

Chapitre III

Détermination des facteurs d'influence du mécanisme d'endommagement par électromigration

A. Évolution de la résistance électrique des échantillons	95
B. Analyse détaillée du phénomène d'électromigration.....	97
B.I. Les défauts secondaires, un autre point de vue sur l'électromigration	97
B.I.1. Cavités dans les amenées de courant.....	98
B.I.2. Cavités à la cathode (I-)	100
B.I.3. Extrusions à l'anode (I+)	102
B.I.4. Accumulation de matière au-dessus des quatre TSV	102
B.I.5. Cavités sous les quatre TSV (côté cathode).....	103
B.II. Caractérisation en temps réel du phénomène, la spécificité de l'étude	105
B.II.1. Impact des conditions de test	105
B.II.1.a. Sur la phase de nucléation	105
B.II.1.b. Sur la croissance des cavités	106
B.II.2. Phénomène de guérison des cavités	110
B.II.3. Formation des îlots de type B.....	112
B.III. La microstructure, un paramètre déterminant ?.....	115
B.III.1. Microstructure initiale des échantillons	115
B.III.2. Influence de la microstructure sur la nucléation.....	116
B.III.3. Impact de la microstructure sur la croissance des cavités	118
C. Discussion du modèle analytique de Frank	124
D. Conclusion.....	127

Le chapitre précédent détaille le banc expérimental développé pour étudier la fiabilité des interconnexions 3D. Placés dans un MEB, les échantillons sont caractérisés en temps réel pendant les essais d'électromigration. La méthodologie est validée par l'étude d'un cas concret. Cependant, des interrogations sont soulevées à propos de l'évolution de la résistance électrique ou de la formation des îlots par exemple.

L'objectif de ce chapitre est de poursuivre les essais d'électromigration pour approfondir la compréhension du mécanisme de dégradation pour la technologie étudiée afin de répondre aux questions. Cette étude justifiera ainsi l'immobilisation d'un équipement pendant plusieurs centaines d'heures et déterminera les limites de l'analyse réalisable.

D'autres essais sont nécessaires pour atteindre l'objectif poursuivi. D'une part, il faut vérifier que l'essai décrit dans le chapitre II, qui sert de référence pour cette étude, est représentatif de la dégradation. D'autre part, réaliser des essais supplémentaires avec des conditions de test modifiées complète l'étude du mécanisme de dégradation.

Tout d'abord, l'essai de référence ($T = 350\text{ °C}$ et $I = 25\text{ mA}$) est reconduit.

Ensuite, l'impact des conditions de test sur le mécanisme de défaillance est analysé. Cependant, les choix sont limités. La diminution de la température ou de la densité de courant est inenvisageable, car elle allonge la durée de test. Pour éviter de dégrader les matériaux, la température maximale de test est de 350 °C . Ainsi, la seule possibilité restante est l'augmentation de la densité de courant. En conséquence, des essais sont menés à 40 et 50 mA, soit respectivement une densité de courant à mi-hauteur du TSV de 0,8 et 1 MA/cm^2 . Injecter un courant plus élevé présente également l'intérêt de réduire la durée des tests.

Enfin, comme la littérature souligne le rôle de l'orientation cristalline, ou plus généralement de la microstructure, des essais ($I = 50\text{ mA}$, $T = 350\text{ °C}$) sont réalisés avec des caractérisations EBSD pré- et post-électromigration.

Le tableau 3.1 résume les différents essais du plan d'expériences.

Tableau 3.1 : synthèse des essais d'électromigration réalisés

N°	Description	I (mA)	Température (°C)	Appellation
1	Essai de référence	25	350	Ref_25-350_1
2				Ref_25-350_2
3	Essai <i>super</i> accéléré (type 1)	40		Acc_40-350_1
4				Acc_50-350_1
5				Acc_50-350_2
6	Essai <i>super</i> accéléré (type 2)	50		Acc_50-350_3
7				EBSDB_50-350_1
8	Essai avec caractérisations EBSD	50		EBSDB_50-350_1
			EBSDB_50-350_1	

La résistance électrique est un paramètre clé pour l'analyse des essais d'électromigration, puisqu'il est utilisé habituellement pour déterminer la défaillance de l'échantillon. Ainsi, il est essentiel d'expliquer la différence d'évolution entre l'essai de référence et les travaux de [FRANK2011a]. En effet son étude a été menée sur plusieurs dizaines d'échantillons et constitue la seule référence concernant la technologie étudiée.

La première partie de ce chapitre est consacrée à la caractérisation électrique des essais d'électromigration. Ensuite, l'origine de la différence observée entre les courbes de résistance électrique de ces essais est recherchée. Cette étude constitue une opportunité de

démontrer la pertinence de la méthodologie expérimentale pour appréhender les phénomènes d'évolution. Les résultats sont utilisés dans une dernière partie pour discuter le modèle analytique proposé par T. Frank.

N.B. : suite à un problème de compliance en tension avec le module Keithley 6202a, le courant d'électromigration diminue progressivement lorsque la résistance dépasse une certaine valeur. Sauf mention contraire, les courbes présentées dans ce chapitre sont donc tronquées à l'instant où le courant devient inférieur à 90 % de la valeur de consigne.

A. Évolution de la résistance électrique des échantillons

Au chapitre II, la caractérisation électrique de l'essai de référence révèle une évolution en trois phases. Lors de la première période d'environ 300 h, la variation de la résistance est inférieure à 2 %. Elle est suivie d'un saut de résistance d'environ 10 %. Enfin, survient une phase de croissance, dont le comportement initial est linéaire (figure 3.1-a). Une croissance logarithmique, sans le saut précédent, est observée par Frank, qui appuie son analyse sur une étude statistique. Pour cette raison, il est légitime de s'interroger sur la représentativité de l'essai Ref_25-350_1. Cette partie étudie donc l'évolution de la résistance pour les essais réalisés d'après le plan d'expériences.

Le comportement électrique de certains essais n'est pas analysable, suite à des problèmes de mesure ou à une défaillance induite par un défaut extrinsèque¹. De plus, la défaillance n'est pas atteinte pour les essais Acc_40-350_1 et EBSD_50-350_1, en considérant que la défaillance est obtenue pour une augmentation de 10 % de la valeur de la résistance électrique.

La figure 3.1 montre qu'un comportement en trois phases, identique à celui de l'essai Ref_25-350_1, est obtenu pour les cas Acc_50-350_2 et Acc_50-350_3.

Pour ces deux essais, la valeur du saut de résistance est d'environ 6 %. Il n'implique donc pas la défaillance à 10 %. Par ailleurs, la figure 3.1 suggère un lien entre durée du plateau, pente de la croissance et temps à la défaillance. Logiquement, plus la déplétion est rapide, plus la taille critique de la cavité est atteinte tôt, donc plus le plateau est court. La vitesse de déplétion va également de pair avec l'augmentation de la longueur du chemin de conduction dans la barrière, donc de la résistance électrique.

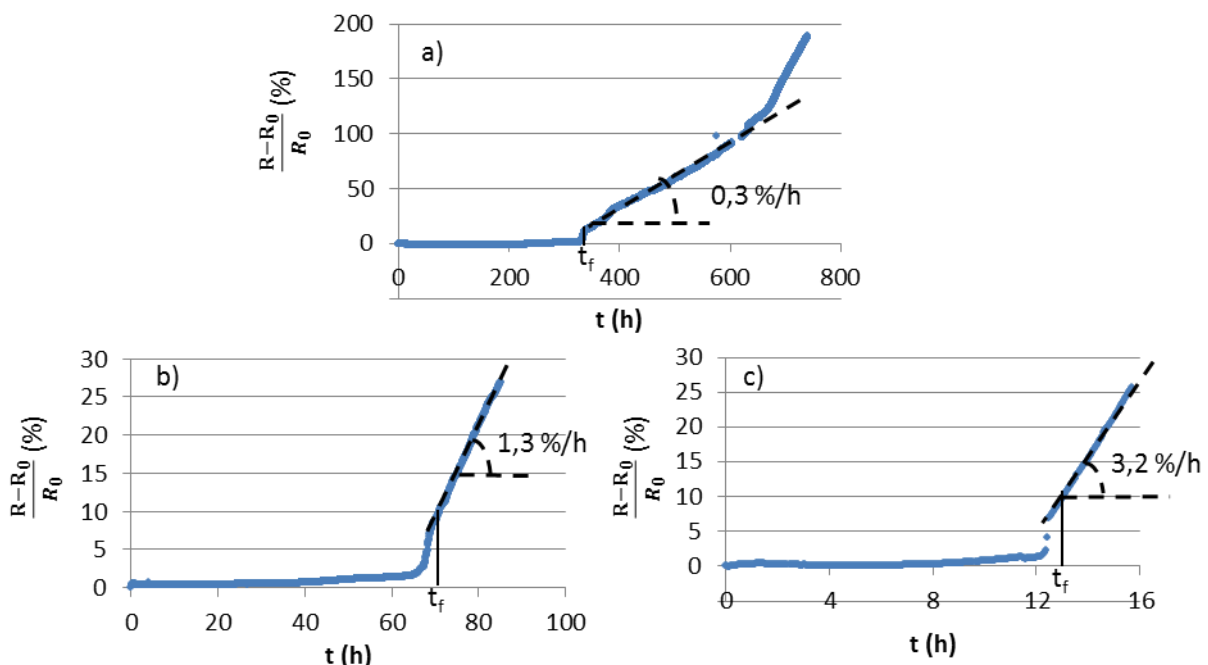


Figure 3.1 : évolution de la résistance pour les essais a) Ref_25-350_1, b) Acc_50-350_2 et c) Acc_50-350_3

¹ Les défauts extrinsèques sont liés à la structure ou à la méthode de test, ou à un défaut de procédé. Ils ne sont pas représentatifs de la fiabilité de la technologie.

La figure 3.2 trace l'évolution de la résistance de l'essai EBSD-50-350_2 en échelle logarithmique, sans tenir compte de la diminution du courant mentionnée en début de ce chapitre. La démarcation à 90 % de l'intensité est toutefois indiquée sur la figure. Sur la dernière phase, la courbe est linéaire. La résistance de cet échantillon présente donc une évolution logarithmique. Cependant, à l'inverse de [FRANK2012], la croissance démarre après un saut d'environ 15 % de sa valeur initiale. Le résultat n'est donc pas identique à celui que cet auteur obtient.

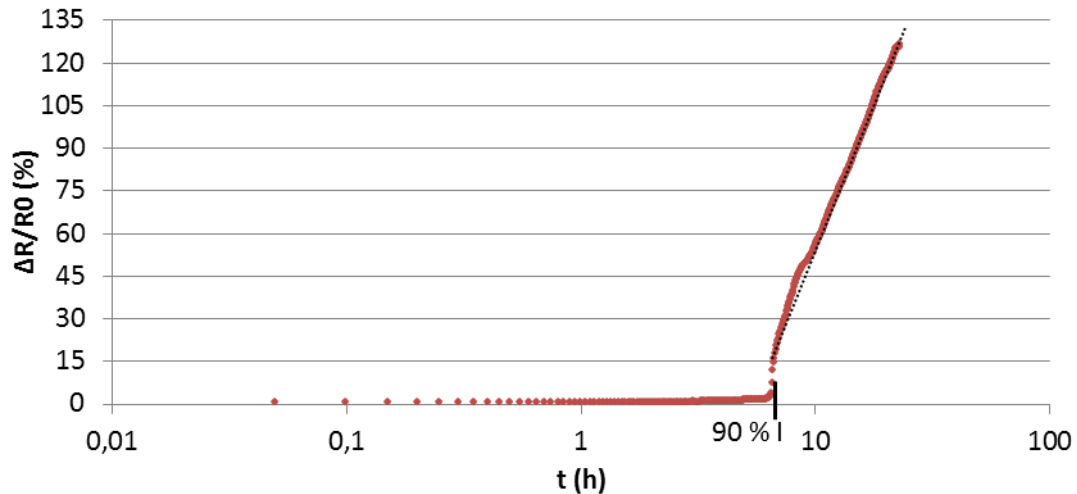


Figure 3.2 : évolution de la résistance pour l'essai EBSD_50-350_2

Ainsi, pour trois des quatre cas, le comportement de la résistance ne correspond pas aux observations de Frank. Cependant, avec un nombre si limité de tests, tous sont potentiellement des cas particuliers non représentatifs de la réalité de la technologie. Par ailleurs, pour ces trois essais, la durée du plateau, la valeur du saut ainsi que la pente de la courbe diffèrent.

La suite de ce chapitre analyse les essais afin de chercher une explication aux différentes évolutions observées.

B. Analyse détaillée du phénomène d'électromigration

Dans cette partie, l'ensemble des possibilités de la méthode est utilisé afin de rechercher l'origine des différences observées dans les courbes de résistance.

Tout d'abord, la capacité du MEB de déplacer la zone d'observation sur plusieurs millimètres est utilisée pour capturer d'autres éléments d'intérêts sur le phénomène d'électromigration. Ensuite, le suivi en temps réel des mécanismes est exploité. Enfin, le rôle de la microstructure sur le mécanisme de dégradation par électromigration est étudié.

B.1. Les défauts secondaires, un autre point de vue sur l'électromigration

Comme dans la majorité des travaux de la littérature, le chapitre précédent se concentre sur le seul défaut tueur. Pourtant, la migration de deux cavités, qui coalescent avec la cavité principale, témoigne de l'existence de défauts secondaires.

La figure 3.3 indique l'ensemble des positions où de tels défauts, à savoir des extrusions et des cavités, sont observés dans le cas de l'essai Ref_25-350_1. Les résultats sont similaires pour les autres essais.

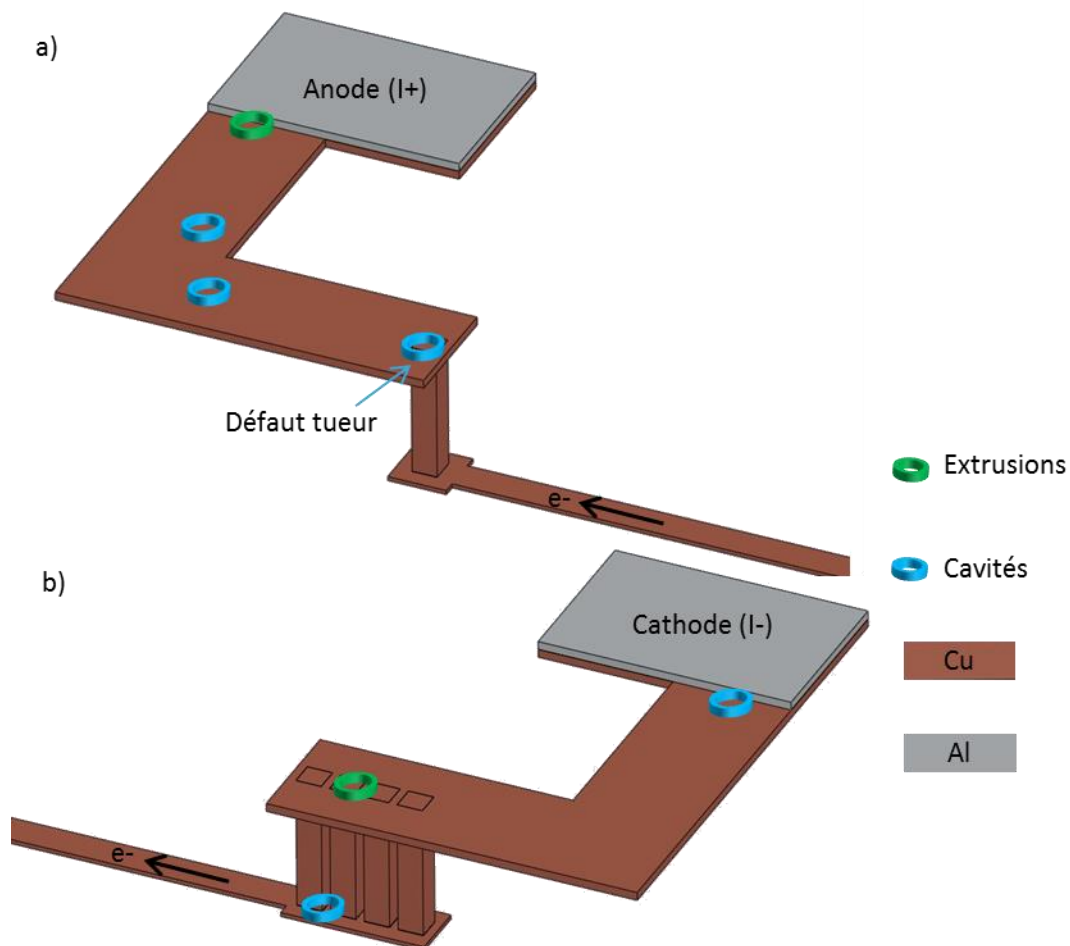


Figure 3.3 : lieux d'apparition des défauts a) côté cathode, b) côté anode, en polarisation « vers le haut »

Cette partie décrit les défauts observés :

- la formation, la croissance et la migration des cavités dans les amenées de courant,
- l'évolution des cavités à la jonction entre la ligne et la cathode (I-),
- l'accumulation de matière au-dessus des quatre TSV,
- l'évolution des extrusions au niveau de l'anode (I+),
- la présence de cavités sous les quatre TSV, analysée par des caractérisations *post-mortem* pour approfondir l'étude.

Cette partie démarre avec l'analyse des cavités qui ont potentiellement une influence sur le défaut tueur.

B.I.1. *Cavités dans les amenées de courant*

La probabilité qu'une cavité entraîne la défaillance par déplétion de l'amenée de courant est faible du fait des dimensions de celle-ci. De plus, l'important volume de matière limite la déplétion grâce à l'effet réservoir.

La présence de cavités dans les amenées de courant est observée pour tous les essais. La figure 3.4 l'illustre avec deux exemples. Le nombre et la position initiale des cavités varient, démontrant la faible influence sur la nucléation de l'angle formé par la ligne *sup*. Ce résultat n'est pas surprenant, car la largeur (14 μm) de la ligne limite l'effet de concentration de courant.

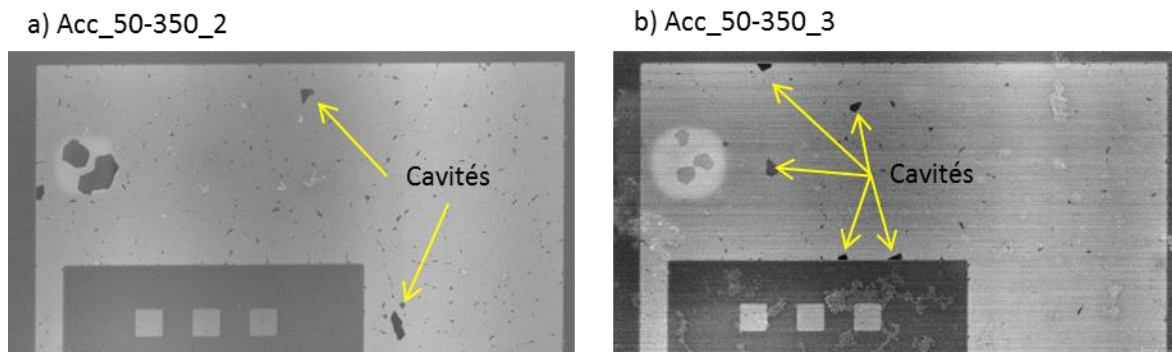


Figure 3.4 : présence de cavités dans les amenées de courant pour les essais Acc_50-350_2 et Acc_50-350_3

La figure 3.5-a montre l'apparition de deux cavités, L1 et L2. La cavité L3 s'est formée plus loin dans la ligne, en direction du plot. La figure 3.5-b illustre le déplacement des trois cavités dans le sens opposé au flux des électrons. La figure 3.5-c témoigne de la coalescence de L1 et L2 avec le défaut tueur. En près de 200 h, les deux cavités migrent d'environ 10 μm , ce qui représente une vitesse de déplacement de 0,05 $\mu\text{m}/\text{h}$. Un tel déplacement n'est observé que pour cet essai. Dans les autres cas, il est limité à environ 1 μm et les cavités ne fusionnent pas avec le défaut tueur. De son côté L3 s'est fixée et se guérit. Au cours de son déplacement, sa forme est modifiée par les lignes de courant. Une nouvelle cavité (L4) apparaît également dans la zone observée.

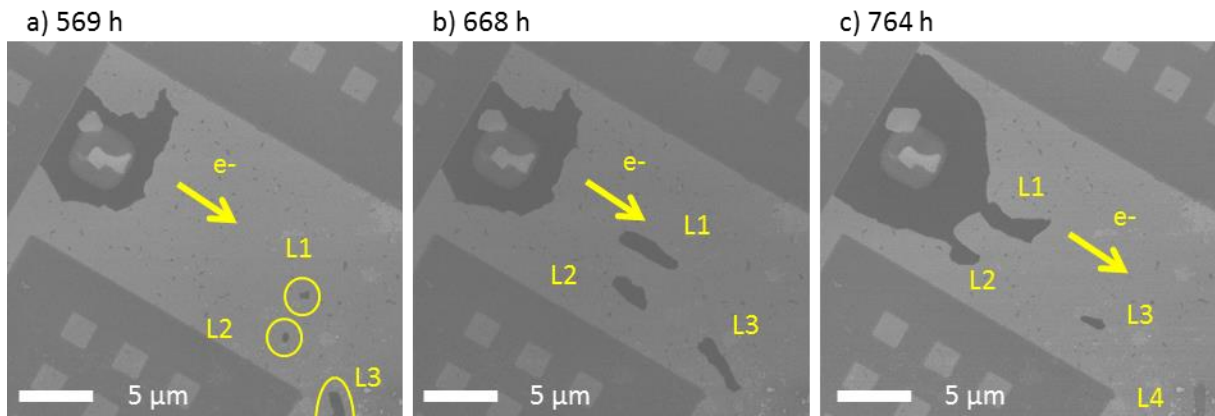


Figure 3.5 : observation du déplacement des cavités lors de l'essai Ref_25-350_1

La figure 3.6 illustre l'explication du mécanisme de déplacement des cavités à contresens du flux d'électrons. La surface des cavités représente le chemin préférentiel de diffusion. Pour cette raison, les atomes de cuivre diffusent plus rapidement le long de la cavité qu'à sa sortie¹ (figure 3.6-a et b). Le mécanisme équivalent a lieu pour les lacunes. Ainsi, en sortie de cavités, les atomes s'accumulent, et la ligne se reconstitue (figure 3.6-c). Localement, la cavité se guérit. À l'opposé de la cavité, les lacunes s'accumulent, ce qui accroît ses dimensions dans cette direction. Les deux mécanismes combinés (figure 3.6-d) conduisent au déplacement de la cavité. [VAIRAGAR2004a] explique le phénomène de la même manière.

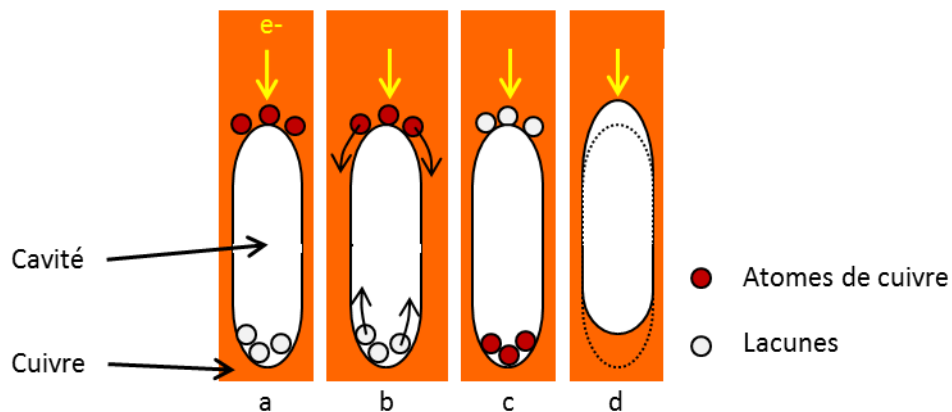


Figure 3.6 : déplacement des cavités induit par la diffusion le long des bords cavités

La présence de cavités dans les amenées de courant est observée pour tous les essais, mais rares sont les cavités qui fusionnent avec le défaut tueur et contribuent alors à l'augmentation de la résistance électrique. La notion de défaut secondaire est donc parfaitement justifiée.

La partie suivante présente les autres cavités observées au niveau de la jonction entre la cathode et la ligne *top*.

¹ L'entrée est sous-entendue comme le point par lequel les électrons arrivent à la cavité. Respectivement, le terme de sortie est employé pour le point où les électrons quittent la cavité.

B.1.2. Cavités à la cathode (I-)

Comme l'illustre la figure 3.7-a, la jonction entre le plot et la ligne répond parfaitement aux conditions de nucléation de cavités : un changement de matériau et de section, respectivement de l'aluminium vers le cuivre et du plot carré ($80\ \mu\text{m} \times 80\ \mu\text{m}$) vers la ligne ($14\ \mu\text{m} \times 0,35\ \mu\text{m}$).

Des cavités sont observées à cette position pour tous les essais (figure 3.7-b).

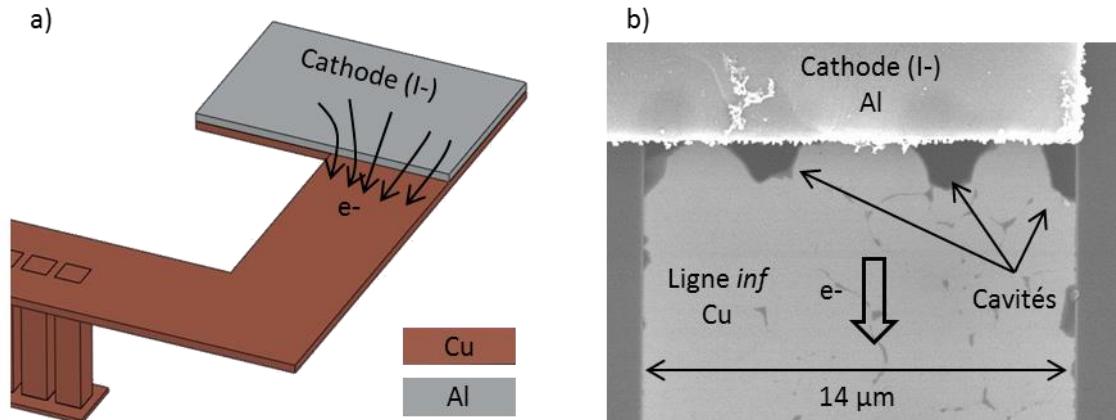


Figure 3.7 : a) schéma du flux d'électrons au niveau de la cathode
b) micrographie MEB vue de dessus illustrant la déplétion au niveau du plot

Alors que l'aluminium est plus résistif que le cuivre, la différence de section provoque la conduction des électrons dans le premier matériau jusqu'au niveau de la jonction entre le plot et la ligne, plutôt que leur passage dans le cuivre à l'aplomb du câblage (figure 3.8).

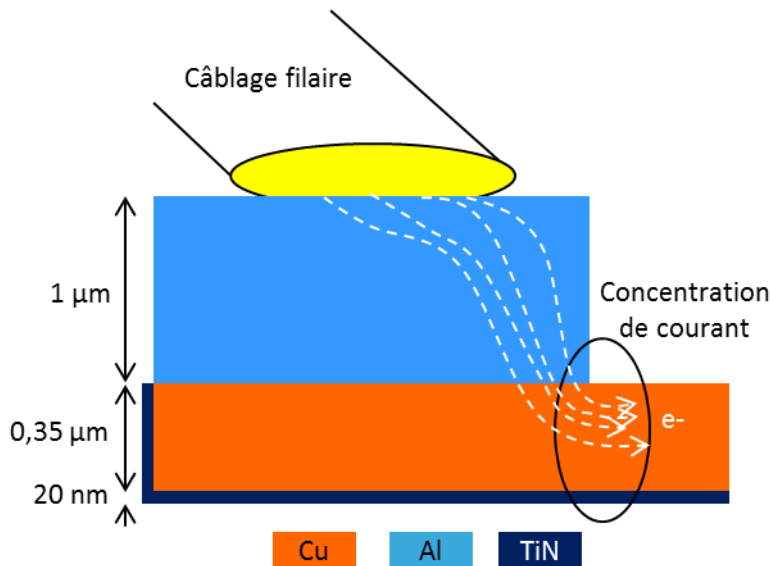


Figure 3.8 : schéma de la conduction au niveau du plot (vue en coupe)

L'effet de cette cavité, ou de cet ensemble de cavités, sur la résistance est similaire à celui de toute cavité dans les interconnexions.

Tant que la déplétion de la ligne n'est pas quasi-totale, la résistance reste inchangée. Ensuite, la cavité force les électrons à passer dans la barrière TiN, ce qui augmente subitement la résistance de la structure. Le chemin de conduction dans la barrière est

composé de deux sections latérales de $0,02 \mu\text{m} \times 0,35 \mu\text{m}$ et d'une section sous le cuivre de $14 \mu\text{m} \times 0,02 \mu\text{m}$. Un calcul¹ pour obtenir un saut de résistance de 14Ω , mesuré expérimentalement, renvoie une longueur théorique de la cavité, supposée rectangulaire, de 750 nm . L'ordre de grandeur correspond aux observations expérimentales.

Dans un second temps, la croissance de la cavité dans la direction de la ligne prolonge le chemin des électrons dans la barrière. La résistance du dispositif augmente alors progressivement.

Le volume de matière à enlever dans l'amenée de courant pour atteindre la taille critique de la cavité est d'environ $3,7 \mu\text{m}^3$ ($14 \mu\text{m} \times 0,35 \mu\text{m} \times 0,75 \mu\text{m}$). Il est à peine inférieur au volume de matière présent au-dessus du TSV : $4,4 \mu\text{m}^3$.

La densité de courant dans l'amenée de courant, environ 1 MA/cm^2 à 50 mA , est environ deux fois inférieure à celle dans la ligne *sup*, entre $1,8$ et $2,3 \text{ MA/cm}^2$ selon que le TSV soit considéré circulaire ou carré. De plus, le cuivre sous le plot d'aluminium constitue un important réservoir de matière de près de $2000 \mu\text{m}^3$.

Ces calculs démontrent l'aspect secondaire des défauts au niveau de la cathode.

Néanmoins, parfois la ligne *sup* se montre particulièrement résistante à la dégradation. La défaillance est alors causée par la déplétion au niveau du plot. L'essai *Acc_50-350_1* illustre ce cas particulier, dont l'évolution de la résistance électrique est illustrée à la figure 3.9-a et le défaut à la figure 3.9-b. La courbe présente les trois étapes habituelles : un plateau, un fort saut de résistance puis une forte croissance de la résistance. Elle n'est ni linéaire, ni logarithmique.

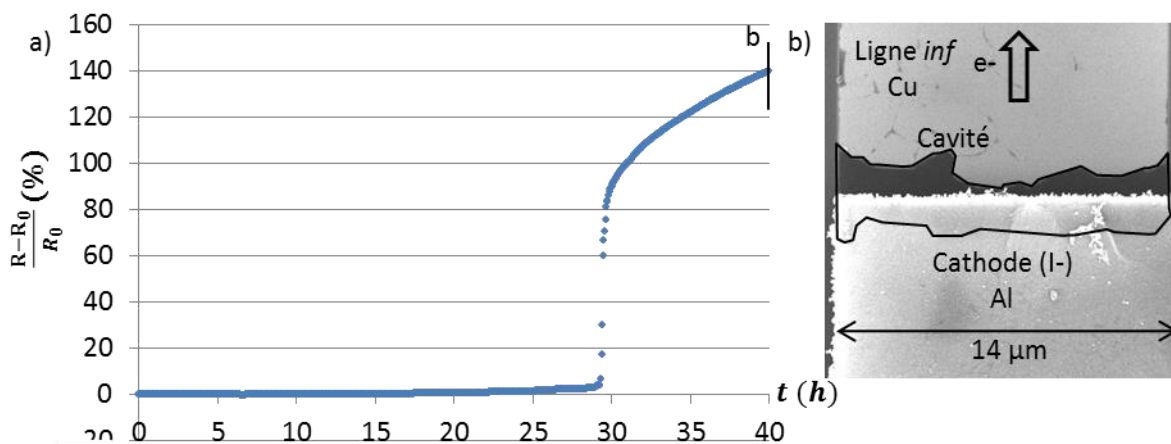


Figure 3.9 : a) évolution temporelle de la résistance pour l'essai *Acc_50-350_1*
 b) micrographie MEB de la cavité à la cathode à 41 h

En résumé, des cavités se forment au niveau de la cathode, qui sous certaines conditions se révèlent être critiques. Il est cependant nécessaire de préciser que ces défauts sont spécifiques aux structures de test. En effet, la présence des plots au niveau des lignes traversées par une forte densité de courant n'existe pas dans le produit final.

¹ Une valeur de résistivité de $8 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ pour la barrière est considérée [ORIO2012].

Alors que pour l'instant, seule la déplétion de matière est étudiée, son accumulation entraîne également la formation de défauts.

B.1.3. Extrusions à l'anode (I+)

Les mêmes causes qui induisent la divergence de flux atomiques à la cathode, impliquent une convergence à l'anode.

L'accumulation de matière qui en résulte forme des extrusions (figure 3.10). Le risque lié à ces défauts est la création d'un court-circuit entre deux lignes métalliques, généralement d'un même niveau.

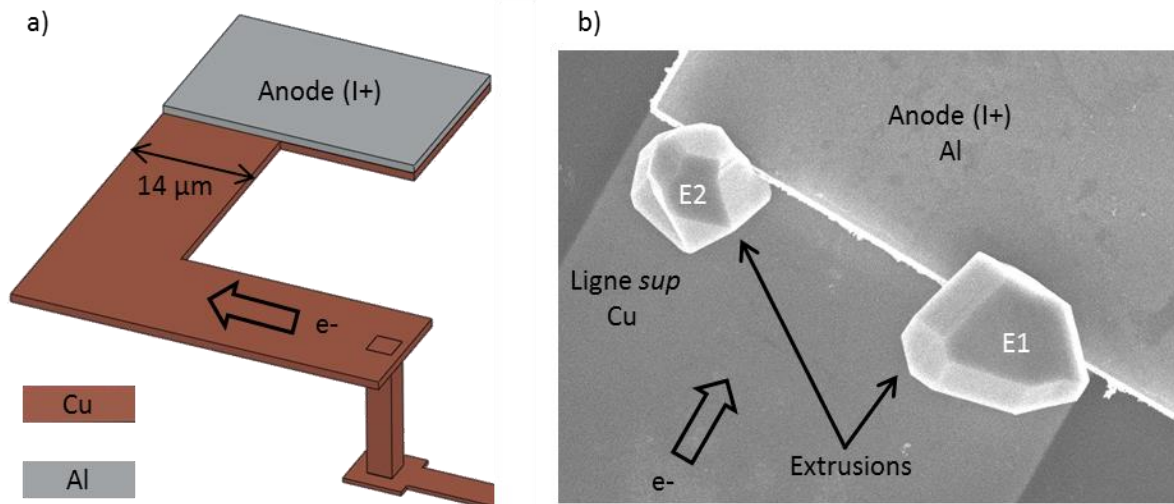


Figure 3.10 : a) représentation schématique de la structure du côté de l'anode b) micrographie MEB vue de dessus illustrant la présence d'extrusions (essai Ref_25-350_1)

Un calcul cherche à relier le volume des cavités à celui des extrusions, car le cuivre qui les forme provient de la ligne. Par souci de simplification, ces dernières sont considérées comme des parallélépipèdes rectangles.

Le défaut tueur et les cavités dans l'amenée de courant représentent un volume total de $60 \mu\text{m}^3$. Les extrusions E1 et E2 ont une surface à la base respectivement de 11 et $7 \mu\text{m}^2$. Leur hauteur, mesurée avec un profilomètre Wyko NT3300, est inférieure à $1 \mu\text{m}$. Les extrusions représentent donc un volume maximum de $18 \mu\text{m}^3$. L'ensemble de la matière enlevée dans la ligne ne s'accumule donc pas à l'extrémité de la ligne. Il est probable que le cuivre se répartisse en moindre quantité ou se densifie sur d'autres sites, de sorte qu'aucun défaut macroscopique n'apparaisse.

Dans la prochaine partie, l'accumulation de matière qui se produit au-dessus des quatre TSV est analysée.

B.1.4. Accumulation de matière au-dessus des quatre TSV

Avec la présence de la barrière TiN et le changement de section, le cuivre s'accumule au-dessus des quatre TSV.

La figure 3.11 expose l'évolution de ce défaut au cours du temps pour l'essai Ref_25-350_1. L'analyse FIB-SEM (figure 3.11-c) révèle l'épaississement de la ligne au-dessus du

TSV #3. Elle confirme que le défaut observé correspond effectivement à une accumulation de cuivre, qui entraîne parfois la formation d'une extrusion.

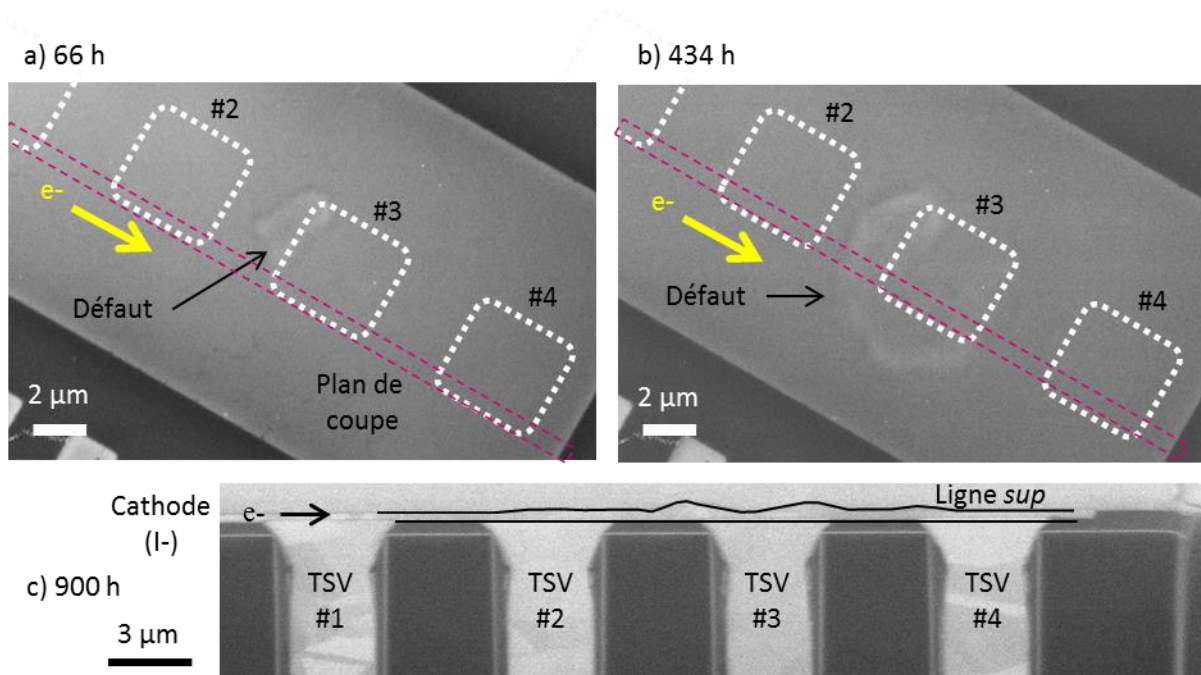


Figure 3.11 : illustration de l'accumulation de matière au-dessus des quatre TSV (essai Ref_25-350_1) par des micrographies MEB a) vue de dessus à 66 h et b) 434 h, puis c) vue en coupe en analyse post-mortem (900 h)

Comme ces extrusions n'affectent pas la résistance, leur étude n'est pas approfondie.

Pour aller plus loin dans l'analyse des défauts secondaires, des caractérisations *post-mortem* sont nécessaires pour étudier le niveau *inf*.

B.I.5. Cavités sous les quatre TSV (côté cathode)

Pour les mêmes raisons que des cavités se forment au-dessus du TSV isolé, il est attendu qu'il s'en forme sous les quatre TSV. Cependant, comme le courant se répartit dans les quatre TSV, la probabilité de la présence du défaut tueur à cet endroit est environ le quart de celle qu'il se forme au-dessus du TSV (*cf.* chapitre II, partie B.I.1).

La figure 3.12 présente l'analyse *post-mortem* du bas des TSV et de la ligne *inf*, à deux plans de coupes différents (figure 3.12-a et b), ainsi qu'un grossissement pour chacun d'eux sur la cavité entourée (figure 3.12-c et d). La redondance des TSV limite potentiellement l'effet des cavités dans la ligne *inf*. En effet, si à l'instar du défaut encadré sous le TSV #3, la déplétion de la ligne se produit entre le TSV #1 et le TSV #4, le courant circule toujours par le TSV #4. En revanche, si la cavité se trouve entre le TSV #4 et la ligne *inf*, le chemin de conduction dans le cuivre est interrompu et la redondance n'aura pas eu d'autre effet que de retarder la défaillance. Ainsi, la cavité de la figure 3.12-c est critique. Cependant, la micrographie réalisée à un autre plan de coupe (figure 3.12-b et d) prouve que la déplétion de la ligne ne s'étend pas sur toute la largeur. L'effet de cette cavité sur la résistance est donc faible, voire nul.

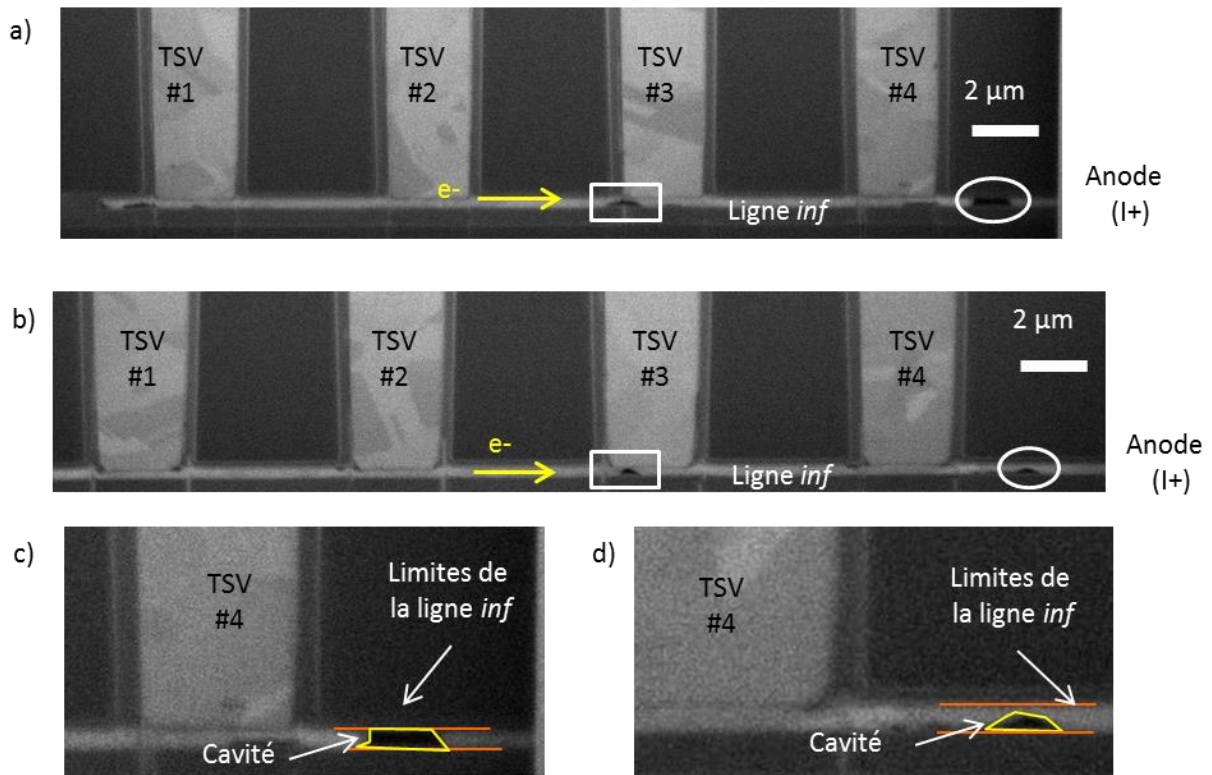


Figure 3.12 : a) et b) micrographie MEB de la coupe du côté quatre TSV à deux distances différentes par rapport au bord longitudinal de la ligne, c) et d) zoom autour de la cavité entourée sur les micrographies a) et b)

En résumé, la convergence des flux atomiques entraîne l'accumulation de matière au-dessus des quatre TSV et à proximité de l'anode. Dans ce dernier cas, des extrusions apparaissent, mais aucune défaillance constatée ne leur est reliée. Par ailleurs, des cavités se forment sous les quatre TSV, dans les amenées de courant et à proximité de la cathode. Les premières, observées en analyse *post-mortem*, sont critiques si elles se forment entre le TSV le plus éloigné du plot et la ligne *inf*. Ces résultats confirment l'intérêt de multiplier le nombre de TSV pour retarder la défaillance. L'observation des cavités dans les amenées de courant renseigne sur les mécanismes mis en jeu lors de leur migration. Enfin, le cuivre sous le plot aluminium agit comme un réservoir de matière et limite ainsi l'effet des dernières cavités sur la résistance. Cependant, lorsque la ligne *sup* se montre particulièrement résistante à l'électromigration au-dessus du TSV, la cavité au niveau de la cathode prend de l'importance. L'analyse des défauts secondaires valide la concentration des efforts sur la zone au-dessus du TSV.

Après s'être servi de la capacité du MEB de déplacer la zone d'observation pour étudier la formation des défauts secondaires, la prochaine partie utilise le principal avantage de la méthode expérimentale : la caractérisation par imagerie en continu de la dégradation.

B.II. Caractérisation en temps réel du phénomène, la spécificité de l'étude

Pour expliquer les différences de comportement électrique observées, les phénomènes capturés par les micrographies MEB régulières témoignant de l'effet de l'électromigration sont analysés.

Tout d'abord, l'impact des conditions de test sur le mécanisme de dégradation est examiné. Ensuite, le phénomène de guérison des cavités est présenté. Enfin, la formation des ilots issus de l'accumulation de matière est expliquée.

B.II.1. Impact des conditions de test

La modification des paramètres de test contribue à la compréhension du mécanisme de défaillance. S'il reste identique avec une densité de courant plus élevée, il devient possible de réduire la durée des essais. De plus, les caractérisations EBSD nécessitent le retrait de la couche de SiC, car les électrons rétrodiffusés ne pénètrent que de quelques nanomètres sous la surface de l'échantillon. Le même procédé que pour l'attaque de la couche de SiN est utilisé. L'influence de la passivation sur le mécanisme de dégradation est alors étudiée.

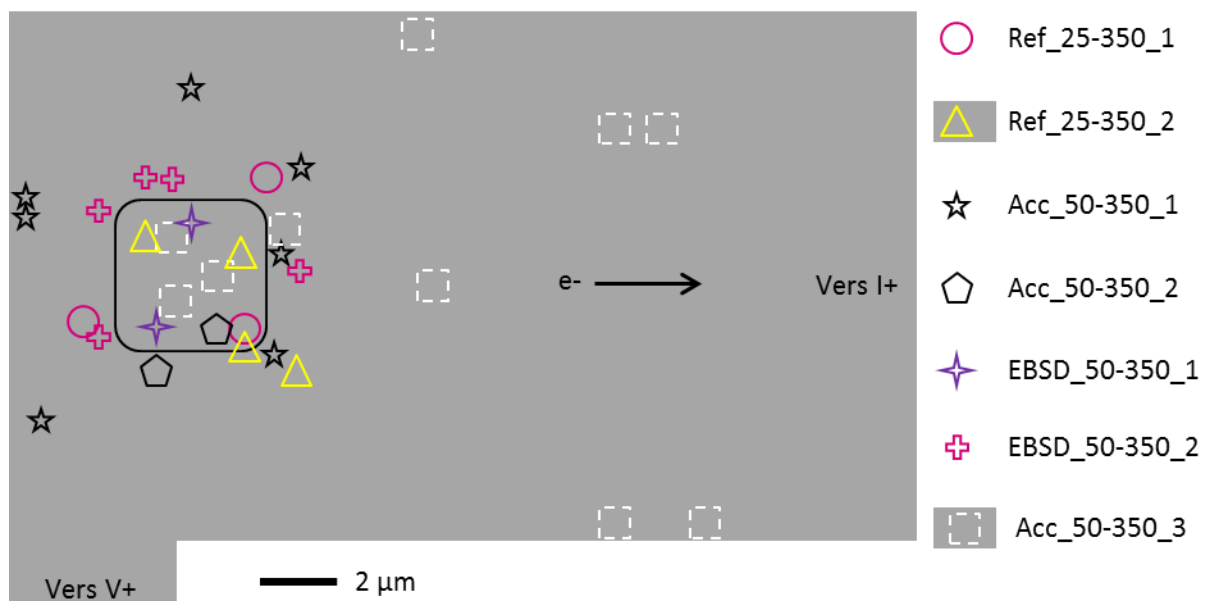
N.B. : à l'inverse de l'aluminium, lorsque le cuivre est à l'air, l'oxyde qui se forme n'a pas d'épaisseur limite. Il est donc nécessaire de limiter la durée des étapes en dehors du vide de la chambre des équipements.

L'influence des conditions de test est examinée sur le mécanisme de nucléation puis sur celui de croissance des cavités.

B.II.1.a. Sur la phase de nucléation

L'observation de trois paramètres est utilisée pour vérifier que le processus de nucléation est inchangé par la modification des contraintes de test : le nombre de cavités, leurs lieu et temps de nucléation.

La figure 3.13 présentent les lieux de nucléation pour chacun des essais.



Le tableau 3.2 résume le nombre de cavités formées.

Tableau 3.2 : formation cavités

Essai	Nombre de cavités
Ref_25-350_1	3
Ref_25-350_2	4
Acc_40-350_1	0
Acc_50-350_1	7
Acc_50-350_2	2
Acc_50-350_3	6+4
EBSD_50-350_1	2
EBSD_50-350_1	5

L'essai Acc_40-350_1 n'est pas représenté sur la figure, car aucun défaut ne s'est formé. Pour les autres essais, le nombre de cavités varie entre deux et sept, indépendamment de la présence de la passivation et de la densité de courant. Similairement, quelles que soient les conditions de test, les cavités se forment à proximité du TSV. Pour les essais accélérés à 50 mA, la nucléation survient également parfois plus loin des TSV.

Le temps de formation des cavités ne peut pas être légitimement observé, car il n'a été constaté que plus d'une heure après pour la plupart des essais.

La seconde étape consiste à vérifier que le processus d'évolution des cavités reste également identique avec la hausse de la densité de courant.

B.II.1.b. Sur la croissance des cavités

Pour les interconnexions en cuivre, le temps à la défaillance est principalement déterminé par la durée de la phase de croissance des cavités. Une attention particulière est donc portée à celle-ci.

Tout d'abord, avec le suivi du volume de matière déplacé au cours du temps, le lien connu entre densité de courant et vitesse de déplétion est vérifiable.

La figure 3.14 illustre la méthode de calcul du volume de cuivre retiré.

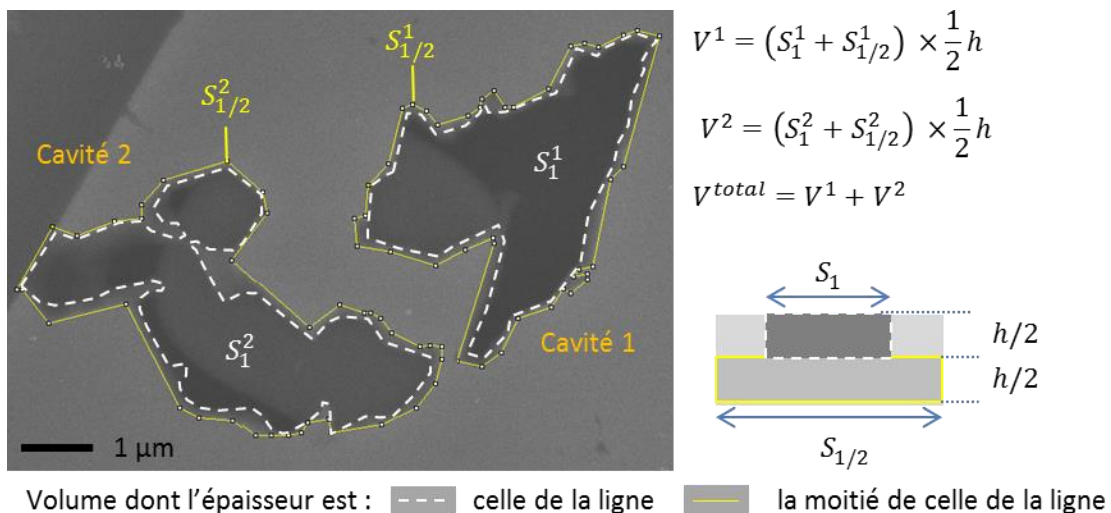


Figure 3.14 : illustration de la méthode utilisée pour calculer le volume de la cavité à 237 h

Sur les micrographies, le contour des cavités est délimité pour que le logiciel ImageJ calcule leur surface. Il reste alors à la multiplier par l'épaisseur de la cavité pour obtenir le volume de cuivre retiré. Cependant, l'observation en vue de dessus empêche la mesure de cette dimension. Les niveaux de contraste indiquent que les cavités s'étendent sur toute la hauteur de ligne, sauf au niveau de leurs bords (voir chapitre II, partie B.III.2.c). Par simplification, la hauteur des cavités est prise égale à la moitié de l'épaisseur de la ligne sur les bords et à l'épaisseur totale partout ailleurs. Afin de considérer un défaut tueur unique, le volume des cavités est additionné.

La méthodologie appliquée est illustrée à la figure 3.14 à 237 h. Les « bords » sont compris entre les limites en pointillés et celles en trait plein. La surface $S_{1/2}^1$ est égale à la somme de S_1^1 et de la surface des bords. Ainsi, le volume de la cavité 1 est obtenu par le produit de la demi-épaisseur et de l'addition des deux surfaces.

En renouvelant ce travail pour chaque micrographie, l'évolution du volume de cuivre déplacé est obtenue. La figure 3.15 la représente pour chaque essai. La mesure n'est pas poursuivie au-delà de la défaillance à 10 %.

Des comportements différents sont clairement observés. Cependant, toutes les courbes ont en commun de démarrer par une phase de croissance linéaire, c'est-à-dire une vitesse de déplétion constante. Elle est une condition nécessaire à un comportement linéaire de la résistance électrique, mais n'est pas suffisante. En effet, avec une croissance cylindrique de la cavité, dont le volume augmente à rythme constant, le comportement électrique est logarithmique [FRANK2011a].

Afin de pouvoir comparer les différents essais, une vitesse moyenne de déplétion est calculée. Le tableau 3.3 indique les résultats obtenus et le temps de défaillance à 10 %.

Tableau 3.3 : calcul de la vitesse de déplétion moyenne et report du temps à la défaillance pour un critère d'augmentation de 10 % de la résistance

Essai	Cf. figure 3.15	Vitesse de déplétion moyenne ($\mu\text{m}^3/\text{h}$)	Temps à la défaillance à 10 % (h)
Ref_25-350_1	a	0,027	330
Ref_25-350_2	b	-	> 300
Acc_50-350_1	c	0,270	(plot)
Acc_50-350_2	d	0,095	68
Acc_50-350_3	e	0,880	12
EBS_50-350_1	f	0,041	> 96
EBS_50-350_2	g	0,970	7

La variabilité des résultats observés est similaire à celle observée dans les études d'électromigration usuelles [FRANK2013].

La vitesse de déplétion moyenne de l'essai Ref_25-350_1 est jusqu'à quarante fois inférieure à celle des tests *super* accélérés. Comme attendu, sa durée de vie est, à l'inverse, trois à cinquante fois plus grande.

Pour les essais *super* accélérés, la gamme de valeurs de la vitesse de déplétion et du temps à la défaillance s'étend sur plus d'un ordre de grandeur.

Le retrait de la passivation réduit l'énergie d'activation effective de la diffusion par la présence de l'oxyde de cuivre. Pourtant, la vitesse de déplétion et le temps à la défaillance

des essais EBSD_50-350_2 et Acc_50-350_3 sont similaires. La défaillance de l'essai EBSD_50-350_1 survient même après celles des essais avec la couche de SiC à conditions de test identiques.

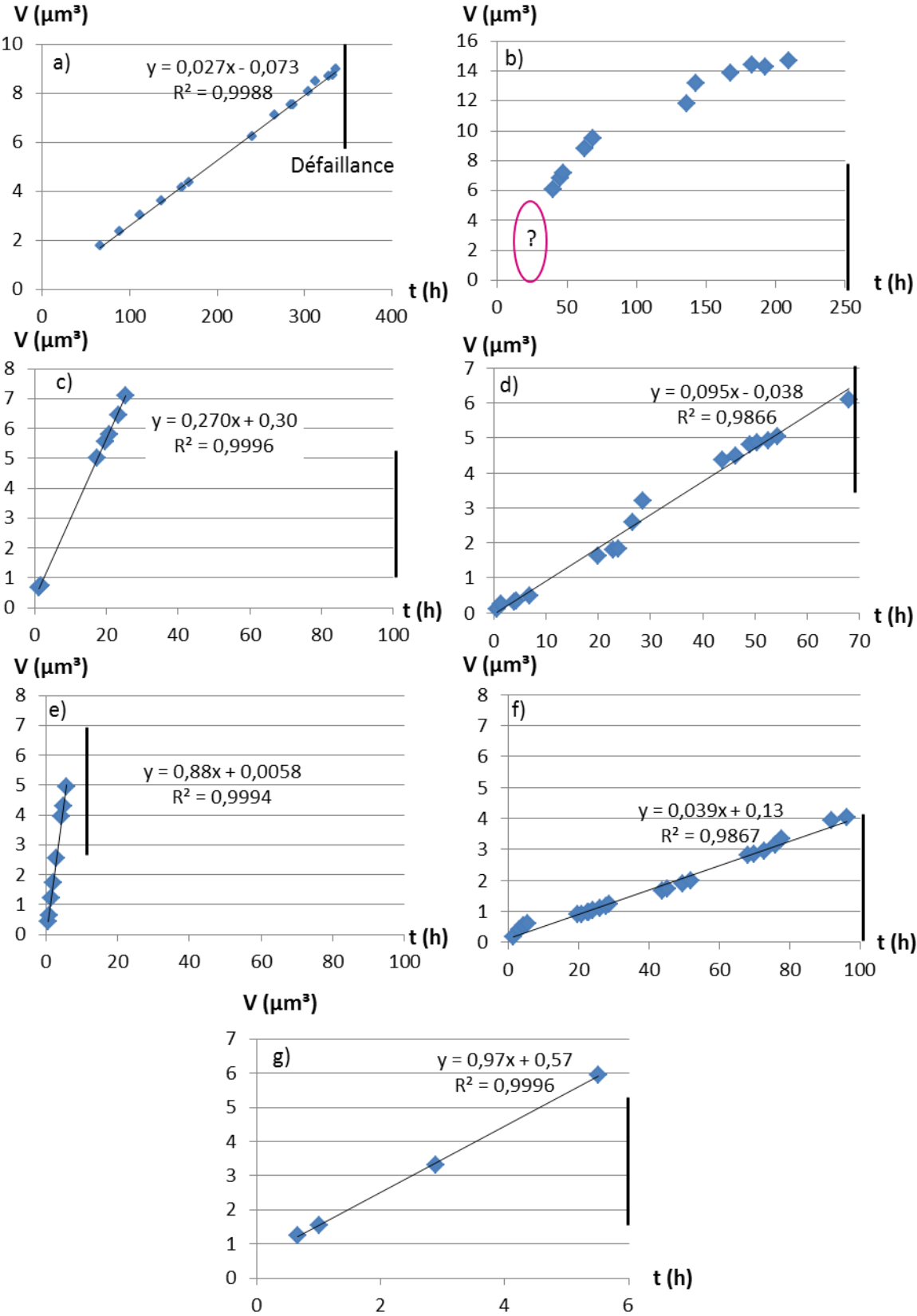


Figure 3.15 : évolution du volume de cuivre retiré pour a) Ref_25-350_1, b) Ref_25-350_2, c) Acc_50-350_1, d) Acc_50-350_2, f) Acc_50-350_3, f) EBSD_50-350_1, g) EBSD_50-350_2

L'analyse de l'évolution du volume de cuivre retiré souligne la tendance connue entre densité de courant, vitesse de déplétion et durée de vie. Les valeurs de ces grandeurs pour les essais sans la couche de passivation ne se démarquent pas des autres essais.

L'analyse des micrographies MEB révèle l'existence de deux modes de croissance, respectivement appelés modes 1 et 2. Pour le premier, à l'instar de l'essai Acc_50-350_1, la déplétion de la ligne est induite par l'évolution des cavités suivant le pourtour du TSV (figure 3.16-a). Le second processus observé est la croissance des cavités au-dessus du TSV, sans influence du pourtour (figure 3.16-b).

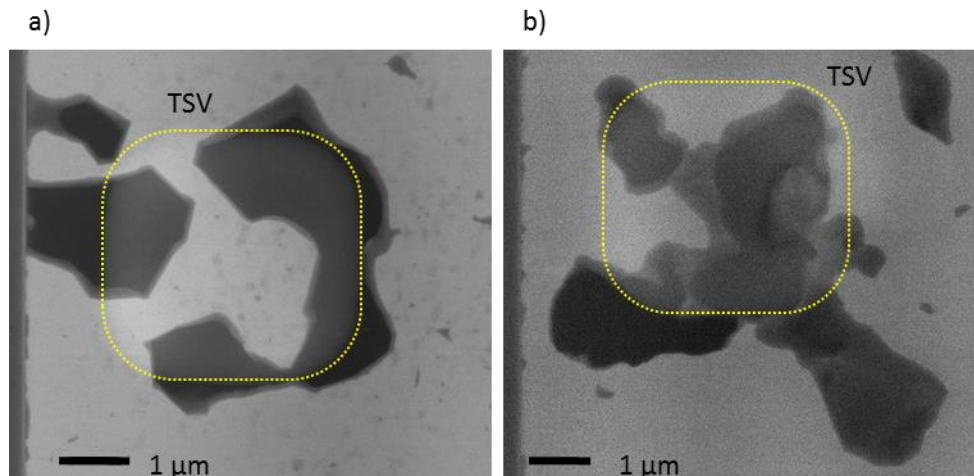


Figure 3.16 : illustration des deux modes de croissance des cavités
a) mode 1 (Acc_50-350_1) et b) mode 2 (Ref_25-350_2)

Le tableau 3.4 indique le mode de croissance observé pour chaque essai. L'absence de corrélation entre les conditions de test et le mode de croissance est ainsi démontrée.

Tableau 3.4 : mode de croissance

Essai	Mode de croissance
Ref_25-350_1	1
Ref_25-350_2	2
Acc_50-350_1	1
Acc_50-350_2	2
Acc_50-350_3	2
EBSD_50-350_1	2
EBSD_50-350_1	1

Par l'analyse des phases de nucléation et de croissance des cavités, il est démontré que doubler la densité de courant ne modifie pas le mécanisme de dégradation. De même, le retrait de la couche de passivation n'influence pas notablement la dégradation pour les conditions de tests choisies. Cette analyse démontre qu'il est légitime de comparer les essais à 40 et 50 mA avec l'essai de référence. Pour autant, comme attendu, la densité de courant accélère clairement la vitesse de déplétion de la ligne et réduit la durée de vie.

L'étude temporelle des phénomènes conduit à consacrer la prochaine partie à l'étude d'un mécanisme qui nécessite la caractérisation du défaut à différentes périodes : la guérison des cavités.

B.II.2. Phénomène de guérison des cavités

Dans le cas des circuits fonctionnant en courant alternatif, l'inversion de la polarisation change le sens de déplacement des lacunes et des atomes. Ainsi, les zones de divergence de flux deviennent alors des zones de convergence, et inversement. La matière s'accumule alors là où elle était précédemment retirée. Les cavités se guérissent. Observer ce phénomène nécessite donc de caractériser la cavité *a minima* à deux instants différents.

Les tests d'électromigration sont réalisés dans la pire situation, c'est-à-dire en courant continu. Les atomes se déplacent donc toujours dans le même sens. Pourtant, des zones de divergence de flux atomiques se changent en zones de convergence. La guérison constatée n'influence parfois que de manière négligeable la défaillance de l'échantillon, comme pour l'exemple de la figure 3.17.

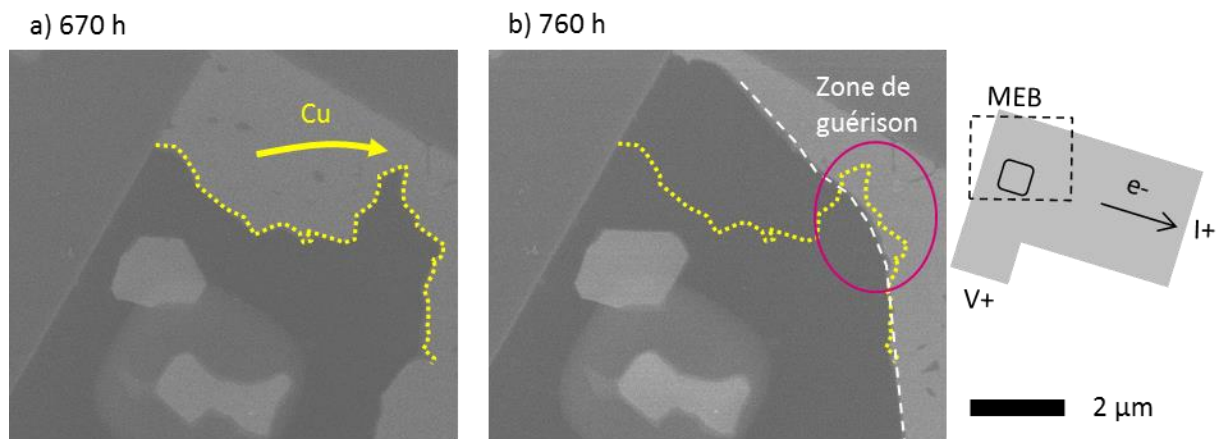


Figure 3.17 : guérison des cavités, a) 670 h et b) 760 h (essai de référence)

Cependant, la durée de vie est d'autres fois amplement augmentée, lorsque la guérison ouvre à nouveau un chemin de conduction. Un tel exemple est illustré à la figure 3.18.

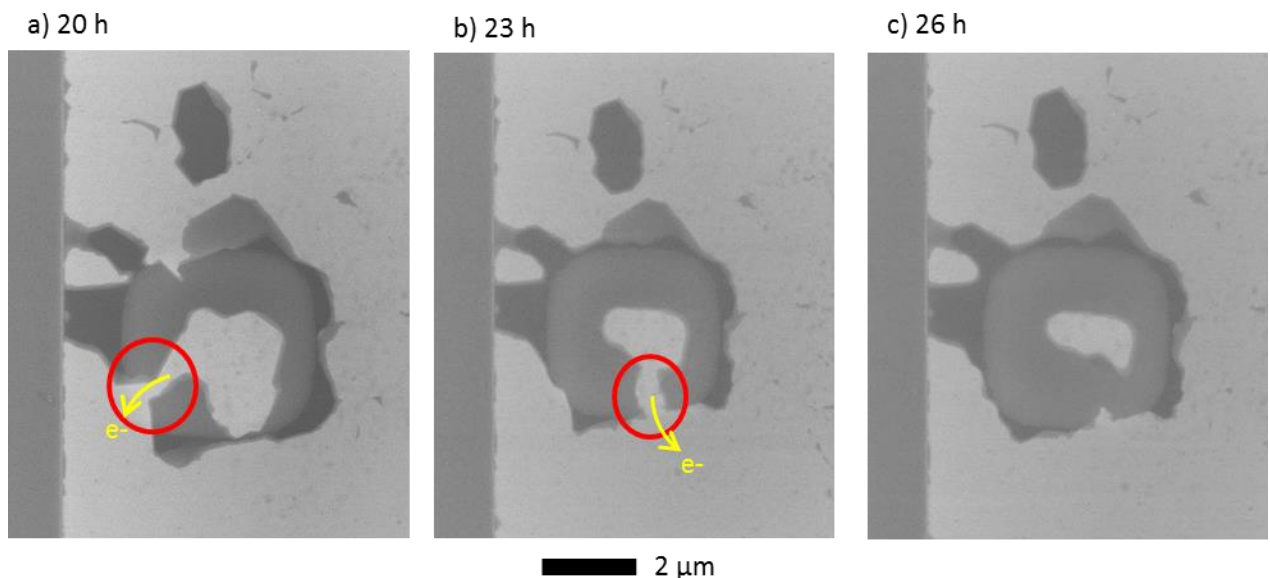


Figure 3.18 : caractérisation MEB de l'échantillon Acc_50-350_1 à a) 20 h, b) 23 h et c) 26 h, illustrant la guérison des cavités qui retarde la défaillance

Alors que le courant circule entre le TSV et l'extrémité de la ligne (figure 3.18-a), la guérison de la cavité du côté du bord inférieur de la ligne *sup* retarde la déplétion complète

du pourtour du TSV (figure 3.18-b). En considérant, d'une part que sans la guérison, l'échantillon est défaillant à 23 h, et d'autre part qu'il l'est effectivement à 26 h (figure 3.18-c), la guérison de la cavité augmente la durée de vie d'environ 15 %.

Comprendre précisément le phénomène de guérison se révèle donc particulièrement intéressant d'un point de vue fiabilité.

Les essais EBSD_50-350_1 et EBSD_50-350_2 ont notamment l'objectif d'étudier l'orientation des grains reconstruits et son évolution par rapport à l'orientation des grains initiaux. Cependant, ce phénomène n'est pas systématique et n'est pas observé pour ces deux essais.

À défaut, une cartographie EBSD *post-mortem* de l'amenée de courant de l'essai Ref_25-350_1, dans laquelle une cavité s'est déplacée (figure 3.19) renseigne sur le mécanisme de reconstruction des grains. En effet, le processus de migration s'explique par une succession de guérisons et déplétions simultanées (voir partie B.I.1 de ce chapitre). La cartographie EBSD de la figure 3.19 renseigne sur l'orientation des grains qui se reconstituent après le passage de la cavité L3. Exception faite de la ligne au niveau de la position initiale de la cavité, un joint de grains se situe au milieu du chemin. Deux résultats en découlent. La ligne se reconstruit en suivant l'orientation cristalline des grains situés sur les côtés latéraux de la cavité. La vitesse de reconstruction est indépendante de leur orientation, sinon les joints de grains ne se situeraient pas au milieu.

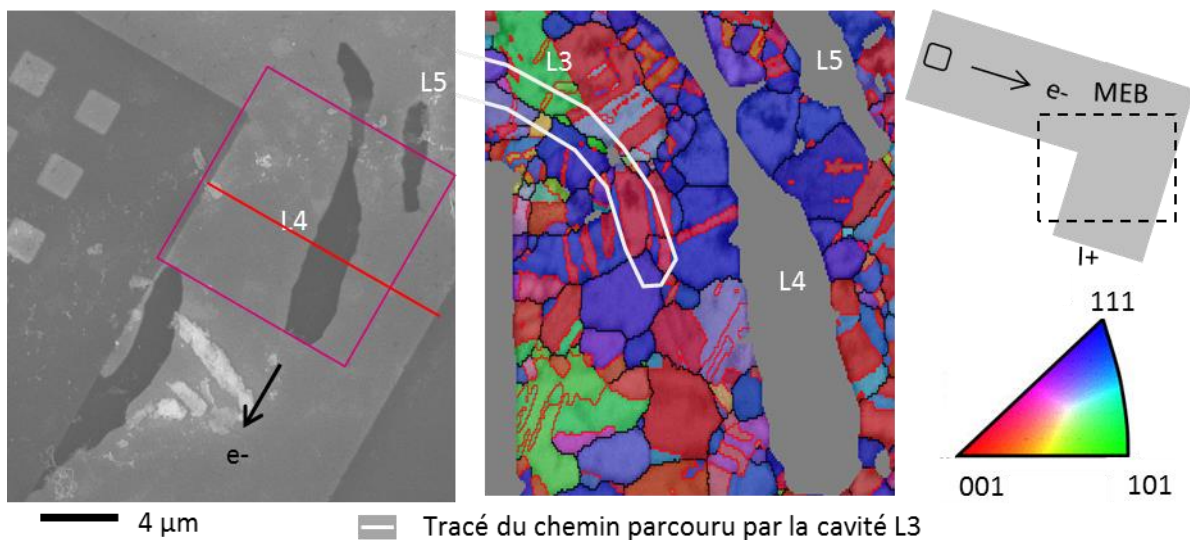


Figure 3.19 : a) micrographie post-mortem de l'amenée de courant pour l'essai ref_25-350_1 et b) cartographie EBSD de la zone encadrée en a), avec tracé du chemin parcouru par la cavité L3

Malgré l'intérêt que représente le phénomène de guérison des cavités du point de vue de la fiabilité des dispositifs, l'analyse ne révèle aucun élément pertinent pour l'expliquer. Une série d'études similaires aux essais EBSD_50-350_1 et 2, voire de l'EBSD *in operando*, serait nécessaire pour améliorer la compréhension.

Pour aller plus loin, il est cependant possible d'étudier la formation des îlots de type B, qui est un phénomène de guérison partielle.

B.II.3. Formation des îlots de type B

Les îlots de type B se forment par l'accumulation de cuivre au-dessus du TSV qui remplit la cavité présente. Il s'agit donc bien d'un phénomène de guérison. Ces îlots sont observés pour les quatre essais qui ont atteint la défaillance à 10 %, comme l'illustre la figure 3.20.

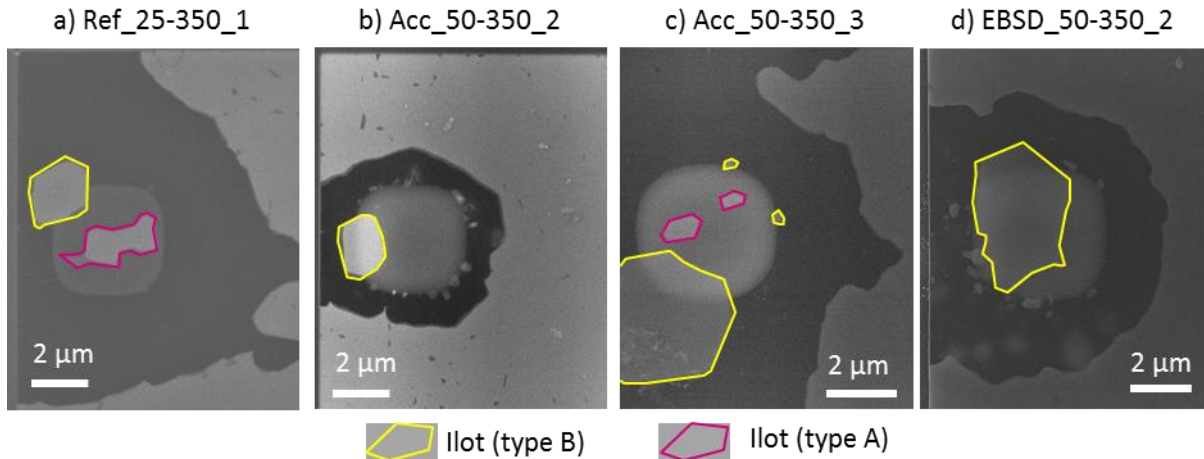


Figure 3.20 : présence d'îlots de cuivre (type A et B) pour les essais a) Ref_25-350_1, b) Acc_50-350_2, c) Acc_50-350_3 et d) EBSD_50-350_2

À une exception près (figure 3.21-a), les prémices de l'îlot apparaissent dans la dernière zone où subsiste du cuivre au-dessus du TSV (figure 3.21-b et c). Cette observation incite à affirmer qu'un même mécanisme retarde la déplétion totale du TSV (ou de son pourtour) et forme les îlots de type B.

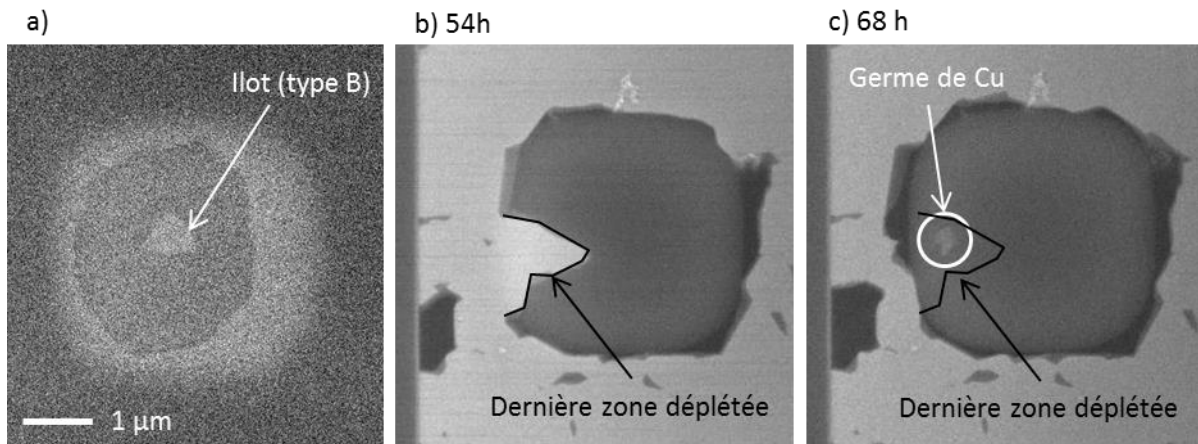


Figure 3.21 : a) formation d'un îlot de type B pour l'essai EBSD_50-350_1 alors que la déplétion du TSV n'est pas encore totale, b) et c) apparition du germe dans la dernière zone où subsiste du cuivre au-dessus du TSV (EBSD_50-350_2)

Pour l'essai Ref_50-350_1, le volume de l'îlot est similaire au volume de cuivre déplacé entre le TSV et l'extrémité de la ligne ($1,6 \mu\text{m}^3$). Cependant, pour les autres essais, son volume est jusqu'à quatre fois supérieur (figure 3.20-d). De plus, pour l'essai EBSD_50-350_1 (figure 3.21-a), le germe de cuivre apparaît alors que la cavité n'est encore qu'au centre du TSV. Pour ces deux raisons, l'effet réservoir avancé au chapitre II (partie B.III.2.b) ne suffit pas à expliquer le phénomène et un autre mécanisme doit être recherché.

La seconde hypothèse sur la provenance du cuivre se base sur la rupture de la barrière TiN, qui laisse alors passer les atomes de cuivre du TSV dans la ligne *sup*.

Sur l'échantillon Ref_350-25_1, une succession de coupes transversales *post-mortem*, dont l'orientation est indiquée à la figure 3.22-a, confirme une discontinuité (figure 3.22-b). L'ouverture de la barrière située sous le germe, proche de son lieu de formation, renforce la probabilité de cette seconde hypothèse.

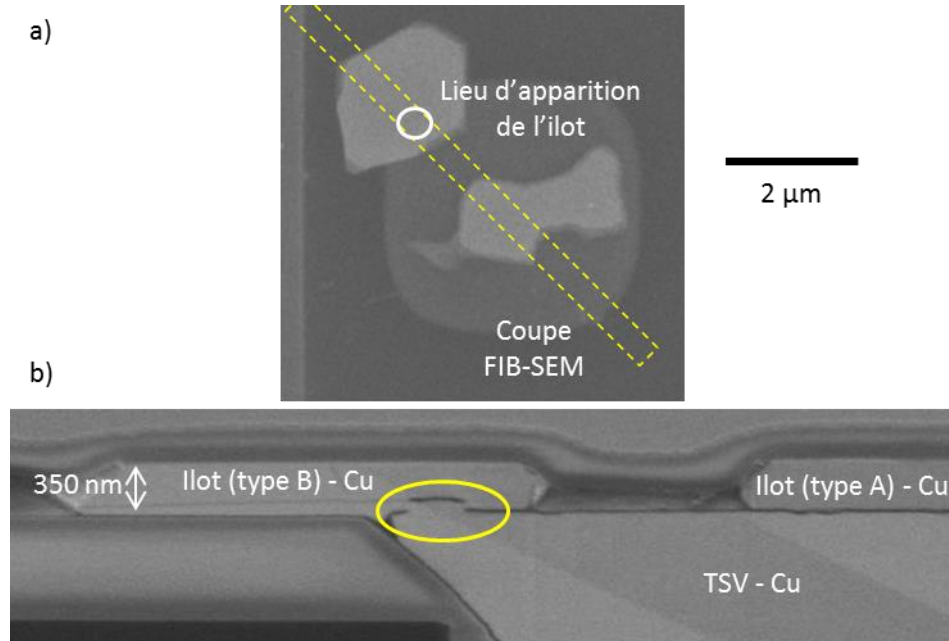


Figure 3.22 : micrographies MEB a) en vue de dessus, indiquant le plan de coupe de b) en coupe, du haut du TSV et de la ligne *sup* révélant la discontinuité de la barrière (Ref_350-25_1)

Cependant, les analyses *post-mortem* ne montrent pas de cavités d'un volume équivalent à celui de l'îlot dans le TSV.

L'explication est alors que le cuivre provient de la ligne *inf*, car la barrière en bas du TSV est également percée (figure 3.23). La présence des cavités sous les quatre TSV (figure 3.12) et l'absence d'accumulation de matière sous le TSV unique soutiennent cette hypothèse. Ces résultats ont été observés pour plusieurs échantillons.

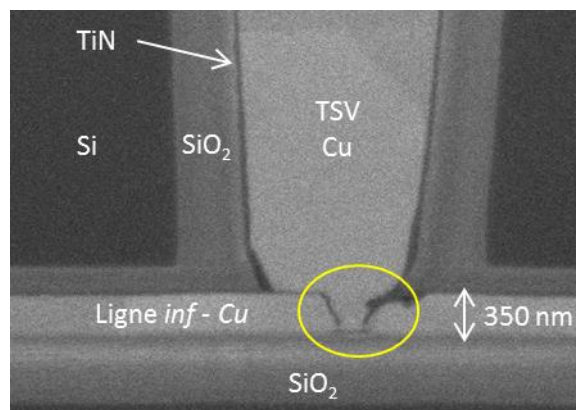


Figure 3.23 : non intégrité de la barrière entre le TSV et la ligne *inf* (Ref_350-25_1)

Il est nécessaire de déterminer à quel moment la barrière s'ouvre : pendant le procédé de fabrication des échantillons, lors de la chauffe qui précède l'essai d'électromigration ou au cours de l'essai.

L'observation au MEB de coupes successives d'un échantillon neuf révèle que la barrière est percée (figure 3.24). Ce résultat est surprenant, car les technologies étudiées en fiabilité ont normalement démontré la robustesse du procédé de fabrication.

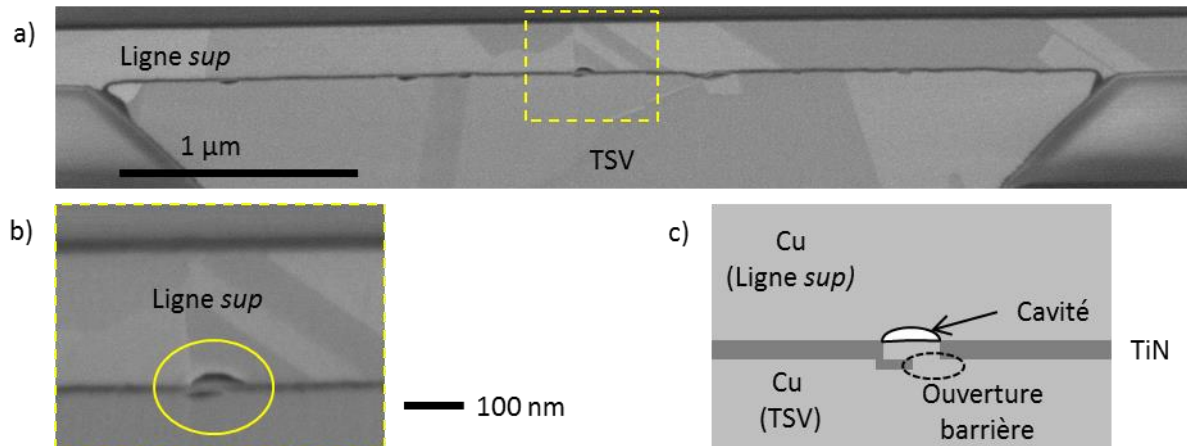


Figure 3.24 : a) vue en coupe du TSV et de la ligne sup, b) zoom de la partie encadrée révélant l'un des endroits où la barrière est percée et c) schématisation de b)

En conclusion, l'accumulation du cuivre au-dessus du TSV retarde la déplétion du (pourtour du) TSV, donc de la défaillance. Ensuite, elle induit la formation de germes qui évoluent en ilots. L'effet réservoir explique partiellement le phénomène. À cette force motrice s'ajoute la diffusion de matière depuis le TSV, voire depuis la ligne *inf*, suite à la discontinuité des barrières TiN. Cependant, il s'agit ici d'un problème lié à un défaut de procédé. Il n'est pas généralisable, car tous les échantillons testés au cours de cette thèse sont issus de la même plaque, plutôt sur sa périphérie qu'en son centre.

L'analyse des phases de nucléation et de croissance des cavités démontre que la hausse des conditions de test accélère le mécanisme d'électromigration, mais ne le modifie pas. Elle n'explique donc pas les deux types de comportement de la résistance électrique, ni les deux modes de croissance des cavités. L'augmentation de la densité de courant tend à accélérer la défaillance, mais n'est pas responsable de la distribution des temps et lieux de nucléation. Il est nécessaire d'explorer une autre piste pour trouver le paramètre à l'origine de ces résultats, mais également de la guérison des cavités et de la formation des ilots.

La partie suivante étudie donc l'influence de la microstructure sur le mécanisme de défaillance.

B.III. La microstructure, un paramètre déterminant ?

L'étude du rôle de la microstructure sur la nucléation et la croissance des cavités s'appuie sur l'importance qui lui est accordée dans la littérature sur la fiabilité du BEO_L.

N.B. : l'état de l'art consacré à l'effet de la microstructure est discuté au chapitre I de ce manuscrit (partie D.II)

Tout d'abord, la microstructure initiale des échantillons est présentée. Ensuite, son rôle dans la formation des cavités est démontré. Enfin, son influence sur leur croissance est discutée, notamment avec l'analyse de la formation des îlots de cuivre de type A.

B.III.1. Microstructure initiale des échantillons

La connaissance de la microstructure initiale est indispensable à l'analyse de son influence sur la fiabilité des interconnexions.

Pour l'ensemble des échantillons, les joints de grains sont partiellement observables sur les micrographies MEB. Ils sont probablement révélés par l'attaque HF lors de la préparation d'échantillons. L'analyse de ces micrographies conclut que la distribution de la taille des grains est similaire pour l'ensemble des échantillons.

Ce résultat est confirmé par la figure 3.25, qui expose la cartographie EBSD initiale (projetée selon la normale à l'échantillon) réalisée pour les essais EBSD_50-350_1 et EBSD_50-350_2.

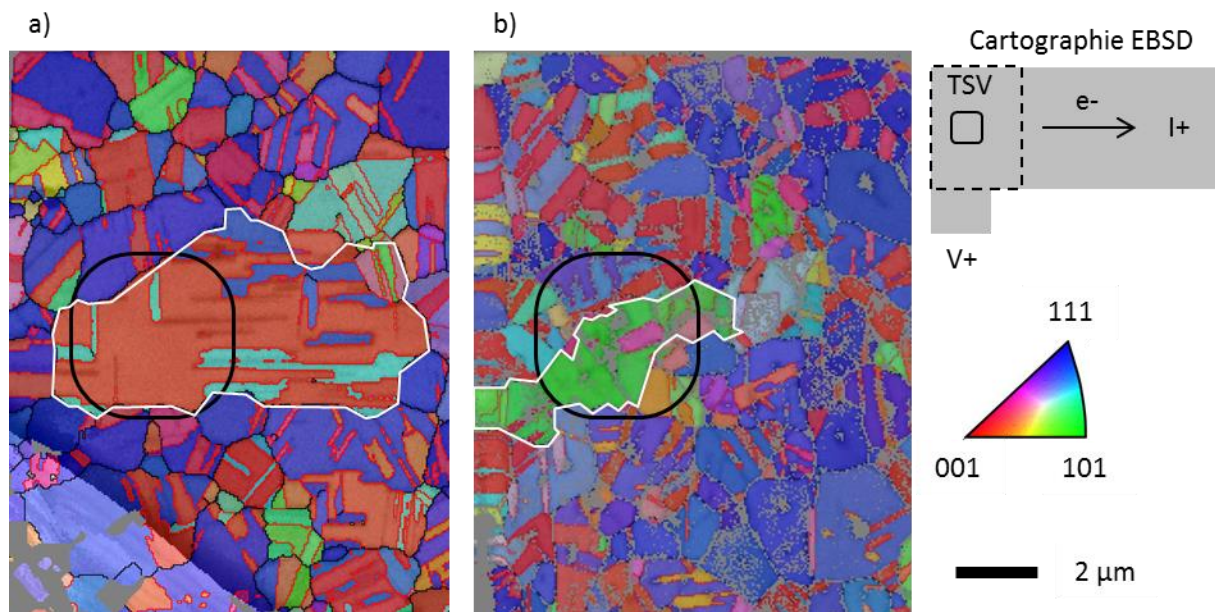


Figure 3.25 : caractérisation EBSD initiale des essais a) EBSD_50-350_1 et b) EBSD_50-350_2

Sur la figure 3.25, les joints de grains sont marqués en noir et ceux de macles en rouge. Ils semblent nombreux à être orientés dans le sens du flux d'électrons et constituent un chemin qui participe certainement à la diffusion atomique.

Les deux échantillons possèdent une orientation dominante de la famille {111}. Les orientations proches de {001} sont également très présentes. La ligne est formée majoritairement par des grains de longueur supérieure au micromètre.

Le premier échantillon présente la particularité d'avoir un grain qui s'étend sur plusieurs micromètres, notamment au-dessus de la quasi-totalité du TSV. Cette particularité est à rapprocher de la lente vitesse de déplétion et du temps à la défaillance élevé pour cet échantillon (voir tableau 3.3 de la p 107). Pour l'essai EBSD_50-350_2, un grain orienté {101} occupe la moitié de la ligne *sup* en regard du TSV. Les contours des deux grains sont tracés en blanc sur la figure 3.25.

Par ailleurs, les grains sont colonnaires, à quelques exceptions près, comme l'exemple de la figure 3.26 l'illustre. Cette caractéristique de la microstructure limite le chemin de conduction que forment les joints de grains le long de la ligne.

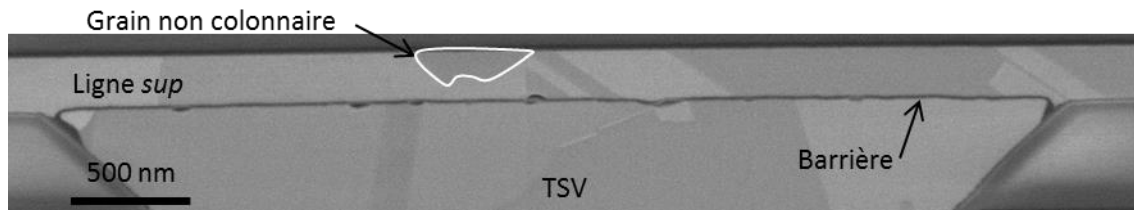


Figure 3.26 : vue en coupe du haut du TSV et de la ligne *sup*, illustrant que tous les grains ne s'étendent pas sur l'ensemble de l'épaisseur de la ligne

Cette connaissance de la microstructure des échantillons est utilisée dans la partie suivante pour déterminer son influence sur les lieux de nucléation.

B.III.2. *Influence de la microstructure sur la nucléation*

L'analyse de l'impact des conditions de test (voir B.II.1) révèle une forte dispersion du lieu de nucléation des cavités. Cette étude cherche à définir le rôle de la microstructure pour ce phénomène.

La figure 3.27 présente des micrographies de l'essai Acc_50_350_2 réalisées à intervalles de temps rapprochés pour capturer la nucléation des cavités. La figure 3.27-b démontre que celles-ci se forment aux joints de grains.

La question soulevée est alors de savoir si leur attaque par la préparation d'échantillons influence le mécanisme de nucléation.

Par une analyse attentive de la formation de la cavité à 45 min (figure 3.27-d), cette hypothèse est réfutée. En effet, la cavité apparaît dans la zone non révélée du joint de grains qui est reconstruit à la figure 3.27-c. De plus, [LLOYD2006] explique que les joints de grains augmentent localement la valeur de la contrainte mécanique. Comme celle-ci est à l'origine de la nucléation des cavités, il est donc attendu que les cavités se forment dans leur proximité, avec ou sans préparation d'échantillons.

Cependant, si la présence des joints de grains justifiait à elle seule la formation des cavités, celles-ci se formeraient à chaque joint de grain. Pour trouver une autre explication, l'influence de l'orientation cristalline est étudiée.

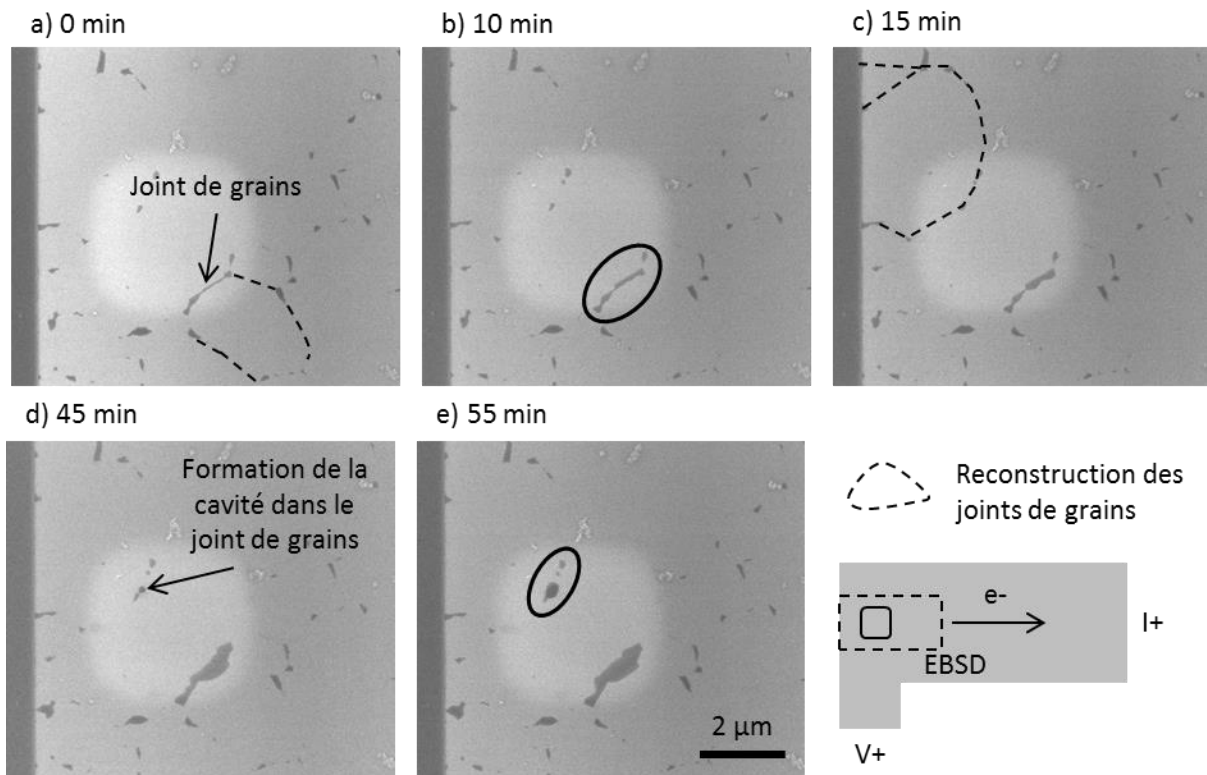


Figure 3.27 : nucléation des cavités aux joints de grains (essai Acc_50_350_2)

La figure 3.28-a est la cartographie EBSD de l'état initial de l'échantillon EBSD_50-350_1. La figure 3.28-b expose la formation de deux cavités, dont les noms sont indiqués.

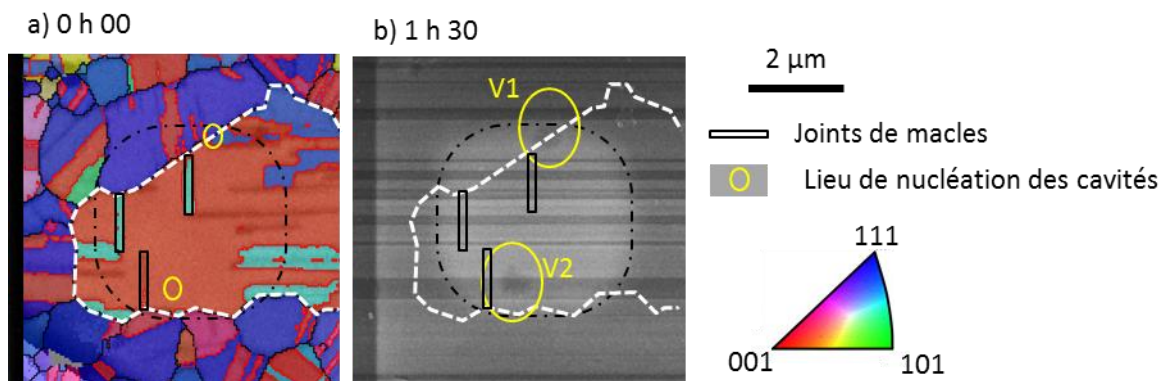


Figure 3.28 : nucléation des cavités pour l'essai EBSD_50-350_1

V1 se forme au point triple entre 1- un grain dont l'orientation est proche de $\{111\}$, 2- la macle $\{111\}$ du grain principal et 3- la macle $\{001\}$ du grain principal. Cette observation est en accord avec les résultats de la littérature sur l'influence des points triples [DOYEN2009]. La cavité V2 se forme dans le grain principal, orienté $\{001\}$, à proximité du joint de grain et de macle.

Pour l'essai EBSD_50-350_2, des cavités se sont formées pendant la phase de chauffe de l'échantillon sous l'effet des contraintes thermomécaniques¹ (voir pointillés sur la figure 3.29). D'après la condition de nucléation des cavités (partie B.I.6 du chapitre I), leur

¹ Notion de *Stress-Induced Voiding*

présence uniquement à proximité du TSV démontre l'influence de celui-ci sur la génération de contraintes thermo-mécaniques (voir partie du C.II.2 chapitre I). Compte tenu de la taille des cavités, le lieu de nucléation n'est pas clairement défini. Cependant, il semble être localisé au niveau de points triples, entre grains et macles, et à proximité des grains d'orientation $\{001\}$ ou proche de cette orientation.

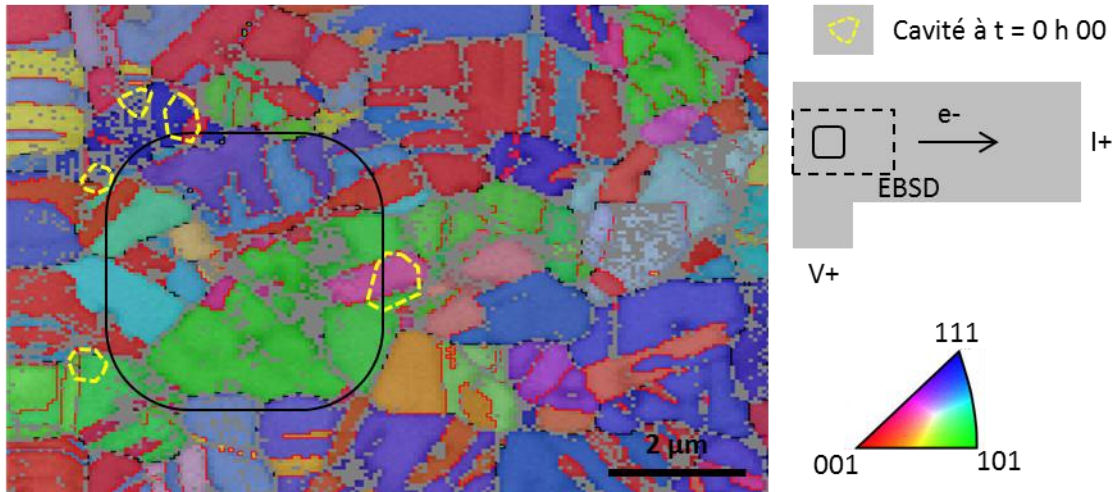


Figure 3.29 : position des cavités après la phase de chauffe de l'échantillon, pour l'essai EBSD_50-350_2

En résumé, l'analyse des micrographies MEB démontre la contribution des joints de grains ou de macles, comme lieux préférentiels de nucléation. Les analyses EBSD précisent ce résultat, en soulignant qu'il s'agit plus particulièrement des points triples. Les essais EBSD_50-350_1 et 2 font ressortir une tendance entre nucléation et orientation $\{001\}$.

Alors que la microstructure influence la nucléation des cavités, la prochaine partie cherche à déterminer si c'est également le cas pour leur croissance.

B.III.3. Impact de la microstructure sur la croissance des cavités

Pour les interconnexions du BEoL, la microstructure est considérée comme un paramètre déterminant dans l'évolution des cavités, notamment à l'origine de la statistique des temps à la défaillance [HAUSCHILDT2005]. Il est fort probable que la microstructure joue également un rôle déterminant pour les interconnexions 3D.

Tout d'abord, à conditions de test identiques, l'échantillon EBSD_50-350_1 a une durée de vie bien plus longue que l'échantillon EBSD_50-350_2, respectivement supérieure à 96 h et 7 h (voir tableau 3.3 p 107). Le fait que le premier présente une microstructure avec un nombre de grains bien inférieur tend à démontrer la participation des joints de grains à la diffusion.

La figure 3.30 montre que la croissance de la cavité n'est pas isotrope, mais se déroule pas à pas. Les essais avec caractérisations EBSD cherchent à déterminer si les « pas » correspondent à des grains, et si l'ordre de déplétion des grains est relié à leur orientation.

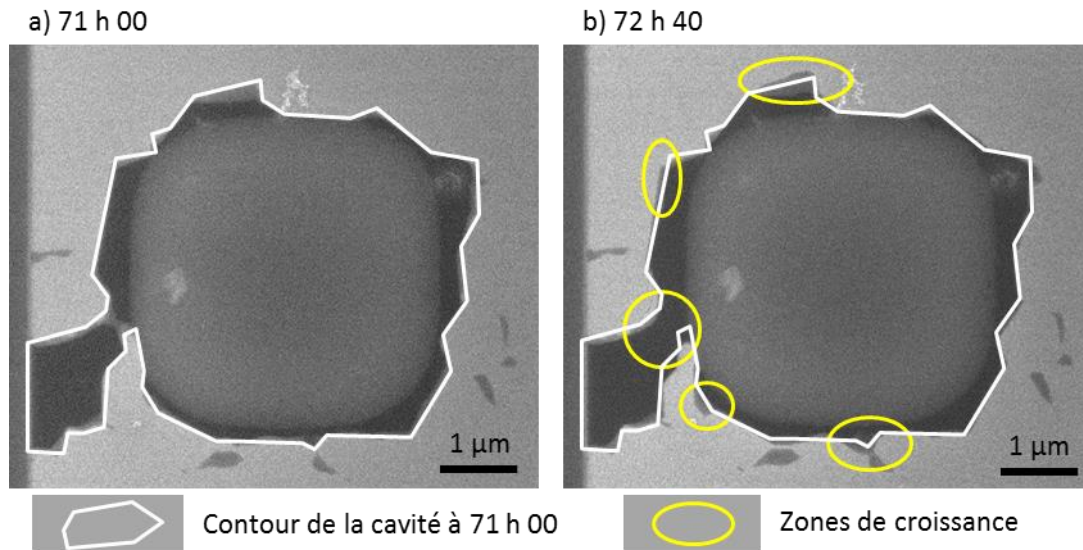


Figure 3.30 : évolution des cavités anisotrope (essai Acc_50-350_2)

Par ailleurs, la figure 3.31 présente l'évolution des cavités pour l'essai EBSD_50-350_1. Le grain principal (#1) est tracé en pointillés. Le deuxième grain (#2), qui occupe l'autre partie de la ligne au-dessus du TSV est représenté en trait plein.

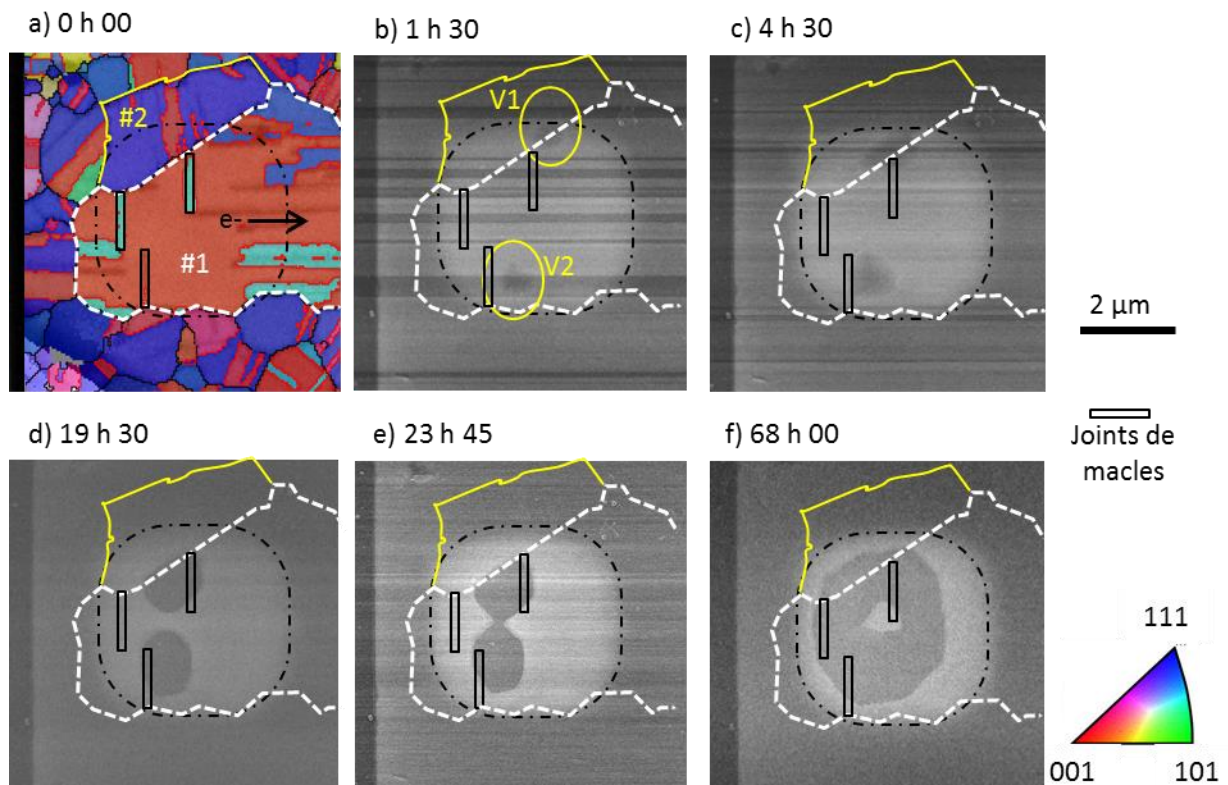


Figure 3.31 : a) cartographie EBSD initiale, micrographies MEB présentant l'évolution des cavités pour l'essai EBSD_50-350_1 aux temps b) 1 h30, c) 4 h 30, d) 19 h 30, e) 23 h 45 et f) 68 h 00

Jusqu'à 19 h 30, V1 se déplace le long du joint de grains (figure 3.31-b, c et d), à contresens des électrons (en accord avec l'explication proposée dans la partie B.I.1). Alors que la cavité croît tout d'abord dans les deux grains, elle évolue ensuite uniquement dans le grain principal (figure 3.31-d et e). La partie de cavité dans le grain #2 est guérie. Il

semblerait que le passage de la cavité dans le grain #1 se produit lorsque la cavité dépasse la macle {001} du grain #2. Alors que la densité de courant est plus importante sur la périphérie du TSV, cette observation tend à supposer que le grain orienté {001} est moins résistant à la déplétion que celui orienté {111}. Finalement, V1 se développe de manière isotrope, et s'étend donc dans les deux grains (figure 3.31-f).

Durant les premières heures de test, V2 se déplace clairement dans le sens opposé au flux d'électrons. Elle se développe alors entièrement dans le grain principal.

L'analyse des micrographies révèle le rôle des joints de macles qui arrêtent le déplacement des deux cavités. Une différence est cependant observable : V1 s'arrête juste après avoir dépassé le joint, tandis que V2 se fixe dès qu'elle l'atteint. Ensuite, la croissance des cavités suit les joints.

La figure 3.32 présente l'évolution des cavités à différents instants de l'essai d'électromigration EBSD_50-350_2. Pour faciliter l'analyse, la position des cavités à l'instant de la micrographie précédente est délimitée par des pointillés. Pour la figure 3.32-a, les pointillés représentent les cavités formées pendant la phase de chauffe.

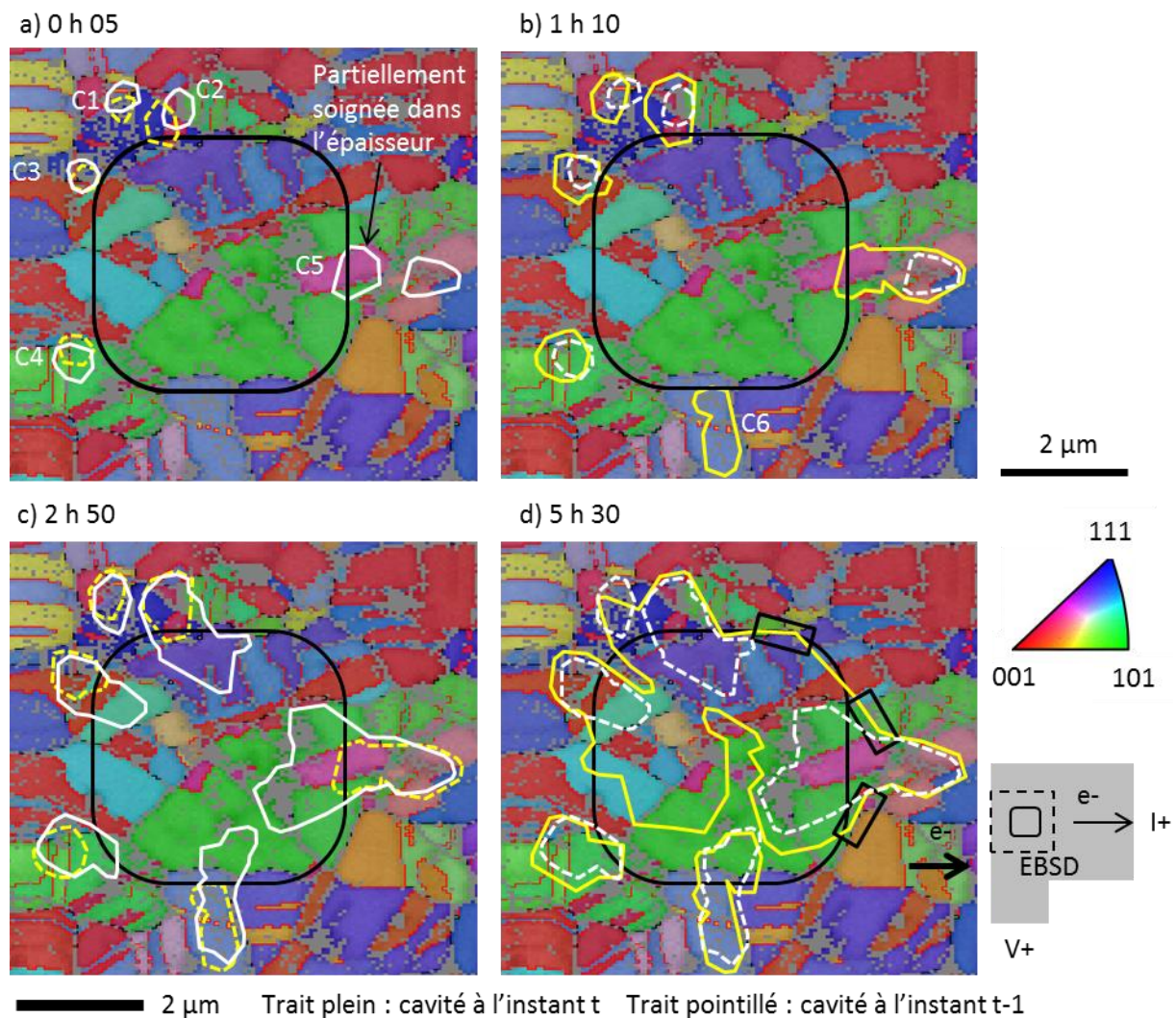


Figure 3.32 : évolution des cavités pour l'essai EBSD_50-350_2, aux instants a) 0 h 00, b) 0 h 05, c) 1 h 10 et d) 5 h 30

Après cinq minutes de test, toutes les cavités (sauf C4) se sont déplacées dans la direction du flux d'électrons. Ce déplacement est sans ambiguïté pour la cavité C5, mais s'oppose à l'explication avancée dans la partie B.I.1. La particularité de cette cavité est de s'être dédoublée. Une partie est restée au niveau de la position initiale et l'autre partie a migré vers l'anode (I+). L'analyse des positions où sont fixées les cavités pour leur évolution future semble souligner l'importance des joints triples.

À l'instar de la cavité C6 (figure 3.32-b), la croissance des cavités se produit parfois à l'intérieur des grains. L'évolution des cavités C2 et C3 marque un arrêt au niveau de certains joints de grains ou de macles (figure 3.32-c).

Après 1 h 10, la cavité C6 croît à l'intérieur du grain rose. Une fois que la déplétion de ce grain est entière, la cavité évolue alors selon le pourtour du TSV (deux branches), influencé certainement par les lignes de courant. La croissance de C6 s'effectue en suivant les joints de grains ou de macles (voir les parties encadrées de la cavité principale sur la figure 3.32-d).

Après 5 h 30, l'ensemble du cuivre de la ligne en regard du TSV est retiré là où cohabitent de nombreux grains. En revanche, dans la partie occupée principalement par le grain {101}, il reste de la matière. Le type de microstructure semble donc avoir une plus grande influence que l'orientation des grains.

En résumé, les joints de grains et de macles influencent la croissance de la cavité, en servant de point d'accroche et en orientant la direction de croissance. Comme les joints servent de chemin de diffusion, ils accélèrent la dégradation. Le premier essai EBSD semble révéler que les grains {001} sont plus sensibles à la dégradation, mais le second essai n'est pas en mesure de le confirmer. Le niveau de résistance à la dégradation d'un grain semble plutôt dépendre de son orientation vis-à-vis de l'orientation des grains adjacents. Une étude sur un plus grand nombre d'échantillons est nécessaire, mais d'autres facteurs (concentration de courant, géométrie, etc.) interviennent également et compliquent l'analyse.

Pour poursuivre l'analyse de la microstructure, la formation des ilots de type A est étudiée. Pour rappel, ils se forment par la déplétion de matière autour d'une zone, telle qu'illustrée doublement pour l'essai Acc_50-350_3 à la figure 3.33.

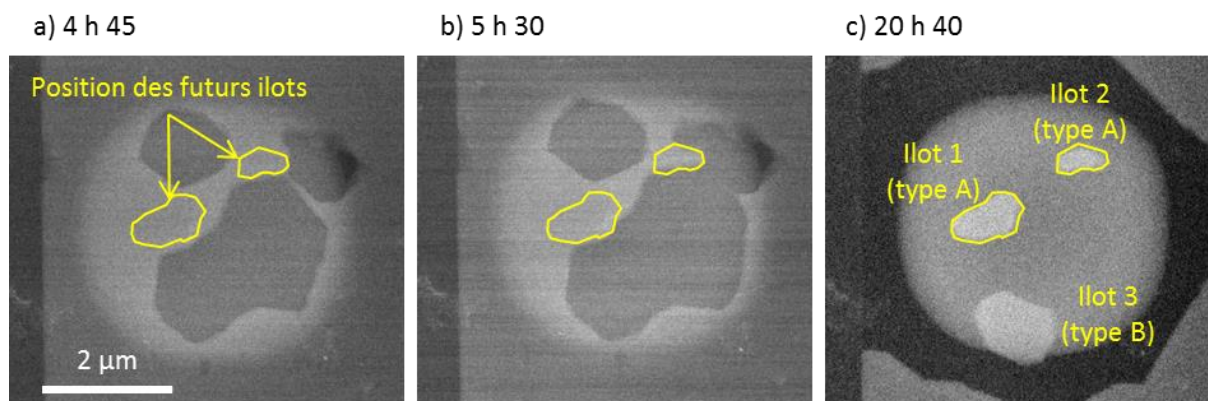


Figure 3.33 : illustration de la formation des ilots de type A par observation de l'évolution des cavités à a) 4 h 45, b) 5 h 30 et c) 20 h 40, pour l'essai Acc_50-350_3

Comme l'illustre la croissance de C6 et le cas de l'essai Ref_25-350_1, les lignes de courant semblent moins denses au centre du TSV. Cependant, la position de ces ilots varie d'un essai à l'autre, ce qui tend à démontrer que la géométrie du TSV n'est pas le seul facteur déterminant leur existence. Cette hypothèse est renforcée par le fait que ces ilots ne sont pas observés pour tous les essais. Il est donc supposé que la présence des ilots révèle l'existence d'une orientation cristalline particulièrement résistante à la déplétion.

L'orientation cristalline des ilots est déterminée par analyse EBSD, éventuellement réalisée après l'arrêt de l'essai d'électromigration (figure 3.34).

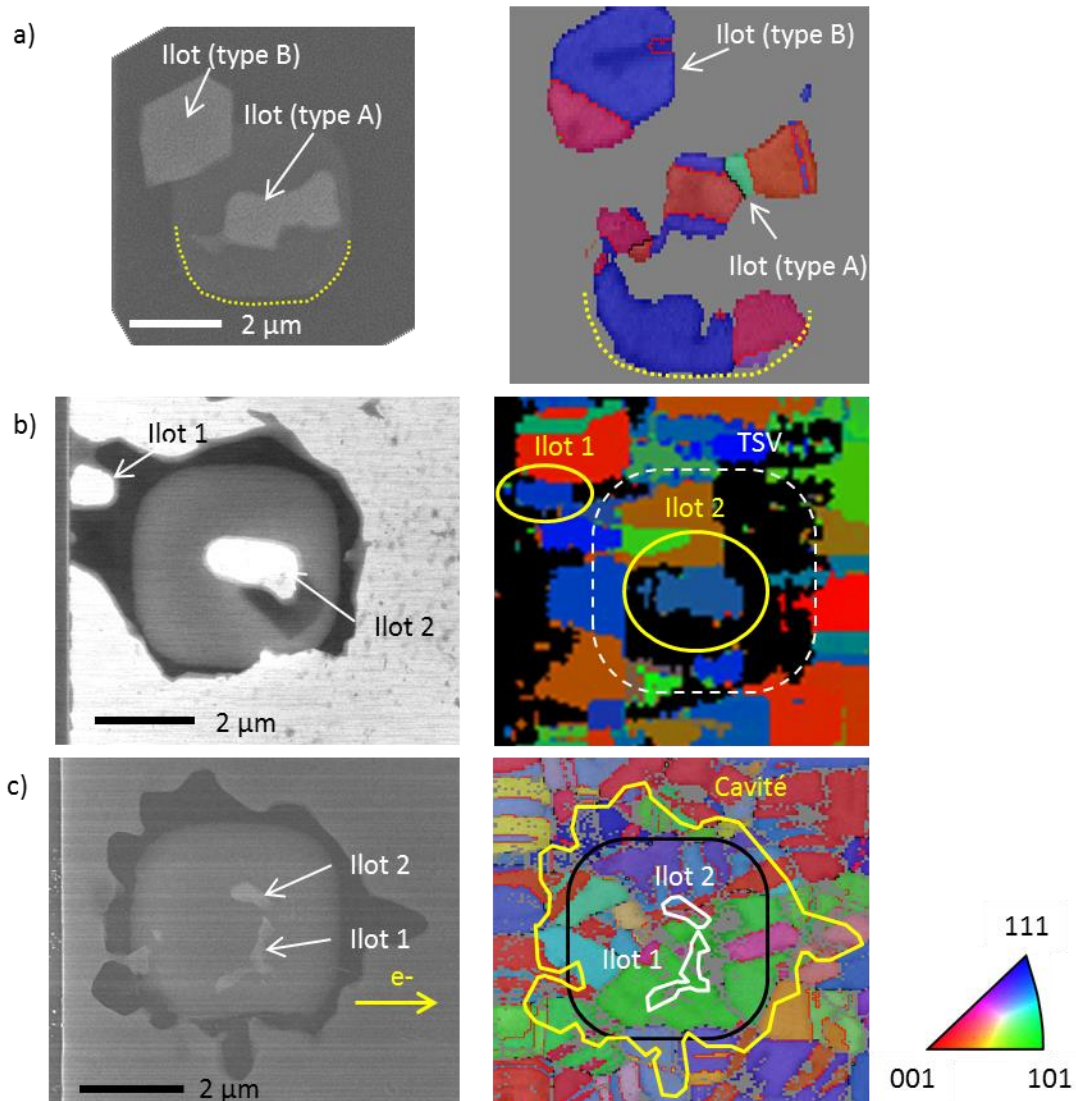


Figure 3.34 : micrographies MEB et cartographies EBSD pour étudier l'orientation cristalline des ilots de type A, pour les essais a) Ref_25-350_1, b) Acc_50_350_1 et c) EBSD_50-350_2 (ESBD avant essai)

L'ilot de type A de l'essai Ref_25-350_1 (figure 3.34-a) est constitué de trois grains comprenant chacun une macle $\{111\}$ et une autre proche $\{001\}$. Pour l'essai Acc_50-350_1 (figure 3.34-b), les deux ilots sont uniquement orientés $\{111\}$. Avant d'être recouverts par un ilot de type B, deux ilots de type A se sont formés pour l'essai EBSD_50-350_2 (figure 3.34-c). Le premier est orienté $\{101\}$, tandis que le second semble s'étendre sur plusieurs grains, dont les orientations sont notamment $\{101\}$ et $\{001\}$.

Ainsi, l'orientation des grains composants les ilots diffère entre les échantillons. De plus, si les orientations {111} et {001} sont plus représentées, il s'agit potentiellement d'un effet statistique, du fait de la forte proportion initiale de ces orientations dans la ligne. L'essai EBSD_50-350_2 renforce cette hypothèse : alors qu'un grain {101} constitue plus de la moitié de la ligne au-dessus du TSV, cette orientation est présente dans un des ilots.

L'analyse ne démontre donc pas clairement qu'une orientation particulière favorise la formation d'ilots. Celle-ci est induite par l'ensemble des facteurs qui régissent la dégradation : la taille et la disposition des grains, la répartition des lignes de courant, l'orientation cristalline des grains vis-à-vis de leurs voisins.

En conclusion, le rôle de la microstructure est observé tant pour la nucléation que pour la croissance des cavités. Les joints de grains et de macles définissent des lieux préférentiels de formation, notamment au niveau des points triples. L'influence des deux types de joint sur la croissance des cavités se manifeste notamment au travers des formes qu'elles adoptent au cours de leur évolution. Il apparaît également que la vitesse de déplétion augmente avec le nombre de grains. L'analyse tend à démontrer que la formation des cavités est plus probable dans les grains {001} et dans une moindre mesure, que la déplétion y est également plus rapide. Des éléments (représentation statistique) pourraient expliquer cette tendance. Cependant, au regard des autres facteurs, notamment la distribution des lignes de courant, l'orientation cristalline semble moins déterminante que pour les interconnexions du BEoL¹.

La méthodologie de MEB *in operando* est utilisée dans cette partie pour étudier les mécanismes de formation et d'évolution, non seulement du défaut tueur, mais également des défauts secondaires. Ainsi, la migration des cavités, la guérison et l'évolution de la déplétion sont analysées alors que les analyses *post-mortem* sont dans l'incapacité de les observer. De plus, la caractérisation en temps réel démontre que le mécanisme de défaillance est identique pour les différentes conditions de test. Enfin, le rôle de la microstructure est déterminé, même s'il aurait été souhaitable d'accéder à une compréhension plus précise. Néanmoins, il apparaît clairement que la microstructure est responsable de la distribution des lieux de nucléation observés et de la vitesse de dégradation de la ligne. Cela se traduit électriquement par les différentes longueurs de plateau et vitesses de déplétion.

Grâce à l'ensemble de ces analyses, la partie suivante discute le modèle de Frank, afin de déterminer les raisons de l'écart entre les résultats qu'il prédit et les observations de cette étude.

¹ Même si pour ces technologies, il n'est toujours pas déterminé quelle est l'orientation à privilégier.

C. Discussion du modèle analytique de Frank

Ce chapitre démontre que l'essai de référence n'est pas un cas isolé, tant sur la formation et la croissance des cavités que sur l'évolution de la résistance. Parmi les différents essais, un seul s'est approché du comportement proposé par le modèle de [FRANK2011a].

L'analyse des micrographies menée pour comprendre l'origine de cette différence soulève des questions sur le modèle analytique que l'auteur propose. Ainsi, cette partie discute des hypothèses de base du modèle. Du fait de l'impact de la variation de concentration de lacunes sur la valeur des contraintes mécaniques, l'importance que Frank accorde au flux de lacunes est en accord avec le critère de nucléation défini précédemment (voir partie B.I.6 du premier chapitre).

Hypothèse 1 : le flux de lacunes est constant pendant le test à température et densité de courant constantes.

La présence d'une ou plusieurs cavités affecte localement l'état des contraintes mécaniques et modifie donc le flux de lacunes, mais [ORIO2014] nuance cette hypothèse. En cherchant à retrouver, par un modèle, l'évolution du volume de matière déplacé d'une structure identique à celle étudiée, il démontre que l'impact de la cavité sur le flux de lacunes ne se manifeste que tardivement (700 h pour l'essai Ref_25-350_1).

Par ailleurs, l'hypothèse sous-entend que la température de consigne étant constante, celle de l'échantillon l'est également. Or, avec la croissance de la cavité, le chemin de conduction dans la barrière s'allonge et l'effet Joule augmente. Ainsi, la température varie légèrement (voir l'exemple de l'essai Ref_25-350_1 à la figure 3.35), impliquant une hausse du flux de lacunes. En considérant une énergie d'activation de 0,9 eV, une hausse de température de 350 à 351 °C induit une augmentation de 3 % du coefficient de diffusion.

Les écarts à l'hypothèse 1 sont donc négligeables.

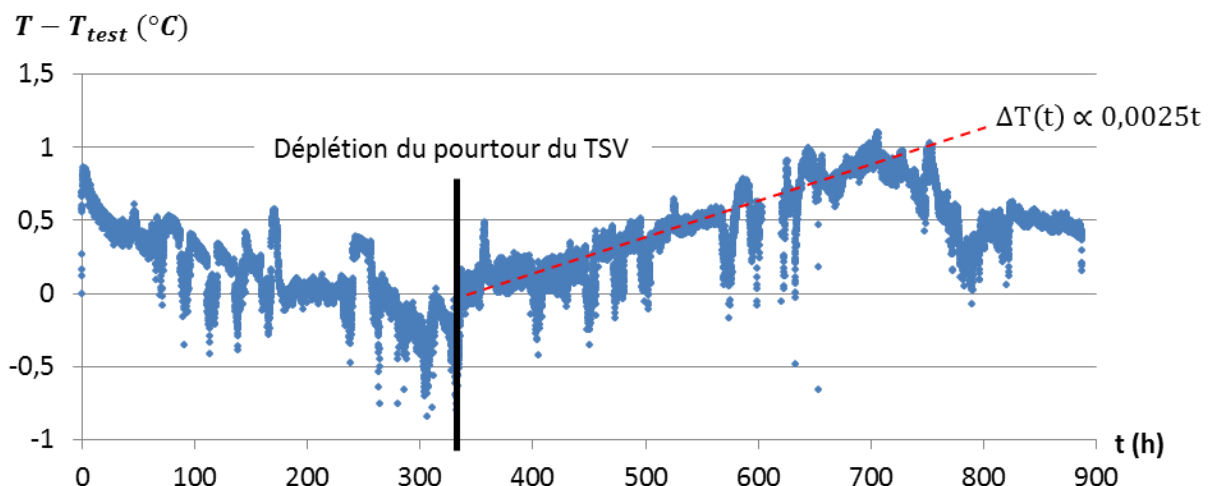


Figure 3.35 : évolution de la température pour l'essai Ref_25-350_1

Hypothèse 2 : la proportion de lacunes captées par la cavité principale est constante.

Cette hypothèse, bien que difficilement réfutable, semble généralement vraie, à condition de considérer l'ensemble des cavités qui vont coalescer pour donner le défaut tueur comme une cavité unique équivalente.

L'essai Ref_25-350_2 constitue cependant une exception, puisque les cavités C1 et C2 (figure 3.36) à proximité du TSV se développent alors que le défaut tueur se semble plus évoluer.

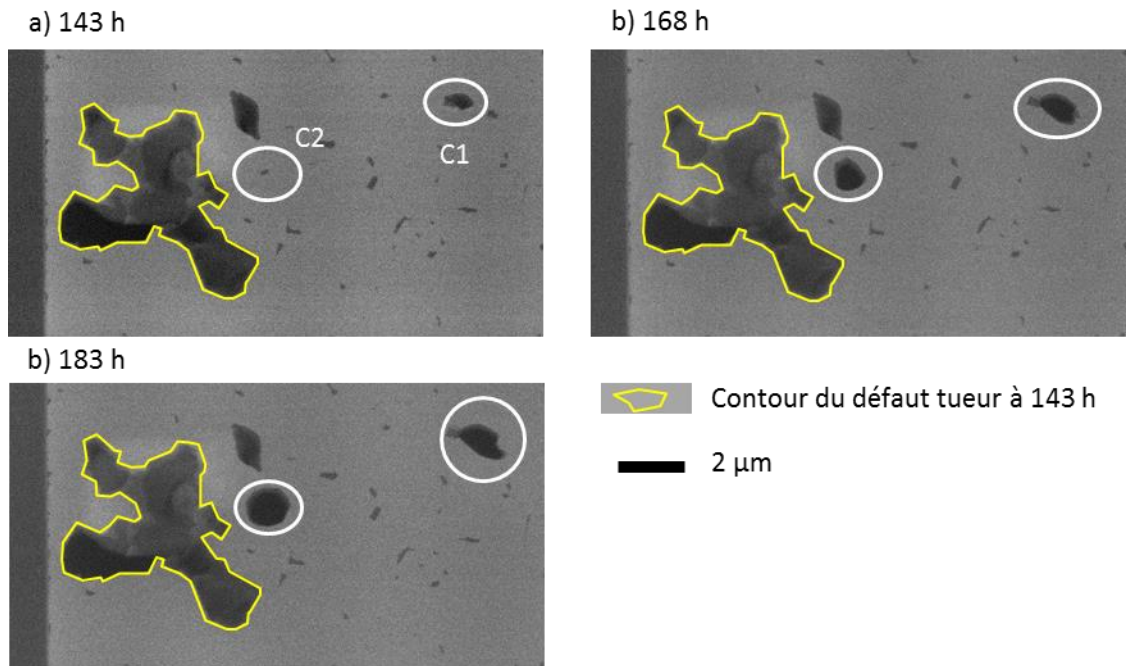


Figure 3.36 : illustration de l'écart à l'hypothèse 2 pour l'essai Ref_25-350_2, par comparaison des micrographies réalisées à a) 143 h, b) 168 h et c) 183 h

Hypothèse 3 : la croissance de la cavité est isotrope et dans le plan.

L'hypothèse de croissance dans le plan est indiscutable, du fait de la barrière TiN d'un côté de la ligne et de la passivation de l'autre. La croissance isotrope s'explique théoriquement par la géométrie du TSV et sa dimension par rapport à celle de la ligne *sup*. En effet, contrairement aux interconnexions du BEoL, quand la cavité atteint la taille critique, la déplétion de la section de la ligne (hauteur et largeur) n'est pas entière. La croissance de la cavité n'est donc pas contrainte dans une seule direction.

Cependant, cette estimation du mode de croissance est probablement l'erreur qui explique la différence entre le modèle et nos observations. En effet, l'analyse des micrographies MEB révèle une cavité qui évolue par parties (figure 3.30). Chacune d'elles croît dans une seule direction, ce qui explique potentiellement le caractère linéaire de l'évolution de la résistance électrique, similaire au cas des interconnexions du BEoL.

Hypothèse 4 : le TSV est considéré comme circulaire.

La géométrie exacte de la surface supérieure du TSV est un carré aux angles arrondis. L'hypothèse est cependant acceptable, même si elle aggrave probablement l'erreur commise pour l'hypothèse H3.

Hypothèse 5 : il n'y a pas d'influence des cavités secondaires sur la valeur de la résistance électrique.

Comme cela a été expliqué et démontré précédemment, cette hypothèse est vérifiée dans la majorité des cas, pour les premières heures ou dizaines d'heures (selon la vitesse de dégradation) de la phase de croissance.

Les différentes hypothèses proposées semblent correctes au premier ordre, mais l'expérience *in operando* révèle que l'hypothèse H3 ne correspond pas à la réalité et expliquerait la différence entre le modèle de Frank et les observations réalisées.

D. Conclusion

Ce chapitre avait pour objectif de répondre aux interrogations soulevées par l'application de la méthodologie expérimentale à la technologie étudiée. Par exemple, le comportement de la résistance ne correspondait pas à celui observé par [FRANK2011a]. De plus, la formation des ilots requérait une analyse approfondie.

Pour répondre à cet objectif, un plan expérimental a été défini. Il consiste en la répétition de l'essai de référence, l'augmentation de la densité de courant et le retrait de la passivation en vue de caractérisation EBSD.

La résistance est alors étudiée pour chacun des essais. Sur les trois essais supplémentaires, deux présentent un comportement similaire à l'essai de référence, l'autre se rapproche des résultats de Frank. La suite du chapitre a cherché à expliquer ces comportements.

La méthodologie est alors utilisée pour analyser les phénomènes dont l'observation est impossible par caractérisation *post-mortem*. Il est ainsi démontré que la modification des conditions de test préserve le mécanisme de dégradation. Le phénomène de guérison est ensuite étudié, mais aucun élément concret pour l'expliquer n'est déterminé. Le cas particulier des ilots de type B s'explique par la combinaison de l'effet réservoir et la migration du cuivre en provenance du TSV. Cependant, ce dernier mécanisme est lié à un problème de procédé.

Les résultats n'expliquant toujours pas les différences observées entre les essais, le rôle de la microstructure a alors été étudié. Les joints de grains et de macles contribuent clairement à définir le lieu de nucléation des cavités et influencent leur croissance et vitesse d'évolution. L'orientation cristalline des grains semble moins déterminante que pour les interconnexions du BEoL, mais une légère tendance est observée sur la résistance des grains {111} et la « faiblesse » des grains {001}. Ces différents facteurs cumulés suffisent probablement à expliquer les deux modes de croissance des cavités observés. L'étude de l'influence de l'orientation cristalline est toutefois complexe, du fait du peu d'essais et de la multitude de facteurs à considérer : taille et distribution des grains, géométrie du TSV, variation de l'épaisseur de la barrière TiN, concentration du courant, *etc.*

Enfin, le modèle de Frank est discuté. L'hypothèse sur l'isotropie de la croissance se base sur la géométrie du TSV et des dimensions de la ligne *sup*. Cependant, expérimentalement, il est observé que la croissance de la cavité se déroule « pas à pas ». Cette hypothèse est donc l'erreur principale qui explique l'écart entre le modèle de Frank et les observations de cette étude. La croissance logarithmique est obtenue avec un essai, qui ne semble pourtant pas présenter de microstructure particulière : nombreux grains au-dessus du TSV, présence des différentes orientations, *etc.*

Ce chapitre démontre ainsi clairement la pertinence de l'expérience *in operando* pour traquer des phénomènes. Cependant, la compréhension précise de ce mécanisme complexe de dégradation par électromigration nécessiterait de poursuivre les études.

La partie expérimentale de la méthodologie visant la caractérisation des futures technologies de l'intégration 3D est opérationnelle. L'étape suivante est la construction du modèle prédictif de la dégradation, à laquelle contribueront les résultats expérimentaux.