

Chapitre I

Électromigration dans des interconnexions en cuivre

A. Technologies étudiées	28
A.I. Interconnexions double-damascène du BEoL	28
A.II. Le TSV, brique essentielle de l'intégration 3D	30
A.II.1. Généralités sur les TSV	30
A.II.2. TSV last haute densité	31
B. Phénomène d'électromigration.....	34
B.I. Explication physique	34
B.I.1. Principe de base	34
B.I.2. Effets observables et impact sur les circuits.....	35
B.I.3. Contrepoids à l'électromigration : la force de retour.....	36
B.I.4. Mécanisme de diffusion atomique.....	37
B.I.5. Effet de concentration du courant	39
B.I.6. Conditions de nucléation.....	39
B.II. Méthodologie d'étude	41
B.II.1. Méthodes	41
B.II.2. Structures de test	44
C. Étude de l'électromigration dans les TSV	46
C.I. Connaissances issues des études expérimentales	46
C.I.1. Position des cavités à la défaillance	46
C.I.2. Comportement de la résistance électrique	47
C.I.3. Influence de l'épaisseur des lignes	49
C.I.4. Paramètres de Black et mécanisme de défaillance	49
C.II. Apport des méthodes numériques	50
C.II.1. Nucléation et évolution des cavités.....	50
C.II.2. Analyse comparative des forces motrices	51
C.II.3. Étude comparative de paramètres	53
D. Complément d'étude : électromigration dans le BEoL	55
D.I. Défaillance des interconnexions du BEoL.....	55
D.II. Rôle de la microstructure	57
D.II.1. Influence des joints de grains.....	57
D.II.2. Impact de l'orientation cristalline	58
E. Conclusion	60

L'intégration 3D est un pan de la microélectronique en plein développement. Après les difficultés de développement liées aux procédés de fabrication, les technologies doivent prouver leur résistance aux divers modes de défaillance. Parmi les mécanismes présentés en introduction, il semble judicieux de s'intéresser plus particulièrement à l'électromigration. Ce phénomène représente un fort risque de défaillance, à la fois dans les interconnexions traditionnelles et pour les nouvelles technologies 3D. De plus, les feuilles de route de réduction de l'intégration 3D laissent présager une croissance de ce risque.

L'objectif de ce premier chapitre est d'étudier l'état de l'art sur l'endommagement par électromigration afin d'acquérir les connaissances requises pour le développement de la méthode de caractérisation. Cette première étape est également nécessaire en vue d'analyser les résultats qui seront obtenus expérimentalement. Cependant, comme la technologie des vias traversant le silicium (*Through Silicon Via*, TSV) est récente, peu d'études sont publiées. Les travaux concernant l'électromigration dans les interconnexions du *Back-End of Line* (BEoL) sont donc également décrits.

Ce premier chapitre présente tout d'abord la technologie TSV et les interconnexions en cuivre du BEoL. Ensuite, les bases du phénomène d'électromigration sont expliquées. Les premières études publiées sur la fiabilité des TSV sont étudiées en troisième partie, avant de terminer par les résultats sur le BEoL.

A. Technologies étudiées

Les interconnexions électriques jouent un rôle fondamental dans les circuits intégrés. Le BEoL connecte les éléments du *Front-End of Line* (FEoL) entre eux et avec l'extérieur. Pour l'intégration 3D, les TSV relient électriquement les deux faces d'une même puce en vue de la transmission verticale de l'information.

Cette partie présente l'intégration des deux technologies.

A.1. Interconnexions double-damascène du BEoL

Le réseau d'interconnexions du BEoL est un ensemble de lignes métalliques distribuées sur quatre à dix niveaux, connectés les uns aux autres par des vias (figure 1.1).

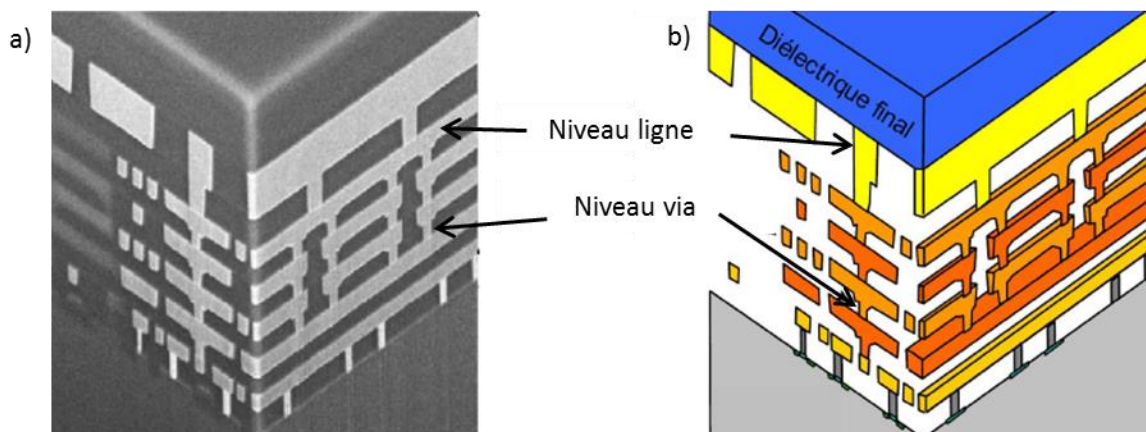


Figure 1.1 : réseau d'interconnexions du BEoL a) micrographies et b) schéma [DOYEN2009]

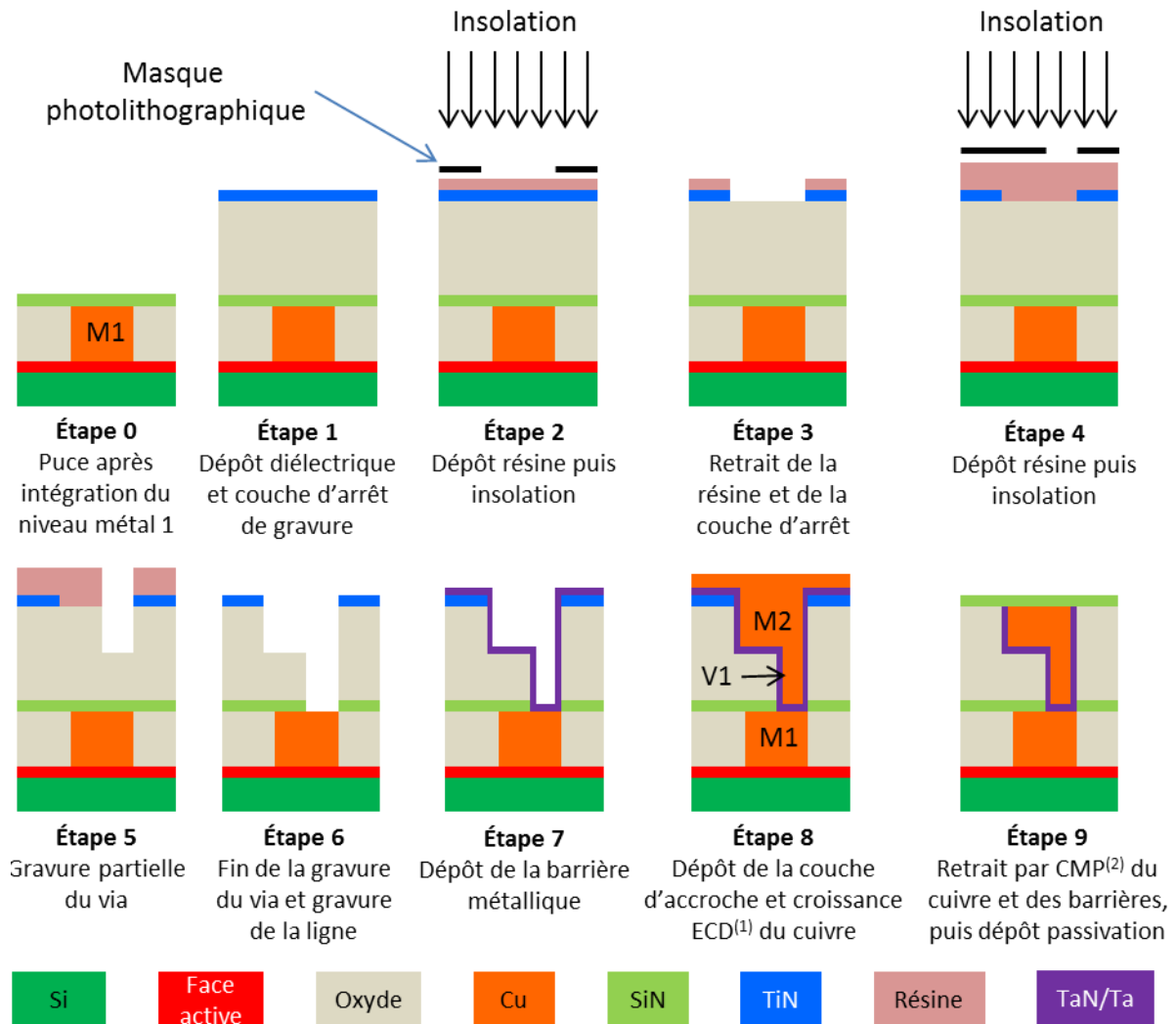
Aux débuts de la microélectronique, les interconnexions du BEoL sont produites en aluminium. Ce matériau abondant est un bon conducteur électrique. De plus, grâce à l'existence d'une gravure sélective, le procédé de fabrication des niveaux métalliques est relativement simple. Cependant, pour suivre la miniaturisation des transistors, les dimensions des interconnexions se réduisent continuellement, entraînant une hausse de leur résistance électrique. Les performances des circuits sont alors diminuées, notamment concernant les délais de transmission de l'information [NTRS1997]. Un changement de matériau s'est alors imposé.

Parmi les différents candidats, tels que l'or et l'argent, le cuivre se démarque. Il possède une meilleure conductivité électrique que l'aluminium et abonde également. De plus, sa meilleure résistance à l'électromigration est déjà démontrée [GRONE1961]. Son adoption tarde pourtant, car elle nécessite un changement radical du procédé de fabrication et donc un fort investissement initial. En 1997, IBM annonce la réalisation de la première puce avec les interconnexions entièrement en cuivre [ANDRICACOS1998]. Les autres acteurs du marché suivent alors le mouvement.

Pour réaliser des interconnexions en cuivre, un procédé de forge utilisé à Damas et datant de plusieurs siècles est adapté à la microélectronique : le procédé damascène [KAANTA1991]. Il consiste à creuser le motif des lignes métalliques après photolithographie dans un diélectrique déposé sur la face avant de la puce (figure 1.2). Une barrière à la diffusion du cuivre recouvre les faces inférieures et les flancs de chaque niveau. Elle est

généralement composée d'une couche de TaN/Ta ou TiN. Par ailleurs, un matériau de passivation est déposé en surface du cuivre pour éviter sa diffusion.

Avant d'intégrer simultanément le via et la ligne, devenant alors le procédé double-damascène, la première version consistait à les réaliser en deux séries d'étapes distinctes.



⁽¹⁾ Dépôt électrochimique (Electro-Chemical Deposition)

⁽²⁾ Polissage mécano-chimique (Chemical-Mechanical Polishing)

Figure 1.2 : détails du procédé d'intégration double-damascène

En résumé, le procédé double-damascène est développé spécifiquement pour l'intégration des interconnexions en cuivre. Le métal est confiné entre une barrière métallique et une couche de passivation. Les niveaux fonctionnent par paire entre le via et la ligne.

La prochaine partie présente la technologie TSV, objet principal de cette étude.

A.II. Le TSV, brique essentielle de l'intégration 3D

Aux prémices de l'intégration 3D, les puces empilées communiquaient entre elles par câblage filaire, avec un substrat ou un boîtier comme intermédiaire. Or, du fait de la taille des plots de connexion (50 – 70 μm) et de leur positionnement en bords de puces, ceux-ci définissaient la taille minimale des puces. L'amélioration des performances était donc limitée. Les TSV sont développés notamment pour remédier à ce problème.

Cette partie présente la technologie générale des TSV, avant de se concentrer sur un cas particulier.

A.II.1. Généralités sur les TSV

Les TSV sont des interconnexions intra-puces, qui relient électriquement le BEoL de la face avant et la couche de la RDL de la face arrière (figure 1.3). Leur hauteur est donc égale à l'épaisseur de silicium de la puce et dépend de l'application. Elle atteint jusqu'à quelques centaines de micromètres.

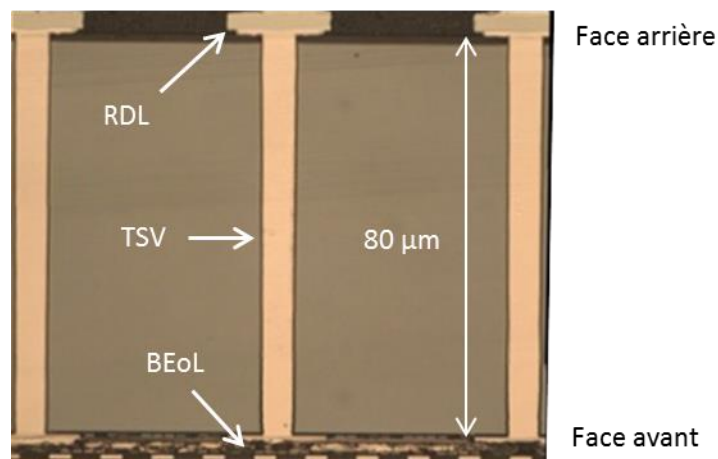


Figure 1.3 : Vue en coupe illustrant que les TSV sont des connexions métalliques intra-puce [COUDRAIN2012]

La figure 1.4 représente une cartographie de la variété existante des dimensions de TSV, chacune visant un type d'applications. La notion de TSV middle réfère à l'étape d'intégration du TSV dans la puce. En effet, trois catégories existent : *first*, *middle* et *last*. Les premiers sont réalisés avant le FeoL, les deuxièmes après le FeoL mais avant le BEoL, et les derniers après le BEoL.

Une différence majeure entre les technologies de TSV est le remplissage partiel ou total de la cavité (équivalent à l'étape 8 de figure 1.2). Au CEA Leti, la cavité reste partiellement creuse pour les TSV dont le diamètre est supérieur à 15 μm afin de limiter le temps de dépôt et les coûts. Pour les TSV de plus faible volume, le remplissage est total pour maximiser la section conductrice et limiter ainsi leur résistance électrique.

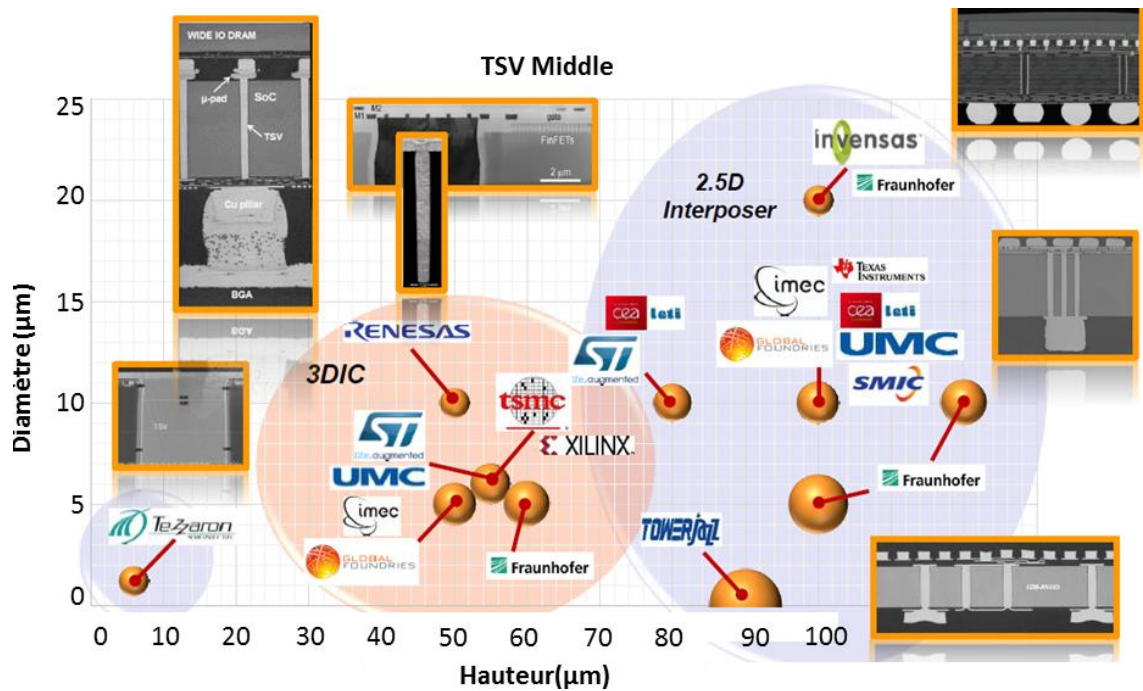


Figure 1.4 : cartographie non exhaustive des différentes technologies de TSV-middle existantes [YOLE2014]

Pour atteindre l'objectif de hautes performances, les feuilles de route prévoient l'amincissement des puces jusqu'à une épaisseur inférieure à la dizaine de micromètres. Les interconnexions qui répondent actuellement le mieux à cet objectif sont regroupées sous le label « haute densité », dont un exemple est présenté à la partie suivante.

A.II.2. TSV last haute densité

Avec une hauteur de 15 µm et un diamètre¹ de 3 µm (figure 1.5), le TSV *last* haute densité est conçu pour une densité d'intégration de 10⁶ cm⁻². Il est le plus petit TSV développé par le CEA Leti au commencement de cette thèse. Ses dimensions en font le TSV le plus à risque vis-à-vis de l'électromigration. Par ailleurs, l'analyse de sa fiabilité par [FRANK2013] constitue une base de départ pour cette thèse.

Pour ces deux raisons, ce TSV est choisi comme technologie d'étude.

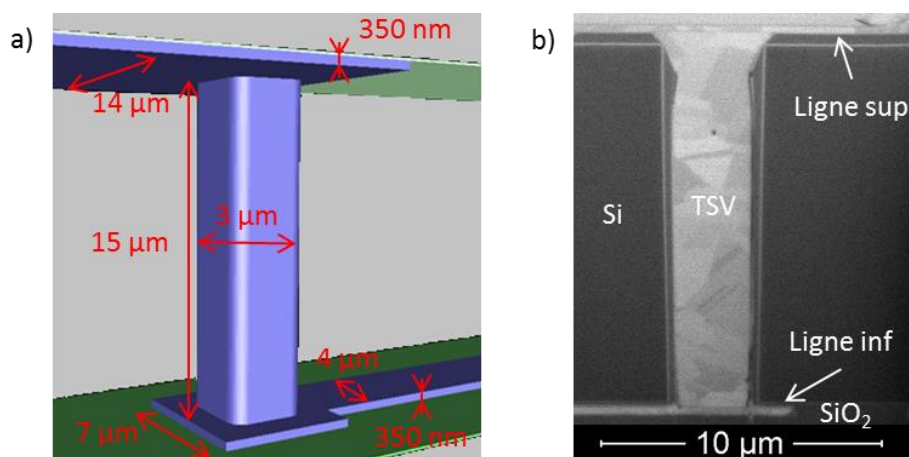
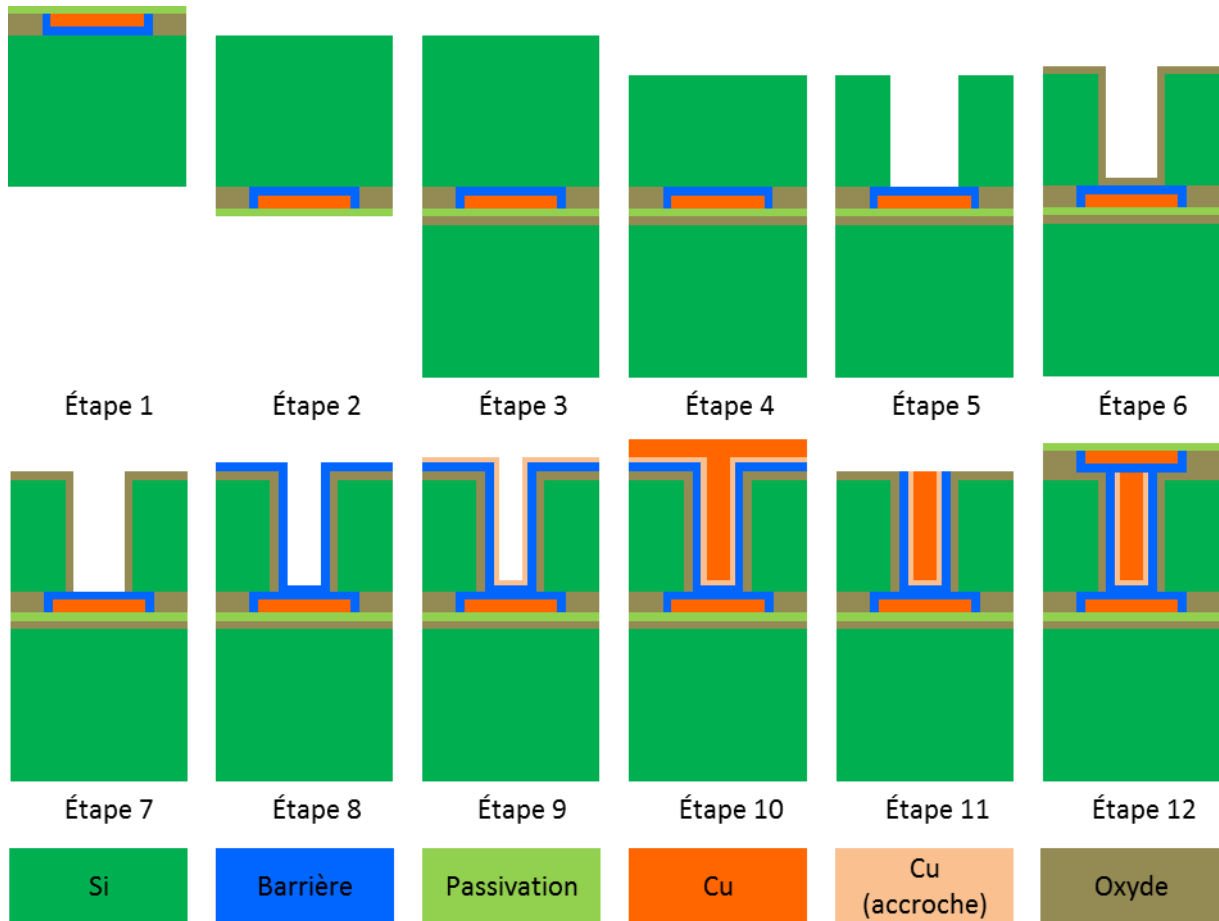


Figure 1.5 : présentation du TSV last haute densité a) sur Forge® b) micrographie en coupe

¹ Le terme de diamètre est utilisé, mais leur forme réelle est plutôt carrée avec les coins arrondis.

La figure 1.6 présente le procédé de fabrication des TSV *last* haute densité. Les étapes 6 à 11 sont communes à l'ensemble des technologies de TSV. Pour représenter la future application, à l'étape 3, la puce est collée à une plaque de silicium de plus grande épaisseur (d'environ 700 μm d'épaisseur). Les applications visées empilent une succession de puces fines, donc le substrat épais ne sera plus nécessaire. Compte tenu des dimensions, le TSV est entièrement rempli.



- | | | | |
|----------------|---|-----------------|---|
| Étape 1 | Interconnexion damascène (<i>sup</i>) | Étape 7 | Ouverture fond de via |
| Étape 2 | Retournement de la puce | Étape 8 | Dépôt barrière TiN (PVD) |
| Étape 3 | Collage direct sur substrat silicium | Étape 9 | Dépôt couche d'accroche Cu (PVD) |
| Étape 4 | Amincissement | Étape 10 | Dépôt ECD du cuivre |
| Étape 5 | Gravure DRIE | Étape 11 | Recuit puis CMP |
| Étape 6 | Isolation avec oxyde | Étape 12 | Interconnexion damascène (<i>inf</i>) |

Figure 1.6 : procédé de fabrication des TSV *last* haute densité

Les lignes *sup* et *inf* sont intégrées en procédé damascène. Une barrière métallique (TiN) sépare le cuivre du TSV de celui des lignes (figure 1.7). Elle est en réalité double entre le TSV et la ligne *inf* puisqu'une couche est déposée à l'étape 1 et une autre à l'étape 8.

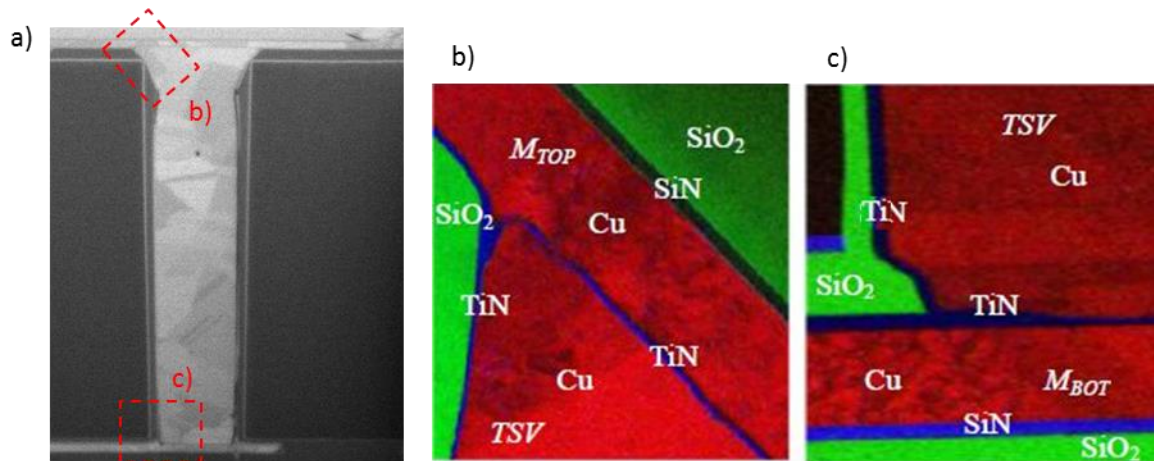


Figure 1.7 : a) micrographie du TSV, b) et c) caractérisations EFTEM¹ & EELS² des deux zones encadrées respectivement au niveau de la ligne sup et de la ligne inf [FRANK2011b]

Cette première partie a présenté les deux technologies d'interconnexions pour lesquelles l'état de l'art concernant l'électromigration sera analysé. Le TSV n'est pas considéré isolément, mais avec les lignes *inf* et *sup* (RDL). Les deux lignes sont intégrées selon le procédé damascène, ce qui justifie également l'étude de l'état de l'art sur les interconnexions du BEO. Parmi les différentes technologies de TSV, l'étude expérimentale se concentre sur le cas du TSV *last* haute densité, dont les dimensions sont les plus proches de celles des futures technologies pour les hautes performances.

Ce chapitre entre maintenant dans le vif du sujet de la fiabilité et introduit les notions de base de l'électromigration.

¹ Energy Filtered Transmission Electron Microscopy: microscopie électronique à transmission à énergie filtrée

² Electron Energy Loss Spectroscopy: spectroscopie des pertes d'énergie

B. Phénomène d'électromigration

Comme indiqué en introduction de ce mémoire, les études de fiabilité sont réparties en trois grandes catégories, selon que la défaillance est induite par l'environnement, le transport de charges ou le déplacement de matière [OHRING1998]. Dans cette dernière catégorie, l'électromigration est le mécanisme dont la criticité augmentera le plus avec la réduction de la taille des interconnexions 3D. De plus, la compréhension précise du phénomène est nécessaire pour proposer des solutions d'amélioration concrètes. Cette thèse se concentre donc sur ce phénomène.

Cette partie présente tout d'abord les bases de l'électromigration, puis les méthodes d'étude.

B.1. Explication physique

Après une première observation en 1861 par M. Girardin, un chercheur français, l'intérêt pour l'électromigration n'est resté longtemps que purement scientifique. L'arrivée des premiers circuits intégrés (1958) marque un tournant. Leur durée de vie n'excède pas quelques semaines et empêche ainsi leur commercialisation. Les industriels commencent alors les études de fiabilité pour comprendre le mécanisme de dégradation et retarder la défaillance.

Après le principe de base du phénomène, cette partie explique quels sont les effets observables et mesurables de la dégradation. La mise en évidence d'une force de contre-réaction est détaillée en troisième partie, avant d'expliquer le mécanisme de diffusion atomique à la base du phénomène. Ensuite, l'effet de concentration de courant est présenté et finalement les discussions sur les conditions de nucléation sont résumées.

B.1.1. Principe de base

L'électromigration (BeoL) est un phénomène de transport de matière dans les métaux, induit par une forte densité de courant et fortement influencé par la température et l'état de contraintes mécaniques.

Lorsque le courant circule, deux forces s'exercent sur les atomes [CERIC2011]. La première est la force électrostatique et la seconde est liée au flux d'électrons. Ces derniers transfèrent de la quantité de mouvement aux atomes lorsqu'ils les percutent. Les deux forces sont proportionnelles au champ électrique appliqué, \vec{E} . Pour cette raison, leurs contributions sont regroupées sous un même terme, Z^* , appelée valence (charge) effective. La force d'électromigration, \vec{F}_{BEoL} , est donnée par l'équation (1.1), avec e la charge de l'électron. Elle est représentée à la figure 1.8. Généralement, pour les métaux, la force du flux d'électrons est supérieure à la force électrostatique. La valeur de Z^* est alors négative [NEY2007].

$$\vec{F}_{\text{BEoL}} = Z^* \cdot e \cdot \vec{E} \quad (1.1)$$

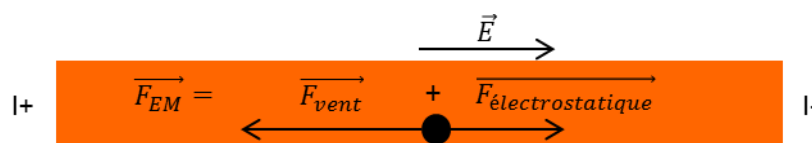


Figure 1.8 : illustration des forces entrant en jeu sur un ion cuivre soumis à un champ électrique

La force exercée sur les atomes est à l'origine de leur déplacement. Il en résulte la dégradation de l'interconnexion, comme le démontre la prochaine partie.

B.1.2. Effets observables et impact sur les circuits

Le transport de matière aboutit à la défaillance des circuits, c'est-à-dire que les puces ne remplissent plus leurs fonctionnalités ou n'ont plus les performances souhaitées.

Pour le phénomène étudié, la perte de performances est liée à l'augmentation de la résistance, illustrée à la figure 1.9, qui allonge les délais de transmission (facteur RC). Selon l'application finale, une augmentation de 5, 10 ou 20 % de la valeur de la résistance est critique. Dans le cadre d'études de R&D ne visant pas d'application précise, le critère est choisi arbitrairement. Usuellement, il est considéré à 10 %, mais certains auteurs le choisissent à 20 voire 50 % [HU1999b, HAU-RIEGE2001].

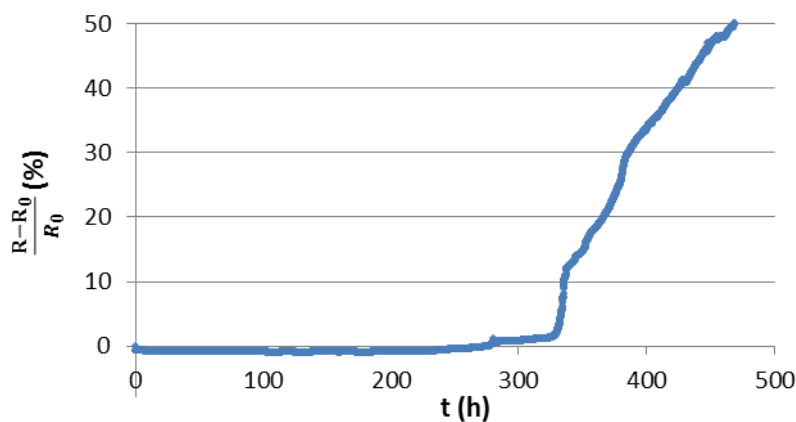


Figure 1.9 : illustration de l'augmentation de résistance causée par l'électromigration

L'augmentation de la résistance est un effet mesurable de la dégradation. Cependant, pour comprendre précisément le mécanisme, il est nécessaire de s'intéresser directement au phénomène d'endommagement.

Pour des lignes infinies et parfaitement homogènes, le flux d'électrons déplacerait simplement le cuivre dans le sens opposé au courant. Dans la réalité, les interconnexions ont une longueur délimitée, et le transfert de matière est donc fini. À la cathode (I-), le cuivre est déplacé, mais il n'est pas remplacé. Il se produit une divergence de flux atomiques (AFD, **A**tomic **F**lux **D**ivergence). Il y a déplétion de la ligne, jusqu'à la formation de cavités. Celles-ci évoluent ensuite, jusqu'à atteindre éventuellement une taille critique qui provoque l'augmentation de la résistance, voire l'ouverture de la ligne. À l'anode (I+), c'est l'inverse. La convergence de flux atomiques (AFC, **A**tomic **F**lux **C**onvergence) est responsable de l'accumulation de matière, qui est susceptible de former des extrusions. Elles risquent de créer un court-circuit, si un chemin de conduction se crée entre deux lignes. Les phénomènes d'AFD et AFC existent également localement dans la ligne, comme l'illustre la figure 1.10.

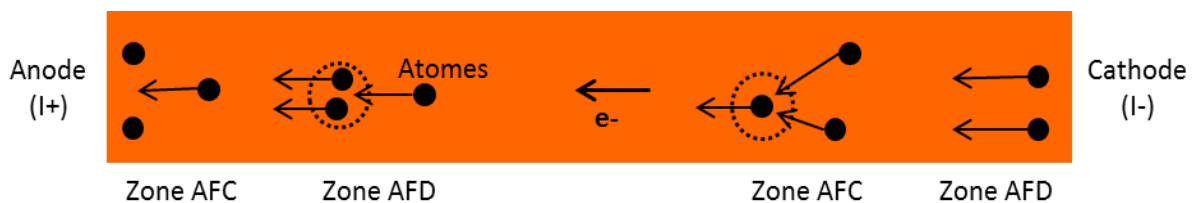


Figure 1.10 : illustration des zones de convergence (AFC) et divergence (AFD) des flux atomiques

La figure 1.11 illustre concrètement ces phénomènes dans le cas d'une ligne de cuivre soumise à un test d'électromigration.

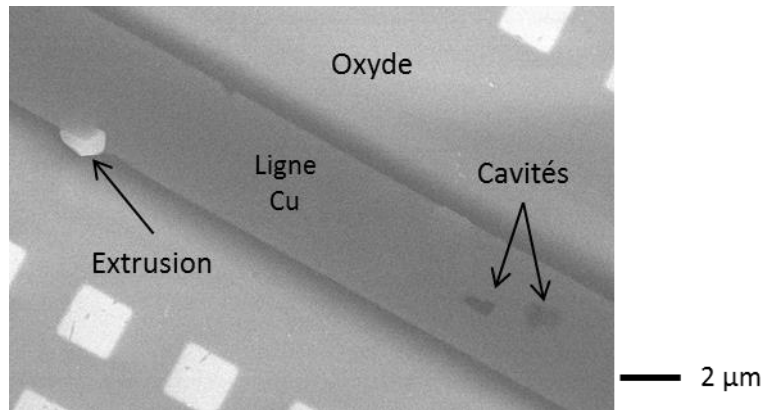


Figure 1.11 : effets de l'électromigration sur une ligne de cuivre en intégration damascène après 170 h de test à une température de 350 °C et une densité de courant de 3,5 MA/cm²

La dégradation de la ligne perturbe son équilibre. Pour compenser, une contre-réaction se crée, appelée force de retour pour l'électromigration.

B.1.3. Contrepoids à l'électromigration : la force de retour

L'accumulation et la déplétion de matière aux extrémités de la ligne modifie localement l'état de contraintes mécaniques, respectivement en compression et en tension. Ainsi, un gradient de contraintes se crée le long de la ligne, qui tend à déplacer la matière à contresens du flux d'électrons. Le flux total de matière est alors donné par les équations (1.2) et (1.3).

$$\vec{J}_a = \vec{J}_{em} + \vec{J}_r \quad (1.2)$$

$$\vec{J}_a = -\frac{C_a D_a}{kT} [eZ^* \rho \vec{j} - \Omega \cdot \vec{\nabla} \sigma_H] \quad (1.3)$$

Avec,	C_a	(m ⁻³)	Concentration atomique
	D_a	(m ² .s ⁻¹)	Coefficient de diffusion
	k	(J.K ⁻¹)	Constante de Boltzmann
	T	(K)	Température
	e	BEoL	Charge élémentaire
	Z^*	Sans unité	Charge effective des atomes métalliques
	ρ	(Ω.m)	Résistivité électrique du matériau
	j	(A.m ⁻²)	Densité de courant
	Ω	(m ³)	Volume atomique
	$\vec{\nabla} \sigma_H$	(Pa.m ⁻¹)	Gradient de la contrainte hydrostatique

Il existe un produit critique (1.4), déterminé par la longueur et la densité de courant, pour lequel le terme entre crochets de l'équation (1.3) s'annule.

$$(jL)_{crit} = \frac{\Omega \Delta \sigma}{eZ^* \rho} \quad (1.4)$$

Si les conditions sont respectées, le flux retour compense le terme d'électromigration avant que la cavité n'atteigne la taille critique. Une ligne qui vérifie ces conditions est considérée comme immortelle [BLECH1976]. Les résultats expérimentaux démontrent que le produit critique est indépendant de la longueur de la ligne [THRASHER2001].

En résumé, l'accumulation et la déplétion de matière induisent un gradient de contraintes mécaniques, qui s'oppose à la dégradation, voire empêche la défaillance.

Que ce soit induit par le flux d'électrons ou par la force de retour, la matière se déplace dans la ligne métallique. Pour comprendre ce phénomène, il est nécessaire de s'intéresser au mécanisme de diffusion.

B.1.4. *Mécanisme de diffusion atomique*

N.B. : la diffusion est un cas spécifique de migration, qui désigne le déplacement de matière visant à homogénéiser la concentration d'espèces dans un milieu. Dans le cas de l'électromigration, il s'agit un déplacement induit par une force extérieure. Dans la suite du document, les phénomènes de migration et diffusion sont confondus.

Le transport de matière dans les matériaux métalliques se produit par échanges entre les atomes et les défauts du réseau cristallin, tels que les lacunes atomiques [GUIRALDENQ1994]. Cependant, la migration d'un atome est soumise à plusieurs conditions. Tout d'abord, il faut une lacune parmi ses plus proches voisins. Ensuite, pour changer de site, l'énergie de l'atome doit être supérieure à la barrière de potentiel. Pour un matériau soumis à aucune force extérieure, seule l'énergie thermique agit, et le déplacement est équiprobable dans toutes les directions. Dans le cas de l'électromigration, à cette énergie s'ajoute celle transmise par les électrons. La probabilité de saut est alors supérieure dans le sens du flux d'électrons. Ces échanges successifs d'un atome avec des lacunes, principalement dans une seule direction, le déplacent dans le matériau.

En fonction de la fréquence de vibration de l'atome autour de sa position d'équilibre et des différentes conditions évoquées, la fréquence de saut des atomes et des lacunes dans un cristal est alors définie [NEY2007]. Un paramètre essentiel dans l'étude des transports de matière est alors déduit, le coefficient d'autodiffusion (atomique ou lacunaire) est donné par l'équation (1.5).

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (1.5)$$

Le facteur pré-exponentiel D_0 est indépendant de la température et regroupe notamment l'entropie du système, le paramètre de maille et la fréquence de Debye. E_a est l'énergie d'activation du phénomène de diffusion. Le signe négatif dans le terme exponentiel exprime que plus l'énergie d'activation est faible, moins les forces de liaisons limitent la diffusion. L'équation (1.5) révèle l'influence de la température sur la dégradation. Cette information est capitale pour les tests de fiabilité.

Tel qu'expliqué, le mécanisme de diffusion ne justifie pas l'accumulation ou la déplétion de matière dans certaines zones. Pour cela, il faut l'étudier plus en détails.

Les échanges entre atomes et lacunes ne se produisent pas uniquement dans la maille cristalline (dans le volume). En effet, compte tenu de la microstructure et de l'environnement des interconnexions (différentes intégrations), d'autres chemins de conduction existent éventuellement : les joints de grains, les interfaces, les surfaces libres. Ainsi, un coefficient de diffusion effectif existe, D_{eff} , qui pondère chacune des contributions en fonction de paramètres liés à la technologie étudiée (géométrie, microstructure, etc.). Dans le cas d'une intégration pour laquelle la ligne est entourée de deux types d'interfaces, le coefficient de diffusion effectif est alors donné par l'équation (1.6).

$$D_{eff} = D_{vol} + \frac{1}{w_{i1}} \delta_{i1} D_{i1} + \frac{1}{w_{i2}} \delta_{i2} D_{i2} + \frac{\delta_{jg}}{d} D_{jg} \quad (1.6)$$

Avec les indices vol , jg , $i1$ et $i2$ qui font respectivement référence au volume, aux joints de grains et aux interfaces 1 et 2. Les coefficients D sont les coefficients de diffusion. D est la dimension moyenne des grains et δ_{jg} la largeur d'un joint de grains. w est la largeur de l'interface et δ_i son épaisseur.

À chaque chemin de diffusion correspond une énergie d'activation. Le tableau 1.1 propose un ordre de grandeur des valeurs usuellement données dans la littérature dans le cas des interconnexions double-damascènes. La diffusion dans le volume est la plus lente et celle aux surfaces libres est la plus rapide. Alors que l'énergie d'activation est sensiblement égale pour la diffusion aux joints de grains et à l'interface cuivre/passivation, d'autres auteurs rapportent une valeur plus élevée pour la première et plus faible pour la seconde.

Tableau 1.1 : des énergies d'activation pour les différents chemins de conduction

Chemin	Volume	Joints de grains	Surface libre	Interface Cu/passivation	Interface Cu/barrière
E_a (eV)	2,3	0,8 – 0,85	0,45	0,8	1,4
Référence	[LLOYD1999]	[HU2007]	[CHOI2007]	[LANE2003]	[HU2003]

Ainsi, les variations de la microstructure (joints de grains) et des procédés de fabrication (épaisseur des interfaces) le long d'une ligne modifient localement la valeur du coefficient de diffusion effectif. À ces endroits précis, une convergence ou une divergence des flux atomiques se produit, ce qui explique la formation des défauts.

En résumé, la diffusion se déroule par des processus successifs d'échanges entre atomes et lacunes. Il est équivalent de considérer le déplacement des atomes ou celui des lacunes. Plusieurs chemins contribuent à leurs déplacements, tels que les joints de grains ou les interfaces. Les connaître est nécessaire pour définir le coefficient de diffusion effectif et ainsi comprendre la formation et l'accumulation de matière.

La prochaine partie présente d'autres causes à l'origine des zones de divergence et de convergence.

B.1.5. *Effet de concentration du courant*

La concentration du courant est le résultat du resserrement des lignes de courant dans une structure.

Un changement de section conductrice (figure 1.12-a), un changement de direction (figure 1.12-b) ou la combinaison des deux cas (figure 1.12-c) concentrent localement les lignes de courant.

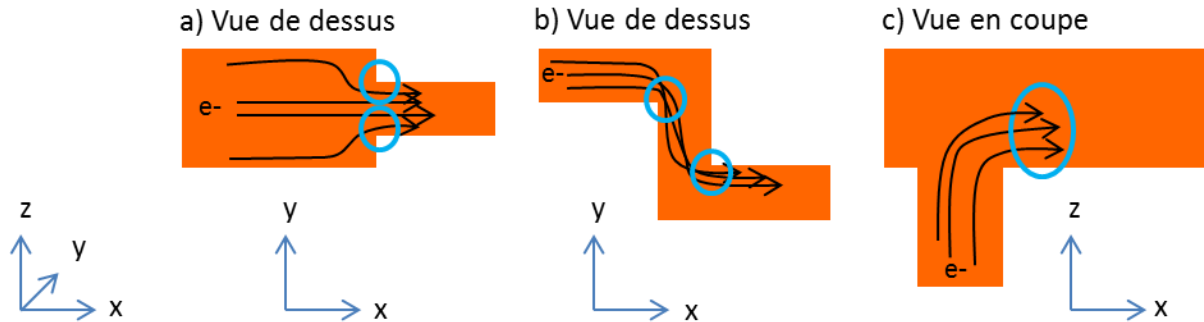


Figure 1.12 : illustrations de concentration de courant induit par a) changement de section (ligne vue de dessus), b) un changement de direction (ligne vue de dessus) et c) une combinaison des deux cas précédents (structure à deux niveaux vue en coupe)

Dans l'exemple de la figure 1.12-a, la densité de courant est supérieure dans la ligne étroite. La transition crée donc une discontinuité du flux d'électrons, qui crée une divergence de flux atomiques. Les zones de concentration de courant sont donc des points faibles des structures. Néanmoins, des études montrent que leur impact est potentiellement négligeable devant d'autres effets (diffusion aux joints de grains, présence de défauts, etc.) [CROES2013].

Ce constat sur l'effet de concentration de courant tient au fait que la divergence de flux atomiques n'induit pas nécessairement la formation des cavités. Le mécanisme de nucléation a besoin d'être précisé pour une compréhension détaillée de la dégradation par électromigration.

B.1.6. *Conditions de nucléation*

Pour considérer la formation de cavités, le raisonnement en termes de déplacement de lacunes, plutôt que d'atomes, est privilégié.

Comme une cavité est un volume sans matière, il est intuitif de penser que les cavités se forment par la coalescence de lacunes. Il suffit alors que la concentration de lacunes dépasse un seuil minimal pour qu'il y ait nucléation de la cavité [KORHONEN1993]. Généralement, une variation de 10 % est utilisée comme valeur seuil [DALLEAU2001].

Rosenberg et Ohring [ROSENBERG1971] démontrent que le temps de nucléation théorique en respectant ce critère ne correspond pas aux observations expérimentales. Comme condition de formation des cavités, ils proposent plutôt une valeur seuil de la contrainte hydrostatique. [GLEIXNER1999] prend alors en considération l'effet de l'électromigration sur la contrainte mécanique pour calculer thermodynamiquement l'énergie de nucléation d'une cavité. Il démontre que même la présence d'un joint de grains ne suffit pas à atteindre l'énergie suffisante de nucléation. De son côté, [FLINN1995] propose

que la cavité se forme au niveau d'un défaut, comme par exemple un contaminant. Ce dernier forme une surface libre, de sorte qu'aucune barrière énergétique n'est à surmonter pour qu'un germe se forme. Si la contrainte mécanique atteint une valeur critique, le germe évolue en cavité stable. [CLEMENS1997] apporte une modification à cette théorie en considérant l'angle de contact entre le germe et le défaut. La valeur de la contrainte mécanique critique est alors définie par les équations (1.7) et (1.8).

$$\text{Si } \theta_c < \frac{\pi}{2}, \text{ alors } \sigma_{crit} = \frac{2\gamma_s \sin \theta_c}{R_p} \quad (1.7)$$

$$\text{Si } \theta_c > \frac{\pi}{2}, \text{ alors } \sigma_{crit} = \frac{2\gamma_s}{R_p} \quad (1.8)$$

Avec γ_s l'énergie de surface libre du métal, θ_c l'angle de contact de la cavité, et R_p la longueur du défaut (figure 1.13).

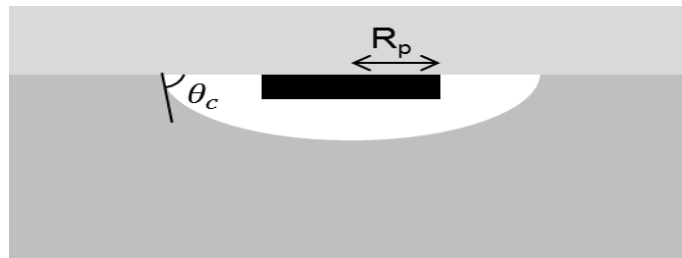


Figure 1.13 : schéma explicatif du modèle de [FLINN1995]

Les études expérimentales, par exemple dans le cas des interconnexions en cuivre double-damascène, supportent l'hypothèse que l'accumulation de lacunes n'explique pas la formation des cavités. En effet, si cette hypothèse était vérifiée, les cavités se formeraient uniquement aux zones de divergence maximale des flux atomiques, *i.e.* à proximité des barrières à la diffusion ou des zones de concentration de courant. Or, des auteurs tels que [MEYER2007] et [VAIRAGAR2004a] reportent la formation de cavité au milieu des lignes. Ces observations soutiennent la théorie d'une nucléation déterminée par un seuil de contraintes mécaniques. Cependant, bien que fausse, la théorie basée sur la divergence de flux aide à appréhender grossièrement le comportement d'une structure.

Dans cette partie, les bases du phénomène d'électromigration ont été définies. Le vent d'électrons agit comme une force de friction, qui entraîne le déplacement des atomes dans sa direction. Le transport de matière est un mécanisme de diffusion par échanges entre atomes et lacunes. Les cavités se forment à proximité des zones de divergence de flux atomiques, quand la contrainte mécanique induite par la déplétion de matière atteint un certain niveau. En résumé, l'électromigration est un phénomène complexe dont certains aspects sont encore sujet à discussion.

Ces résultats sont observés lors des essais d'électromigration, dont la méthodologie est expliquée dans la suite de ce document.

B.II. Méthodologie d'étude

L'électromigration est un phénomène de défaillance parmi d'autres. Pour l'étudier, il est donc nécessaire de suivre une méthode qui l'isole et ne risque pas de provoquer la défaillance de l'échantillon par un autre mécanisme. De plus, l'analyse de la dégradation est facilitée par l'utilisation de structures de test adaptées.

Cette partie présente tout d'abord les méthodes de test, puis de telles structures.

B.II.1. Méthodes

Considérant la durée de vie des puces en conditions normales d'utilisation (de l'ordre de dix ans), les tests de fiabilité accélèrent le vieillissement. Selon le mode de défaillance étudié, plusieurs leviers d'action existent.

Pour l'électromigration, l'étude de la physique du phénomène révèle l'importance de la densité de courant et de la température, au travers du coefficient de diffusion. Ces deux paramètres sont contrôlables et donc utilisés pour accélérer les tests. Ainsi, alors qu'une puce standard pour les applications à destination du grand public fonctionne à une température de 125 °C, les tests de fiabilité sont menés entre 175 et 400 °C, selon la tenue en température des matériaux. Pour la densité de courant, la valeur dépend de la technologie, mais pour le BEOl par exemple, il s'agit *a minima* de la doubler pour atteindre une valeur comprise entre 1 et 10 MA/cm².

Cependant, comme l'illustre la figure 1.14, qui traçant le taux de puces défaillantes en fonction du temps, les durées de test en conditions accélérées restent de quelques centaines d'heures. Les études de fiabilité représentent donc un coût élevé pour les entreprises.

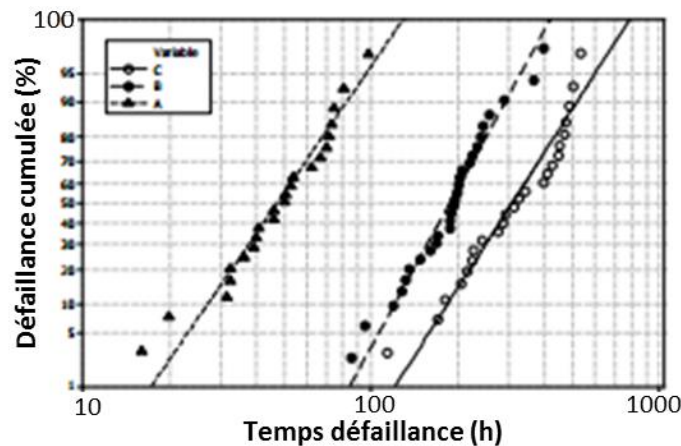


Figure 1.14 : courbes de défaillance cumulée pour trois types d'échantillons testés à 300 °C et 2-3 MA/cm² [ARNAUD2011]

L'accélération des tests implique la nécessité d'extrapoler les résultats aux conditions normales d'utilisation. Black [BLACK1967] trouve expérimentalement la formule (1.9), qui calcule le temps moyen à la défaillance (MTTF, *Mean Time To Failure*) en fonction de la température et de la densité de courant. La notion de temps moyen sous-tend l'aspect statistique de l'étude.

$$MTTF = A \cdot j^{-n} \cdot \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right) \quad (1.9)$$

Le paramètre A regroupe un ensemble de données propres à la structure et au matériau.

Le signe dans l'exponentielle est positif, contrairement à la formule (1.5). Physiquement, il se conçoit que la durée de vie de la structure est d'autant plus réduite que l'énergie d'activation est faible, donc la diffusion rapide.

E_a et n sont appelés paramètres de Black. Ils sont obtenus en variant les conditions de test : l'un en fixant le courant et en variant la température, et inversement pour le second. Ils sont alors obtenus par les équations (1.10) et (1.11).

$$E_a = \left(\frac{-d(\ln(MTTF))}{d(1/kT)} \right)_{j \text{ cst}} \quad (1.10)$$

$$n = \left(\frac{-d(\ln(MTTF))}{d(1/j)} \right)_{T \text{ cst}} \quad (1.11)$$

La valeur du paramètre n est généralement comprise entre 1 et 2. Elle est relative à l'importance du temps de nucléation de la cavité par rapport au temps de croissance [LLOYD1991]. Dans le cas du cuivre, pour lequel la phase de nucléation est très courte, la valeur est proche de 1 [HU1999b]. Dans le cas de l'aluminium, elle est proche de 2 [SHATZKES1986].

Des alternatives plus fiables que la formule de Black sont avancées. Par exemple, la proposition de [LLOYD2007] consiste à considérer les deux phases (nucléation et croissance) de développement de la cavité :

$$MTTF = \left(A \cdot \frac{kT}{j} + \frac{B(T)}{j^2} \right) \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right) \quad (1.12)$$

Pourtant, du fait de sa simplicité d'application, la formule de Black est toujours utilisée actuellement.

Par ailleurs, l'extrapolation requiert que le mécanisme de dégradation reste identique entre les conditions normales d'utilisation et celles de test. Or, la forte densité de courant n'est pas sans effet indésirable. Certaines études mettent en avant qu'une densité de courant élevée crée un effet Joule qui modifie le mécanisme de défaillance [NEY2007]. La valeur du paramètre n de Black calculée est alors supérieure à la valeur réelle, impliquant une sous-estimation de la durée de vie des structures. Alors qu'une telle erreur paraît rassurante, elle retarde potentiellement la mise sur le marché de technologies opérationnelles, que les industriels chercheraient à améliorer alors qu'elles atteignent déjà les spécifications requises.

Des études proposent également que les conditions de test induisent une déformation plastique de la ligne [VALEK2002]. Budiman publie une série d'articles sur le sujet [BUDIMAN2006, BUDIMAN2007, BUDIMAN2008, BUDIMAN2010]. L'auteur propose que la déformation induit la création d'un nombre suffisant de dislocations pour qu'elles créent un chemin de diffusion rapide le long de l'interconnexion. Il est responsable des fortes valeurs de n trouvées et non pas l'effet Joule local. Ainsi, selon Budiman, les tests accélérés altèrent

le mécanisme de dégradation en ajoutant un chemin de diffusion inexistant en conditions normales d'utilisation.

La caractérisation d'une technologie par l'extrapolation du temps de défaillance ne correspond qu'à une partie des études de fiabilité. En effet, le besoin diffère entre la qualification rapide d'une technologie, qui n'est que peu modifiée par rapport à la précédente, et l'analyse de la défaillance d'une technologie complètement nouvelle. Dans le premier cas, les échantillons sont testés, puis il est vérifié que le pourcentage requis d'échantillons atteint la durée de vie souhaitée. La défaillance est étudiée sous un angle statistique. Sauf surprise dans le comportement de la technologie, l'étude n'est pas plus approfondie. Dans le second cas, le mécanisme de défaillance est étudié plus précisément. Pour cela, les tests sont complétés par des caractérisations *post-mortem*, qui révèlent notamment la taille, la forme et la position des cavités au moment de la défaillance. Cette méthode laisse planer de fortes incertitudes, puisqu'il s'agit de faire des hypothèses à partir d'analyses (micrographies obtenues avec un **M**icroscope **É**lectronique à **B**alayage, MEB, par exemple) fixées dans le temps. C'est équivalent à essayer de deviner une loi qui régirait le déroulement d'une course de 100 m en ne regardant que la photo *finish* de quelques courses.

Pour approfondir la compréhension du mécanisme, certains tests, dits *ex situ*, sont interrompus pour caractériser les échantillons avant la défaillance, à plusieurs reprises éventuellement. Il est ainsi possible d'envisager le déroulement de la phase de croissance des cavités. Pour filer la métaphore sportive, il s'agit cette fois d'étudier la loi avec des photos *finish*, mais aussi quelques autres, prises pendant les courses (sans nécessairement avoir la photo de fin).

Une méthodologie s'est affranchie de ces limites en analysant les structures pendant les essais d'électromigration. Il s'agit des tests dits *in situ* ou *in operando*. Ces essais sont réalisés sur différents équipements : principalement MEB [BESSER1992, HUANG2008], mais aussi MET¹ [LIAO2010], DISA² [XU2004], microdiffraction aux rayons X [VALEK2002]. Pour finir avec la métaphore, il s'agit cette fois de photographier les courses toutes les secondes, ou mieux, de les filmer. L'importance de ce type d'essais pour accéder à une compréhension unique des mécanismes est admise depuis près de 40 ans [BERENBAUM1971]. Pourtant, leur nombre reste limité du fait de la complexité de mise en œuvre, de l'impossibilité de caractériser plusieurs échantillons simultanément et de l'immobilisation d'un équipement de caractérisation sur la durée des essais.

En résumé, les études de fiabilité accélèrent le vieillissement des échantillons, puis les durées de vie sont extrapolées grâce à la formule de Black. La méthodologie de test est adaptée à l'objectif de l'étude. Aussi bien pour les études *ex situ* qu'*in situ*, l'étude de quelques cas particuliers soulève toujours la question de leur représentativité.

Le mécanisme à étudier est isolé, mais il reste à caractériser la dégradation. Pour cela, des structures de test spécifiques sont définies.

¹ **M**icroscope **É**lectronique à **T**ransmission

² « **D**igital **I**mage **S**peckle **A**nalysis », soit analyse d'image digitale « speckle »

B.II.2. Structures de test

Dans le cas de l'électromigration, l'étude détaillée de la dégradation consiste notamment à observer des cavités. Cependant, compte tenu de la taille des défauts par rapport aux dimensions des puces, il est judicieux de chercher à forcer leur position dans une zone délimitée.

Les structures de test sont généralement composées de deux niveaux pour reproduire les interconnexions du BEOI tout en restant simples à étudier. L'un est relié aux plots de connexion pour l'injection du courant, et l'autre est la ligne testée. Les lignes métalliques sont connectées par les vias. Dans le cas où la ligne supérieure est testée, la structure est de type M1-M2-M1 (figure 1.15-a) ; de type M2-M1-M2 s'il s'agit de la ligne inférieure (figure 1.15-b). Les lignes connectées aux plots sont généralement plus épaisses que les lignes testées, afin que la densité de courant y soit plus faible et donc d'y diminuer la probabilité de formation de défauts.

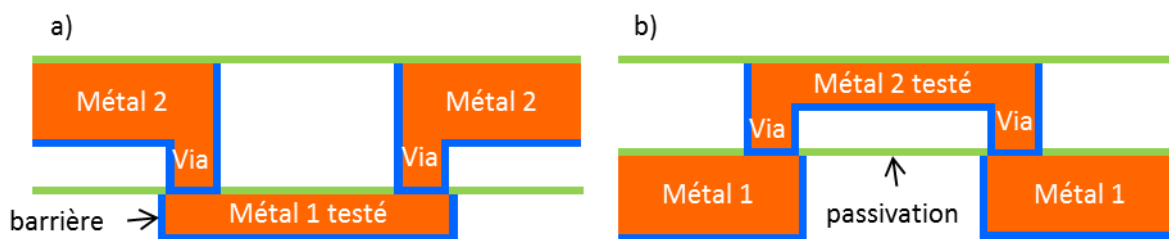


Figure 1.15 : structures de test d'électromigration usuelles pour les technologies double-damascène, a) M2-M1-M2, b) M1-M2-M1

Pour s'approcher d'un cas plus réel d'un réseau d'interconnexions, des structures en arbres (figure 1.16-a) [VAIRAGAR2005] et en chaînes de vias¹ (figure 1.16-b) existent également. Cependant, elles ne sont utilisées que ponctuellement, pour approfondir la connaissance de la dégradation de technologies particulières, car l'analyse de défaillance est bien plus compliquée qu'avec les structures précédentes.

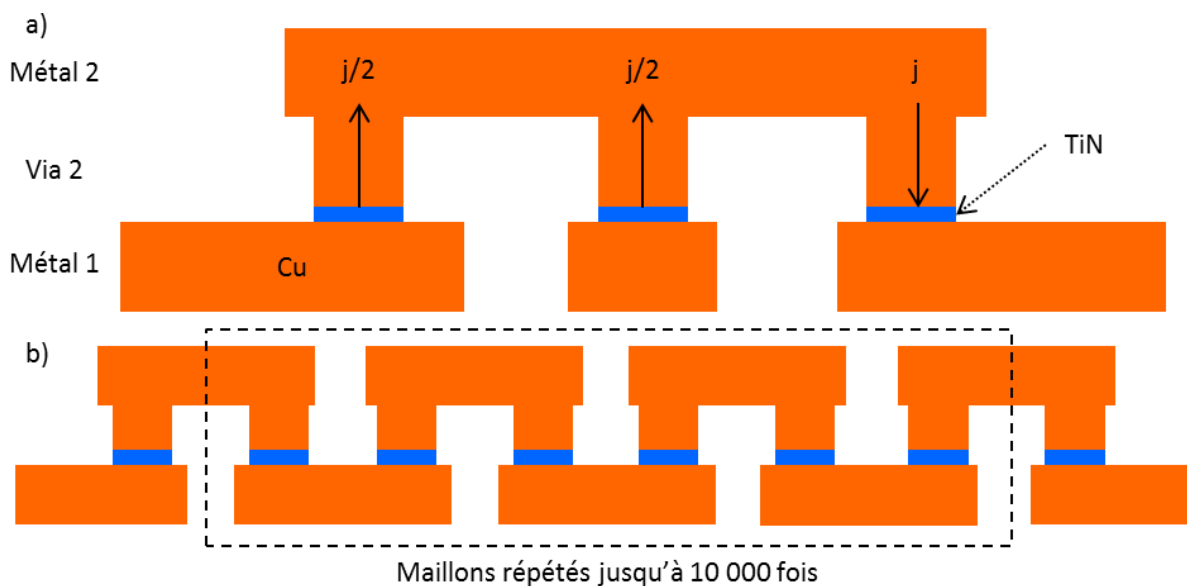


Figure 1.16 : structures de tests plus complexes pour s'approcher d'un cas réel a) en arbre, b) en chaînes de vias

¹ Plus connues sous l'appellation anglaise de *daisy-chain*.

Les principales méthodes d'étude viennent d'être exposées. Les essais d'électromigration sont réalisés en conditions de vieillissement accéléré (forte température, forte densité de courant) afin de réduire la durée de vie des échantillons. Les analyses sont majoritairement constituées de tests statistiques, qui sont complétés parfois par des caractérisations *post-mortem*. Les essais *in situ* ou *in operando* participent fortement à la compréhension des phénomènes [BESSER1992], mais la durée des essais est longue. Pour cette raison, seules des technologies judicieusement choisies sont testées de cette manière. La condition de défaillance des échantillons est exprimée généralement en fonction d'une augmentation de la résistance. S'il est indispensable d'accélérer le vieillissement, des interrogations légitimes sont soulevées sur l'effet des conditions de test sur le mécanisme de défaillance. Aux méthodologies adaptées correspondent également des structures de test spécifiques, qui s'approchent des interconnexions réelles, tout en facilitant la caractérisation de la dégradation.

Plus généralement, cette partie a exposé les bases physiques et techniques nécessaires à l'étude de l'électromigration. Les principaux mécanismes de la dégradation, tels que la diffusion et la nucléation des cavités, ont été présentés.

La prochaine partie résume les travaux qui étudient l'électromigration dans les TSV.

C. Étude de l'électromigration dans les TSV

L'analyse de l'état de l'art est indispensable au développement d'une méthode de caractérisation du phénomène d'électromigration. D'une part, les caractéristiques fonctionnelles de la méthode de caractérisation, dont le développement est l'objectif de cette thèse, seront définies d'autant mieux que le mécanisme de défaillance est correctement appréhendé. D'autre part, la validation de la méthode expérimentale nécessitera de comparer les résultats obtenus avec des données bibliographiques.

Après l'énoncé des éléments nécessaires à la compréhension des études d'électromigration de la partie précédente, celle-ci se concentre sur la fiabilité des TSV vis-à-vis de ce phénomène. S'intéresser à une technologie particulière concrétise le mécanisme de défaillance dans un cadre précis, qui détermine les principales variables, telles que la géométrie ou la microstructure.

Tout d'abord, les résultats expérimentaux sont présentés. Ensuite, les contributions obtenues par méthodes numériques sont résumées.

C.I. Connaissances issues des études expérimentales

La relative nouveauté de la technologie et la durée des tests sont en partie responsables du peu de résultats expérimentaux publiés sur l'électromigration dans les TSV.

Cette partie présente donc principalement les travaux de Frank [FRANK2013] menés sur des TSV *last* haute densité (voir A.II.2). L'auteur conduit des tests statistiques, complétés par des caractérisations *post-mortem*, car le mécanisme de dégradation de ces technologies est encore inconnu.

Ses analyses seront éclairées ponctuellement par les travaux de [CHOI2012], [CASSIDY2012] et [HUMMLER2013], dont les dimensions respectives des TSV sont indiquées dans le tableau 1.2. Les TSV étudiés par Cassidy sont creux.

Tableau 1.2 : dimensions des TSV étudiés par les quatre auteurs

	Frank	Hummler	Choi	Cassidy
Diamètre (μm)	3	5,5	6	100
Hauteur (μm)	15	50	50	250

La partie suivante détaille la position des cavités observée après la défaillance des échantillons.

C.I.1. Position des cavités à la défaillance

Le résultat majeur des quatre études citées est l'absence de cavités à l'intérieur même des TSV. Avec des électrons qui circulent du haut vers le bas du TSV (polarisation vers le bas), [FRANK2011a] observe les cavités sous le TSV, dans la ligne *inf*. En polarisation inverse (électrons allant de bas en haut du TSV), les cavités se trouvent dans la ligne *sup* (ou RDL), au-dessus du TSV (figure 1.17). Du fait de l'asymétrie de la structure étudiée par Frank (évasement du TSV, dimensions des lignes – voir figure 1.5 de la partie A.II.2), le temps moyen à la défaillance est environ deux fois moins élevé dans le cas où la polarisation induit la présence de la cavité sous le TSV.

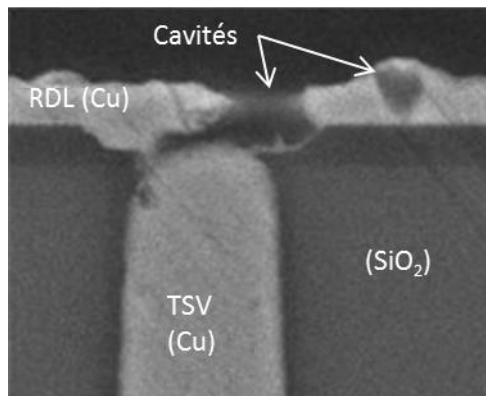


Figure 1.17 : présence d'une cavité dans la RDL au-dessus du TSV [HUMMLER2013]

Malgré l'absence de cavité dans le TSV, l'étude des structures 3D se justifie par l'impact potentiel de cette technologie sur la fiabilité des lignes métalliques qui lui sont connectées. Par exemple, comme le TSV induit des contraintes mécaniques dans son environnement, des zones d'exclusions, ou KOZ (*Keep-Out Zone*, figure 1.18), sont définies. Il s'agit d'un espace dans lequel aucun dispositif actif (transistors) ne doit être placé sous peine de voir ses performances électriques altérées. Les zones d'exclusion s'étendent sur quelques micromètres autour du TSV [CHAABOUNI2010], selon ses dimensions. Similairement, cet impact mécanique est susceptible de diminuer la fiabilité des lignes métalliques connectées au TSV. À la jonction de celui-ci avec ces lignes, la concentration de courant qui survient est également un facteur potentiel de réduction de la durée de vie des interconnexions.

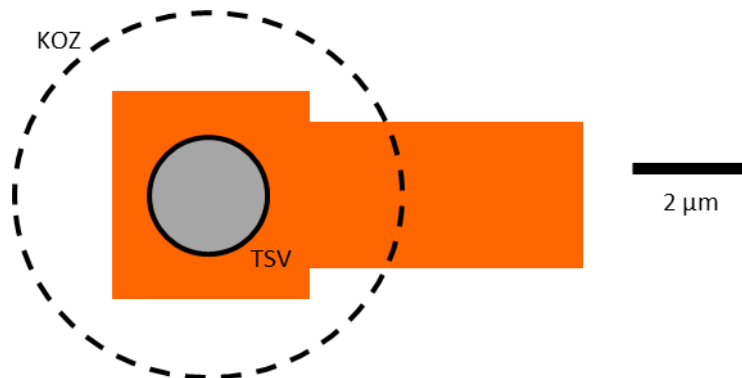


Figure 1.18 : Délimitation de la zone dans laquelle les dispositifs ne doivent pas être situés

Dans la suite du document, la fiabilité de la structure avec TSV est étudiée d'après la dégradation qui se produit dans les lignes *sup* ou *inf*.

C.1.2. Comportement de la résistance électrique

L'évolution de la résistance électrique est le premier indicateur qui renseigne sur la tenue à la dégradation d'une technologie.

[FRANK2011b] mesure une résistance qui reste constante pendant un temps, puis croît de manière logarithmique (figure 1.19 tracée en échelle logarithmique). [CHOI2012] observe une brusque augmentation de la résistance après la phase de résistance constante, mais ne donne pas plus de détails.

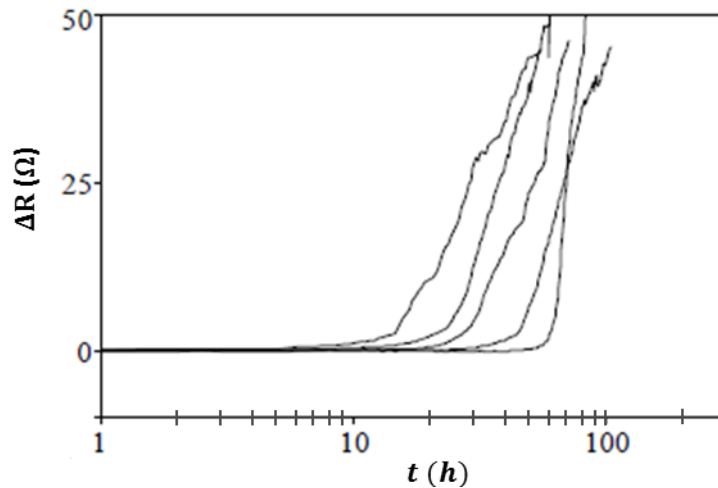


Figure 1.19 : évolution de la résistance en fonction du temps représenté en échelle logarithmique [FRANK2011b]

L'évolution de la résistance électrique est liée à la taille et à la croissance de la cavité. Tant qu'elle reste de taille réduite, elle n'a pas d'effet sur la résistance de la structure. Dès qu'elle déplete l'ensemble de la ligne en regard du TSV, la longueur du passage du courant dans la barrière TiN est alors subitement allongée (figure 1.20). Comme celle-ci est environ cent fois plus résistive et dix fois plus fine que la ligne en cuivre, la résistance électrique augmente. Le comportement logarithmique s'explique par une croissance cylindrique de la cavité. Un modèle reflète cette évolution pour lequel la variation de la résistance au cours du temps est donnée par l'équation (1.13), avec K un paramètre dépendant de la résistivité et de l'épaisseur de la barrière, et t_0 un paramètre incluant notamment le diamètre du TSV [FRANK2011a].

$$\Delta R = K \ln\left(\frac{t}{t_0}\right) \quad (1.13)$$

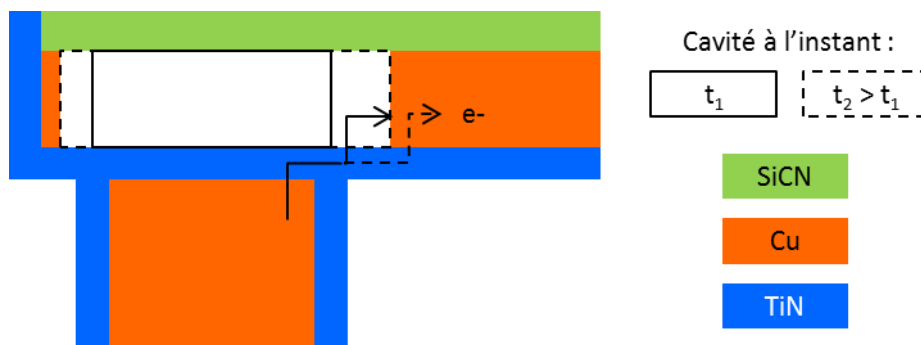


Figure 1.20 : illustration (sans respect de l'échelle) de l'allongement du passage du courant dans la barrière TiN avec la déplétion de la ligne, avec une longueur de chemin dans la barrière qui augmente avec la croissance de la cavité

Avec des premiers tests et des caractérisations *post-mortem*, les auteurs observent que la défaillance est causée par la déplétion de la ligne au-dessus du TSV, ou en-dessous selon le sens de polarisation, mais jamais dans le TSV. Partant du constat que la défaillance est causée par la déplétion de la ligne au-dessus du TSV, Frank suppose que l'épaissir allongera la durée de vie.

C.I.3. Influence de l'épaisseur des lignes

Dans son modèle [FRANK2011a] démontre que le temps nécessaire pour que la cavité retire tout le cuivre au-dessus du TSV est proportionnel à l'épaisseur de la ligne, sous l'hypothèse d'une cavité cylindrique qui croît depuis le centre du TSV. Augmenter l'épaisseur de la ligne de 250 nm à 3 μm doit donc améliorer la fiabilité. Il réalise cette étude dans la publication référencée en tant que [FRANK2012].

Il s'avère que le temps moyen à la défaillance des lignes épaisses est seulement deux à trois fois plus élevé pour ces dernières, alors qu'il y a un facteur douze entre les dimensions.

Les analyses *post-mortem* révèlent que pour les interconnexions épaisses, la déplétion de la ligne n'est pas entière dans l'épaisseur (figure 1.21-a), contrairement au cas de référence (figure 1.21-b). Cependant, la cavité s'étend entièrement au-dessus de la surface du TSV et induit alors le même effet sur la résistance.

L'étude conclut sur l'existence d'une épaisseur optimale pour laquelle le mécanisme de diffusion est inchangé et donc pour laquelle l'allongement de la durée de vie est proportionnel à l'augmentation de l'épaisseur. Comme avec la ligne de 3 μm la durée de vie est augmentée entre deux et trois fois, l'épaisseur optimale est certainement comprise entre 700 et 1050 nm (2-3 x 350 nm).

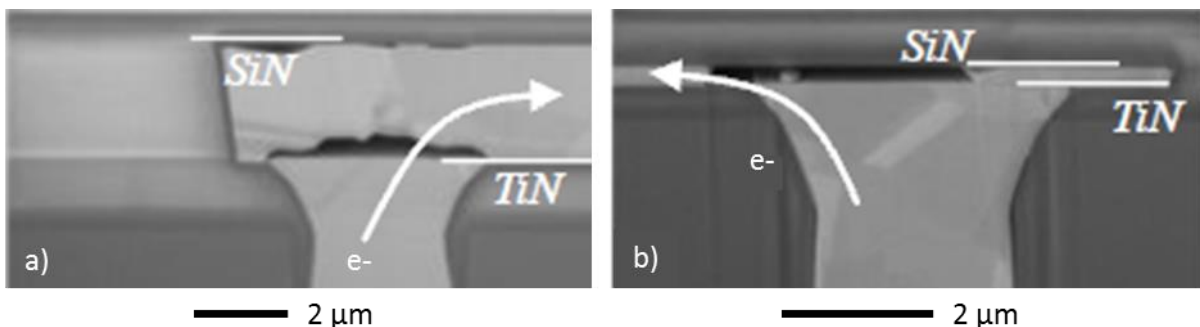


Figure 1.21 : comparaison des cavités entraînant la défaillance dans le cas des lignes a) épaisses b) fines [FRANK2011b]

Ainsi, augmenter l'épaisseur des lignes conduit à modifier la forme finale de la cavité. Il est légitime de s'interroger sur la similitude du mécanisme dans les deux cas.

C.I.4. Paramètres de Black et mécanisme de défaillance

En répétant les essais d'électromigration sur un grand nombre d'échantillons et en variant les conditions de test, Frank obtient les paramètres de Black grâce aux équations (1.10) et (1.11). Ils renseignent sur le mécanisme de défaillance.

Dans le cas des lignes fines, [FRANK2011a] trouve une énergie d'activation à la diffusion proche de 0,9 eV, qui indique une diffusion préférentielle probablement le long de l'interface entre le cuivre et la passivation. Cette hypothèse est confirmée par des caractérisations *post-mortem*, qui révèlent des cavités en forme de trapèze, plus large au niveau de l'interface Cu/SiN¹ que Cu/TiN (figure 1.22). [CHOI2012] arrive à la même conclusion sur sa technologie, pour laquelle la barrière TiN et la passivation sont inversées, car l'étape de renversement de puce n'a pas eu lieu (étape 2 de la figure 1.6).

¹ L'utilisation de « SiN » à la place de « Si₃N₄ » est un abus de langage répandu.

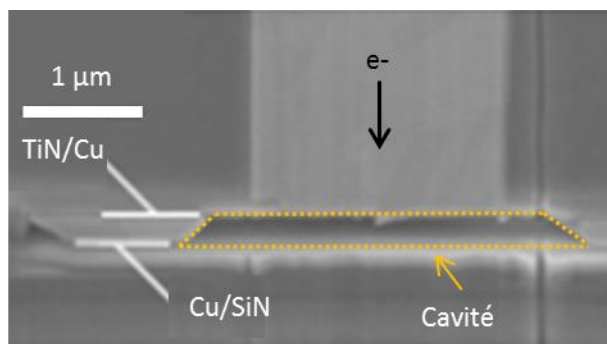


Figure 1.22 : forme de la cavité sous le TSV [FRANK2011b]

Le paramètre n de Black est calculé égal à 2, alors qu'une valeur de 1 est plutôt attendue pour le cuivre (voir B.II.1). Frank explique cet écart par un échauffement par effet Joule autour de la cavité.

Pour les lignes épaisses, des valeurs similaires sont obtenues. Le mécanisme de dégradation est donc similaire.

En conclusion de cette synthèse des travaux expérimentaux, les rares résultats indiquent que la défaillance est induite par la formation de cavités dans les lignes *sup* ou *inf*, selon le sens de polarisation, mais pas dans les TSV. La déplétion de la ligne en regard du TSV entraîne l'augmentation de la résistance, jusqu'à la défaillance. L'interface entre le cuivre et la passivation est le chemin préférentiel de diffusion, tant que l'épaisseur de la ligne reste inférieure à un certain seuil.

Pour compléter les études expérimentales, des travaux s'appuient sur les méthodes numériques

C.II. Apport des méthodes numériques

En évitant la production d'échantillons et limitant les tests expérimentaux, les méthodes numériques simplifient, accélèrent et réduisent le coût des études. Le développement d'un modèle de dégradation par électromigration est complexe, mais les auteurs en améliorent généralement un, issu de l'étude du BEoL [SUKHAREV2002, SUKHAREV2007]. Pour cette raison, s'appuyant sur plus de 10 ans d'expérience, Sukharev possède actuellement l'un des modèles les plus aboutis à ce jour.

L'objectif de cette partie est d'étudier la contribution de ces modèles sur la fiabilité des interconnexions 3D.

C.II.1. Nucléation et évolution des cavités

Alors que les études expérimentales renseignent sur la position des cavités après la défaillance, les modèles étudient également leur formation et leur évolution.

Les modèles 3D de [TAN2010] et [CHEN2010] démontrent que les cavités ne se forment pas dans les TSV, mais juste au-dessus ou en-dessous. Alors que le modèle de Tan est basé sur la divergence de flux atomiques et celui de Chen sur une nucléation conditionnée par la concentration de lacunes, leurs résultats sont cohérents avec les observations décrites dans la partie précédente.

[ORIO2012] modélise la croissance d'une cavité sous un TSV. Il arrive ainsi à retrouver l'évolution cylindrique décrite par [FRANK2011b]. Le modèle va plus loin et propose également une explication aux défaillances précoces. Celles-ci seraient induites par des cavités dont les dimensions sont inférieures au diamètre du TSV. Par ailleurs, le modèle démontre le lien entre la distribution des temps à la défaillance et celle de l'épaisseur de la barrière, qui varie selon l'échantillon.

Après avoir étudié la formation des cavités, les autres auteurs consacrent leur étude à déterminer le rôle des différentes forces participant à la dégradation.

C.II.2. *Analyse comparative des forces motrices*

Il est admis que le flux de lacunes \vec{J}_v est la somme de quatre termes, dont les deux premiers sont la force électromotrice \vec{J}_{em} et le flux de retour induit par le gradient de concentration, \vec{J}_c . Il s'ajoute également un terme lié à un éventuel gradient thermique \vec{J}_T dans la ligne ainsi qu'une contribution du gradient de contraintes mécaniques \vec{J}_s . La relation entre les termes est donnée par l'équation (1.14).

$$\vec{J}_v = \vec{J}_c + \vec{J}_{em} + \vec{J}_T + \vec{J}_s \quad (1.14)$$

Avec les méthodes numériques, la contribution de chacune des forces est observable isolément. Deux méthodes sont utilisées : en désactivant les termes souhaités ou en affichant les contributions séparément.

Par exemple, [Pak2011] et [Pathak2011]¹ étudient l'impact des TSV sur les niveaux métalliques du BEoL. Le TSV génère des contraintes mécaniques dans une ligne soumise à un courant, dont le profil de température est tel qu'indiqué sur la figure 1.23. Les contributions sont affichées séparément et regroupées. Le gradient de concentration n'est pas présenté, car les auteurs ne le considèrent pas comme une force motrice puisqu'il s'oppose au déplacement induit par le flux d'électrons.

Pak et Pathak démontrent qu'augmenter le niveau de contraintes mécaniques a plus d'effet sur la dégradation par électromigration qu'une hausse de courant. Leurs résultats corroborent ceux obtenus par [TAN2010].

[SUKHAREV2012] démontre également que les niveaux de contraintes mécaniques générés par un TSV *last* et un TSV *middle*, à dimensions égales, diffèrent légèrement du fait qu'ils ne sont pas connectés au même niveau de métal.

¹ Ils travaillent dans la même équipe.

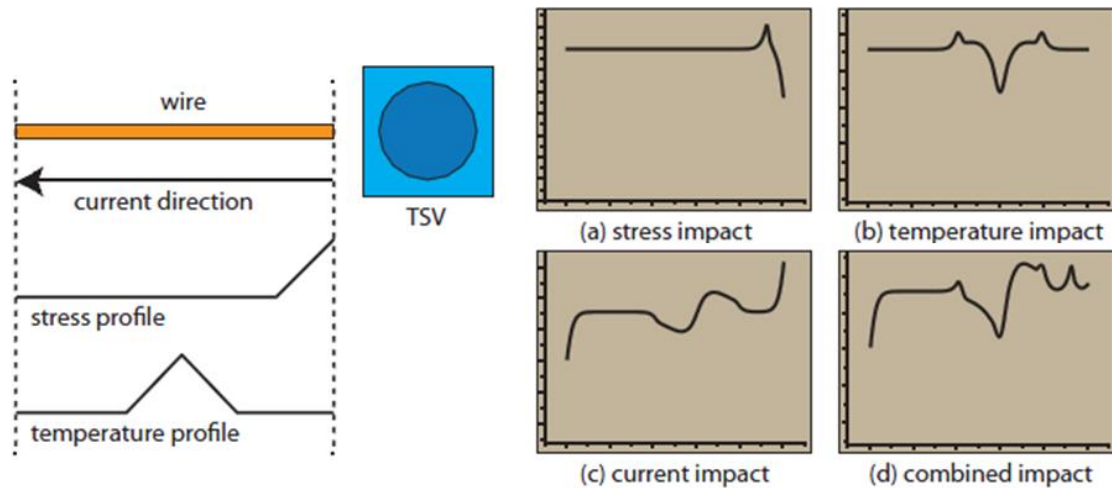


Figure 1.23 : conditions de tests (position de la ligne, courant, contrainte mécanique et température) et leurs effets sur la concentration d'atome le long de la ligne [PATHAK2011]

Le calcul des différentes contributions est également utilisable pour déterminer la zone d'exclusion, à condition d'avoir identifié clairement un critère qui assure la fonctionnalité des dispositifs. Un tel critère pourrait être un niveau maximum de contraintes mécaniques par exemple. La figure 1.24 illustre l'évolution de la contrainte mécanique autour du TSV avant et après l'électromigration [SUKHAREV2012]. Avec l'accumulation et la déplétion d'atomes, la valeur maximale de la contrainte mécanique est augmentée d'environ 20 %. Si le critère de fonctionnalité était défini pour une contrainte maximale de 170 Mpa, cela signifie qu'il ne faudrait pas éloigner les dispositifs de 3,5 μm du TSV, mais d'au moins 5 μm .

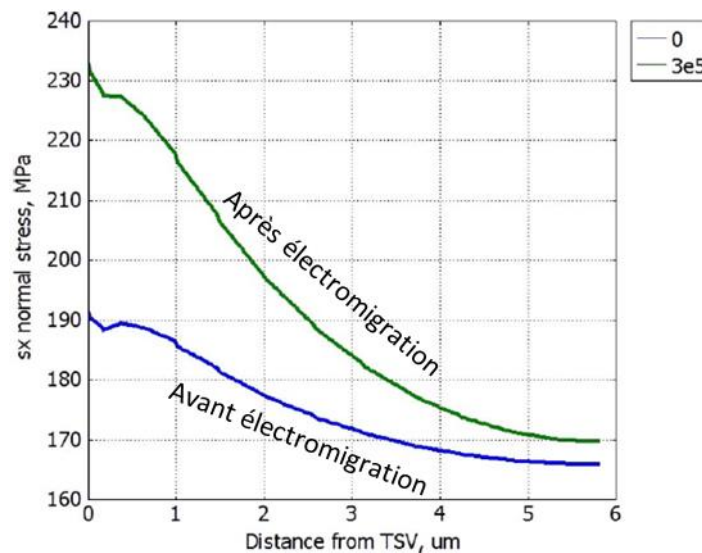


Figure 1.24 : calcul de la contrainte mécanique induite par le TSV sur son environnement, avant et après électromigration [SUKHAREV2012]

Calculer et présenter les contributions séparément est un avantage indéniable de la simulation numérique, pour déterminer leur importance relative. Un autre intérêt majeur réside dans la possibilité de comparer des paramètres sans produire tous les échantillons nécessaires.

C.II.3. *Étude comparative de paramètres*

La microstructure, l'éloignement et l'orientation d'une interconnexion par rapport au TSV sont des paramètres dont l'étude expérimentale est longue et coûteuse. Avec un modèle robuste, la simulation numérique s'affranchit des deux problèmes.

Pak et Pathak comparent l'impact mécanique du TSV en fonction de l'orientation et de la position de la ligne du BEoL dans le plan et hors plan. Ils obtiennent ainsi les profils de contraintes de chaque cas.

[SUKHAREV2012] s'intéresse aux effets de la microstructure sur le niveau de contraintes mécaniques et son impact sur la dégradation par électromigration. Il considère deux cas : soit les grains les plus larges se situent en haut du TSV, les grains moyens au milieu et les plus petits en fond de TSV (figure 1.25-a), soit les grains les plus larges se trouvent au milieu du TSV, les moyens en bas et les plus fins en haut (figure 1.25-b). Le modèle démontre que la seconde configuration génère moins de contraintes mécaniques que la première.

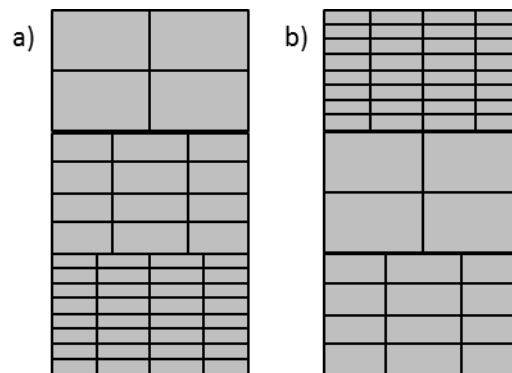


Figure 1.25 : illustration des deux types de microstructure testés par [SUKHAREV2012]

Pak étudie l'impact des dimensions de la structure. En augmentant la taille du TSV, deux forces s'opposent : la diminution de la densité de courant et l'augmentation des contraintes induites. Cette dernière domine la première et la structure est moins fiable.

Une autre partie de l'étude concerne l'impact de la taille du plot de jonction du TSV (figure 1.26). Lorsque celle-ci augmente, les points à la jonction de la ligne et du TSV (point J) ou dans la ligne (point L) ont une fiabilité améliorée. À l'inverse, la contrainte thermomécanique au-dessus du TSV est plus élevée et le temps à la défaillance est atteint plus rapidement dans cette zone, notamment à la verticale du centre du TSV (point C). Cette étude contredit les travaux menés dans le BEoL, qui préconisent d'allonger les lignes au-delà des vias pour retarder la défaillance [LAMONTAGNE2010]. Elle est cependant à nuancer, car le temps à la défaillance est calculé en fonction d'une augmentation de la concentration de lacunes et le modèle ne considère pas le terme source de lacunes. Ce terme, qui reflète un phénomène réel, sert à maintenir l'équilibre du système par la formation ou l'annihilation de lacunes dans le matériau.

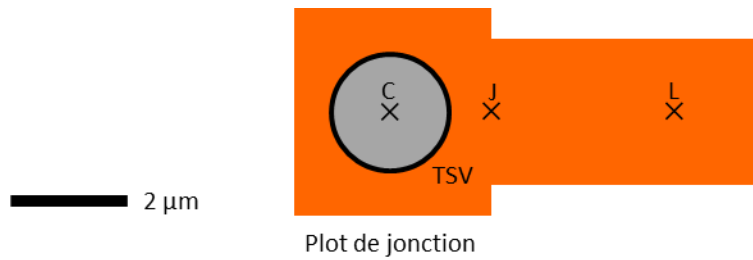


Figure 1.26 : illustration de la structure utilisée par Pak et Pathak avec le positionnement des points de mesure

En résumé, l'étude de la fiabilité des TSV consiste plutôt en l'étude de leur impact sur la fiabilité des lignes qui leur sont connectées. En effet, l'absence de cavités dans les TSV est démontrée expérimentalement et numériquement. Un modèle est développé pour comprendre la croissance de la cavité, mais aucune observation ne le confirme. La seule donnée expérimentale sur la croissance de la cavité est qu'elle suit préférentiellement l'interface entre le cuivre et la passivation, dans le cas de lignes fines. Les outils numériques démontrent leur intérêt avec l'analyse séparée des contributions des forces motrices, révélant une dominance des contraintes mécaniques sur la densité de courant. De plus, ils simplifient l'étude comparative de paramètres tels que la microstructure ou la distance entre un TSV et une ligne métallique.

Cependant, les résultats restent rares. Les études de fiabilité menées dans le BEoL sont donc analysées, en tant que source d'inspiration pour acquérir les connaissances nécessaires au développement de la méthode expérimentale de caractérisation.

D. Complément d'étude : électromigration dans le BEoL

L'électromigration est un problème majeur du BEoL depuis les débuts de la microélectronique. Après trente ans d'études des interconnexions en aluminium, des solutions concrètes étaient connues. À partir de 1997, le remplacement de ce matériau par le cuivre nécessite de nouvelles études. En effet, le mécanisme de dégradation est différent, comme l'illustre la différence d'énergie d'activation : 0,4 eV pour l'aluminium, entre 0,8 et 1 eV pour le cuivre [PARK1991].

Dans cette partie, les principaux résultats concernant la dégradation par électromigration des interconnexions double-damascènes sont résumés. Tout d'abord, la défaillance de ces structures est présentée, puis le rôle de la microstructure dans le mécanisme de dégradation est discuté.

D.1. Défaillance des interconnexions du BEoL

La nucléation des cavités est la première étape de la défaillance des interconnexions. Pour cette raison, une attention particulière lui est portée.

La partie B.1.6 montre que la condition de nucléation des lacunes s'explique par un niveau de contraintes mécaniques, et non pas avec une concentration critique de lacunes. Pour les structures double-damascènes, [LLOYD2006] propose une théorie légèrement différente, selon laquelle la délamination du cuivre au niveau de l'interface avec la passivation déclenche la nucléation. Cette condition se formalise par un seuil à atteindre pour la contrainte mécanique normale au plan de l'échantillon ($\sigma_{délam}$), à partir duquel la séparation de l'interface minimise l'énergie. Sur la base de cette théorie, l'auteur propose une correction du calcul des conditions de Blech (équation (1.15)), avec Ω le volume atomique et ρ la résistivité de la ligne. Les autres paramètres sont identiques à ceux décrits précédemment.

$$(jL)_{crit} = \frac{\Omega \sigma_{délam}}{eZ^* \rho} \quad (1.15)$$

Cependant, pour savoir si la nucléation des cavités est responsable de la défaillance des échantillons, il est nécessaire de regarder la courbe d'évolution de la résistance électrique. Elle présente trois phases : un plateau, un saut et une croissance linéaire (figure 1.27). La nucléation des cavités intervient pendant la première phase, et n'a donc pas d'effet sur la résistance [DOYEN2008].

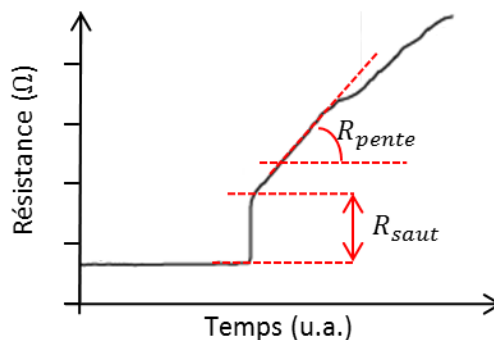


Figure 1.27 : évolution temporelle de la résistance (échelle linéaire) pour une interconnexion du BEoL [DOYEN2008]

La taille critique de la cavité qui entraîne l'augmentation de la résistance dépend de sa position, qui elle-même est déterminée en partie par le sens de polarisation du courant (figure 1.28). Dans le cas d'une polarisation « vers le bas », le défaut tueur au moment de la défaillance est positionné sous le TSV. Son volume critique est déterminé par la déplétion de la ligne sous le via. Pour l'autre sens de polarisation, la cavité se trouve dans le via ou dans la ligne au-dessus du via. La formation de cavité dans le via s'explique par le fait qu'il possède des dimensions similaires à celles de la ligne. De plus, avec l'intégration double-damascène, l'absence de la barrière TiN ne place pas le via dans une configuration de ligne immortelle.

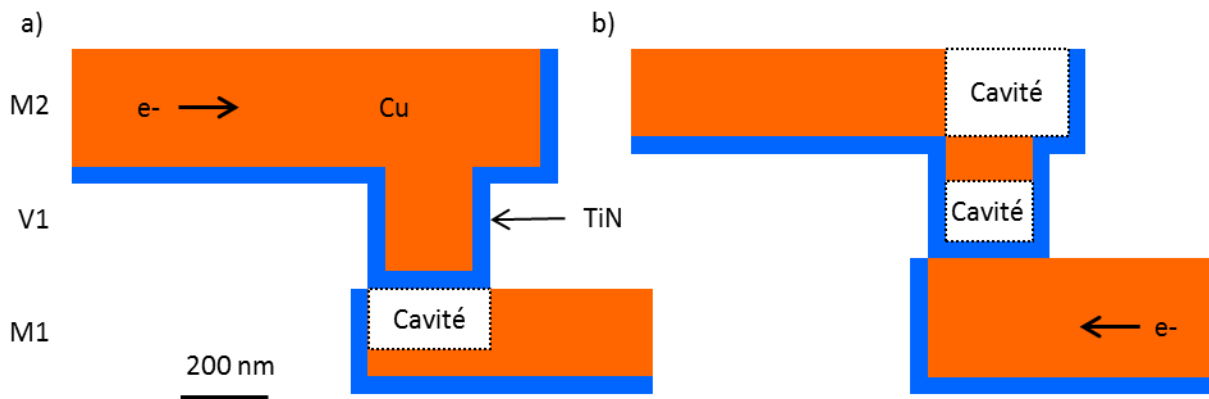


Figure 1.28 : positions critiques des cavités entraînant l'augmentation de la résistance dans le cas de la polarisation a) vers le bas, b) vers le haut

Le saut de résistance s'explique par le passage des électrons dans la barrière sur une longueur déterminée par la taille de la cavité. Avec l'équation (1.16) [DOYEN2008] retrouve analytiquement la valeur du saut R_{saut} :

$$R_{saut} = \frac{\rho_b \cdot l_c}{A_b} \quad (1.16)$$

Avec ρ_b la résistivité de la barrière, l_c la longueur de la cavité lorsqu'elle atteint le volume critique, et A_b la section de la barrière.

La cavité croît dans la direction de la ligne (ou du via) et non pas de manière cylindrique comme pour les TSV (voir B.I.2). Cette évolution explique le comportement linéaire de la résistance. Avec l'équation (1.17), Doyen calcule la pente de la courbe.

$$R_{pente} = \frac{\rho_b \Delta l}{A_b \Delta t} \quad (1.17)$$

Avec Δl la croissance de la cavité pendant l'intervalle de temps Δt .

Le mécanisme de défaillance du BEoL est similaire à celui de la RDL connectée aux TSV, mais la résistance électrique présente un comportement différent qui s'explique par le mode d'évolution de la cavité.

En cherchant les paramètres contribuant à définir le lieu de nucléation des cavités, puis leur évolution, de nombreux auteurs s'intéressent à la microstructure. La partie suivante résume leurs travaux.

D.II. Rôle de la microstructure

L'importance de la microstructure dans le mécanisme de défaillance des interconnexions est admise à l'unanimité. Pour celles en cuivre, la manière dont elle influence la dégradation est encore sujet à discussion [OGAWA2002].

Ceci est démontré dans cette partie, qui présente d'abord les études sur le rôle des joints de grains, puis l'influence de l'orientation cristalline.

D.II.1. Influence des joints de grains

Selon [OGAWA2002], la principale question ouverte sur le rôle des joints de grains est leur impact sur les chemins de diffusion. Des études annoncent qu'ils sont le chemin préférentiel de diffusion [LIN2013], quand d'autres pensent qu'il s'agit plutôt de l'interface entre le cuivre et la passivation [THASHER2001, VAIRAGAR2004b].

L'énergie d'activation associée à la diffusion aux joints de grains est comprise entre 0,8 et 1,2 eV [LLOYD1999, LIN2013], et entre 0,6 à 0,9 eV [LLOYD1999, ZSCHECH2004] à l'interface. En considérant que le terme pré-exponentiel est du même ordre de grandeur, le coefficient de diffusion des deux chemins est donc sensiblement égal. La différence entre deux technologies se manifeste avec le chemin de diffusion effectif. Comme l'illustre l'équation (1.18), adaptée de l'équation (1.6) au cas des structures double-damascènes, plus le terme d est grand (gros grains), moins D_{jg} contribue à la diffusion.

$$D_{eff} = D_{vol} + \left(\frac{1}{h} + \frac{2}{w}\right) \delta_b D_b + \frac{\delta_{jg}}{d} D_{jg} + \frac{1}{h} \delta_{passiv} D_{passiv} \quad (1.18)$$

Avec les indices *vol*, *b*, *jg* et *passiv* qui réfèrent respectivement au volume, à l'interface entre le cuivre et la barrière métallique, aux joints de grains et à l'interface entre le cuivre et la passivation. Les coefficients D indiquent les coefficients de diffusion. h est la hauteur de la ligne et w sa largeur. h_b est l'épaisseur de la barrière. Les paramètres δ définissent l'épaisseur de l'interface ou du joint de grains.

[HAU-RIEGE2001] étudie le comportement de lignes à la microstructure dite quasi-bambou et d'autres polycristallines. Les premières sont des interconnexions pour lesquelles les joints de grains ne forment pas de chemin de conduction le long de la ligne [SASAGAWA2000]. Les analyses *post-mortem* révèlent un mécanisme de diffusion identique dans les deux cas. Malgré une différence du temps moyen à la défaillance d'environ 30 %, Hau-Riege soutient que la contribution des joints de grains est négligeable quelle que soit la microstructure.

[ARNAUD2003] arrive à une autre conclusion, mais avec des lignes de dimensions différentes pour obtenir les deux types de microstructure. Selon elle, l'interface cuivre-passivation est le chemin préférentiel pour les microstructures quasi-bambou. Pour les lignes polycristallines, les analyses *post-mortem* et *in situ* sont en faveur d'un chemin préférentiel le long des joints de grains. La réduction par trois du temps moyen à la défaillance entre les deux types d'interconnexions révèle une contribution des deux chemins de diffusion pour les lignes polycristallines.

Le rôle des joints de grains au travers de la diffusion ne fait donc pas consensus. Selon leur orientation par rapport à la direction de la ligne [KOETTER2000] et selon la microstructure de l'échantillon [HU1999a, LINIGER2002], leur importance sur la diffusion est relativisée.

Pour [HU1999a] et [FURUYA2013], la différence des résultats observés s'explique par le fait que les technologies ne sont pas identiques. Respectivement, les deux auteurs soulignent la présence d'impuretés dans le cuivre induit par le procédé de fabrication et les conditions de croissance du cuivre.

Si l'étude de l'influence des joints de grains sur la diffusion n'est pas concluante, [LLOYD2006] souligne leur importance sur la détermination du lieu de formation des cavités. Localement, ils induisent une augmentation de la contrainte mécanique normale à la surface, qui favorise la condition de nucléation.

Compte tenu de l'importance de la contrainte mécanique sur la dégradation, les recherches sont portées sur tout paramètre qui l'influence, tel que l'orientation cristalline.

D.II.2. *Impact de l'orientation cristalline*

[DWYER2010, HAUSCHILDT2005] expliquent la statistique des temps à la défaillance par la statistique des orientations cristallines des échantillons.

L'orientation cristalline intervient de deux manières dans le phénomène d'endommagement.

Tout d'abord, elle détermine l'orientation des axes du tenseur d'élasticité en chaque grain. La contrainte mécanique varie donc également entre chaque grain. Or, elle influence le coefficient de diffusion, d'après l'équation (1.19).

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-E_a + \Omega\sigma_H}{kT}\right) \quad (1.19)$$

Avec Ω le volume atomique et σ_H la contrainte hydrostatique.

De plus, en modifiant le niveau de contraintes mécaniques, l'orientation cristalline influence le lieu de formation des cavités, selon les théories de [LLOYD2006] et [GLEIXNER1999] (voir partie B.I.6).

Si l'influence de la texture fait consensus, ce n'est pas le cas de la direction à privilégier. L'orientation (111)¹ est presque toujours mentionnée. Pour certains auteurs, cette orientation favorise la dégradation rapide [WENDROCK2005, ZSCHECH2004] tandis que pour d'autres elle la ralentit [CACHO2007]. Parmi ceux qui défendent la thèse selon laquelle la texture (111) est résistante à la dégradation, Ryu [RYU1997, RYU1999] le démontre en comparaison avec la texture (200). D'autres, [KOETTER2000, LINIGER2002] généralisent le résultat de Ryu sans justification.

Certains travaux étudient également la désorientation entre les grains. Les meilleures performances de durée de vie sont atteintes pour les lignes présentant le minimum de fortes désorientations [RYU1997].

¹ Sauf indication contraire, dans ce document, l'orientation cristalline est exprimée par rapport à l'axe perpendiculaire au plan de l'échantillon.

En conclusion, la fiabilité des interconnexions en cuivre du BEoL est intensément étudiée depuis plus de quinze ans. Seuls les résultats majeurs sont présentés dans cette partie. Le comportement de la ligne vis-à-vis de la dégradation est similaire à celui reporté pour la RDL dans la partie précédente. L'accent a été mis sur l'importance de la microstructure, dont le rôle n'est pas encore analysé pour les structures avec TSV. Les joints de grains interviennent en augmentant localement le niveau de contraintes mécaniques, et potentiellement en contribuant à la diffusion le long de la ligne. Cette dernière assertion est encore actuellement un sujet de discussion entre les acteurs du domaine. Le rôle de l'orientation cristalline est également démontré, mais les textures à privilégier pour renforcer la fiabilité des interconnexions ne font pas consensus.

E. Conclusion

Dans ce chapitre, le phénomène d'électromigration a été présenté en détails. La physique qui régit le mécanisme a été expliquée puis les résultats ont été résumés.

La densité de courant et la température sont les deux paramètres utilisés pour accélérer la défaillance des échantillons lors des études de fiabilité. Les tests statistiques sont analysés par la loi de Black, et complétés par des études *post-mortem* lorsque la dégradation dans la technologie est peu connue ou qu'un comportement inattendu est observé. Pour aller plus loin dans la compréhension du mécanisme de défaillance, des études *in situ*¹ sont conduites. Elles caractérisent l'échantillon pendant le test d'électromigration, révélant alors la dynamique des phénomènes.

Rares sont les études expérimentales sur la fiabilité des TSV. Elles démontrent néanmoins que les cavités se forment et évoluent dans la RDL ou la ligne *inf*. Augmenter l'épaisseur de la ligne pour allonger la durée de vie n'est intéressant que jusqu'à une certaine limite après laquelle le mécanisme de dégradation est modifié. Des études numériques complètent les résultats, en démontrant notamment que les contraintes mécaniques induites par le TSV réduisent la fiabilité des interconnexions à proximité.

Pour acquérir une meilleure connaissance du phénomène d'électromigration en vue de définir les caractéristiques fonctionnelles de la méthode expérimentale à développer, l'état de l'art de la fiabilité des interconnexions en cuivre du BEoL a été également analysé. Il en ressort un rôle fort de la microstructure sur la formation et l'évolution des cavités, malgré de réelles difficultés à le déterminer précisément. Les joints de grains et l'orientation cristalline sont néanmoins des paramètres à étudier pour comprendre précisément le mécanisme d'électromigration. Cette recherche est nécessaire, car avec les phénomènes de concentration de courant importants du fait des changements de dimensions entre les lignes et le TSV, l'influence des différents paramètres est potentiellement modifiée par rapport au BEoL.

Suite à cette analyse, notamment à la base solide constituée par les travaux de Frank, le prochain chapitre détaille la méthodologie expérimentale qui est développée pour étudier finement la dégradation par électromigration des interconnexions 3D.

¹ Bien que le terme « *in operando* » semble le plus adapté pour définir une mesure réalisée au cours d'un test, le terme « *in situ* » est employé dans la littérature