

Chapitre II

Développement d'une méthode inédite de caractérisation *in operando* du phénomène d'électromigration dans les interconnexions 3D

A. Réalisation du banc de test	64
A.I. Choix de la technique d'imagerie	64
A.II. Accélération du vieillissement par la température.....	67
A.III. Accélération du vieillissement par l'injection du courant d'électromigration	69
A.IV. Caractérisation électrique de la dégradation	69
A.V. Conclusion	70
B. Validation de la méthodologie et des choix techniques	72
B.I. Structure de test et préparation d'échantillons associée	72
B.I.1. Méthode pour forcer la localisation des défauts	72
B.I.2. Préparation d'échantillons pour des micrographies MEB de qualité	74
B.II. Choix des conditions expérimentales	75
B.III. Caractérisation de la dégradation par électromigration	77
B.III.1. Comportement électrique de l'échantillon	77
B.III.2. Évolution du défaut tueur	78
B.III.2.a. Cinétique d'évolution	78
B.III.2.b. Allongement de la durée de vie par effet réservoir	83
B.III.2.c. Chemin préférentiel de diffusion	83
B.III.3. Relation entre évolutions de la résistance et du défaut tueur	84
C. Conclusion	89

Comme le démontrent les études présentées au chapitre précédent, du fait de leurs dimensions, les risques de défaillance par électromigration dans les interconnexions 3D sont actuellement faibles. Cependant, celles-ci modifient l'environnement mécanique des interconnexions du BEO, impliquant la nécessité d'étudier leur fiabilité dans le cadre de l'intégration 3D. De plus, les feuilles de route conjecturent la diminution de la taille des interconnexions 3D jusqu'à des dimensions comparables aux niveaux épais du BEO. Dans ce contexte, la densité de courant augmentera et les risques de défaillance liés à l'électromigration s'accroîtront. L'étude de ce phénomène est donc pleinement justifiée.

Le développement d'un modèle prédictif de la dégradation requiert de comprendre précisément le phénomène d'électromigration, donc de l'observer. Pour y parvenir, il est nécessaire de développer une méthode de caractérisation, dont la présentation est l'objet de ce chapitre.

Tout d'abord, les caractéristiques techniques du banc de test et sa réalisation sont détaillés. Ensuite, la méthodologie est appliquée à un cas concret afin d'être validée.

A. Réalisation du banc de test

Afin de comprendre précisément le phénomène d'électromigration, il est nécessaire de l'observer. Pour répondre à cet objectif, le chapitre I a démontré l'avantage d'utiliser les méthodes de caractérisation *in operando*.

Pour étudier une technologie au regard du phénomène d'électromigration, il est nécessaire de se placer dans les conditions des essais accélérés. Concrètement, cela signifie être en mesure d'injecter un courant et de chauffer l'échantillon. Il est également requis de caractériser la dégradation. La mesure de la résistance électrique est indispensable pour la comparaison avec les résultats publiés dans la littérature, mais ne suffit pas pour analyser précisément le mécanisme de défaillance. Pour y parvenir, il est nécessaire d'être en capacité d'observer la morphologie du défaut. Pour cette raison, le choix se porte sur les techniques d'imagerie. La figure 2.1 résume le besoin de la méthode expérimentale.

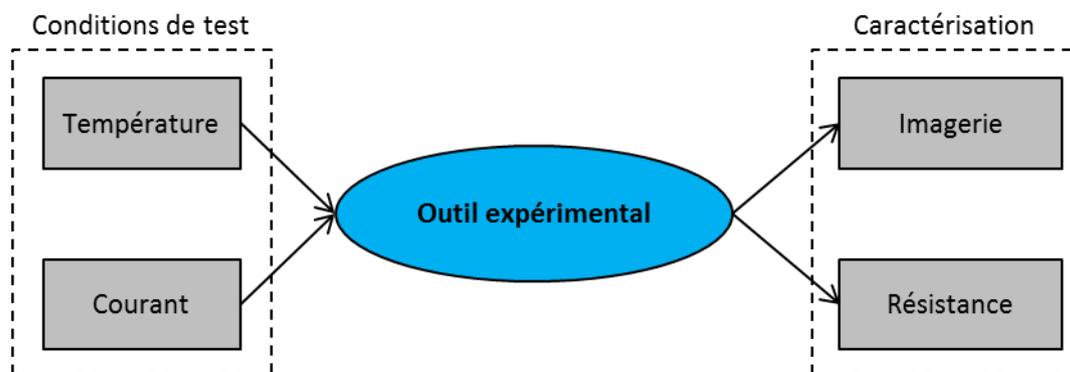


Figure 2.1 : synthèse du besoin

La technique d'imagerie est l'élément caractéristique de l'étude. Pour cette raison, cette partie commence par expliquer son choix. Ensuite, les exigences concernant les conditions de tests et la réalisation technique sont précisées. Enfin, la dernière partie concerne la caractérisation électrique de l'échantillon.

A.1. Choix de la technique d'imagerie

La microscopie couvre un large champ de techniques : optique, ionique, électronique, rayons X, etc.

Pour trouver la technique adaptée à l'étude du mécanisme d'endommagement par électromigration, le besoin est listé ci-dessous, sans ordre hiérarchique.

1. Comme un banc de test est requis pour réaliser les conditions d'électromigration, il est nécessaire d'avoir une place suffisante dans l'équipement. Le besoin de chauffer l'échantillon à plus de 300 °C implique également que toutes les pièces de l'équipement supportent une telle température.
2. La durée de vie des échantillons étant supérieure à la centaine d'heures, l'équipement doit pouvoir être utilisé en continu sur une telle durée. Pour réaliser plusieurs études, sa disponibilité à plusieurs reprises sur une période de trois ans est également nécessaire.
3. Afin de suivre l'évolution de la dégradation, la technique de caractérisation doit être non destructive.

Cette condition retire la microscopie ionique de la liste des techniques utilisables.

4. Afin de ne pas rater d'événement majeur de la dégradation, la durée des caractérisations doit être inférieure à une dizaine de minutes.
5. Une résolution latérale de l'ordre de la dizaine de nanomètres est requise pour observer la nucléation des cavités.
Les microscopies optique et infrarouge ne répondent pas à cette exigence.
6. Bien que la taille des zones à caractériser atteigne la centaine de micromètres carrés, il n'y a pas de restriction sur la capacité de la méthode à les observer en une seule fois.
7. Une profondeur d'analyse d'environ 1 μm est également requise.
Cette condition élimine les techniques de microscopie à sonde locale ou la caractérisation EBSD¹.
8. Le niveau de contraintes mécaniques de l'échantillon influence le phénomène d'électromigration. La méthode d'observation doit donc être réalisable en conservant l'environnement de la structure de test.
Il n'est donc pas envisageable d'utiliser la microscopie électronique à transmission, qui nécessite de réaliser des échantillons sous forme lamelles d'une épaisseur inférieure à 100 nm.
9. Si une préparation d'échantillons est nécessaire, elle doit préserver les différents matériaux impliqués dans la dégradation. Il s'agit notamment de ne pas modifier le mécanisme de dégradation dans le cas où une interface intervient comme chemin préférentiel de diffusion atomique. Dans le cas de la technologie TSV présentée au chapitre précédent, il est par exemple fondamental de conserver la couche de passivation.
10. La technique de caractérisation doit être compatible avec les conditions de test. Il ne doit pas y avoir d'influence de la mesure sur l'essai, et inversement.

Pour répondre à l'ensemble de ces conditions, le choix s'est porté sur la microscopie électronique à balayage.

La technique est simple d'utilisation, avec un temps de réalisation d'une micrographie inférieur à une minute. À 30 kV, sa profondeur d'analyse est d'environ 2 μm dans le cuivre, d'après la formule de Kanaya et Okayama [KANAYA1972]). À cette même énergie, la passivation protectrice de l'échantillon est transparente aux électrons du faisceau.

L'équipement retenu est un modèle JSM-7500F (figure 2.2) du fabricant japonais JEOL. Il est utilisable pour des campagnes de test qui durent jusqu'à 2 semaines. Le fabricant annonce une résolution latérale de 1 nm pour une tension d'accélération de 15 kV. Cet équipement, qui appartient au Laboratoire des Technologies de la Microélectronique (CNRS-Université Joseph Fourier-CEA), est notamment résistant aux hautes températures. En effet, à l'inverse d'autres MEB, il ne comporte pas d'éléments sensibles aux hautes températures.

¹ *Electron BackScatter Diffraction*, ou diffraction des électrons rétrodiffusés



Figure 2.2 : MEB JEOL 7500F utilisé pour l'expérience *in operando* (photo commerciale)

Cependant, la dixième condition n'est pas entièrement satisfaite, car le balayage de l'échantillon par un faisceau d'électrons est susceptible de modifier la mesure de résistance électrique.

Tout d'abord, l'apport d'électrons à la surface de l'échantillon est susceptible de fausser la mesure de la résistance électrique du fait de l'augmentation du courant (équation (2.1)). Cependant, si un tel résultat est reporté dans la littérature, il concerne des structures à l'échelle nanoscopique [NOYONG2007]. De plus, dans le cas du test d'électromigration, l'intensité du faisceau, voisine de quelques microampères, est négligeable devant la dizaine de milliampères injectés dans la structure de test.

$$R = \frac{U}{I_{mesure} + I_{faisceau}} \quad (2.1)$$

L'autre source d'erreur possible est l'augmentation de la température de l'échantillon induite par l'apport énergétique générée lors du balayage électronique de la surface de l'échantillon [STAHLMECKER2007]. Le faisceau d'électrons, d'intensité 12 μ A, est accéléré à une tension de 30 kV. Au maximum, il transmet donc à l'échantillon une puissance de 36 mW. Cette valeur est environ le triple de celle apportée par effet Joule, 12,5 mW, pour l'échantillon dont la résistance vaut environ 20 Ω à 350 $^{\circ}$ C, avec un courant injecté de 25 mA. Cependant, à l'inverse de l'effet Joule, le faisceau d'électrons n'apporte de l'énergie que localement est sur une durée inférieure à 10 min. Son influence est donc limitée.

En conclusion, il n'est pas attendu que le faisceau d'électrons ait un impact significatif sur l'essai d'électromigration.

Cette partie a présenté l'équipement de caractérisation qui répond à la totalité des critères définis. Le choix de la microscopie électronique à balayage est validé par les nombreux travaux de la littérature qui l'utilisent pour des études similaires sur le BEoL.

La partie suivante détaille la gestion de la température.

A.II. Accélération du vieillissement par la température

Le chapitre I a souligné l'importance de la température comme accélérateur du vieillissement. Pour cette raison, il est indispensable que le banc de test soit en mesure de chauffer l'échantillon et de le maintenir à la température souhaitée.

Le système de chauffe doit avoir la capacité de chauffer l'échantillon jusqu'à 350 °C, pour être compatible avec la caractérisation de différentes technologies d'interconnexions.

Par ailleurs, l'objectif à atteindre en termes de stabilité thermique est une température constante pendant plusieurs centaines d'heures, à plus ou moins 2 °C. Ses variations doivent rester inférieures à 0,5 °C/10 h [MEYER2007].

La méthode choisie pour répondre au cahier des charges est un chauffage par effet Joule. Un courant de quelques ampères est injecté par une alimentation HP 6002A dans un filament résistif en tantale. Il est placé dans une céramique, sur laquelle repose un boîtier DIL-16, dans lequel est collé l'échantillon. Ainsi, la chaleur évacuée par le filament est transmise par conduction à l'échantillon. La figure 2.3 illustre le système. L'ensemble est fixé sur un porte-échantillon en laiton, adapté pour l'expérience, afin d'être introduit dans la chambre du MEB.

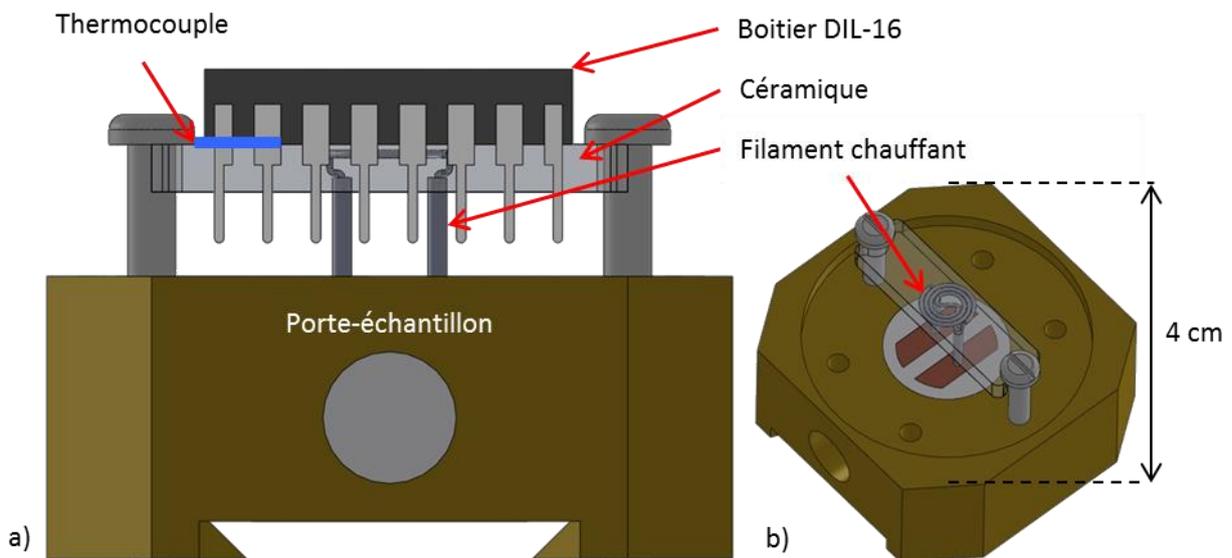


Figure 2.3 : illustration (SolidWorks®) du système développé
La figure b) révèle le filament en tantale autour duquel est coulée la céramique

Pour assurer que la température est à la valeur souhaitée, deux thermocouples de type K sont placés entre le boîtier DIL-16 et la céramique. Leur gamme de fonctionnement s'étend de 0 à 800 °C. L'un des thermocouples est relié à un afficheur/régulateur de température. L'autre est connecté à un multimètre Keithley 2400, piloté par LabVIEW®, afin d'enregistrer la valeur de température au cours du temps. De plus, la température est vérifiée par le calcul avec le coefficient thermique de résistance.

L'utilisation d'un bouclier thermique dans la chambre du MEB pour éviter l'échauffement de pièces sensibles n'est pas requise, contrairement à certaines études [MEYER2002].

Le lien entre courant injecté et température dépend uniquement du système, c'est-à-dire qu'aucun facteur extérieur ne le modifie. Une calibration détermine donc l'intensité du courant à injecter en continu pour atteindre différentes températures (voir figure 2.4).

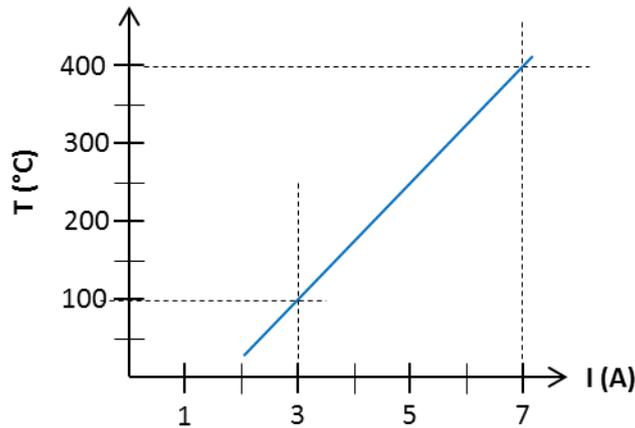


Figure 2.4 : calibration de la température de test en fonction de l'intensité de courant injectée dans le filament

Avec cette méthode, les deux objectifs concernant la stabilité de la température sont atteints. Comme elle est mesurée avec le thermocouple, il reste possible d'ajuster manuellement le courant injecté en cours d'expérience.

Une autre méthode est également envisagée pour maintenir la température à la valeur souhaitée. Elle consiste en l'utilisation d'un régulateur, qui alterne des phases où il conduit le courant avec des phases où il ouvre le circuit (figure 2.5). Son rôle est de maintenir la température à la valeur de consigne. Grâce aux réglages de paramètres PID¹ du contrôleur, le temps de chaque phase est calculé en considérant la réponse directe de l'échantillon et l'inertie du système.

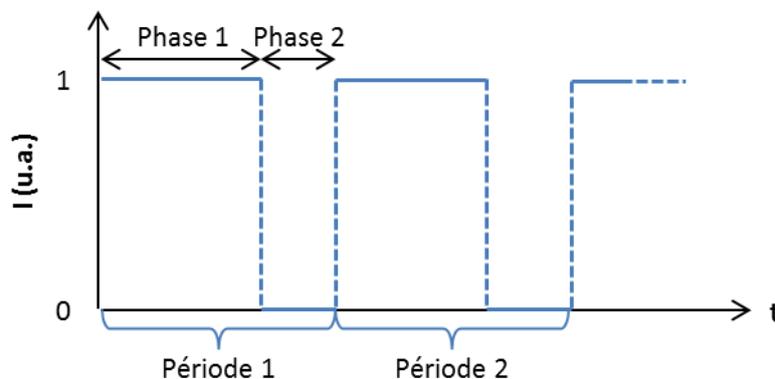


Figure 2.5 : profil du courant lors de l'alternance des phases avec le fonctionnement du régulateur

Ce système présente l'avantage certain d'assurer que la température moyenne de l'échantillon est toujours égale à la température voulue. Cependant, l'alternance des phases induit des variations de température (figure 2.6). Lors de l'injection du courant, la température augmente et dépasse la consigne. Lors de la phase de coupure, la température chute et se retrouve inférieure à la température souhaitée. Comme la résistance de l'échantillon est thermo-dépendante, les oscillations de la température lui sont répercutées. Réduire la période des cycles limite l'écart entre les températures extrêmes et la consigne. Cependant, cela induit logiquement une augmentation de la fréquence des variations. Cet écart peut également être limité en réduisant le courant délivré par l'alimentation HP. En effet, s'il faut 5 A en continu pour atteindre 350 °C et que l'alimentation injecte 7 A, qui

¹ Proportionnel, intégral, dérivé

permettrait d'atteindre 450 °C, pendant les phases d'injection du courant, la température augmente fortement. Ainsi, en injectant un courant proche de 5 A (5,4 A par exemple), l'écart de température est réduit.

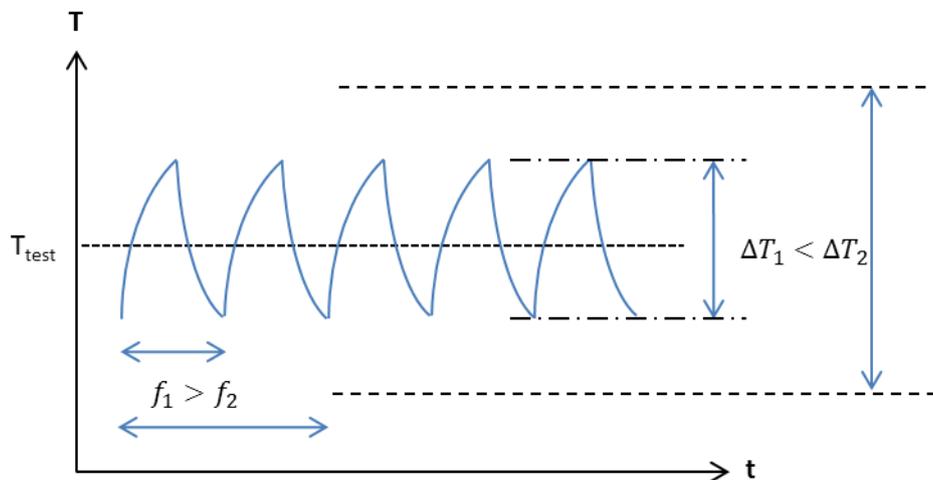


Figure 2.6 : profil d'évolution de la température induit par l'alternance des phases de chauffe et de refroidissement pour deux fréquences de cycle différentes

En conclusion, l'utilisation du régulateur induit des variations de la température sans présenter suffisamment d'avantages pour justifier son utilisation malgré ce défaut. De plus, comme l'injection d'un courant constant répond aux performances requises, cette méthode « simple » est utilisée.

La suite présente la partie du banc de test dédiée à la contrainte électrique.

A.III. Accélération du vieillissement par l'injection du courant d'électromigration

Le courant, ou plus précisément la densité de courant, est la principale force motrice de l'électromigration. Son influence sur la durée de vie des échantillons est mise en évidence par la formule de Black (équation (1.9) du chapitre I).

Un système de connectiques établit le lien électrique entre l'intérieur et l'extérieur de la chambre du MEB. Ainsi, un module Keithley 6062a est en capacité d'injecter un courant continu dans la puce par l'intermédiaire du boîtier DIL-16, auquel la puce est connectée par un câblage filaire.

Le module Keithley est contrôlé par LabVIEW®. Si besoin, une légère modification du programme est suffisante pour imposer une consigne à tension constante.

A.IV. Caractérisation électrique de la dégradation

La mesure de la résistance électrique est nécessaire pour comparer les résultats avec ceux de la littérature. De plus, la défaillance de l'échantillon est généralement définie par l'augmentation de la résistance de l'échantillon au-delà d'un seuil.

Le module Keithley 2602a injectant le courant de test mesure également la résistance électrique du dispositif. La méthode 4 points est utilisée pour éviter le parasitage de la mesure par la résistance des fils ou les résistances de contact. Une précision inférieure à 0,1 % est obtenue.

Afin de limiter le nombre de données à stocker et à traiter, les valeurs de la résistance ne sont pas stockées à chaque itération du programme LabVIEW®, mais en fonction d'un pas de temps défini par l'utilisateur.

A.V. Conclusion

Cette partie a présenté le banc de test développé pour caractériser la dégradation par électromigration dans les futures interconnexions 3D (figure 2.7).

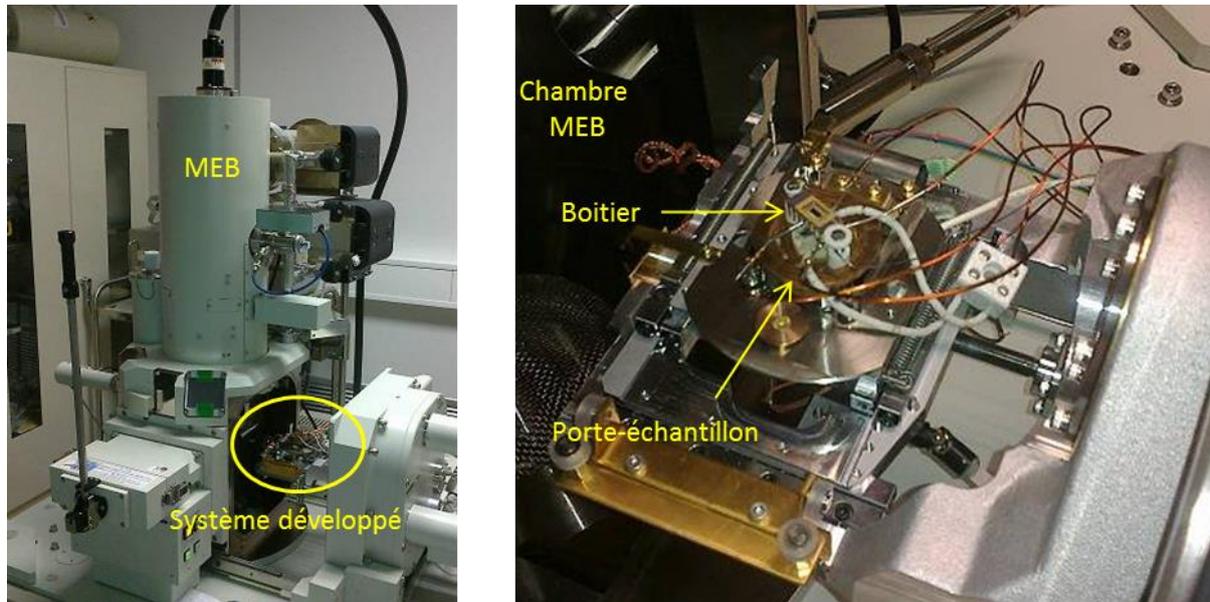


Figure 2.7 : photo du banc de test développé

D'une part, il est requis de se placer dans les conditions des tests d'électromigration accélérés, par l'injection d'un courant constant et le contrôle de la température de l'échantillon. D'autre part, il est nécessaire de caractériser la dégradation. La mesure de la résistance électrique sera utilisée pour comparer les résultats avec ceux de la littérature. De plus, le banc de test est réalisé pour placer les échantillons dans la chambre d'un microscope électronique à balayage. Cette technique d'imagerie répond à un ensemble de critères déterminés pour assurer l'observation du phénomène avec suffisamment de précision sans l'altérer pour autant.

Après le développement de la méthode expérimentale, sa validation fait l'objet de la partie suivante.

Il sera vérifié que des résultats majeurs de la littérature concernant les TSV *last* haute densité présentés dans la partie D.I du chapitre I sont retrouvés. D'autres résultats spécifiques aux méthodes de caractérisation *in situ* devront également être obtenus, tels que la détermination du lieu de nucléation des cavités, leur migration jusqu'à leur position au moment de la défaillance ou encore l'observation de leur croissance. L'ensemble de ces résultats est résumé dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1 : synthèse des résultats à retrouver avec la méthodologie expérimentale

Résultats à retrouver	Source
Lieu de nucléation des cavités	1 et 2
Migration des cavités	1
Position finale des cavités	1 et 2
Croissance par coalescence	1
Chemin préférentiel de diffusion atomique : interface cuivre/passivation	2
Influence du sens de polarisation du courant	2
Influence de l'épaisseur des lignes	2

- (1) Essais *in situ* sur les interconnexions du BEoL
(2) Travaux statistiques sur les TSV *last* haute densité

B. Validation de la méthodologie et des choix techniques

N.B. : à chaque fois qu'un temps est mentionné, il est calculé avec le moment où démarre l'injection du courant d'électromigration comme temps initial.

Afin d'être validée, la méthodologie proposée dans la partie précédente est appliquée à un échantillon, identique à ceux étudiés par [FRANK2013], c'est-à-dire avec des TSV *last* haute densité.

Tout d'abord la structure de test et la préparation d'échantillons associée sont détaillées. Ensuite, les conditions de tests sont énoncées. Enfin, les caractérisations sont exposées et comparées aux résultats de la littérature.

B.1. Structure de test et préparation d'échantillons associée

Une difficulté des études de fiabilité est l'observation du défaut responsable de la défaillance. En effet, ceux-ci sont généralement petits (centaines de nanomètres) devant les dimensions de la structure (plusieurs centaines de micromètres). La diminution des dimensions des structures n'est pas envisageable, car pour limiter l'effet Blech (lignes immortelles), elles doivent rester longues. L'intégration 3D, avec l'ajout de la profondeur d'analyse, complique encore d'avantage les caractérisations.

B.1.1. Méthode pour forcer la localisation des défauts

Les études de fiabilité ont l'avantage de laisser la possibilité de définir des structures de tests qui simplifient les analyses.

Une telle structure est présentée à la figure 2.8-a en vue de dessus et à la figure 2.8-b en vue en coupe. Le tableau 2.2 résume les dimensions principales de la structure.

Tableau 2.2 : récapitulatif des dimensions de la structure de test

TSV		Ligne sup		Ligne inf	
Hauteur	15 μm	Hauteur	350 nm	Hauteur	350 nm
Diamètre	3-4 μm	Largeur	14 μm	Largeur	4 μm
Épaisseur TiN	20 nm	Épaisseur TiN	20 nm	Débord	7 μm
				Épaisseur TiN	20 nm

La ligne *inf* est connectée à la ligne *sup* par quatre TSV d'un côté et un seul TSV de l'autre. Ainsi, le courant qui passe dans chacun des quatre TSV est environ le quart de celui qui passe dans le TSV isolé. Or, comme le temps moyen à la défaillance est inversement proportionnel à la densité de courant (équation de Black avec un paramètre n proche de l'unité dans le cas du cuivre), la probabilité de défaut est théoriquement quatre fois supérieure du côté du TSV isolé. Le design de la structure force donc le défaut critique à se trouver de ce dernier côté.

Par ailleurs, les études précédentes montrent que les cavités n'apparaissent jamais dans le TSV, mais toujours dans les lignes à ses extrémités (niveau *inf* ou *sup*). Comme l'explique le chapitre I, la divergence de flux est suffisante pour estimer le lieu de nucléation des cavités, mais pas pour le déterminer précisément. Ainsi, la présence de la barrière à la diffusion en TiN et le changement de section conductrice provoquent une divergence du flux atomique, qui induit la présence des cavités directement au-dessus ou en-dessous du TSV. Si les électrons se déplacent du haut du TSV vers le bas (figure 2.9-a), la polarisation est dite « vers le bas ». Les atomes de cuivre sont bloqués au-dessus du TSV, et en-dessous, les atomes

migrants ne sont pas remplacés. En polarisation inverse, dite « vers le haut », c'est le contraire (figure 2.9-b).

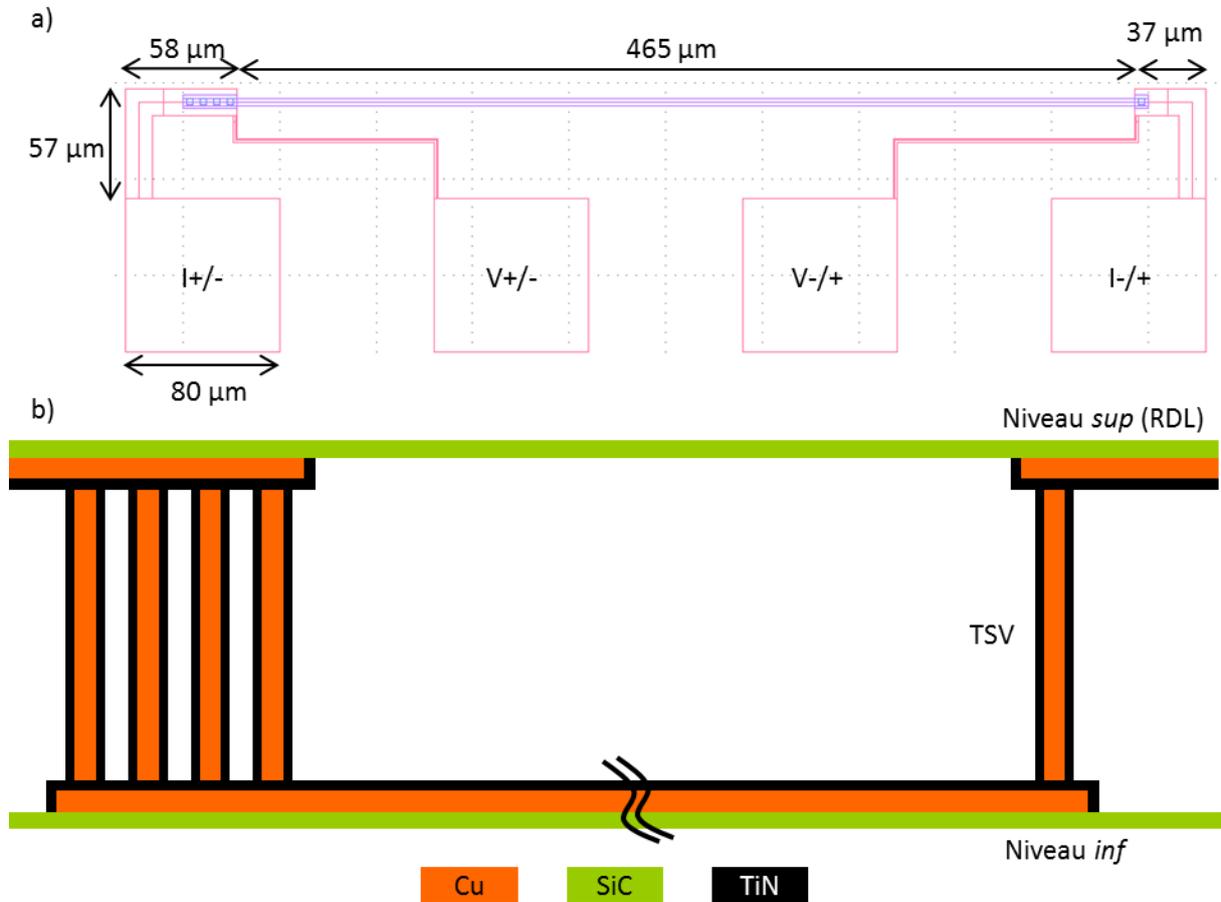


Figure 2.8 : représentation de la structure de test a) dessin du masque vue de dessus sur Klayout®, b) schéma vue en coupe

Ainsi, en imposant le sens de polarisation, il est possible de choisir le lieu de formation des cavités.

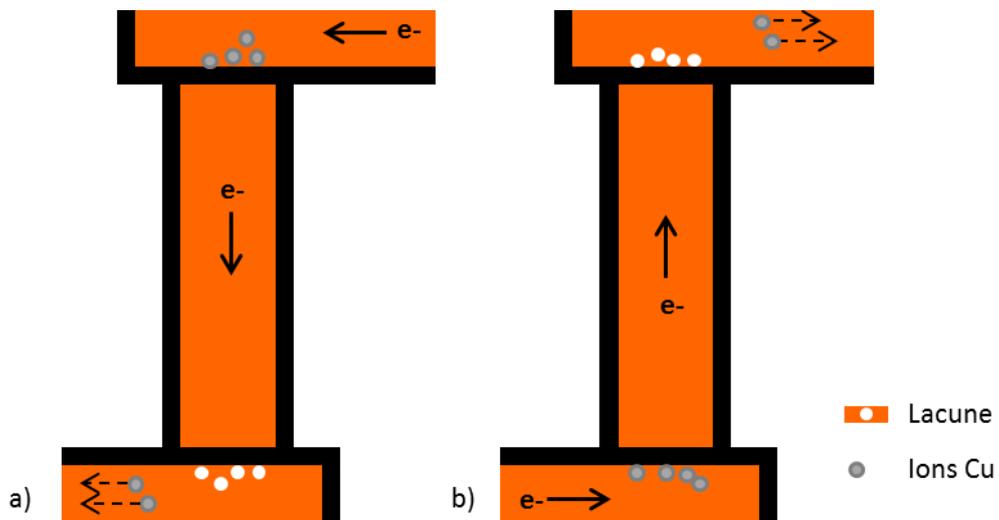


Figure 2.9 : impact de la polarisation a) vers le bas et b) vers le haut sur la position des cavités de part et d'autre d'un TSV réalisé en intégration simple-damascène

Sous réserve du choix adéquat de la polarisation, l'utilisation d'une structure de test asymétrique force la localisation du défaut tueur dans une zone directement observable : au-dessus du TSV isolé.

Cependant, les échantillons restent recouverts par une passivation, qui amoindrit la qualité des observations MEB. La prochaine partie détaille le protocole mis au point pour retirer cette protection.

B.1.2. Préparation d'échantillons pour des micrographies MEB de qualité

Sur les figures précédentes, seul un dépôt de carbure de silicium d'environ 40 nm est indiqué. En réalité, quatre couches composent la passivation : un dépôt de 600 nm de nitrure de silicium, une double couche d'oxyde (100 nm et 400 nm) et enfin une couche de carbure de silicium (figure 2.10-a). Même si le MEB a la capacité d'observer aux travers des couches de passivation, diminuer leur épaisseur améliore la qualité des micrographies.

D'après la littérature, l'interface entre le cuivre et la passivation correspond au chemin préférentiel de diffusion atomique. Pour cette raison, afin de ne pas modifier le mécanisme de dégradation, il est nécessaire de conserver la couche de carbure de silicium. Du fait de son épaisseur, ce dépôt abaisse peu la qualité des micrographies MEB.

La préparation d'échantillons combine deux méthodes d'attaque sélectives, dont la première dégrade le nitrure de silicium et la seconde les oxydes (figure 2.10).

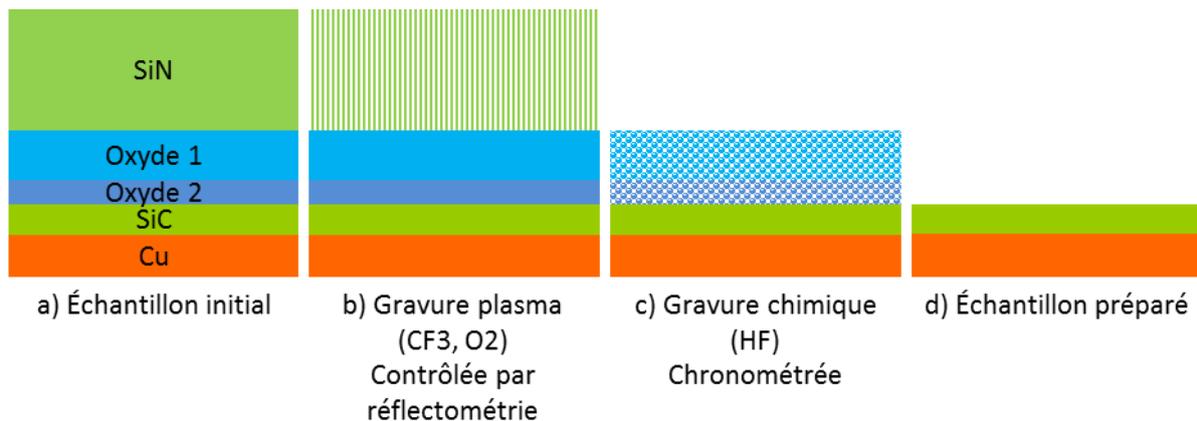


Figure 2.10 : étapes successives de préparation d'échantillons pour la polarisation vers le haut

La première étape (figure 2.10-b) de la méthodologie consiste en une gravure plasma à base d'O₂ et de CF₃, sur un équipement de type Nextral NE90. Le plasma choisi est sélectif et ne grave l'oxyde qu'à très faible vitesse. L'opération est contrôlée par réflectométrie laser. Une courbe de l'évolution de la gravure au cours du temps est tracée (figure 2.11). Ses caractéristiques (périodicité, pente, etc.) dépendent du matériau. Ainsi, un changement de comportement signifie à la fois que la totalité du nitrure de silicium est retirée et que l'attaque de l'oxyde débute. L'étape de gravure est alors terminée.

La seconde étape (figure 2.10-c) consiste à retirer la double couche d'oxyde par un bain d'acide fluorhydrique (HF) dilué à 10 %. Cette technique présente le double avantage d'avoir une vitesse de gravure connue, 150 nm/min, et d'attaquer très lentement le carbure de silicium. L'échantillon est plongé dans la solution pendant 3 min 40 s, laissant une marge du temps de gravure d'environ 5 % pour assurer un retrait total de l'oxyde.

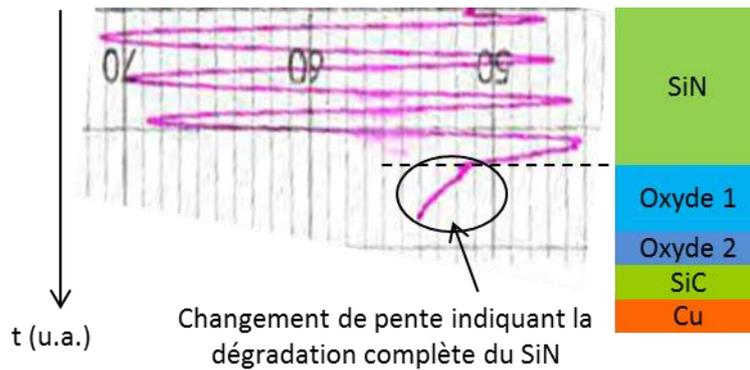


Figure 2.11 : courbe de suivi temporel de la gravure obtenue par réflectométrie laser

Après le bain d'acide, l'échantillon est rincé puis séché. Cette étape paraît simple, mais la manipulation risque d'enlever le câblage filaire, généralement réalisé avant la préparation d'échantillons pour des raisons de « logistique ».

Cette première partie de l'étape de validation de la méthodologie a présenté la structure de test, qui est conçue de sorte que le choix de la polarisation du courant décide du lieu de formation des défauts critiques. Une préparation d'échantillons est nécessaire. Elle conserve l'interface entre le cuivre et la passivation.

La prochaine partie détaille les conditions d'expérience, qui sont susceptibles d'influencer la dégradation et les caractérisations.

B.II. Choix des conditions expérimentales

Les conditions de tests déterminent la vitesse de vieillissement des échantillons et risquent de modifier le mécanisme de dégradation (voir partie B.II.1 du premier chapitre).

Pour comparer les résultats de l'étude avec ceux de la littérature, des conditions de test similaires sont choisies : un courant de 25 mA et une température de 350 °C. Ces paramètres limitent raisonnablement l'échauffement par effet Joule, moins de 10 °C, et la défaillance à quelques centaines d'heures. Un courant de cette intensité correspond à une densité de courant d'environ 0,5 MA/cm² au centre du TSV en le considérant de section circulaire¹.

La figure 2.12 représente l'évolution de la température au cours des premières dizaines d'heures de l'expérience. L'augmentation initiale est induite par l'effet Joule, qui se manifeste au moment de l'injection du courant d'électromigration. La décroissance qui suit est en revanche plus difficile à expliquer. Une hypothèse envisagée est qu'un léger recuit de l'échantillon induit une diminution de la résistivité par stabilisation de la microstructure, qui entraîne alors une baisse de l'effet Joule.

¹ Alors qu'il est carré avec des angles arrondis

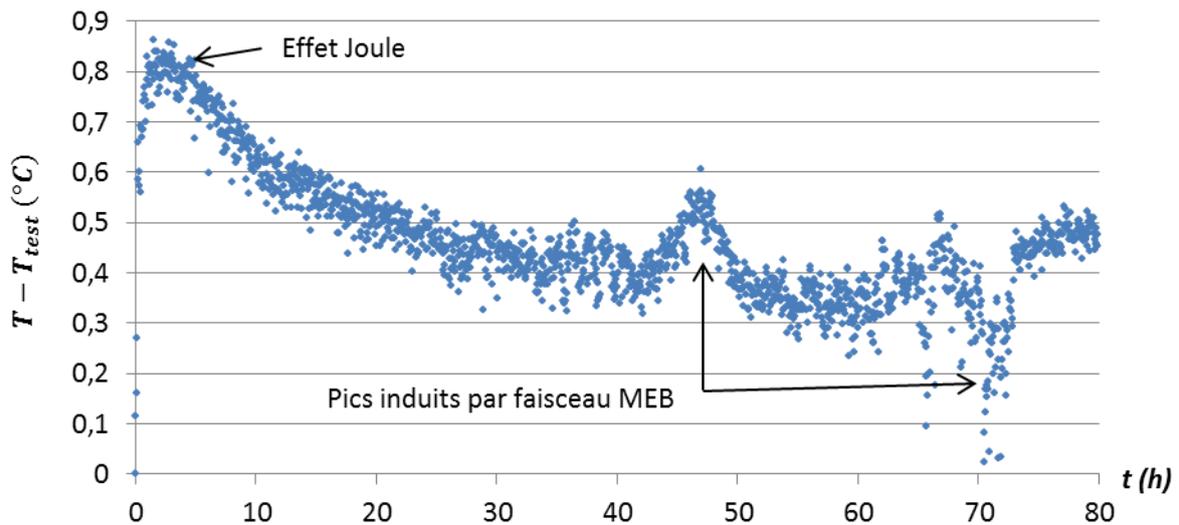


Figure 2.12 : courbe d'évolution temporelle de l'écart entre la température réelle et la température initiale pour les quatre-vingt premières heures d'essai

La figure 2.13 représente l'évolution de la température pour l'ensemble de l'essai d'électromigration.

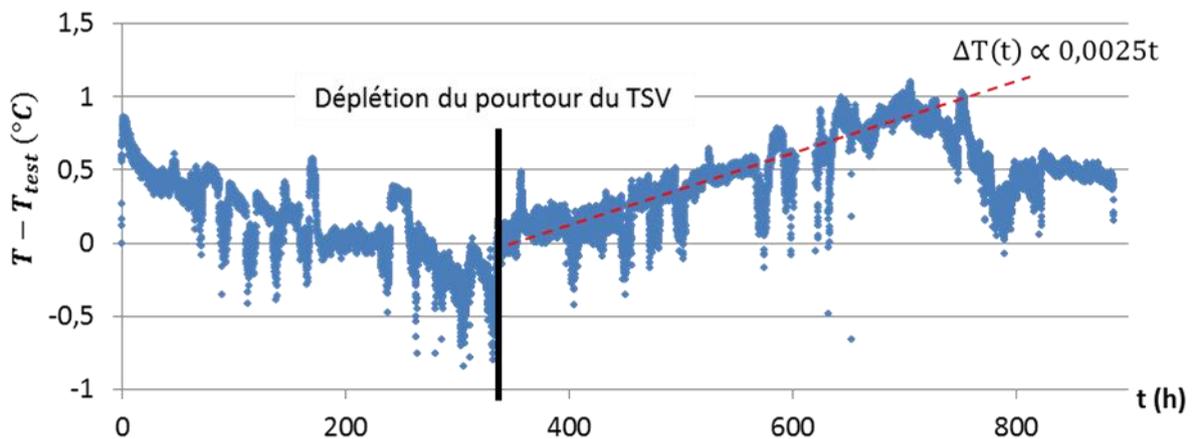


Figure 2.13 : courbe d'évolution temporelle de l'écart entre la température réelle et la température initiale pour l'ensemble de l'essai d'électromigration

La température reste comprise dans la gamme de plus ou moins 2 °C indiquée dans le cahier des charges. Cependant, des pics semblent invalider l'objectif d'une variation inférieure à 0,5 °C/10 h. Les variations sont à relativiser elles ne se produisent que lorsque des cartographies MEB sont réalisées. L'hypothèse que le faisceau d'électrons fausse la mesure de la température est avancée. Elle est renforcée par la diminution de la fréquence et de l'amplitude des pics entre 680 h et 780 h, intervalle pendant lequel aucune micrographie n'est réalisée. Sur cette période, des pics apparaissent toutes les 24 h, à l'heure du flash automatique de nettoyage de la pointe du MEB.

À partir d'environ 350 h, la température tend à augmenter linéairement, avec une pente de 0,0025 K/h, c'est-à-dire de 0,05 K/20 h. Le cahier des charges est bien respecté.

Afin de pouvoir observer au travers de la fine couche de passivation et sur l'ensemble de l'épaisseur de la ligne de cuivre, les micrographies MEB sont réalisées avec une tension d'accélération de 30 kV. La distance de travail est de 8 mm.

Les tests de fiabilité sont généralement arrêtés une fois que la résistance de l'échantillon a augmenté d'une valeur critique, usuellement et arbitrairement définie à 10 % de sa valeur initiale. Pour cette étude, il s'agit d'obtenir un maximum d'informations avec un nombre très limité de tests. L'essai est donc poursuivi bien au-delà.

En résumé, un courant de 25 mA est injecté dans un échantillon chauffé à 350 °C.

La prochaine partie est consacrée à la caractérisation de l'endommagement par électromigration d'un échantillon testé selon les conditions expérimentales présentées.

B.III. Caractérisation de la dégradation par électromigration

Pour valider la méthodologie expérimentale, l'essai d'électromigration doit être cohérent avec les résultats de [FRANK2013]. Il est nécessaire de retrouver également des résultats spécifiques aux études *in situ*.

Cette partie détaille tout d'abord la caractérisation électrique de l'échantillon, qui est commune à toutes les études sur l'électromigration. Ensuite, les micrographies MEB sont présentées et analysées. Enfin, elles sont utilisées pour tracer un lien entre l'évolution du défaut tueur et le comportement de la résistance.

B.III.1. Comportement électrique de l'échantillon

La résistance électrique est un indicateur de l'endommagement [DOYEN2008].

La figure 2.14 trace l'évolution de la résistance relative¹ au cours du temps.

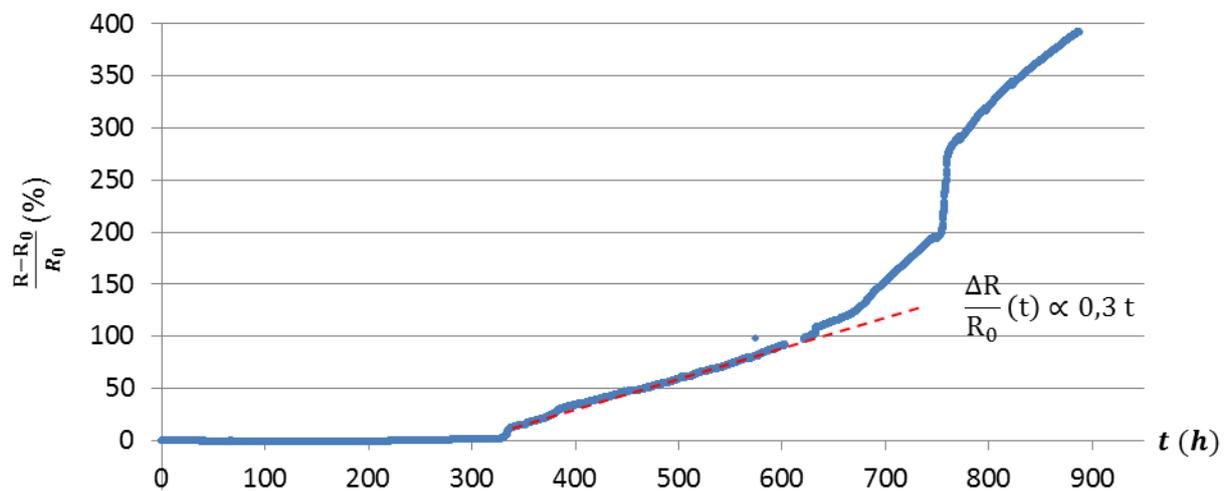


Figure 2.14 : évolution temporelle de la résistance relative

Différentes phases sont clairement repérées sur la courbe. Tout d'abord, un long plateau pendant lequel la résistance varie de moins de 2 %. Vers 330 h survient un premier saut de résistance d'environ 10 %, synonyme de défaillance pour un essai d'électromigration accéléré classique de la littérature. La troisième partie de la courbe est une période de croissance linéaire jusqu'à environ 600 h, moment à partir duquel l'évolution s'accélère. Un

¹ Rapport de la différence entre la résistance et la résistance initiale sur la résistance initiale

saut de résistance d'environ 100 % se produit à 750 h, auquel succède une nouvelle période de croissance.

À première vue, jusqu'à 700 h le comportement de la résistance est similaire à celui indiqué dans la littérature : une phase pendant laquelle la valeur reste constante à la valeur initiale, puis une forte augmentation. Cependant, [FRANK2011a] observe une croissance logarithmique, sans le saut préalable. Cet écart de comportement est à relativiser, car il n'est constaté que pour un seul essai. Les trois premières étapes de l'évolution de la résistance sont identiques avec les mesures effectuées dans le BEoL [DOYEN2009].

Malgré les différences constatées, la méthode n'apporte rien de nouveau en termes de caractérisation électrique. Sa spécificité réside dans la caractérisation en temps réel de l'évolution du défaut. Cette analyse est détaillée dans la suite du document.

B.III.2. *Évolution du défaut tueur*

Les essais d'électromigration classiques caractérisent la formation et l'évolution des défauts par des analyses *post-mortem* ou en essais *ex situ*. D'une part, cette pratique n'apporte que des informations ponctuelles. D'autre part, elle suppose que le mécanisme de dégradation n'est pas influencé par l'arrêt et la reprise de l'essai d'électromigration, malgré les variations des contraintes thermomécaniques qui en découlent. Les expériences *in operando* s'affranchissent de ces deux biais de mesure. Cependant, ils ne prennent pas en compte l'aspect statistique de la défaillance.

La cinétique de croissance du défaut est ainsi tout d'abord exposée. Ensuite, l'étude des micrographies prouve également l'existence d'un mécanisme qui retarde la défaillance. Enfin, l'analyse confirme les résultats de la littérature à propos du chemin préférentiel de diffusion.

B.III.2.a. *Cinétique d'évolution*

Pour suivre l'évolution de l'endommagement, des micrographies MEB sont réalisées régulièrement.

La figure 2.15 schématise la structure de test du côté du TSV isolé et indique la zone observée en vue de dessus au MEB. Le sens des électrons est précisé, ainsi que les noms utilisés dans la suite de ce document.

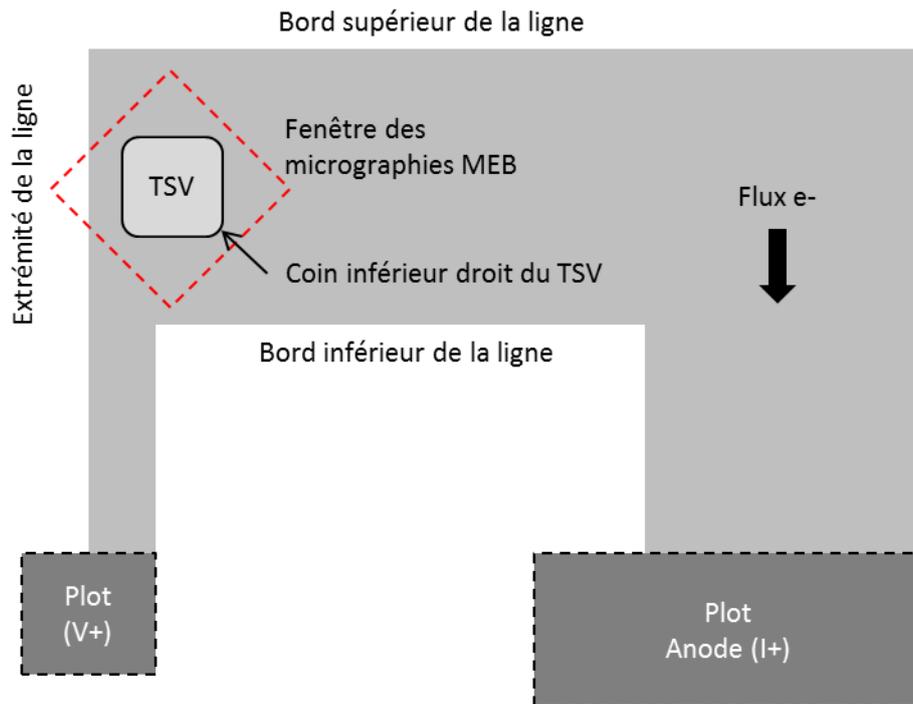


Figure 2.15 : repérage de la zone d'observation sur la structure de test et énoncé des appellations

La figure 2.16 présente les micrographies MEB caractéristiques de la dégradation observée¹. Le TSV est visible par transparence et apparaît plus clair que le cuivre de la ligne. La barrière TiN est tracée en pointillés, car elle n'est que peu visible à ce grossissement. Le sens de déplacement des électrons est indiqué.

La figure 2.16-a est la première micrographie MEB réalisée. Trois cavités se sont formées dans la ligne *sup* à proximité du TSV entre le début de l'essai d'électromigration et la réalisation de cette image. Par souci de simplification de l'analyse, les cavités sont numérotées sur la figure. La cavité 1 est la plus à gauche, la deuxième se trouve juste au-dessus du coin inférieur droit du TSV et la troisième n'a pas de surface en regard de la projection du TSV.

¹ Un meilleur aperçu de la cinétique d'évolution est disponible en visionnant la vidéo disponible à l'adresse suivante : <https://www.youtube.com/watch?v=8pJhgvzuLPO>.

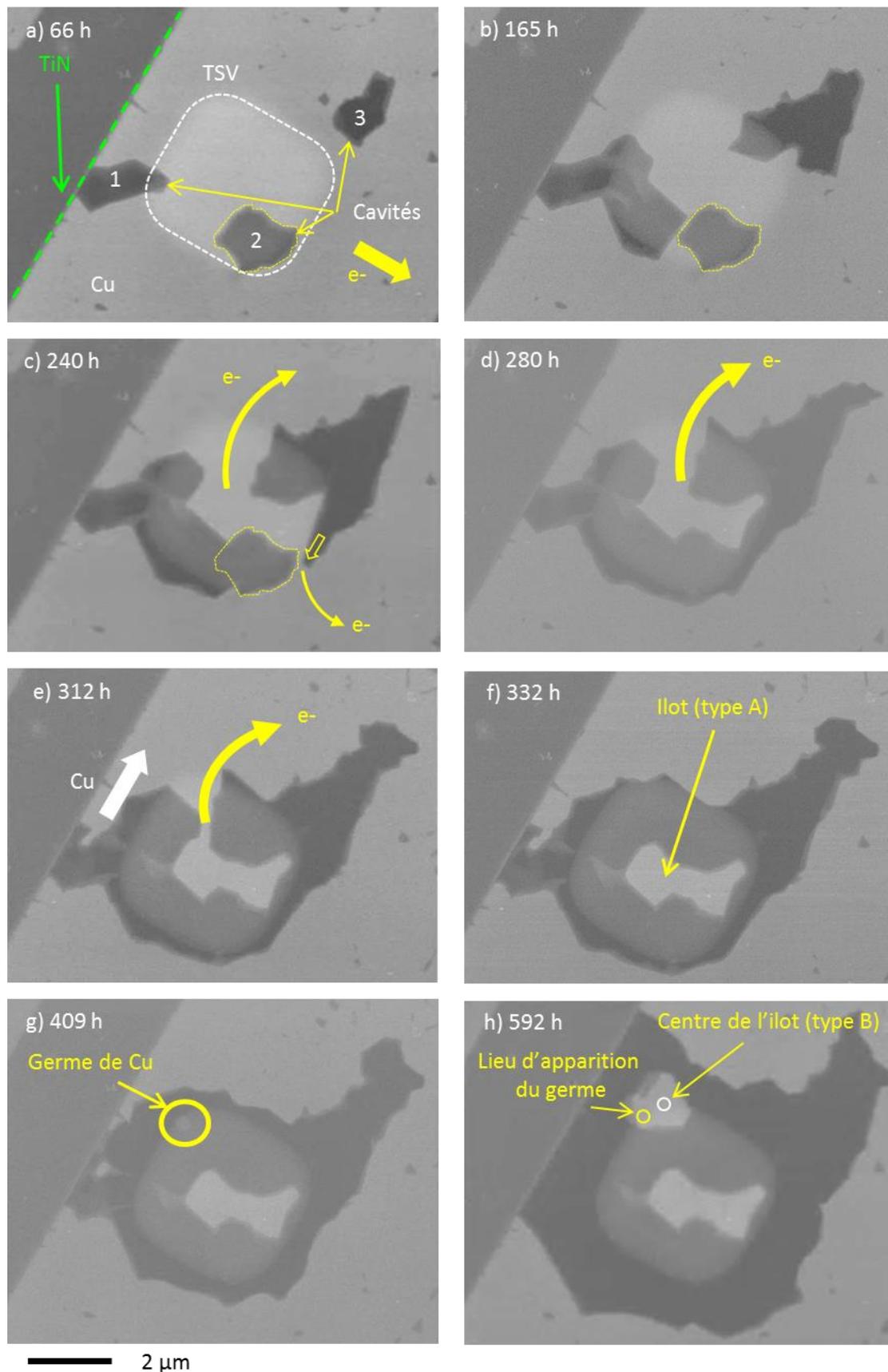


Figure 2.16 : micrographies MEB caractéristiques de l'évolution des cavités dans la ligne sup au-dessus du TSV réalisées aux instants a) 66 h, b) 165 h, c) 204 h, d) 280 h, e) 312 h, 332 h, g) 409 h et h) 592 h
 $I = 25 \text{ mA}$, $T = 350 \text{ }^\circ\text{C}$

L'analyse de la figure 2.16-b à f révèle que la cavité 2 n'évolue pas, tandis que la 1 et la 3 se développent en suivant le pourtour du TSV. Cette évolution s'explique par la combinaison de deux mécanismes (figure 2.17) : la diffusion préférentielle le long de la surface des cavités et le décalage des lignes de courant sur leurs bords. La croissance de la cavité 1 entraîne sa fusion avec la cavité 2 vers 170 h (figure 2.16-b).

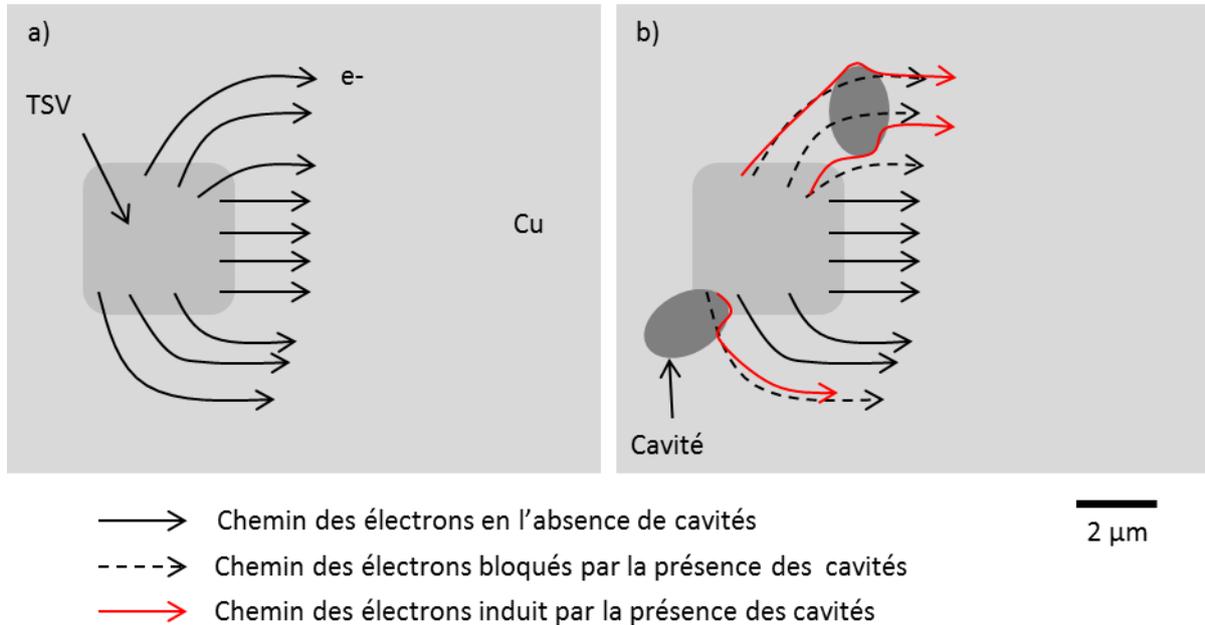


Figure 2.17 : schéma explicatif de l'impact de la présence des cavités, dont les bords possèdent la plus faible énergie d'activation à la diffusion, sur le chemin parcouru par les électrons

Après la coalescence des cavités 1 et 2, il ne reste plus que deux chemins de conduction (figure 2.16-c). Pour minimiser la résistance électrique de la structure, il est attendu que le courant passe principalement entre les cavités 2 et 3 plutôt qu'entre les cavités 1 et 3. Ainsi, cette dernière évolue en direction de la cavité 2, refermant le chemin de conduction. Le courant devient alors de plus en plus intense entre le TSV et le bord supérieur de la ligne, jusqu'à ce qu'il ne subsiste plus que ce chemin (figure 2.16-d). Ce mécanisme explique l'évolution de la cavité 3 en direction du bord supérieur de la ligne.

La suite logique de cette croissance est la fermeture du chemin de conduction entre les cavités 1 et 3. Ainsi, après 332 h d'essai, la coalescence des trois cavités entraîne la déplétion du pourtour du TSV¹. En l'absence de cuivre, la barrière TiN assure la conduction (figure 2.18). Au-dessus du TSV, un îlot de matière (appelé « de type A ») résiste à la déplétion après la coalescence des cavités. Il n'évolue pas jusqu'à la fin de l'expérience. Des îlots semblables sont observés dans la littérature [FRANK2011a]. Si leur existence n'est pas du plus grand intérêt d'un point de vue fiabilité, l'observation de la formation de cet îlot est un exemple significatif de l'apport des méthodologies *in operando*.

¹ Il s'agit en réalité du pourtour de la projection du TSV dans la ligne *sup*, mais par souci de simplification du discours, les deux notions sont confondues.

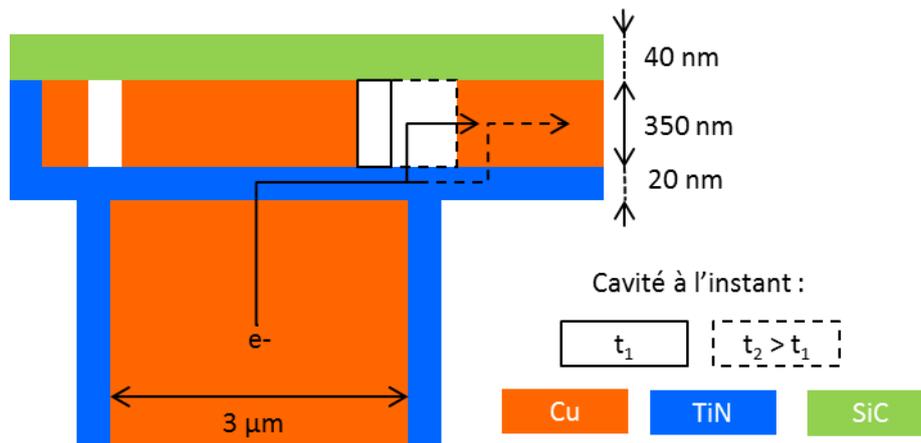


Figure 2.18 : illustration du prolongement du passage du courant au travers de la barrière après déplétion totale de l'épaisseur de la ligne de cuivre, puis avec la croissance de la cavité (sans respect des proportions)

Après la coalescence, la cavité résultante croît de manière quasi-isotrope (figure 2.16-g et h) jusqu'à la fin de l'essai (figure 2.19), allongeant la longueur de la conduction dans la barrière (figure 2.18).

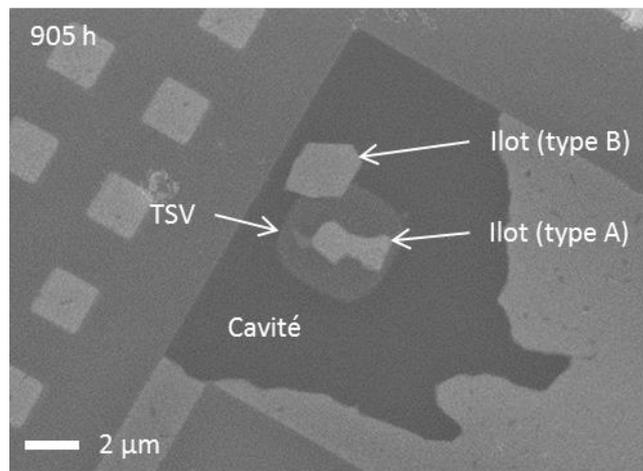


Figure 2.19 : état de la cavité à la fin de l'expérience (905 h)

Après 409 h de test d'électromigration (figure 2.16-g), un germe de cuivre apparaît au-dessus du TSV, dans une zone où la déplétion est totale. Comme le montre la figure 2.16-h, la matière s'accumule pour former un îlot de cuivre (type B). Le suivi de cette évolution dans le temps démontre que l'îlot ne croît pas de manière isotrope à partir du centre du germe. La connaissance exacte de la position d'apparition du germe est une information précieuse en vue de faciliter les caractérisations *post-mortem* destinées à comprendre son origine.

Dans cette partie ont été commentées les principales micrographies réalisées pendant l'essai d'électromigration *in operando*. La cinétique d'évolution des cavités est observée et expliquée. Les deux principaux résultats sont la nucléation de trois cavités aux angles du TSV, et leur croissance suivant le pourtour du TSV. L'analyse démontre également l'apport des études *in operando* pour étudier des phénomènes incompris en essais d'électromigration avec caractérisations *post-mortem*, tels que la formation des îlots de type A et B.

La suite de cette partie s'appuie sur l'ensemble des micrographies pour étudier un mécanisme qui retarde la défaillance de l'échantillon.

B.III.2.b. Allongement de la durée de vie par effet réservoir

L'effet réservoir est le phénomène de déplétion de matière dans les zones où la densité de courant est bien inférieure à celle de la ligne [DION2001]. Il est utilisé pour allonger la durée de vie des interconnexions du BEoL en prolongeant les niveaux métalliques au-delà des vias [LAMONTAGNE2010]. Habituellement, le déplacement de matière n'est pas observé. Le phénomène est étudié uniquement au travers de son impact sur la durée de vie des interconnexions.

La figure 2.16-e et f illustrent ce phénomène. En effet, alors que les électrons se déplacent en direction du bord supérieur de la ligne, le cuivre entre la cavité et l'extrémité de la ligne est déplacé. Il est raisonnable de supposer que ces atomes métalliques migrent au-dessus du TSV. La présence de ce débord retarde donc la déplétion complète du pourtour du TSV.

En continuant l'exploitation des micrographies MEB, la partie suivante recherche le chemin préférentiel de la diffusion.

B.III.2.c. Chemin préférentiel de diffusion

Pour la technologie étudiée, [FRANK2012] calcule une énergie d'activation de 0,89 eV, conforme à un chemin de diffusion préférentiel le long de l'interface entre le cuivre et la passivation (voir partie C.I.3 du chapitre I). Il confirme ce résultat par des caractérisations *post-mortem*.

L'analyse des cavités sur les micrographies MEB (figure 2.16-c par exemple), révèle différents niveaux de gris. Ils ont deux origines : la composition des couches sous la cavité et l'épaisseur de la cavité [PAQUETON2006a]. La première explique la raison pour laquelle la partie de la cavité juste au-dessus du TSV apparaît moins sombre qu'ailleurs. La seconde apporte une information sur la forme des cavités dans l'épaisseur de la ligne. Puisqu'elles sont plus claires sur les bords, cela signifie que la cavité y est moins épaisse. La figure 2.20 illustre les deux possibilités susceptibles de mener à cette observation¹.

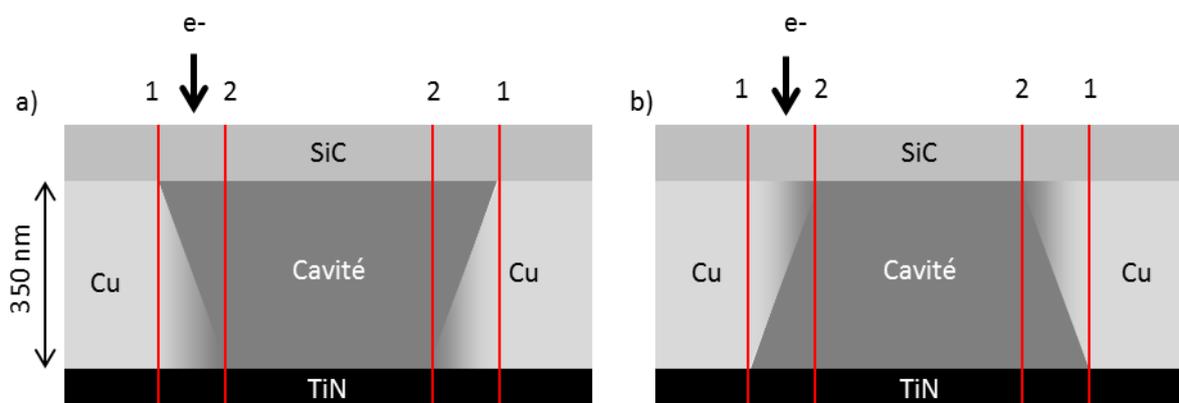


Figure 2.20 : schéma explicatif des deux hypothèses sur la forme des cavités d'après les contrastes observés

¹ Une troisième alternative serait un mixte des deux.

Dans le cas *a*, les électrons rétrodiffusés depuis le fond de la ligne traversent d'abord le cuivre puis la cavité et enfin la couche de passivation. Des limites 1 et 2, ce sont les limites 1 qui apparaissent avec le plus de netteté sur la micrographie MEB. Dans le cas *b*, le cuivre est atteint après la cavité, et ce sont les limites 2 qui sont les plus nettes.

L'analyse des images MEB indique que la situation est celle du cas *a* et donc que les cavités sont plus larges au niveau de l'interface Cu/SiC qu'à l'interface Cu/TiN.

Une micrographie MEB en coupe (*post-mortem*) de la ligne (figure 2.21), confirme la forme des cavités. L'observation illustre la déplétion de la partie supérieure de la ligne avant celle de la partie inférieure. Il en résulte que l'interface entre le cuivre et la passivation est le chemin préférentiel de diffusion atomique. Les différences de contraste sont observables tout au long de l'essai d'électromigration. L'expérience *in operando* confirme donc le chemin préférentiel de diffusion. Cependant, cette affirmation doit être nuancée : à l'instant où une cavité se forme, la surface de celle-ci devient alors le chemin préférentiel de diffusion.

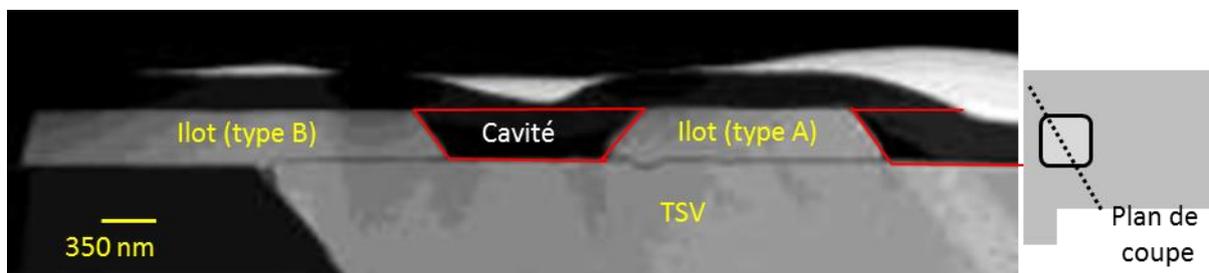


Figure 2.21 : mise en évidence de la forme des cavités par vue en coupe réalisée en analyse *post-mortem* au FIB-SEM¹

Grâce à la méthodologie expérimentale proposée, le phénomène d'électromigration est caractérisé sur toute la durée de l'essai. En plus d'apporter la connaissance sur la cinétique d'évolution des cavités, les analyses précisent les résultats déduits habituellement de caractérisations *post-mortem*.

La méthodologie ayant démontré sa capacité à suivre l'évolution de la dégradation, le lien entre celle-ci et le comportement de la résistance électrique est tracé dans la partie suivante.

B.III.3. Relation entre évolutions de la résistance et du défaut tueur

Dans les interconnexions du BEoL, [DOYEN2008] explique l'évolution de la résistance électrique en fonction de la taille de la cavité qui provoque de la défaillance (voir partie D.I du chapitre I).

Comme l'état du défaut tueur est connu à chaque instant au cours de l'essai d'électromigration présenté et que la résistance électrique est mesurée en continu, le lien entre les deux évolutions est recherché.

¹ Focus Ion Beam – Scanning Electron Microscope : technique d'analyse combinant un faisceau d'ions focalisés pour retirer de la matière et une microscope électronique à balayage pour caractériser le matériau.

L'augmentation initiale de la résistance observée sur la figure 2.22-a n'est pas liée à la nucléation des cavités, puisque la résistance décroît ensuite. L'analyse de la figure 2.22-b associe plutôt la variation de la résistance à celle de la température, induite par l'effet Joule lié à l'injection du courant de test.

La diminution de la résistance qui succède immédiatement à l'augmentation initiale semble également induite par la variation de la température. Une hypothèse basée sur un éventuel recuit est avancée (voir B.II de ce chapitre).

Aucun autre phénomène n'est observable sur la courbe de résistance jusqu'à la réalisation de la première micrographie MEB, effectuée au temps indiqué par un trait vertical sur la figure 2.22. La nucléation des cavités n'est donc pas détectable par la mesure de la résistance, ce qui est cohérent avec l'impact négligeable de la nucléation des cavités sur le chemin de conduction électrique décrit dans la littérature.

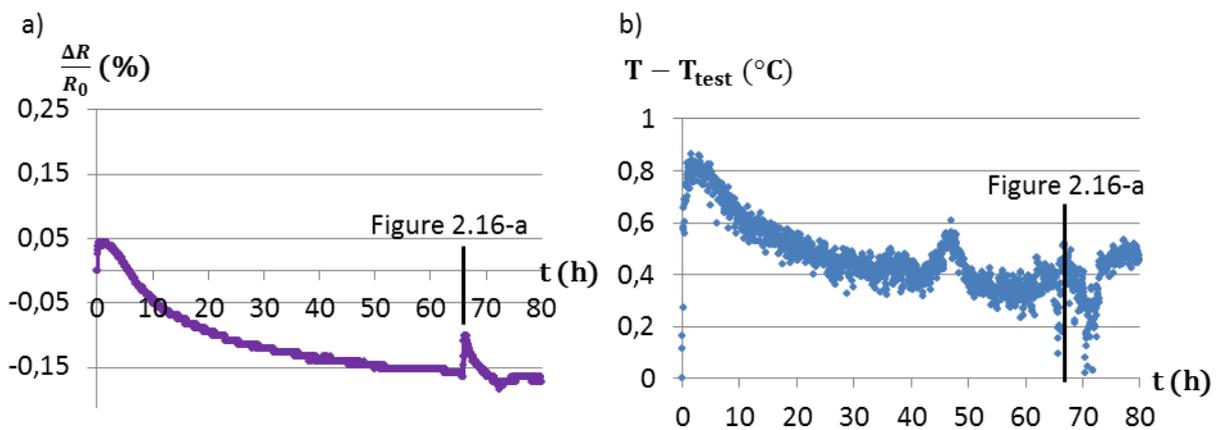


Figure 2.22 : évolution temporelle a) de la résistance électrique jusqu'à la réalisation de la première micrographie, b) de l'écart entre la température initiale et la température réelle

La figure 2.23 illustre l'évolution de la résistance entre 160 et 340 h. Les temps auxquels sont réalisées les micrographies b à d de la figure 2.16 sont représentés par des traits verticaux.

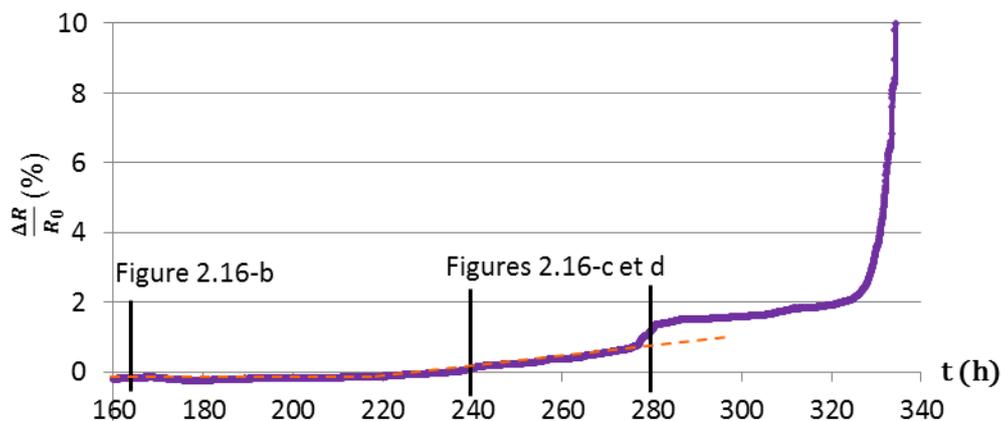


Figure 2.23 : évolution de la résistance entre 160 h et 340 h de test, avec indication de la réalisation de micrographies de la figure 2.16

L'analyse des micrographies à 167, 240 et 285 h révèle que la cavité 3 croît en direction de la cavité 2 (indiqué par la flèche sur figure 2.16-c), jusqu'à leur fusion (figure 2.16-d). La fermeture de ce chemin réduit la section conductrice, expliquant l'augmentation de la

résistance à partir de 220 h. Le saut de résistance de 1 % (280 h) correspond à la fermeture complète du chemin de conduction à droite du TSV lors de la coalescence des cavités 2 et 3.

Du point de vue de la fiabilité, la partie la plus importante de la courbe est le saut de résistance de 10 % qui se produit vers 330 h. La figure 2.24 représente l'évolution de la résistance entre 300 et 450 h d'expérience. Les temps de réalisation des micrographies e, f et g de la figure 2.16 sont repérés par des traits verticaux. Lorsque la déplétion du TSV devient totale, le chemin de conduction dans le TiN est alors soudainement accru. La résistivité de la barrière, près de cent fois supérieure à celle du cuivre¹, explique le saut de résistance. Il est déterminé par l'équation (2.2), en négligeant la baisse de résistance liée à la diminution du chemin de conduction dans le cuivre.

$$\Delta R = \frac{\rho_{TiN} \cdot L_{TiN}}{S_{TiN}} \quad (2.2)$$

Avec ρ_{TiN} la résistivité de la barrière, L_{TiN} la longueur du chemin de conduction dans la barrière et S_{TiN} la surface de conduction le long de la barrière.

N.B. : malgré des tentatives en variant les chemins de conduction (section, longueur) avant et après déplétion totale, la valeur du saut n'est pas retrouvée par le calcul.

La croissance de la cavité provoque l'allongement de la conduction dans la barrière TiN (figure 2.18), ce qui induit l'augmentation de la résistance.

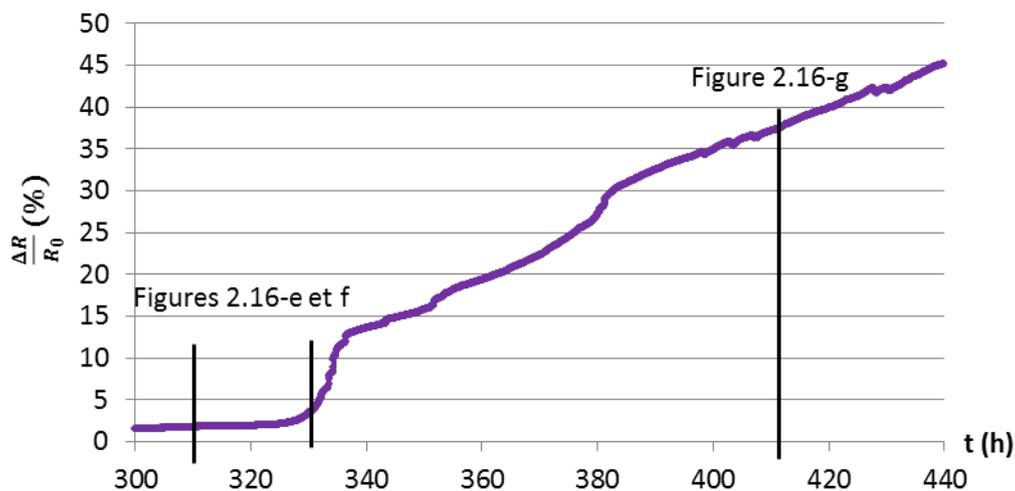


Figure 2.24 : évolution de la résistance entre 300 h et 440 h, avec indication de la réalisation de micrographies de la figure 15.

L'effet collatéral de la conduction dans la barrière est une augmentation de l'effet Joule, dont l'importance augmente avec la taille de la cavité. La figure 2.25 révèle en effet que la température commence à augmenter peu après la déplétion totale du pourtour du TSV.

¹ Néanmoins la barrière conduit suffisamment, sinon il n'y aurait pas de continuité électrique entre le TSV et les lignes *sup* et *inf*

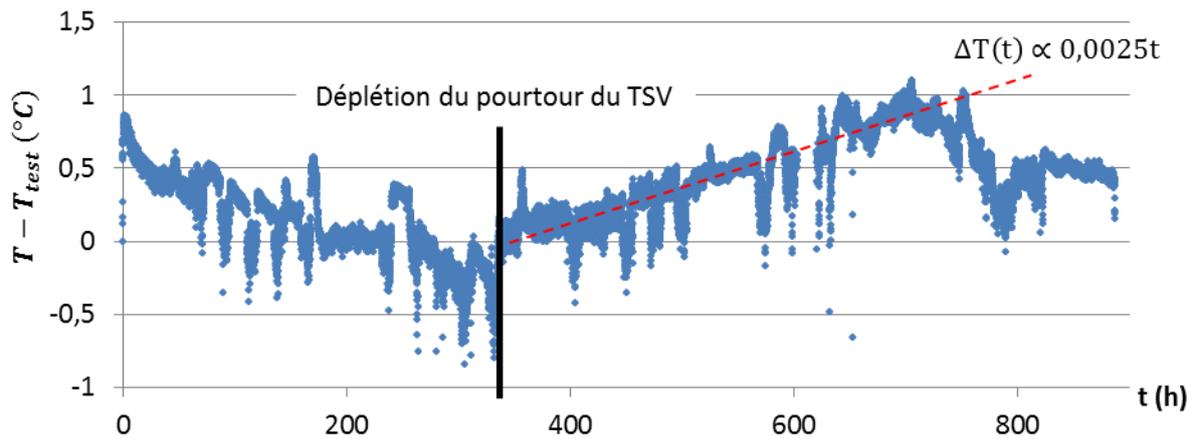


Figure 2.25 : augmentation de la température après la déplétion totale du pourtour du TSV

À 764 h, peu après le saut de résistance de 100 %, une micrographie (figure 2.26) révèle que des cavités (L1 et L2) se sont déplacées depuis l'amenée de courant pour fusionner avec le défaut tueur. Il n'est cependant pas évident d'expliquer le lien entre le saut de résistance et l'arrivée de ces deux cavités. Une hypothèse est que la position de la cavité L2 modifie la mesure de la tension en allongeant le chemin de conduction entre le TSV et la ligne de prise de tension.

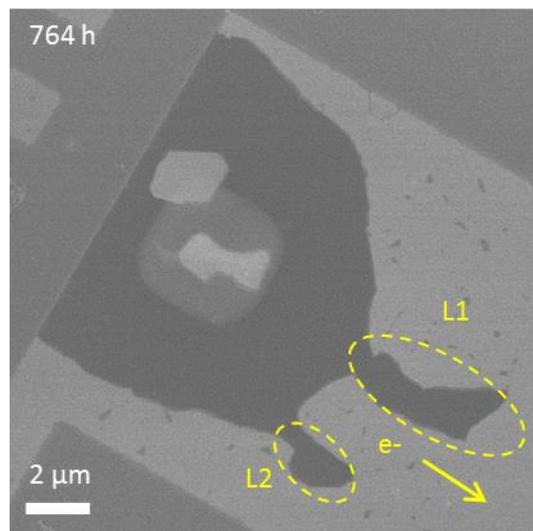


Figure 2.26 : coalescence de cavités provenant de l'amenée de courant avec le défaut tueur

Dans cette partie, la méthodologie proposée a été appliquée à un cas concret. Pour simplifier l'observation, une structure de test spécifique est utilisée. Les conditions de tests sont choisies pour comparer les résultats avec les essais de la littérature. Enfin, la dégradation par électromigration est caractérisée. L'accent est mis sur l'analyse des micrographies afin de décrire la cinétique d'évolution du défaut tueur et de la relier à l'évolution de la résistance. L'effet réservoir est directement observé et le chemin préférentiel de diffusion le long de l'interface cuivre-passivation est confirmé.

L'objectif de cette dernière partie était de valider la méthodologie en la comparant avec les travaux de la littérature. Pour cela, des résultats concernant la technologie étudiée doivent être retrouvés, d'autres sont plus spécifiques aux études *in situ* (ou *in operando*). Le tableau 2.3 résume ces résultats.

Tableau 2.3 : vérification du respect du cahier des charges

Résultats à retrouver	Source	Validation	Cf.
Lieu de nucléation des cavités	1 et 2	Oui	B.III.2.a
Migration des cavités	1	Oui	B.III.3
Croissance par coalescence	1 et 2	Oui	B.III.3
Position finale des cavités	1	Oui	B.III.2.a
Chemin préférentiel de diffusion : interface Cu/passivation	2	Oui	B.III.2.c
Influence du sens de polarisation du courant	2	Non	-
Influence de l'épaisseur des lignes	2	Non	-

(3) Essais *in situ* sur les interconnexions du BEoL

(4) Travaux statistiques sur les TSV *last* haute densité

À l'exception des deux derniers points, qui nécessitent une étude sur plusieurs types d'échantillons, l'ensemble des résultats est retrouvé. La validité de l'approche et les choix techniques sont confirmés.

C. Conclusion

Les feuilles de route prévoient la réduction des dimensions des interconnexions 3D. Pour ne pas freiner le développement des technologies, le besoin futur de leur caractérisation est anticipé. Ainsi, l'objet de ce chapitre est le développement d'une méthodologie expérimentale de caractérisation précise de l'endommagement par électromigration des interconnexions 3D. Leur impact sur la fiabilité des niveaux métalliques du BEoL et de la RDL est également étudié.

La première étape définit le cahier des charges de la méthodologie. Celle-ci doit reproduire les conditions de test des essais d'électromigration accélérés. Elle doit également répondre à des exigences de performances et des contraintes d'utilisation, telles que la rapidité de caractérisation et l'intégrité du mécanisme de défaillance.

Un banc de test est développé pour réaliser des expériences d'électromigration *in operando* dans un microscope électronique à balayage. Les conditions de test restent stables pendant plusieurs centaines d'heures et des micrographies sont réalisées régulièrement pour suivre l'évolution de la dégradation.

La méthodologie proposée est ensuite appliquée au TSV *last* haute densité. Une structure de test asymétrique est définie pour faciliter l'observation des défauts. Le choix de la polarisation force la cavité à se développer dans une zone directement observable (non enterrée) après le retrait des couches de passivation.

Enfin, la comparaison des résultats avec ceux de la littérature valide la méthodologie : la formation et l'évolution des cavités critiques sont observées. La cinétique d'évolution est également décrite.

Cependant, les résultats présentés soulèvent des questions. Tout d'abord, le comportement de la résistance diffère de celui décrit par Frank sur des échantillons identiques. Par ailleurs, des cavités apparaissent dans l'amenée de courant, mais ne sont observées qu'au moment de leur coalescence avec le défaut tueur. Enfin, au regard de la complexité et de la durée des expériences *in operando*, il est attendu que la méthodologie contribue plus fortement à la compréhension de l'électromigration.

Ainsi, l'objectif principal du chapitre suivant est de lever toute ambiguïté sur l'apport de la méthodologie développée par la caractérisation d'échantillons supplémentaires.