\frac{2}{C-1}}}$$

$$z_1 = E \ln(F + \sqrt{F^2 + 1})$$

Calcul du coefficient d'aplatissement centré-réduit.

$$g_2 = \frac{n(n+1)}{(n-1)(n-2)(n-3)} \sum_{i=1}^n \left(\frac{x_i - \bar{x}}{s} \right)^4 - \frac{3(n-1)^2}{(n-2)(n-3)}$$

$$G = \frac{24n(n-2)(n-3)}{(n+1)^2(n+3)(n+5)}$$

$$H = \frac{(n-2)(n-3)g_2}{(n+1)(n-1)\sqrt{G}}$$

$$J = \frac{6(n^2 - 5n + 2)}{(n+7)(n+9)} \sqrt{\frac{6(n+3)(n+5)}{n(n-2)(n-3)}}$$

$$K = 6 + \frac{8}{J} \left(\frac{2}{J} + \sqrt{1 + \frac{4}{J^2}} \right)$$

$$L = \frac{1 - \frac{2}{K}}{1 + H\sqrt{\frac{2}{K-4}}}$$

$$z_2 = \frac{1 - \frac{2}{9K} - L^{\frac{1}{3}}}{\sqrt{\frac{2}{9K}}}$$

La statistique du test K^2 d'Agostino-Pearson s'écrit alors :

$$K^2 = z_1^2 + z_2^2$$

Nous utiliserons cette statistique pour établir un critère mathématique permettant de différencier les deux populations.

Méthodologie

De nombreux calculs sont nécessaires pour obtenir la valeur de K^2 . Le calcul de K^2 doit être fait pour plusieurs valeurs de N , plusieurs types de daisy chains et plusieurs plaques. Celui-ci a été automatisé grâce à un programme Scilab dont l'algorithme simplifié est présenté en figure A.3a. Nous présentons un exemple de K^2 en fonction de N (figure A.4a), avec pour valeurs d'entrée les résistances de DC30k-3,6 μ m-16via du véhicule de test M3EM (figure A.4b).

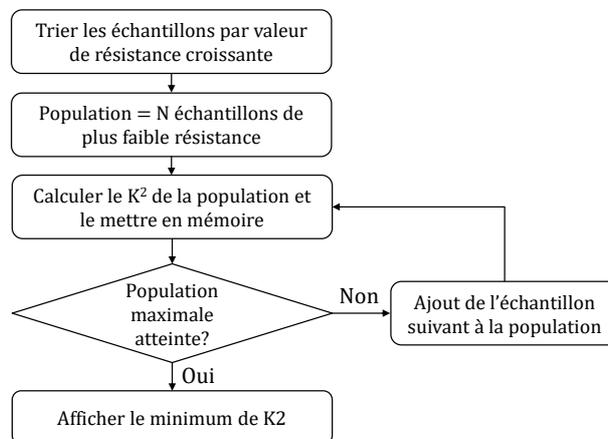


FIGURE A.3 – Algorithme de calcul de K^2 .

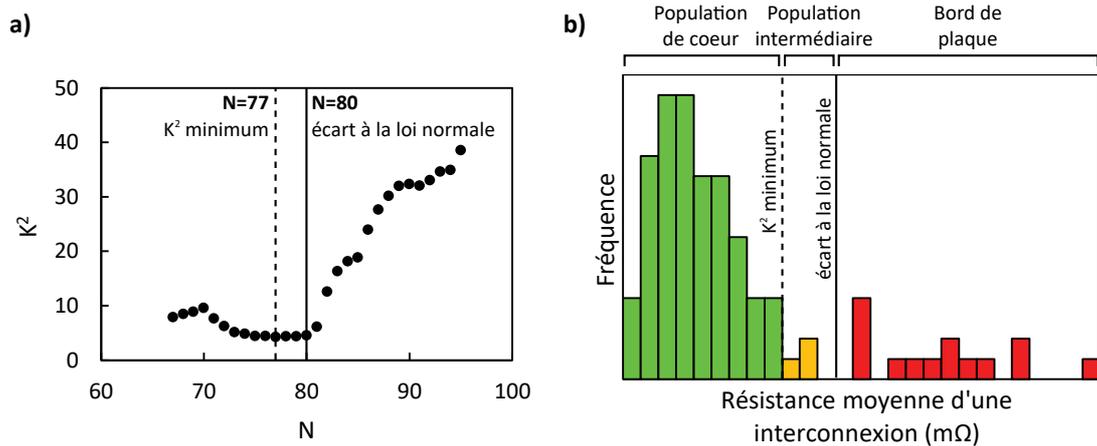


FIGURE A.4 – (a) Résultat du test de normalité en fonction du nombre de puces considérées. (b)

Tableau A.1 – Comparaison des populations de cœur obtenues avec les critères K^2 minimal et écart à la loi normale pour quatre daisy chains.

Critère	K^2 minimal			Écart à la loi normale		
	K^2	N	% pop.	K^2	N	% pop.
DC100-3,6 μ m-16via	4,3	79	83	8,3	83	87
DC100-3,6 μ m-4via	2,7	67	71	14,2	82	86
DC30k-3,6 μ m-16via	4,2	77	81	4,5	80	84
DC30k-3,6 μ m-4via	2,0	72	76	10,5	81	85

La valeur minimale de K^2 est 4,19, et elle est atteinte pour $N=77$, soit 81 % de la population totale. La statistique K^2 suit une loi du χ^2 à deux degrés de liberté. Pour un risque α , la région critique du test s'écrit :

$$K^2 > \chi_{1-\alpha}^2$$

Pour $\alpha = 0,05$, le seuil critique est $\chi_{0,95}^2 = 5,99$.

Nous avons $K^2 < \chi_{0,95}^2$, ainsi la distribution pour $N = 77$ suit une loi normale. En reportant la résistance correspondante dans la représentation en histogramme des résistances, seule une partie de la population de cœur est prise en compte, et une population intermédiaire en orange subsiste (figure A.4b). Nous cherchons alors un autre critère que le minimum de K^2 pour définir la population de cœur. Nous remarquons sur la figure A.4a que la valeur K^2 augmente soudainement pour $N = 80$. Cette augmentation traduit une incompatibilité de la distribution avec la loi normale. En reportant la résistance de la puce 80 dans l'histogramme, la population intermédiaire est incluse dans la population de cœur. Nous établissons alors le critère suivant : une puce ne fait pas partie de la population de cœur lorsque la distribution ne suit plus une loi normale.

Nous comparons ensuite les populations de cœur obtenues à partir des deux critères trouvés dans le subsection* précédent. Le tableau A.1 regroupe le pourcentage que représente la population de cœur, et K^2 obtenus pour quatre daisy chains : DC100-3,6 μ m-16vias, DC100-3,6 μ m-4vias, DC30k-3,6 μ m-16vias et DC30k-3,6 μ m-4vias.

Le premier critère « minimum de K^2 » est sensible au nombre de vias. En effet, il y a un écart de 10 % entre les populations de cœur des interconnexions à 16 et à 4 vias. De plus, la distribution de résistance des daisy chains à 4 vias suivent d'avantage une loi normale car les minimums de K^2 sont 2,7 et 2,0, contre 4,3 et 4,2 pour les daisy chains de 16 vias. Dans tous les cas, K^2 est inférieur au seuils critique de 5,99 défini précédemment. Le second critère « écart à

la loi normale » est peu sensible au nombre de vias puisque la population de cœur est comprise entre 84 et 87 % de la population totale. En revanche, K^2 est supérieur au seuil critique. Cet écart à la loi normale s'explique par l'asymétrie apportée par la population intermédiaire. Nous souhaitons comparer des populations de même effectif, ainsi, nous choisissons le second critère pour déterminer la population de cœur en prenant arbitrairement comme valeur limite 86 % de la population totale.

Conclusion

Grâce au test d'Agostino, il a été possible de proposer un critère mathématique pour définir la population de cœur. Ce critère basé sur la compatibilité de la distribution des résistances électrique avec une loi normale a l'avantage d'être peu sensible au type de daisy chain. L'effectif de la population de cœur est fixé à 86 % de la population totale.