THESE

pour obtenir le grade de

Docteur de l'Université Joseph Fourier – Grenoble I

Ecole Doctorale : Electronique, Electrotechnique, Automatique et Traitement du Signal

Spécialité : Micro- et Nano-Electronique

Caractérisation électrique de l'endommagement par électromigration des interconnexions en cuivre pour les technologies avancées de la microélectronique

par

Lise Doyen

Soutenue publiquement le 13/03/2009

Composition du Jury :

Gabriel Ferro,	Rapporteur
Roland Fortunier,	Rapporteur
Jean-Pierre Petit,	Président
Xavier Federspiel,	Examinateur
Yves Wouters,	Directeur de thèse
Lucile Arnaud ,	Co-encadrante
Laurent Vallier,	Invité
Patrice Waltz,	Invité

Thèse préparée
au laboratoire SIMaP, Grenoble
en collaboration avec :
le Laboratoire de Simulation et Caractérisation Electrique (LSCE) du CEA-Leti
et l'entreprise STMicroelectronics

Remerciements

Le travail présenté dans ce manuscrit a été réalisé dans le cadre d'une collaboration entre l'entreprise STMicroelectronics à Crolles, le CEA-Leti, et le laboratoire SiMAP de Grenoble.

Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble des membres du jury d'avoir accepté d'évaluer mon travail : Messieurs Gabriel Ferro, Roland Fortunier, Jean-Pierre Petit et Laurent Vallier.
Je remercie Emmanuel Vincent de m'avoir accueilli au sien de son équipe et d'avoir largement contribué à ce que je puisse y terminer ma thèse après la fin de l'alliance.

Je remercie Fabien Boulanger pour son chaleureux accueil au sein de son laboratoire, le LSCE (anciennement LSCDP).

Je remercie Yves Wouters qui a assuré la direction de ma thèse. Vous avez fait preuve d'une grande disponibilité, en particulier des longs mois de rédactions. Vos conseils et remarques, toujours pertinents, m'ont aidé tout au long de la thèse à prendre du recul sur mes résultats et à a mieux avancer.

Je remercie Xavier Federspiel, qui m'a, le premier, initié au phénomène d'électromigration. Tu as su largement éveiller mon intérêt et ma motivation sur ce sujet pour vouloir, à l'issu du stage, en reprendre pour 3 ans. J'ai beaucoup apprécié travailler avec toi et les nombreuses discussions que nous avons pu avoir (sans oublier tes cours d'histoire,…. euh en fait si ils sont probablement déjà tous oubliés). Je te remercie en particulier pour ton aide après ton départ pour pour le pays des schnitzels et de la bière.

Je remercie Lucile Arnaud, mon encadrante Leti et ma première source d'encouragement pendant mes longs mois de déboire avec le MEB in-situ et plus généralement pendant ces 3,5 ans de thèse.

Je remercie Patrice Waltz, qui a repris le rôle d'encadrant industriel pour la dernière année de thèse.

Merci aux docteurs crapules David et Manu qui m'ont supporté pendant 3 ans. (Je n'oublierai pas le coup de main pour une certaine t***ac', quand le concert de l'année me retenait à l'autre bout de la France). Mention spéciale pour David, mon sponsor officiel en café. A la fin de ma thèse, sa générosité n'avait d'égale que mon flot de paroles.

Un grand merci aux autres membres du BER avec qui j'ai eu le plaisir de travailler: Françoise, Valérie, Guillaume, Patrick et Cédrick. (Je reste persuadée que je ne détiens pas le record du temps de parole en weekly). Merci à Virginie la seule rescapé de l'équipe fiabilité backend du Leti, t'es bientôt au bout, courage.

Un grand merci Juju et Irina, les bourreaux des thésards en préparation de soutenance (que vos prochaines victimes soient ainsi prévenues).

Je remercie pour leur aide Brigitte Florain et son équipe autour de la manip MEB in-situ, Patrice Gergaud et Pierre Bleuet pour les expériences de microdiffraction X.

Merci a tous ceux que j'ai eu le plaisir de côtoyer à Crolles et au Leti (en espérant n'oublier personne) : Chloé, Mickael, Maxime, Antoine, Kruno, Mustapha, Vincent, David, Karine, Sophie, Guillaume, Fred, Julien, Augustin, Aurélie, Gérard, Dominique, Laurent, Etienne, Vincent, Fabienne, Mikael, Xavier, Lucas, Jean, Nada, Elisa, Alain, Charles, Laurent, Gilles, Rabat, Florent, Laurent, Loan,... Je terminerai par toutes les personnes, principalement a Grenoble, Toulouse, Paris et un peu ailleurs aussi qui m'ont permis d'oublier la vie de thésard, le temps de soirées, week-ends, ou vacances.

Enfin je ne peux résister à résumer ma thèse par quelques chiffres clés:

2 contrats de travail + 2 sites de travail * (1 déménagement + 2 PC + x mots de passe),

3 entreprises (Philips, NXP, ST),

4 emails,…

Sans oublier les quelques centaines d'échantillons et milliers d'heures de tests.

Table des matières

Remerciements **3**

Table des matières **7**

Lise des Figures **13**

Liste des Tableaux **16**

Nomenclature **17**

Chapitre I : Introduction **21**

1 Contexte *21*
1.1 Historique 21
1.2 Feuille de route 21

2 Présentation des technologies étudiées *22*
2.1 Architecture d'une puce 22
2.2 Fabrication des interconnexions 22

3 Défi d'intégration des interconnexions *24*
3.1 Délais de propagation 24
3.2 Fiabilité des interconnexions 25

4 Objectifs *27*

Chapitre II : Notions fondamentales sur l'électromigration **29**

1 Historique *29*

2 Mécanismes de diffusion *30*
2.1 Diffusion/migration lacunaire 30
2.2 Diffusion sous forces extérieures 31
2.3 Flux d'électromigration 32
2.3.1 Force motrice 32
2.3.2 Expression du flux 34
2.3.3 Notion de charge effective 34

3 Electromigration dans les interconnexions *35*
3.1 Transport de matière dans les interconnexions 35
3.1.1 Coefficient de diffusion effectif 35
3.1.2 Chemin de diffusion dominant 36
3.2 Expression du flux de matière dans une interconnexion 38
3.2.1 Effet du confinement 38
3.2.2 Evolution de la contrainte en régime dynamique 40

4 Nucléation et croissance d'une cavité *41*
4.1 Nucléation de la cavité 41
4.2 Croissance de la cavité 42
4.2.1 Vitesse de croissance 43
4.2.2 Influence de l'environnement 43
4.2.3 Influence des interfaces 45
4.2.4 Influence de la microstructure 46

5 Fiabilité des interconnexions *47*
5.1 Loi de Black 48
5.2 Dépendance avec la température 48
5.3 Dépendance avec la densité de courant 48

6 Synthèse *51*

Chapitre III : Etat de l'art des techniques de caractérisation de l'électromigration 53

1 Objectifs 53

2 Structures de test 53
2.1 Définition des structures 53
2.2 Caractérisation de la structure 54
2.2.1 Section du cuivre 54
2.2.2 Caractérisation de la barrière en TaN/Ta 56

3 Caractérisation de l'électromigration 58
3.1 Tests de durée de vie 58
3.1.1 Tests sur plaque 58
3.1.2 Tests en boitiers 58
3.1.3 Boitier ou Plaquette 59
3.2 Méthodes complémentaires 59
3.2.1 Observation post-mortem 59
3.2.2 Observation in-situ 60
3.2.3 Structure Hu-Kawasaki 61
3.2.4 Evolution de la résistance 61

4 Protocole expérimental 66
4.1 Description du banc de test 66
4.2 Exploitation des courbes R(t) 66
4.3 Erreurs de mesures 67
4.3.1 Erreurs liées au banc de test 67
4.3.2 Limites et erreurs sur l'analyse des R(t) 68

5 Traitement des données 71
5.1 Traitement statistique des durée de vie 71
5.1.1 Principe 71
5.1.2 Distribution lognormale des temps à la défaillance 73
5.1.3 Intervalles de confiance 74
5.1.4 Distributions de R_{saut} et R_{pente} 75

6 Extrapolation aux conditions d'opération 76
6.1 Extraction des paramètres de Black 77
6.1.1 Méthode classique : MTF 77
6.1.2 Alternative : valeur médiane des R_{pente} 77
6.2 Extrapolation aux conditions d'opération 78
6.3 Défaillances précoces 79

7 Synthèse 80

Chapitre IV : Evolution de la résistance pendant la dégradation 83

1 Objectif 83

2 Largeur de ligne 83
2.1 Description des structures 83
2.2 Analyse qualitative des courbes de résistance R(t) 84
2.3 Analyse quantitative des courbes R(t) 84
2.3.1 Comparaison des MTF 85
2.3.2 Comparaison de R_{saut} et R_{pente} 85
2.4 Expression de R_{saut} et R_{pente} en fonction des sections de ligne et de barrière 86
2.5 Effet de l'épaisseur 87

3 Effet de la température de test 88
3.1 Effet sur MTF 88
3.2 Effet sur R_{saut} 89
3.3 Effet sur R_{pente} 89

4 Méthode des pentes 90
4.1 Description des expériences 90
4.2 Effet de la dégradation cumulée 92
4.3 Extraction de l'énergie d'activation 93

4.3.1 E_a par expérience....93
4.3.1 E_a par structure....94
4.3.2 Extraction de l'énergie d'activation par échantillon....95
4.4 Discussion sur la méthode des pentes....96
4.4.1 Pertinence de la méthode....96
4.4.2 Avantage de la méthode....97
4.4.3 Innovation de la méthode....98
4.5 Application à l'étude des défaillances précoces....98

5 Discussion sur l'analyse des courbes R(t)....100
5.1 Corrélation des différents paramètres....100
5.1.1 Corrélation entre R_{pente} et TTF....100
5.1.2 Corrélation entre R_{saut} et TTF....102
5.2 Influence de la position de la cavité sur R_{saut}....103

6 Synthèse....106

Chapitre V : Effet du gradient de contrainte sur l'électromigration....109

1 Objectifs....109

2 Effet de la densité de courant....109
2.1 Description des tests....109
2.2 Evolution de la pente avec j....110
2.3 Extraction du n apparent....110
2.3.1 Augmentation de n_{app} aux j élevées : Effet Joule....111
2.3.2 Augmentation de n_{app} aux faibles j : Effet Blech....112
2.4 Discussion sur l'extraction de n....113

3 Effet de la longueur....114
3.1 Description des tests....115
3.2 Evolution de R_{saut} avec la longueur de la ligne....116
3.3 Evolution de TTF avec la longueur de la ligne....116
3.4 Evolution de R_{pente} avec la longueur de la ligne....117

4 Analyses des expériences à jL proches de $(jL)_c$....118
4.1 Dispersion des temps à la défaillance....118
4.1.1 Distributions des TTF....118
4.1.2 Courbes R(t)....119
4.1.3 Relation entre la dispersion des TTF et la forme de la cavité....120
4.2 Détermination du gradient de contrainte....122
4.2.1 Expression de la contrainte....122
4.2.2 Relation entre le gradient de contrainte et la résistance à saturation....123
4.2.3 Extraction de $\Delta\sigma$ à saturation....124
4.3 Immortalité des interconnexions....124

5 Déformation des interconnexions....126
5.1 Mesure de relaxation....126
5.1.1 Principe....126
5.1.2 Courbes R(t) de relaxation....127
5.1.3 Effet de la température....127
5.1.4 Effet de la dégradation initiale....128
5.2 Conséquence sur la dégradation par électromigration....129

6 Tests bidirectionnels....131
6.1 Principe....131
6.2 Evolution de la résistance....131
6.3 Longueur de la cavité....132
6.4 Vitesse de déplacement du cuivre....134
6.4.1 Ligne de 250 µm....134
6.4.2 Ligne de 50 µm....135
6.5 Temps à la défaillance de la seconde cavité....136

7 Synthèse....137

Chapitre VI : Conclusion **141**

1 Analyse des courbes R(t) *141*

2 Dégradation par électromigration *141*

2.1 Optimisation des procédés de fabrications 142

2.2 Effet Blech 143

3 Intérêts industriels *143*

4 Perspectives *144*

Bibliographie **109**

Publications **153**

Liste des Figures

Figure I-1 : Vue en coupe d'un circuit observé au microscope électronique à balayage et schéma correspondant [Vanypre2008] 22
Figure I-2 : Description des étapes de fabrication du procédé double damascène 23
Figure I-3 : Caractéristiques des interconnexions 24
Figure I-4 : Courbe en baignoire du taux de défaillance d'un produit 26
Figure I-5 : Prévision de l'ITRS des densités de courant maximales dans les interconnexions à 105°C.. 26
Figure II-1 : Diffusion lacunaire 30
Figure II-2 : Représentation schématique de l'énergie potentielle dans un cristal (a) en l'absence de force, (b) en présence d'une force 32
Figure II-3 : Représentation schématique de la force de friction 33
Figure II-4 : Abaissement de la barrière de potentielle sous l'effet de la force de fiction 34
Figure II-5 : Représentation schématique des chemins de diffusion dans une interconnexion vue en coupe 35
Figure II-6 : Représentation schématique des chemins de diffusion dans une coupe transversale d'une interconnexion 36
Figure II-7 : Effet du confinement dans une interconnexion 38
Figure II-8 : Gradient de contrainte dans une interconnexion 39
Figure II-9 : Simulation de l'évolution de la contrainte hydrostatique avec le temps le long d'une interconnexion 40
Figure II-10 : Dégradation induite par une discontinuité de flux 41
Figure II-11 : Observations au MEB d'extrusions côté anode - échantillons 65 nm fabriqués STM Crolles 42
Figure II-12 : Observations de cavités : (a) au MET après 1h de test et (b) au MEB après 8h de test - échantillons 65 nm fabriqués STM Crolles 42
Figure II-13 : Condition d'immortalité 44
Figure II-14 : Mouvement apparent de la cavité en direction de la cathode 47
Figure II-15 : Croissance de la cavité (a) par déplacement du front, (b) par consommation d'un grain 47
Figure II-16 : Dépendance de la durée de vie avec la densité de courant 50
Figure III-1 : Schéma de principe de la structure de test 53
Figure III-2 : Coupe transversale d'une structure V_xM_x du nœud 65 nm observée au MET, en champ clair 54
Figure III-3 : Evolution de la résistivité en fonction de la largeur de ligne 56
Figure III-4 : Configuration des pointes pour la mesure de la résistivité pleine plaque 57
Figure III-5 : Résistivité de la barrière en TaN/Ta en fonction de l'épaisseur 57
Figure III-6 : Interconnexion avec une couche de tantale enterrée [Yan2005] 60
Figure III-7 : Structure de Kawasaki-Hu (a) schéma de principe et (b) évolution de résistance [Kawasaki and Hu1996] 61
Figure III-8 : Evolution de la résistance et de la forme de la cavité en fonction du temps 62
Figure III-9 : Représentation schématique de la croissance de la cavité après le saut en résistance 63
Figure III-10 : Comparaison des longueurs de cavités calculées, à partir de l'augmentation de résistance, et mesurées par FIB/MEB 64
Figure III-11 : Identification des paramètres extraits des courbes R(t) (TTF, R_{saut}, R_{pente}) 65
Figure III-12 : Evolutions de la résistance et de R_{pente} avec la température par la méthode des pentes 67

Figure III-13 : Comparaison des TCR mesurés en boitiers et sur plaque (a) w = 90 nm, (b) w = 3 µm ... 68
Figure III-14 : Influence de la forme de la cavité sur l'analyse des courbes R(t) ... 69
Figure III-15 : Courbes R(t) avec une évolution classique linéaire et en « escalier » ... 70
Figure III-16 : Représentation des cavités à différents temps ... 70
Figure III-17 : Représentation graphique de la fonction densité de probabilité d'une distribution normale ... 72
Figure III-18 : Représentation graphique de la probabilité cumulée ... 72
Figure III-19 : Représentation de la fonction densité de probabilité d'une distribution lognormale ... 73
Figure III-20 : Représentation de Henry des TTF ... 74
Figure III-21 : Intervalle de confiance à 90% pour une distribution normale ... 74
Figure III-22 : Distribution de TTF ajustée par une loi lognormale avec des intervalles de confiance à 90% ... 75
Figure III-23 : Histogramme des R_{saut} ajusté par une distribution lognormale ... 75
Figure III-24 : Histogramme des R_{pente} ajusté par une distribution lognormale ... 76
Figure III-25 : Effet de la déviation standard sur l'extrapolation aux faibles taux de défaillance ... 78
Figure III-26 : Simulation de la dispersion des tailles de cavités et des TTF [Hauschildt2007] ... 79
Figure III-27 : Exemple de distribution bimodale ... 79
Figure IV-1 : Evolution de la résistance des lignes de (a) 90 nm, (b) 300 nm et (c) 1 µm de large ... 84
Figure IV-2 : Valeurs des MTF obtenues en fonction de la structure ... 85
Figure IV-3 : Evolution des valeurs brutes de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction de la largeur ... 85
Figure IV-4 : Evolution des valeurs normalisées de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction de la largeur ... 87
Figure IV-5 : Comparaison des vitesses de dégradation de différents nœuds technologiques ... 88
Figure IV-6 : Evolution du MTF en fonction de 1/kT ... 89
Figure IV-7 : Evolution de R_{saut} avec la température ... 89
Figure IV-8 : Evolution de R_{pente} en fonction de 1/kT ... 90
Figure IV-9 : Courbe R(t) obtenue avec la méthode des pentes entre 200 et 350°C (expérience M_3B) ... 91
Figure IV-10 : Effet de la dégradation cumulée sur la valeur de R_{pente} ... 92
Figure IV-11 : Reproductibilité de la mesure de R_{pente} par échantillons à T = 260°C ... 93
Figure IV-12 : Distribution des R_{pente} pour la structure V3M3 ... 94
Figure IV-13 : Histogrammes des valeurs individuelles de E_a pour (a) la structure V1M2 et, (b) la structure V3M3 ... 95
Figure IV-14 : Effet de la précision de E_a sur l'extrapolation du TTF ... 97
Figure IV-15 : Détermination de E_a par la méthode standard et la méthode des pentes – gain de temps ... 98
Figure IV-16 : Probabilité cumulée des TTF et Evolution des R_{pente} en fonction de 1/kT ... 99
Figure IV-17 : Histogramme des E_a individuelles ... 100
Figure IV-18 : Courbes R(t) illustrant la corrélation R_{pente} / TTF ... 101
Figure IV-19 : Evolution de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction du TTF ... 101
Figure IV-20 : Comparaison de l'évolution de résistance pour des couches d'accroche en Cu (standard) et en CuAl ... 102
Figure IV-21 : Courbes R(t) illustrant la corrélation R_{saut} / TTF ... 102
Figure IV-22 : Evolution de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction du TTF ... 103
Figure IV-23 : Evolution relative de la résistance ... 104
Figure IV-24 : Observations FIB/MEB des cavités au moment de la défaillance TTF ~ 0,2 u.a. pour (b) et (d), TTF ~ 1 u.a. pour (a) et (c), ... 104
Figure IV-25 : Longueur de cavité d'un échantillon « normal » ... 105
Figure IV-26 : Schéma et vue en coupe MET d'une interconnexion ... 105

Figure V-1 : Evolution de R_{pente} avec la densité de courant 110
Figure V-2 : Evolution du n_{app} avec la densité de courant..... 111
Figure V-3 : Evolution du n_{app} en fonction du produit jL..... 113
Figure V-4 : Illustration de l'effet de la densité de courant de test sur l'extrapolation..... 114
Figure V-5 : Courbes R(t) pour des lignes de 250, 50 et 25 µm testées à 20 mA/µm^2..... 115
Figure V-6 : Evolution de R_{saut} avec le produit jL..... 116
Figure V-7 : Evolution de L/MTF avec le produit jL..... 117
Figure V-8 : Evolution de L/MTF et R_{pente}.L avec le produit jL..... 117
Figure V-9 : Distributions des TTF pour les lignes de 25 et 50 µm à 5000 et 10000 A/cm 118
Figure V-10 : Evolution de la déviation standard avec jL..... 119
Figure V-11 : Augmentions de résistance pour jL = 5000 A/cm 119
Figure V-12 : Hypothèses sur les formes de cavités dans une ligne (a) ayant défailli et (b) n'ayant pas défailli, pour jL = 5000 A/cm..... 120
Figure V-13 : Comparaison des distributions de R_{saut} entre 5000 et 10000 A/cm pour L = 25 µm..... 121
Figure V-14 : Observation FIB/MEB des lignes de 25 µm non défaillies pour jL = 5000 A/cm 121
Figure V-15 : Illustration de la déformation élastique de la ligne pendant l'électromigration..... 123
Figure V-16 : Evolution de ΔR_{sat} en fonction de jL² 124
Figure V-17 : Distribution des valeurs de R_{saut} mesurées, toutes longueurs confondues 125
Figure V-18 : Comparaison des critères d'immortalité..... 126
Figure V-19 : Evolution de la résistance au cours de la relaxation 127
Figure V-20 : Effet de la température sur les courbes de relaxation 128
Figure V-21 : Effet de la dégradation initiale sur les courbes de relaxation 128
Figure V-22 : Relaxation maximale de la résistance (ΔR_{relax}) en fonction de la dégradation initiale (ΔR_{EM}) 129
Figure V-23 : Evolution de la vitesse de relaxation en fonction de la diminution de résistance (ΔR).... 129
Figure V-24 : Evolution de la résistance d'une ligne de 50 µm pour jL ≤ 10000 A/cm 130
Figure V-25 : Evolution de ΔR_{sat} en fonction de jL^2 130
Figure V-26 : Courbe R(t) d'un test bidirectionnel 132
Figure V-27 : Observations FIB/MEB de chaque extrémité de la ligne et courbes R(t) correspondantes 133
Figure V-28 : Contributions des deux cavités à la résistance totale de la ligne 134
Figure V-29 : Définition des paramètres des courbes R(t) des tests bidirectionnels..... 134
Figure V-30 : Temps de guérison de la cavité A(TTH) en fonction du temps de croissance..... 135
Figure V-31 : Comparaison des valeurs de R_{pente} et $R_{pente/g}$ 135
Figure V-32 : Courbes R(t) d'une ligne de 50 µm testée à +/- 20 mA/µm^2 136
Figure V-33 : Effet de la longueur de ligne sur la vitesse de guérison ($R_{pente/g}$)..... 136
Figure V-34 : Comparaison des TTF à chaque extrémité de la ligne au cours d'un test bidirectionnel . 137

Liste des Tableaux

Tableau II-1 : Energies d'activation mesurées pour l'aluminium et le cuivre [Lloyd1999a, Lloyd1999b] 37
Tableau III-1 : Paramètres caractéristiques d'une interconnexion au métal 1, dans la technologie 65 nm64
Tableau IV-1 : Caractéristiques électriques des structures de tests 83
Tableau IV-2 : Récapitulatifs des séquences de tests 91
Tableau IV-3 : Valeurs de E_a, par expérience, déterminée à partir de la méthode des pentes 94
Tableau IV-4 : Récapitulatif des valeurs de E_a calculées en eV 96
Tableau V-1 : Description des structures et des conditions de tests 110
Tableau V-2 : Comparaison de volumes de cavités des échantillons ayant ou non défailli 122
Tableau V-3 : Description des échantillons et des conditions des expériences de relaxation 127

Nomenclature

Index des principaux symboles utilisés dans le manuscrit

Symbole	Unité	Définition
A		Paramètre de Black
A_b	m^2	Section de la barrière de diffusion métallique
A_{cu}	m^2	Section efficace du cuivre
B	Pa	Module d'Young effectif de la ligne de cuivre
C	F	Capacité interligne
c	m^{-3}	Concentration d'atomes
d	m	Taille de grain
D	$m^2.s^{-1}$	Coefficient de diffusion
D_0	$m^2.s^{-1}$	Terme pré-exponentiel de D
d_a	M	Distance interatomique
D_e	$m^2.s^{-1}$	Coefficient de diffusion à l'interface cuivre / barrière diélectrique
D_{eff}	$m^2.s^{-1}$	Coefficient de diffusion effectif
D_s	$m^2.s^{-1}$	Coefficient de diffusion à la surface du cuivre
e	C	Charge élémentaire de l'électron
$E_{appliqué}$	$V.m^{-1}$	champ électrique
F	N	Force appliqué sur les atomes d'un cristal
$F_{Friction}$	N	Force de friction
h	M	Hauteur de l'interconnexion en cuivre
i	A	courant
j	A/m^2	Densité de courant
J	$m^{-2}.s^{-1}$	Flux de matière
$(jL)_c$	A/cm	Produit de Blech
k	JK^{-1}	Constante de Boltzmann
L	m	Longueur de l'interconnexion en cuivre
l_c	m	Longueur critique de la cavité, au moment de la défaillance
l_{e-}	m	Libre parcours moyen de l'électron
l_v	m	Longueur de la cavité
MTF	s	Temps médian à la défaillance (Median Time to Failure)
n	sans unité	Exposant densité de courant de l'équation de Black
$n_{collisions}$	s^{-1}	Nombre de collisions électrons /atomes
R	ohm	Résistance de la ligne métallique
R_0	ohm	Resistance initiale à la température ambiante (T_0)
R_{init}	ohm	Resistance initiale à la température de test
R_{pente}	$ohm.s^{-1}$	Coefficient directeur de l'augmentation progressive des courbes R(t)
$R_{pente/g}$	$ohm.s^{-1}$	Coefficient directeur de la diminution progressive des courbes R(t)
R_{saut}	ohm	Hauteur du saut en résistance des courbes R(t)
R_{th}	ohm.K	Résistance thermique
s	m	Espacement entre ligne voisines
s_d	sans unité	Déviation standard de a distribution lognormale
T	K	Température
t	s	Temps
t_b	m	Epaisseur de la barrière de diffusion métallique
TCR	K^{-1}	Coefficient Thermique de Résistance
TTF	s	Temps à la défaillance (Time To Failure) ou durée de vie
V_c	m^3	Volume critique de la cavité, au moment de la défaillance
v_d	$m.s^{-1}$	Vitesse de déplacement du cuivre
v_{e-}	$m.s^{-1}$	Vitesse des électrons
V_{sat}	m^3	Volume de la cavité à la saturation de résistance

w	M	largeur de l'interconnexion en cuivre
Z^*	sans unité	Charge effective des atomes de cuivre
α	$Ohm.m.K^{-1}$	Variation de la résistivité pure du cuivre avec la température
Γ	s^{-1}	Fréquence de saut
γ_{GR}	$m^{-3}s^{-1}$	Terme de création ou d'annihilation de lacunes
ΔG_f	J	Enthalpie libre de formation
ΔG_m	J	Enthalpie libre de migration
ΔH / E_a	$J.mol^{-1}$/ eV	Energie d'activation
ΔR_{relax}	ohm	Diminution de résistance par relaxation
ΔR_{sat}	ohm	Augmentation de résistance à la saturation
ΔS	JK^{-1}	Variation d'entropie
ε_r	sans unité	Permittivité du relative du diélectrique interligne
ε_0	sans unité	Permittivité du vide
ν_0	s^{-1}	Fréquence de Debye
ρ_b	ohm.m	Résistivité de la barrière de diffusion métallique
ρ_{Cu}	ohm.m	Résistivité du cuivre
σ	Pa	Contrainte
Ω	m^{-3}	Volume atomique du cuivre

Chapitre I : Introduction

1 Contexte

Les circuits intégrés sont aujourd'hui présents dans la plupart des appareils électroniques que nous utilisons. Les principaux domaines d'application sont les télécommunications (téléphones portables,…), l'électronique embarquée (GPS,…) et les composants informatiques (mémoires, microprocesseurs,…). Ces derniers sont une très bonne illustration de l'évolution des circuits intégrés : des composants toujours plus performants pour un prix en baisse.

1.1 Historique

L'élément de base des circuits intégrés est le transistor. Celui-ci a été inventé en 1947, dans le laboratoire Bell, par les chercheurs John BardNeen, William Shockley et Walter Brattain. Cette invention était alors considérée comme un énorme progrès par rapport au tube électronique car il était à la fois plus petit, plus robuste et consommait moins d'énergie. Mais, tout comme les tubes, les transistors devaient être câblés et soudés à la main sur des circuits imprimés, ce qui était coûteux en temps et en argent. Un autre problème, appelé « tyrannie des nombres » par les ingénieurs, concernait le nombre considérable de transistors et de composants nécessaires pour la conception de certains circuits. La défaillance d'une soudure ou d'un transistor pouvant compromettre le fonctionnement du circuit complet, leur utilisation était exclue pour certaines applications. C'est en recherchant des solutions pour réduire le nombre de composants que John Kilby, de Texas Instrument (TI), va concevoir le tout premier circuit intégré en 1958. Il s'agissait alors d'un seul bloc de germanium, d'un demi-pouce, intégrant un transistor, un condensateur et plusieurs résistances, le tout relié par des fils métalliques.

Le premier circuit intégré commercial est réalisé en 1961 par Fairschildt et Intel lance, en 1971, le premier microprocesseur, qui contenait 2300 transistors et fonctionnait à une fréquence de 108 kHz. Une course à la miniaturisation va alors s'engager entre les fondeurs, ce qui va permettre d'améliorer continument les performances des circuits, tout en réduisant leurs coûts de fabrication. Cette évolution est décrite par une loi énoncée en 1965 par Gordon Moore, un des cofondateurs d'Intel. Il prévoit que le nombre de transistor par circuit va doubler tous les ans. La loi est revue à la baisse en 1975 par un doublement tous les 18 mois. Actuellement, les dernières générations de microprocesseurs comptent plusieurs centaines de millions de transistor et fonctionnent à des fréquences de l'ordre de 3 GHz.

1.2 Feuille de route

L'évolution technologique en microélectronique repose essentiellement sur la diminution des dimensions critiques des dispositifs, mais nécessite aussi l'intégration de nouveaux matériaux et l'élaboration de nouveaux procédés de fabrication. Ces différentes évolutions et plus généralement les caractéristiques

des circuits intégrés font l'objet de recommandations par l'ITRS (International Technology Roadmap for Semiconductors). Il s'agit d'une association regroupant les principaux acteurs de l'industrie de la microélectronique qui identifie les objectifs, les besoins et les défis qui accompagnent le développement des futures technologies de circuits intégrés.

2 Présentation des technologies étudiées

2.1 Architecture d'une puce

Un circuit intégré se compose de différentes couches. Au plus proche du substrat se trouvent les dispositifs actifs : les transistors. Au dessus se trouve le réseau d'interconnexions, aussi appelé réseau backend. C'est l'ensemble des lignes métalliques qui permettent de connecter les composants actifs entre eux et avec l'extérieur. Les technologies actuelles comptent jusqu'à huit niveaux d'interconnexions reliés par des vias. Entre chaque niveau de métal est déposé un diélectrique qui permet d'isoler électriquement les lignes métalliques.

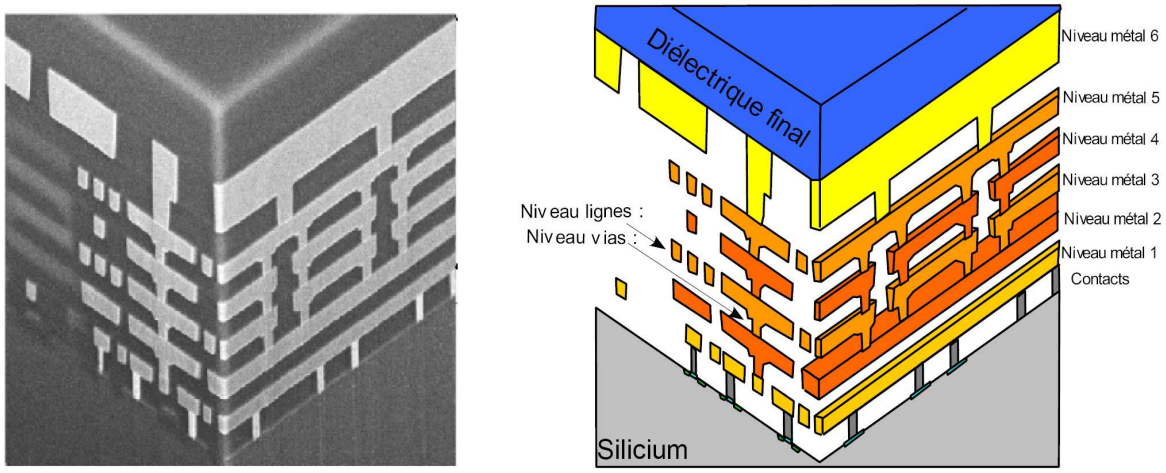


Figure I-1 : Vue en coupe d'un circuit observé au microscope électronique à balayage et schéma correspondant [Vanypre2008]

Une génération, ou nœud, technologique est nommée suivant la largeur minimum de la grille du transistor. La réduction des dimensions des ces derniers s'accompagne d'une densification du réseau backend et d'une diminution de la section des interconnexions, qui sont aujourd'hui un des principaux défis de l'industrie microélectronique.

2.2 Fabrication des interconnexions

Contrairement à l'aluminium, le cuivre se retire difficilement par gravure ionique réactive à cause de la faible volatilité des composés résultants pendant cette étape. L'intégration du cuivre a donc nécessité le développement d'un nouveau procédé : le procédé damascène par lequel le diélectrique est déposé puis

gravé avant le dépôt du cuivre. La Figure I-2 donne une description simplifiée des différentes étapes entrant dans la réalisation d'un niveau de métallisation en cuivre.

Tout d'abord le diélectrique interligne, matériau isolant à faible permittivité, est déposé par PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition). Il est suivi par le dépôt d'une couche métallique, en TiN, qui servira de masque dur pour les étapes de gravure. Une première couche de résine est déposée et insolée à travers un masque définissant l'emplacement des lignes. Apres révélation de la résine, le masque dur est gravé. Une nouvelle étape de photolithographie est réalisée afin de définir l'emplacement du via. Ce dernier est gravé partiellement, c'est-à-dire que l'étape est arrêtée au milieu de la couche diélectrique.

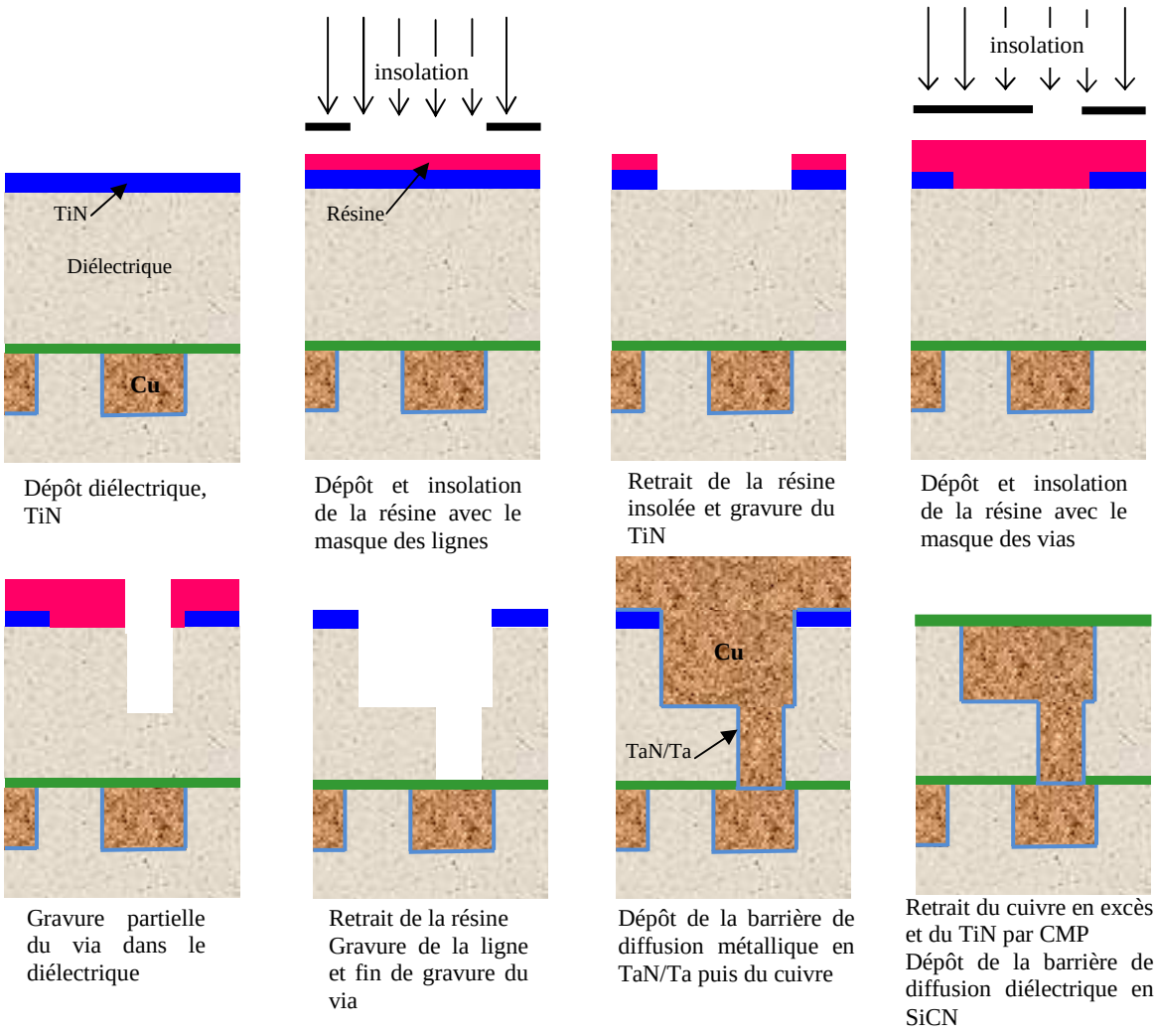


Figure I-2 : Description des étapes de fabrication du procédé double damascène

Après retrait de la résine, une nouvelle étape est réalisée pour la gravure de la ligne et terminer celle du via. La ligne est prête pour les étapes de métallisation.

La barrière de diffusion métallique est tout d'abord déposée par PVD (Physical Vapor Deposition), il s'agit d'une bicouche de TaN/Ta. Le nitrure de tantale sert de barrière de diffusion au cuivre, et offre une

bonne adhérence sur la couche de diélectrique interligne. La couche de tantale quant à elle présente une bonne adhérence avec le cuivre et améliore sa mouillabilité. Le dépôt du cuivre se fait en deux temps : une fine couche de cuivre, environ 6 nm, est déposée par PVD, elle sert de couche d'accroche pour le dépôt électrochimique qui suit. Un recuit permet ensuite de recristalliser le cuivre. Il est suivi du polissage mécano-chimique (CMP) qui sert à retirer les matériaux en excès et à planariser la surface. Le niveau d'interconnexion se termine par le dépôt de la barrière de diffusion diélectrique, 40 nm de SiCN, sur la totalité de la plaque.

L'ensemble de ces étapes est répété pour la réalisation des niveaux supérieurs.

3 Défi d'intégration des interconnexions

3.1 Délais de propagation

Alors que le temps de commutation des transistors est réduit avec la réduction des dimensions, les délais de propagation dans les interconnexions ne cessent d'augmenter, jusqu'à devenir limitant pour les dernières générations.

Le temps de propagation se caractérise par le produit RC, R étant la résistance de l'interconnexion et C la capacité de couplage entre des lignes voisines.

$$C = \varepsilon_0 \varepsilon_r \frac{Lh}{s} \text{ et } R = \rho_{Cu} \frac{L}{wh} \qquad \text{(I-1)}$$

ρ_{Cu} est la résistivité du cuivre, ε_0 et ε_r les permittivités du vide et relative du matériau diélectrique. Les paramètres L, w et h sont respectivement la longueur, la largeur et la hauteur de l'interconnexion, s est l'espacement entre deux lignes voisines. Ces différentes dimensions sont définies sur la Figure I-3.

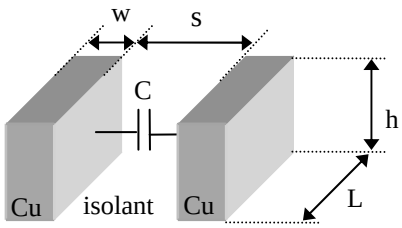


Figure I-3 : Caractéristiques des interconnexions

Au passage d'une génération technologique à une autre, les dimensions (w et h) et l'espacement (s) des interconnexions sont réduits d'un facteur 0,7 environ. Ce qui, d'après les équations (I-1), conduit inévitablement à une augmentation de la capacité de couplage C et de la résistance des lignes R. De plus, en réduisant la section des interconnexions, leur résistivité augmente en raison des collisions des électrons sur les parois, ce qui participe à l'augmentation de la résistance.

L'introduction de nouveaux matériaux et le développement de nouveaux procédés de fabrication ont permis de maintenir un délai acceptable. Les changements effectués se sont orientés vers des solutions

permettant de réduire la résistivité des lignes métalliques et la permittivité des diélectriques. La principale évolution concernant le matériau conducteur est le passage de l'aluminium, de résistivité 2,66 µohm.cm, à un matériau plus conducteur : le cuivre, de résistivité 1,8 µohm.cm. Néanmoins, la résistivité continue d'augmenter avec la réduction des dimensions, avec une contribution non négligeable de la barrière métallique. En effet cette dernière est très résistive (environ 300 µomh/cm) et diminue la quantité effective de cuivre dans la ligne. Les solutions à l'étude pour remplacer la barrière en TaN /Ta concernent des matériaux plus conducteurs, tel que le Ru ou le CuMn, et surtout qui puissent être déposés en une couche fine et conforme par exemple par ALD (Atomic Layer Deposition) [Besling2005, Watanabe2008, Yang2006].

Les solutions pour limiter l'augmentation de résistance étant limitées, la nature du diélectrique interligne a beaucoup évolué, depuis l'intégration du cuivre, afin de diminuer la capacité de couplage interligne et limiter l'augmentation des délais de propagations. Le SiO2 qui était traditionnellement utilisé a été remplacé par des matériaux à faible permittivité, dits « low-k » (k étant la notation anglo-saxonne pour la permittivité relative). Pour la technologie 45 nm actuellement en développement, un diélectrique poreux est utilisé, la solution ultime serait le vide, ou « air-gap ».

Si toutes ces évolutions de matériaux et procédés sont nécessaires pour garantir la performance des circuits intégrés, de tels développements ne peuvent être fait sans considération pour la fiabilité des interconnexions.

3.2 Fiabilité des interconnexions

La fiabilité se définit de façon générale par la capacité d'un produit à remplir sa mission pendant une durée donnée. D'un point de vue mathématique, la fiabilité peut être définie comme la probabilité qu'un produit continue à fonctionner, sous certaines conditions, sans montrer de défaillances pendant un temps spécifié.

Si la performance et le prix sont des arguments de vente majeurs dans les domaines des hautes technologies, les industriels ne peuvent pas ignorer l'importance de la fiabilité de leur produit. Elle a un impact direct sur la satisfaction des consommateurs, la réputation de la compagnie et les coûts associés à la garantie. La défaillance d'un produit peut avoir deux origines :

- les défauts générés lors de la fabrication qui sont à l'origine d'une défaillance prématurée.
- la dégradation naturelle induite par le vieillissement du produit au cours de temps, pendant son fonctionnement.

Il en résulte un profil caractéristique du taux de défaillance en fonction du temps d'utilisation, il s'agit de la courbe en baignoire représentée sur la Figure I-4.

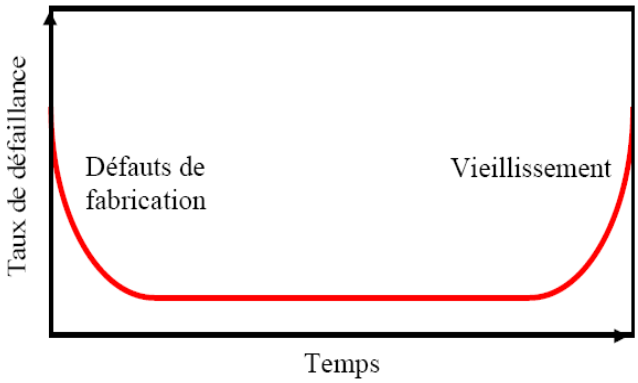


Figure I-4 : Courbe en baignoire du taux de défaillance d'un produit

Une optimisation des procédés permet d'éliminer les défauts de fabrication et éventuellement de retarder le vieillissement. Néanmoins, afin d'assurer une durée de vie minimum des circuits, il est nécessaire de définir des limites d'utilisation. En microélectronique, ces limites constituent, avec les dimensions et espacements minimum des transistors et interconnexions, les règles de dessin, ou DRM pour Design Rule Manual, utilisées pour la conception d'un circuit.

Le principal mécanisme de dégradation des interconnexions est l'électromigration. Il s'agit d'un déplacement de matière induit par le passage d'un courant électrique qui entraine la formation de cavités jusqu'à la rupture électrique de la ligne. Ce phénomène est d'autant plus important que la densité de courant transportée par les interconnexions est grande. Or on peut constater sur la Figure I-5 que la densité de courant ne cesse d'augmenter avec la réduction des dimensions.

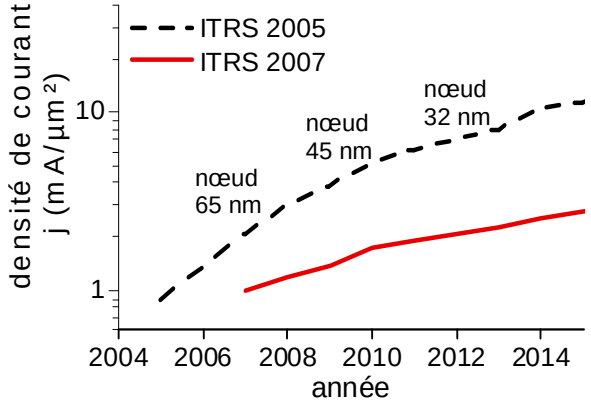


Figure I-5 : Prévision de l'ITRS des densités de courant maximales dans les interconnexions à 105°C

Jusqu'à présent l'amélioration et l'optimisation des procédés de fabrication ont permis d'atteindre les spécifications requises en termes de fiabilité mais cela devient de plus en plus difficile, pour les nouvelles technologies. Il est d'ailleurs intéressant de remarquer que l'ITRS a du revoir ses prévisions à la baisse concernant la densité de courant maximum dans les lignes. En conséquence, les recherches sur de nouveaux matériaux ou procédés de fabrication pour les interconnexions ont pour objectifs d'améliorer les temps de propagation mais aussi la fiabilité, donc la résistance à l'électromigration.

4 Objectifs

L'electromigration étant un problème de fiabilité, l'approche standard pour étudier ce phénomène est de réaliser des tests de durée de vie. Le principe est d'accélérer la dégradation et de mesurer le temps à la défaillance, qui est défini suivant une augmentation relative de la résistance, due à la présence d'une cavité. C'est un critère pertinent par rapport au fonctionnement du circuit puisque toute augmentation de résistance va générer une augmentation des délais de propagation. L'inconvénient avec ce type de test, et l'utilisation d'un critère purement électrique, est le peu d'informations que cela nous apporte sur la localisation, la forme et la cinétique de croissance de la cavité. Ce sont des données très importantes dans la compréhension du phénomène d'électromigration, en particulier quand il s'agit d'identifier l'impact d'un nouveau procédé.

Le premier objectif de cette thèse est de développer une technique de caractérisation permettant de suivre l'évolution de la cavité pendant un test d'électromigration. Le but est d'avoir un outil complémentaire aux tests de durée de vie afin de pourvoir corréler la cinétique de croissance de la cavité aux temps à la défaillance mesurés. Le second objectif est de comprendre quel effet a la géométrie de l'interconnexion sur la dégradation par électromigration et, de manière plus générale, identifier les propriétés des interconnexions qui sont les plus critiques vis-à vis de la dégradation. Ces différents résultats doivent permettre d'améliorer nos méthodes d'extrapolation de manière à garantir, avec une confiance suffisante, la qualité des produits tout en tirant la performance maximum des interconnexions.

Après ce premier chapitre d'introduction, l'objectif du chapitre II est d'acquérir les notions fondamentales sur le phénomène d'électromigration et ses conséquences sur la dégradation des interconnexions en cuivre. Cette description s'appuie sur une étude bibliographique présentant l'état de l'art de la compréhension du mécanisme.

Dans le chapitre III, la structure de test et les différentes techniques de caractérisation de l'électromigration sont décrites et en particulier l'évolution de la résistance d'une interconnexion au cours d'un test durée de vie en boitier. Enfin l'analyse statistique et l'extrapolation aux conditions d'opération des circuits des temps à la défaillance, obtenus à l'issue de ces tests, sont traitées.

Dans les chapitres IV et V, les principaux résultats obtenus au cours de cette thèse et leur interprétation sont présentés. Le chapitre IV a pour but d'analyser en détail l'évolution de la résistance d'une interconnexion au cours d'un test d'électromigration. Son intérêt pour étudier la cinétique de croissance de la cavité est illustré à travers l'étude des effets de la section de ligne et de la température. Dans le chapitre V, cette analyse est appliquée à des effets plus complexes liés à la longueur de l'interconnexion et aux densités de courant qu'elle transporte.

Chapitre II : Notions fondamentales sur l'électromigration

Après quelques rappels historiques, les bases fondamentales qui régissent le mécanisme d'électromigration dans un matériau conducteur cristallin seront présentées. Les équations de transport de la matière ainsi établies, seront ensuite appliquées aux interconnexions des circuits intégrés, où l'aspect dimensionnel a une grande importance. Nous nous intéresserons alors à la nucléation et croissance de la cavité à l'origine de la défaillance par électromigration des interconnexions. Enfin nous présenterons le modèle utilisé par les industriels pour évaluer la fiabilité de leur circuit.

1 Historique

L'électromigration est un mécanisme de transport de matière observé dans les métaux traversés par de fortes densités de courant. Ce phénomène est décrit pour la première fois en 1861 par un chercheur français, M. Gérardin [Gerardin1861]. Près d'un siècle plus tard, au début des années 1950, Seith et Wever étudient le transport de matière pour les différentes phases d'un alliage et observent que la direction du transport peut être inversée en fonction du type de porteurs majoritaires [Wever and Seith1955]. Ils apportent ainsi une preuve que la force motrice dans le phénomène d'électromigration ne se limite pas à une force électrostatique et confirment la notion de « vent d'électrons » introduite par Skaupy en 1914 [Skaupy1914]. Il suggérait par là que le déplacement d'atomes est dû à une force de friction exercée par le flux d'électrons. Les premiers modèles sont proposés quelques années plus tard par Fiks [Fiks1959] et Huntington et Grone [Huntington and Grone1961]. Ils proposent une expression de la force motrice, encore couramment utilisée aujourd'hui, qui fait intervenir deux contributions proportionnelles au champ électrique appliqué. La première, dirigée vers la cathode, est due à l'action directe du champ électrique sur les atomes, considérés comme des ions de charge de valence positive. La seconde est une force de « friction » dirigée vers l'anode causée par un transfert de la quantité de mouvement des électrons aux atomes métalliques. Cette formulation de la force motrice est une avancée majeure dans la compréhension du phénomène et suscite un regain d'intérêt pour l'étude de l'électromigration dans les métaux. Mais ce n'est qu'à la fin des années 1960 qu'un réel tournant est marqué avec l'apparition des premiers circuits intégrés, dont la durée de fonctionnement n'est que de quelques semaines. L'électromigration y est identifiée comme la cause de la défaillance des interconnexions en aluminium qui transportent des densités de courant pouvant aller jusqu'à 10 $mA/\mu m^2$ [Blech and Sello1966]. A titre d'exemple, les câbles métalliques conventionnels transportent des densités de courant de l'ordre de 0,1 $mA/\mu m^2$. Le phénomène d'électromigration y est totalement négligeable ; leur utilisation est en fait limitée par l'auto-échauffement par effet Joule, pouvant entrainer la fusion des lignes. Dans le cas des interconnexions des circuits intégrés, l'auto-échauffement n'est plus un problème car la chaleur peut se dissiper via le silicium. Par contre, à ce niveau de densité de courant, l'électromigration devient le mode de défaillance dominant.

Depuis 50 ans, avec la diminution constante de leur section, les interconnexions sont soumises à des densités de courant croissantes et une électromigration accélérée. Ce phénomène de dégradation fait l'objet de nombreuses études. Celles-ci se concentrent sur la compréhension de la cinétique de dégradation et sur le développement de procédés de fabrication permettant d'améliorer la robustesse des lignes métalliques. Du point de vue des procédés de fabrication, deux améliorations majeures sont ainsi intervenues. La première est l'utilisation de l'alliage AlCu, en remplacement de l'aluminium pur, ce qui a grandement amélioré la durée de vie des interconnexions. L'incorporation d'une faible quantité de cuivre (jusqu'à 4%) permet de « colmater » les joints de grains qui sont le principal chemin de diffusion dans l'aluminium. Vers la fin des années 90, un changement radical intervient avec l'introduction du cuivre. Ce choix est justifié par une meilleure conductivité, comparé à l'aluminium, mais l'utilisation de ce nouveau matériau a réduit par la même occasion la dégradation par électromigration et ainsi augmenté la durée de vie des lignes métalliques [Alam2005].

2 Mécanismes de diffusion

2.1 Diffusion/migration lacunaire

Dans les métaux compacts, le déplacement de matière fait intervenir les défauts ponctuels du réseau cristallin, principalement les lacunes. Ces dernières, toujours présentes dans un cristal à l'équilibre thermodynamique, désignent des sites atomiques vacants autorisant la migration de matière. En effet, tel que schématisé sur la Figure II-1, lorsqu'un site du réseau est libre, un atome présent sur un site voisin peut « sauter » sur ce dernier. C'est par cette succession de sauts élémentaires, d'une position d'équilibre à une autre, qu'un atome peut se déplacer.

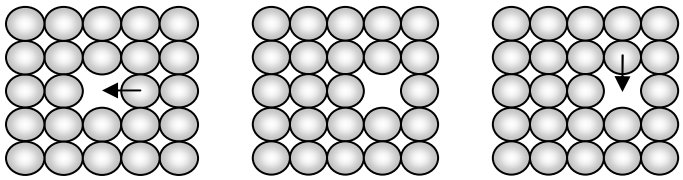


Figure II-1 : Diffusion lacunaire

La migration d'un atome est possible si le site voisin est libre et dépend donc de la fraction de lacunes à l'équilibre thermodynamique, n, qui est exprimée en fonction de l'enthalpie libre de formation de la lacune ΔG_f :

$$n = n_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_f}{RT}\right) \qquad \text{(II-1)}$$

où R est la constante des gaz parfait et T la température, n_0 la fraction de lacunes à la température T_0.

L'atome doit par ailleurs avoir une énergie suffisante pour changer de site. Un atome sur un site stable, vibre autour de sa position d'équilibre à une fréquence donnée ν_0 (fréquence de Debye), avec une

amplitude dépendant de l'énergie thermique de l'atome. Si cette amplitude est suffisante l'atome peut alors franchir la barrière d'énergie ΔG_m, qui correspond à l'enthalpie libre de migration des atomes ou des lacunes. La probabilité de saut d'un atome sur un site premier voisin libre est :

$$p = \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{RT}\right) \tag{II-2}$$

A partir des équations précédentes, on peut exprimer la fréquence de sauts des lacunes dans un cristal :

$$\Gamma = \nu_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{RT}\right)\exp\left(-\frac{\Delta G_f}{RT}\right) \tag{II-3}$$

On en déduit l'expression du coefficient de diffusion D caractéristique d'une espèce.

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) \tag{II-4}$$

$$\text{avec } D_0 = \beta a^2 \nu_0 \exp\left(\frac{\Delta S}{R}\right) \tag{II-5}$$

D_0 regroupe les termes indépendants de la température, où a est le paramètre de maille, β un facteur de corrélation dépendant de la structure cristalline (il est égal à 1 pour une structure cubique centrée ou cubique face centrée), ΔS est l'entropie, et $\Delta H = \Delta H_f + \Delta H_m$ représente l'énergie d'activation du phénomène de diffusion.

2.2 Diffusion sous forces extérieures

A l'équilibre, la diffusion moyenne des lacunes, activée uniquement par la température, est nulle. Sur la Figure II-2 (a) est représentée l'énergie potentielle d'un cristal à l'équilibre. La lacune voit une barrière de potentiel isotrope et n'a donc pas de direction de diffusion privilégiée ; les passages du site i vers (i +1) ou du site i vers (i -1) sont équivalents. L'obtention d'un déplacement net d'atomes nécessite un gradient de concentration et/ou un abaissement de cette barrière dans une direction donnée, par le travail d'une force.

Sur la Figure II-2 (b) est représentée l'énergie potentielle d'un cristal en présence d'une force extérieure. L'abaissement de la barrière de potentiel augmente la probabilité de saut vers un site donné. La matière se déplace alors dans une direction privilégiée avec une vitesse moyenne d'entrainement $\langle v \rangle_F$.

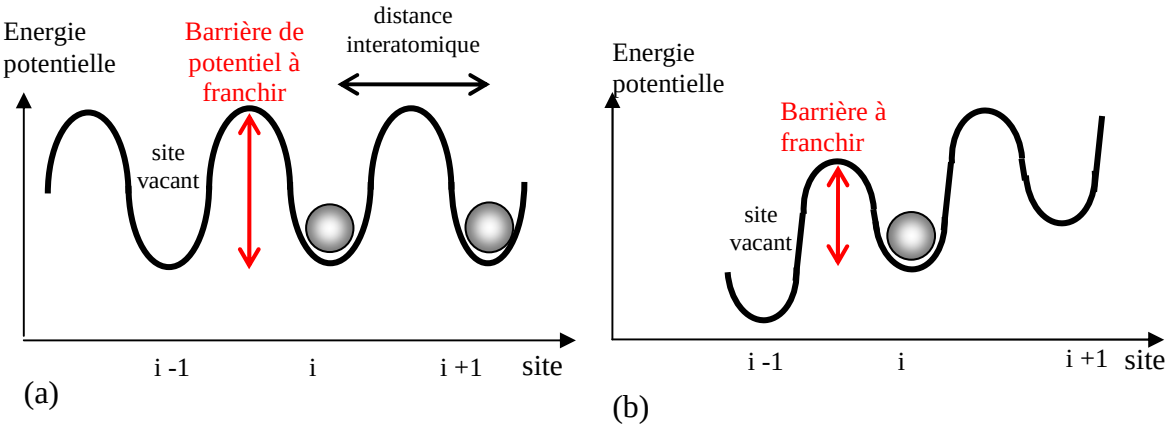


Figure II-2 : Représentation schématique de l'énergie potentielle dans un cristal (a) en l'absence de force, (b) en présence d'une force

La matière déplacée sous l'effet d'une force crée un gradient de concentration qui génère un second flux dans la direction opposée. Le flux total est donc la somme du flux de matière induit par le gradient de concentration, dont l'expression nous est donnée par la première loi de Fick, et celui causé par l'action de la force extérieure :

$$J = -D\frac{\partial c}{\partial x} + c < v >_F \qquad \text{(II-6)}$$

Où c est la concentration de l'espèce, x une position le long de la ligne et D son coefficient de diffusion. La vitesse d'entrainement dépend à la fois de la force appliquée $\vec{F}$ et du coefficient de diffusion de l'espèce. Son expression est donnée par la relation de Nernst-Einstein :

$$< v >_F = \frac{FD}{kT} \qquad \text{(II-7)}$$

2.3 Flux d'électromigration

2.3.1 Force motrice

Lorsqu'un fort champ électrique est appliqué dans un conducteur, un déplacement d'atomes est observé. Il s'agit, comme nous l'avons vu dans le paragraphe précédent, d'un déplacement atomique sous l'effet d'une force extérieure. Dans le cas des métaux, en considérant les atomes comme des ions de charge de valence positive, la force électrostatique est dirigée vers la cathode. Or le déplacement est observé dans le sens contraire, vers l'anode. La force motrice du phénomène est en fait une force de « friction ». Telle que l'illustre la Figure II-3, cette force est causée par les collisions entre les électrons de conduction et les atomes.

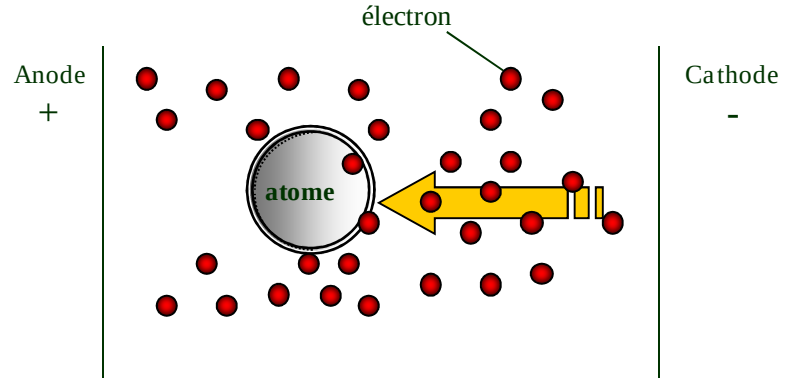


Figure II-3 : Représentation schématique de la force de friction

L'expression de cette force de friction, encore utilisée aujourd'hui, a été proposée par Ficks et Huntington. Ils considèrent que le déplacement de matière est dû au transfert de la quantité de mouvement des électrons accélérés à l'atome, qui est alors susceptible de migrer. La force s'exprime de la façon suivante :

$$F_{friction} = -n_{collisions}\Delta p \qquad \text{(II-8)}$$

Où $n_{collisions}$ est le nombre de collisions électrons / atomes par unité de temps et Δp la quantité de mouvement transférée à chaque collision. En supposant que toute la quantité de mouvement des électrons acquise entre deux collisions successives est entièrement transmise aux atomes, Δp s'exprime en fonction du champ électrique appliqué, $E_{appliqué}$:

$$\Delta p = eE_{appliqué}\Delta t \qquad \text{(II-9)}$$

Où e est la charge élémentaire de l'électron et Δt est le temps écoulé entre deux collisions successives ; il est défini à partir du libre parcours moyen des électrons l_{e-} :

$$l_{e-} = v_{e-}\Delta t \qquad \text{(II-10)}$$

v_{e-} est la vitesse des électrons.

La force de friction est donc directement proportionnelle au champ électrique. Par analogie à l'expression de la force électrostatique, les termes qui rendent compte des interactions entre électrons et atomes sont regroupés en un seul et même terme Z*, la charge effective. L'expression de la force de friction devient alors :

$$F_{friction} = -n_{collisions}eE_{appliqué}\Delta t = Z^{*}E_{appliqué} \qquad \text{(II-11)}$$

En assimilant les atomes métalliques à des ions chargés, Ficks et Huntington considèrent dans leur modèle l'effet de la force électrostatique, ou force directe. Néanmoins, cette dernière peut être négligée devant la force de friction.

2.3.2 Expression du flux

La barrière de potentiel est réduite d'une quantité ΔW sous l'effet du champ électrique et du travail de la force motrice résultante. Le flux atomique dans un milieu homogène et infini est donc :

$$J = \frac{cD_0}{kT}\exp\left(-\frac{\Delta G - \Delta W}{RT}\right)F_{totale} = \frac{cD}{kT}eZ^*E_{appliqué} \qquad \text{(II-12)}$$

$$\text{avec } \Delta W = eZ^*d_aE_{appliqué} \qquad \text{(II-13)}$$

d_a est la distance interatomique.

Telle que le schématise la Figure II-4, ΔG-ΔW est l'énergie à apporter à l'atome pour qu'il quitte son site, c'est l'énergie d'activation apparente du phénomène, E_a.

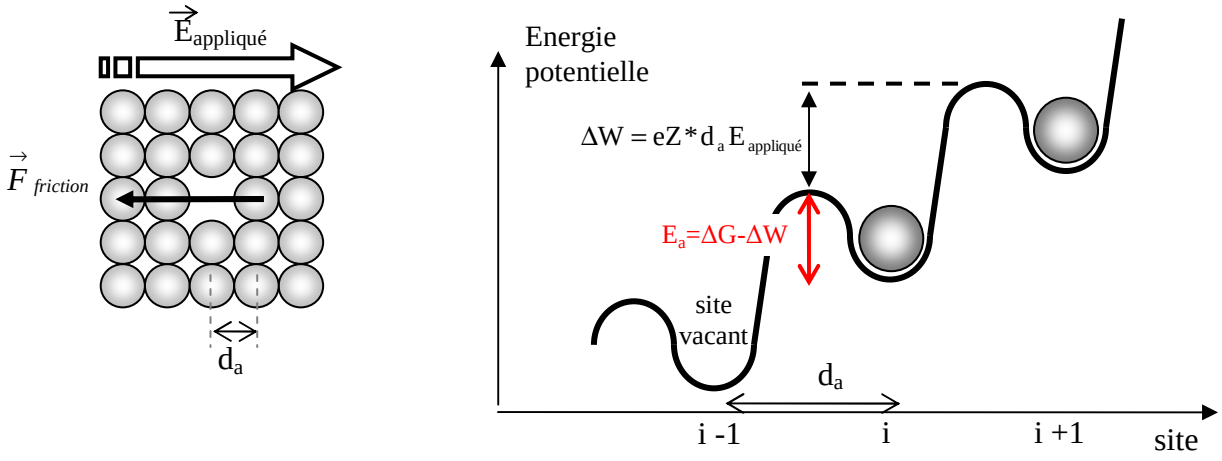


Figure II-4 : Abaissement de la barrière de potentielle sous l'effet de la force de fiction

Par la suite, l'énergie d'activation apparente E_a sera exprimée en électronvolt (eV), et le champ électrique en fonction de la densité de courant, d'où l'expression du flux d'électromigration :

$$\boxed{J = \frac{cD_0}{kT}\exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right)eZ^*\rho j} \qquad \text{(II-14)}$$

k est la constante de Boltzman, ρ la résistivité et j la densité de courant.

2.3.3 Notion de charge effective

La force de friction étant proportionnelle au champ appliqué, il est commode d'introduire dans son expression la charge effective Z* (II-12). Z* est généralement négatif et ce quelle que soit la charge de valence de l'atome ; cela traduit une direction du flux de matière identique à celle du flux électronique. Bien que Z* n'ait pas de réelle signification physique, sa détermination aide à la compréhension du mécanisme de défaillance. Il est en effet une mesure de l'interaction ion / électrons (un faible Z* correspond à un faible transfert de quantité de mouvement). D'après l'équation (II-12), il est possible de déterminer Z* en mesurant le flux d'électromigration, à condition d'avoir au préalable extrait le

coefficient de diffusion D. En pratique la méthode d'extraction est basée non pas sur la détermination du coefficient de diffusion mais sur la mesure du produit de Blech, dont la théorie sera présentée par la suite. Les valeurs publiées pour les interconnexions en cuivre sont très dispersées (valeurs comprises entre -10 et -0,1 !) [Hu1999a, Lee1995, Ogawa2002, Wei2008]. Cette dispersion provient de celle des valeurs des produits de Blech mesurées, ces dernières étant très dépendantes de la nature du matériau diélectrique confinant la ligne de cuivre, de la géométrie et du procédé d'intégration du cuivre.

3 Electromigration dans les interconnexions

3.1 Transport de matière dans les interconnexions

Les équations présentées dans le paragraphe précédent donnent une description générale du déplacement d'atomes par électromigration dans un milieu homogène et infini. Dans le cas des interconnexions, on s'intéresse à des structures de dimensions finies, délimitées par des interfaces entre matériaux de nature différente, constituées de plusieurs grains, autant de caractéristiques qui vont influencer leur comportement vis-à-vis de l'électromigration.

3.1.1 Coefficient de diffusion effectif

Dans les interconnexions, le déplacement de matière ne se limite pas à un transport volumique, il existe des chemins de transport supplémentaires : les interfaces, les joints de grains et les dislocations. Ces différents chemins sont représentés sur la Figure II-5.

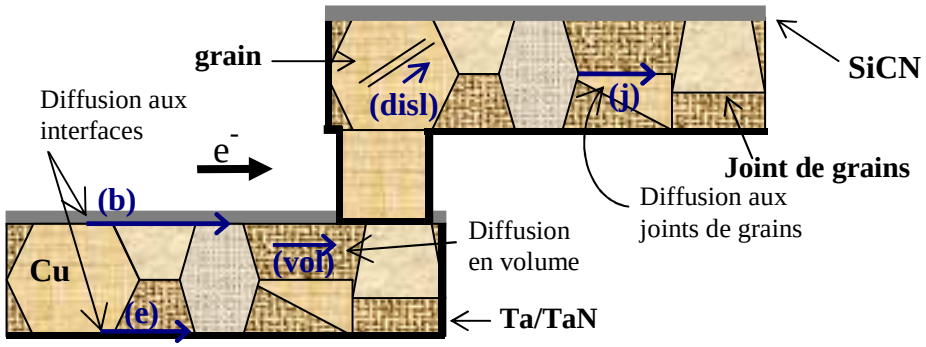


Figure II-5 : Représentation schématique des chemins de diffusion dans une interconnexion vue en coupe

Où les indices vol, e, b, j et disl désignent respectivement le volume, l'interface supérieure (cuivre/ barrière diélectrique), l'interface barrière métallique / cuivre, les joints de grains et les dislocations. Tous ces chemins participent simultanément au transport de matière lors du passage du courant. Ainsi le coefficient de diffusion introduit dans l'expression du flux de matière n'est qu'un paramètre effectif. En égalisant ce flux de matière global, Φ_{eff}, avec la somme des flux traversant chaque chemin de diffusion, on peut définir un coefficient de diffusion effectif D_{eff}.

$$\Phi_{eff} = J_{eff} S = \Phi_{vol} + \Phi_j + \Phi_b + \Phi_e + \Phi_{disl} \quad \text{(II-15)}$$

$$Z^*_{eff} D_{eff} = Z^*_{vol} D_{vol} + \frac{\delta_i}{d}\left(1 - \frac{d}{w}\right) Z^*_j D_j + \delta_b \left(\frac{2}{w} + \frac{1}{h}\right) Z^*_b D_b + \frac{\delta_e}{h} Z^*_e D_e + \rho_{disl} d^2 D_{disl} \quad \text{(II-16)}$$

Les paramètres w, h, d, δ_e, δ_b, δ_j, ρ_{disl}, sont représentés sur la Figure II-6, ils correspondent respectivement à la largeur et l'épaisseur de la ligne, le diamètre d'un grain, les épaisseurs des interfaces cuivre / barrière diélectrique, cuivre / barrière métallique, l'épaisseur d'un joint de grain, et la densité de dislocations.

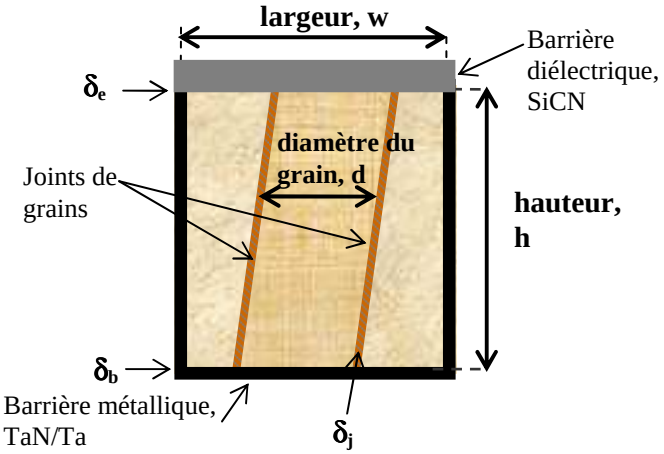


Figure II-6 : Représentation schématique des chemins de diffusion dans une coupe transversale d'une interconnexion

Il faut noter qu'à chaque mode de diffusion possible est associé une charge effective Z* différente car la force de friction est susceptible de varier avec l'environnement électronique local des atomes [Sorbello1996].

3.1.2 Chemin de diffusion dominant

Ces différents modes de diffusion agissent en parallèle et c'est donc le mécanisme le plus rapide qui détermine la vitesse de dégradation. Il est important de définir quel est le chemin privilégié pour la migration du cuivre car cela permet d'identifier l'étape de fabrication à optimiser pour limiter le déplacement de matière. Pour l'aluminium, les joints de grains ont été identifiés comme étant le chemin dominant. Lors de l'introduction du cuivre dans la fabrication des circuits intégrés, l'effet de la microstructure a donc été particulièrement étudié [Hau-Riege and Thompson2001]. Cependant il est aujourd'hui admis que c'est l'interface supérieure, cuivre / barrière diélectrique, des interconnexions qui est le lieu privilégié de la diffusion du cuivre [Hu1999a, Ogawa2002]. Ceci est confirmé par des observations MEB qui mettent en avant une germination et un déplacement des cavités à l'interface supérieure [Chang2002, Zschech2003]. La faiblesse de cette interface s'explique par une mauvaise adhésion entre le cuivre qui est un métal et le nitrure de silicium qui est un matériau covalent.

La contribution des dislocations est généralement négligée parce qu'elles ne forment pas un chemin continu le long de la ligne. Cela a été remis en cause suite à l'observation de déformations plastiques dans des interconnexions pendant un test d'électromigration [Budiman2007, Valek2003]. Par l'intermédiaire de mesures de micro-diffraction X en lumière blanche, Budiman observe une direction privilégiée pour ces déformations. Il en déduit une plus grande concentration de dislocations parallèles au flux d'électrons. Ces dernières participent selon lui au transport de matière et leur concentration serait susceptible d'augmenter avec la densité de courant. Au-delà d'une certaine concentration, leur contribution ne devrait donc plus être négligée. Si à l'échelle d'un grain sa théorie parait plausible, à l'échelle de la ligne, cela reste à prouver. En effet, il est peu probable que les dislocations forment un chemin continu à la traversé des joints de grains, et sur des distances très supérieures à la taille de grain.

Les contributions relatives des interfaces cuivre / barrière métallique et cuivre / barrière diélectrique, peuvent être évaluées en étudiant la dépendance du temps à la défaillance avec l'épaisseur et la largeur de la ligne. En effet, dans l'équation (II-16), les termes de diffusion correspondant dépendent tout deux de la hauteur mais seul celui de l'interface cuivre / barrière métallique présente une dépendance en 1/w. Alors qu'aucune variation de la durée de vie avec la largeur de ligne n'est observée [Usui2004], Gall montre une diminution du temps à la défaillance d'environ 30 % lorsque l'épaisseur de la ligne est réduite de 26%, à densité de courant constante [Gall2006]. Cela élimine donc le terme de diffusion à l'interface cuivre / barrière métallique et confirme bien que l'interface supérieure est le chemin de diffusion privilégié pour le cuivre.

S'il est aujourd'hui admis que c'est la diffusion à l'interface supérieure qui domine le transport, certains auteurs justifient une diminution de la durée de vie des lignes larges (typiquement au delà de 1 μm) par une contribution des joints de grains, qui, dans l'étude de Lin, est confirmée par une augmentation de l'énergie d'activation [Lin2007a, Usui2004].

Dans le Tableau II-1 sont reportées les valeurs d'énergie d'activation associées à différents modes de diffusion possibles dans la littérature, pour le cuivre et l'aluminium.

Chemin de diffusion	Energie d'activation (eV)	
	Al	Cu
Volume	1,4	2,1-2,3
Interfaces		0,6-1,0
Joints de grains	0,4-0,5	1,2-1,4

Tableau II-1 : Energies d'activation mesurées pour l'aluminium et le cuivre [Lloyd1999a, Lloyd1999b]

Pour l'aluminium, l'énergie d'activation la plus faible est celle associée aux joints de grains, qui sont le chemin de diffusion privilégié. Pour le cuivre, c'est bien l'énergie d'activation associé aux interfaces qui est la plus faible. Une certaine dispersion des valeurs d'énergie d'activation est observée, qui peut s'expliquer par la forte variabilité de la qualité de l'interface supérieure. Celle-ci est grandement affectée

par des défauts générés lors des diverses étapes de fabrication telles que le polissage mécano-chimique (CMP). Par exemple, Vairagar montre une réduction significative de la durée de vie en fonction du traitement de surface utilisé [Vairagar2004a].

3.2 Expression du flux de matière dans une interconnexion

3.2.1 Effet du confinement

L'équation (II-12) qui donne le flux d'électromigration seulement proportionnel au champ électrique appliqué doit être modifiée pour tenir compte de la géométrie des interconnexions. Ces dernières sont entourées d'une barrière de diffusion au cuivre, et d'un diélectrique ; elles sont confinées. Par ailleurs la barrière de diffusion en fond de via, bloque la diffusion du cuivre et des lacunes à chaque extrémité de la ligne. Ainsi, contrairement au matériau massif dans lequel la concentration de matière reste homogène, dans une interconnexion, la matière déplacée peut s'accumuler à l'anode et déserter la cathode.

L'accumulation de matière génère l'apparition d'un gradient de concentration qui va favoriser le transport d'atomes en direction de la cathode. Comme le montre la Figure II-7, un flux retour s'oppose au flux d'électromigration.

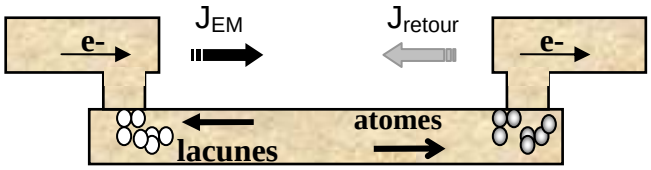


Figure II-7 : Effet du confinement dans une interconnexion

Pour tenir compte de ce flux retour, l'équation (II-12) devient donc :

$$J = c\frac{D_{eff}}{kT}eZ^{*}\rho j - D_{eff}\frac{\partial c}{\partial x} \qquad \text{(II-17)}$$

Usuellement, on exprime le flux de matière en fonction du gradient de contrainte au lieu du gradient de concentration. En effet, dans un milieu confiné, toute variation de concentration atomique est associée à une variation de contrainte mécanique par réaction de l'environnement, c'est à dire le diélectrique dans lequel se trouve la ligne d'interconnexion. Sur la Figure II-8 est illustré le gradient de contrainte hydrostatique qui s'établi entre chaque extrémité de la ligne. L'anode est en compression suite à l'accumulation de matière alors que la cathode est en tension due à la désertion de matière.

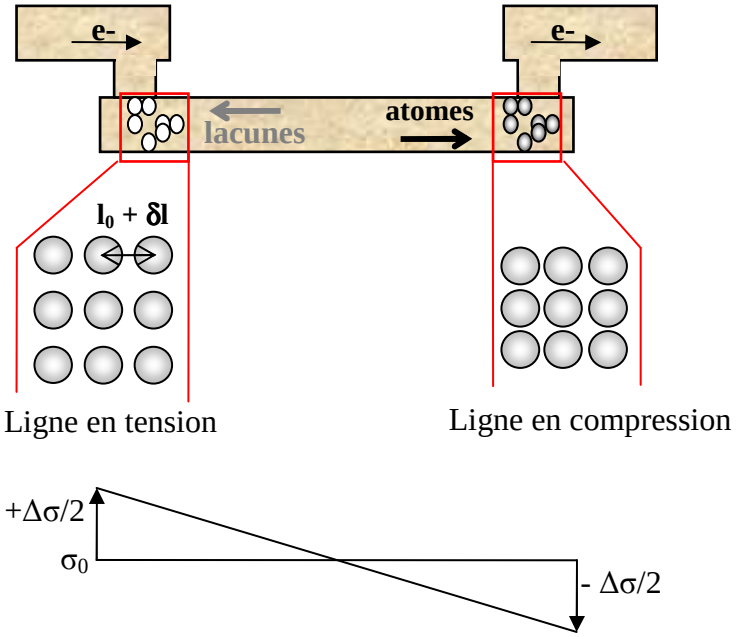


Figure II-8 : Gradient de contrainte dans une interconnexion

A l'équilibre, la concentration de matière c dans un cristal sous contrainte hydrostatique σ est donnée par :

$$c = c_0 \exp\left(-\frac{\Omega\sigma}{kT}\right) \qquad \text{(II-18)}$$

Où, Ω est le volume atomique du cuivre et c_0 la concentration en l'absence de contraintes. La variation de contrainte est donnée par la loi de Hooke qui relie la déformation à l'état de contrainte. Dans le cas d'une ligne en compression, la distance interatomique l_0 est réduite, ce qui entraîne une variation de contrainte négative.

$$\partial\sigma = B\frac{\partial l}{l_0} = -B\frac{\partial c}{c_0} \qquad \text{(II-19)}$$

B est le module élastique effectif qui prend en compte à la fois le cuivre et son environnement : les barrières de diffusion, le diélectrique interligne,…[Guillaumond2005a, Hau-Riege and Thompson2000]

L'expression du flux net de matière devient donc :

$$J = c\frac{D_{eff}}{kT}\left(eZ^*\rho j - \Omega\frac{\partial\sigma}{\partial x}\right) \qquad \text{(II-20)}$$

Cet effet a été mis en évidence en 1975 par Blech [Blech1976], qui a observé une diminution de la vitesse de croissance des cavités avec la réduction de la longueur des lignes, dû au gradient de contrainte mécanique.

3.2.2 Evolution de la contrainte en régime dynamique

Au cours d'un test d'électromigration, la concentration d'atomes, ou de lacunes, en chaque point de la ligne évolue au cours du temps. Par conséquent le gradient de contrainte mécanique évolue lui aussi. Cette évolution a été modélisée par Korhonen à partir de l'équation de continuité du flux atomique (II-21) [Korhonen1993]. Ce modèle introduit le terme γ_{GR} permettant de considérer la génération / recombinaison des lacunes aux joints de grains ou à l'interface. Cette génération / recombinaison, supposée très rapide par rapport au temps de diffusion atomique le long de la ligne, permet de maintenir un équilibre local entre la concentration de lacunes et la contrainte hydrostatique [Clement2001].

$$\frac{\partial c}{\partial t}+\frac{\partial J}{\partial x}+\gamma_{GR}=0 \text{ avec } \gamma_{GR}=\frac{\partial c}{\partial t} \qquad \text{(II-21)}$$

A partir des équations (II-19), (II-20) et (II-21), on obtient l'équation différentielle suivante :

$$\frac{\partial \sigma}{\partial t}=\frac{\partial}{\partial t}\left(\frac{BD_{eff}}{kT}\left(eZ^{*}\rho j-\Omega\frac{\partial \sigma}{\partial x}\right)\right) \qquad \text{(II-22)}$$

Il n'existe pas de solution analytique connue de l'équation de Korhonen. En supposant D_{eff} constant, différentes solutions approchées sont obtenues. Elles permettent de simuler l'évolution de la contrainte le long d'une ligne finie par exemple, tel que le montre la Figure II-9.

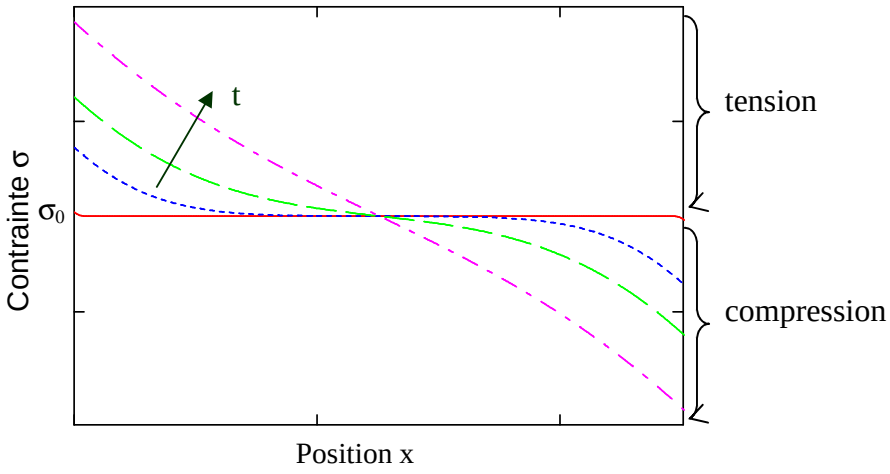


Figure II-9 : Simulation de l'évolution de la contrainte hydrostatique avec le temps le long d'une interconnexion

Cette contrainte évolue jusqu'à atteindre un régime permanent caractérisé par un gradient quasi-constant le long de la ligne, le flux de matière devient :

$$\boxed{J=c\frac{D_{eff}}{kT}\left(eZ^{*}\rho j-\Omega\frac{\Delta\sigma}{L}\right)} \qquad \text{(II-23)}$$

Avec L la longueur de ligne.

D'après l'équation (II-23), il est possible d'annuler le flux total J, si le flux induit par la contrainte mécanique compense entièrement le flux d'électromigration ; la ligne est alors immunisée contre la défaillance par électromigration. Une condition d'immortalité est définie pour une valeur critique du produit densité de courant-longueur de ligne $(jL)_c$, connu sous le nom de produit de Blech :

$$(jL)_c = \left(\frac{\Omega \Delta \sigma}{eZ^* \rho}\right) \qquad \text{(II-24)}$$

Pour $jL \leq (jL)_c$, le flux de matière est nul ; les lignes qui satisfont cette condition sont dites « immortelles ». Cela concerne les lignes courtes et/ou transportant de faibles densités de courant. Pour les lignes courtes, le gradient de contrainte, $\Delta\sigma/L$, et donc le flux retour sont importants. Pour les secondes, c'est le flux d'électromigration qui est faible.

4 Nucléation et croissance d'une cavité

Nous venons de présenter les notions de base qui permettent de décrire le phénomène d'électromigration dans les interconnexions, qui est une des causes de la défaillance des circuits intégrés. Nous allons décrire maintenant le défaut, à savoir la cavité, qui se forme par électromigration.

4.1 Nucléation de la cavité

Le transport de matière induit par électromigration ne suffit pas à endommager la ligne. En effet, si le flux de matière reste continu le long de la ligne, la quantité d'atomes quittant une région donnée est égale à la quantité d'atomes y entrant, conservant ainsi la concentration locale de matière. Le transport de matière est perturbé par la présence de discontinuités qui engendrent des divergences de flux à l'origine de la dégradation. Sur la Figure II-10 est représentée la variation de la concentration locale due à une divergence de flux.

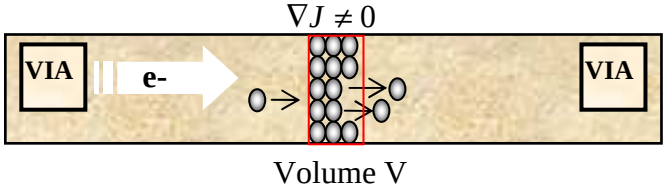


Figure II-10 : Dégradation induite par une discontinuité de flux

D'après l'équation de continuité (II-25), plus l'amplitude de ces divergences est importante, plus la dégradation sera rapide, et par conséquent le temps pour atteindre la défaillance court.

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\vec{\nabla}\vec{J} \qquad \text{(II-25)}$$

On peut distinguer deux types de défaillances :

- Si la divergence est positive : il y a déplétion de matière jusqu'à la formation de cavités et ouverture du circuit.

- Si la divergence est négative : il y a accumulation de matière pouvant entraîner la formation d'extrusions et un risque de court-circuit avec une ligne adjacente. Des exemples d'interconnexions avec des extrusions à l'anode sont donnés sur la Figure II-11.

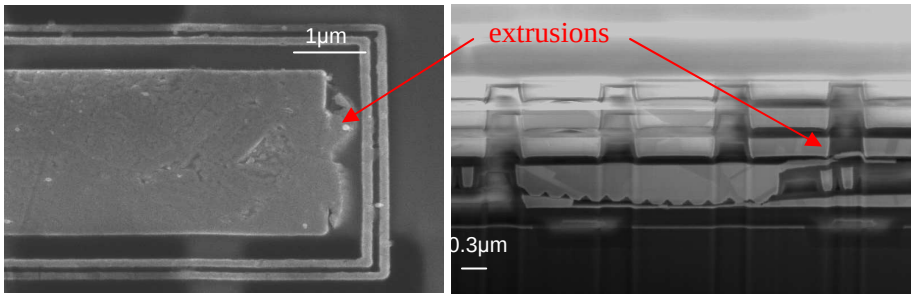


Figure II-11 : Observations au MEB d'extrusions côté anode - échantillons 65 nm fabriqués STM Crolles

Notons que la formation d'extrusions est plus rarement observée que la formation de cavités.

Dans le cas d'interconnections en cuivre double niveau, la défaillance est attendue à la cathode à l'aplomb du via. La barrière en tantale bloque le remplacement des atomes de cuivre, générant une forte divergence de flux à la sortie du via. Néanmoins la cavité est souvent observée dans la ligne, il existe donc d'autres sources de divergence. Il est intéressant de remarquer que si la défaillance peut avoir lieu dans la ligne, ce n'est jamais à plus de quelques microns du via.

4.2 Croissance de la cavité

Pour le cuivre, il est admis que le temps de nucléation est faible par rapport au temps à la défaillance ; les observations MEB de la Figure II-12, faites quelques heures après le début d'un test d'électromigration, le confirment [Hauschildt2005].

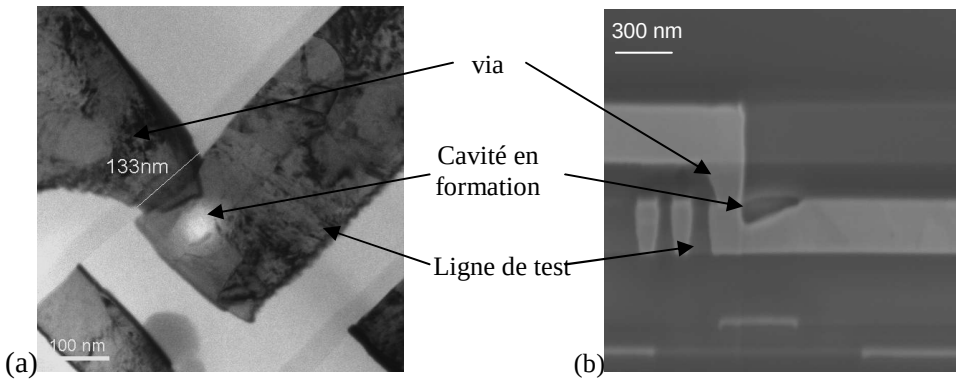


Figure II-12 : Observations de cavités : (a) au MET après 1h de test et (b) au MEB après 8h de test - échantillons 65 nm fabriqués STM Crolles

Par ailleurs, la défaillance des interconnexions se définit par rapport au fonctionnement du circuit. Ainsi, ce n'est pas l'apparition d'une cavité mais sa croissance jusqu'à une taille critique qui va causer la

défaillance, taille pour laquelle une augmentation significative de la résistance est détectée. L'étape de croissance est donc une étape déterminante dans la défaillance des lignes par électromigration.

4.2.1 Vitesse de croissance

Comme nous l'avons indiqué précédemment, les défaillances sont localisées aux endroits où une divergence du flux permet accumulation ou déplétion de matière. La vitesse de croissance d'une cavité dépend donc de cette divergence de flux. A proximité du via, le cuivre ne pouvant traverser la barrière métallique à base de tantale, la divergence est égale au flux. Ainsi, la vitesse de croissance de la cavité est déterminée par celle du déplacement du cuivre, v_d. En régime permanent, v_d s'exprime donc par :

$$v_d = \frac{J}{c} = \frac{D_{eff}}{kT}\left(eZ^* \rho j - \Omega \frac{\Delta\sigma}{L} \right) \qquad \text{(II-26)}$$

La vitesse de croissance est déterminée expérimentalement en mesurant la vitesse de déplacement du front de la cavité suivant la longueur de la ligne, pendant la dégradation par électromigration. La mesure se fait de manière électrique, en utilisant des structures adaptées, ou en observant directement au MEB la taille de la cavité au cours de la dégradation. Cette dernière méthode, appelée MEB in-situ, a l'avantage de donner une vue complète de la dégradation. Nous reviendrons en détail au prochain chapitre sur les méthodes de mesure de v_d.

4.2.2 Influence de l'environnement

Nous avons vu au paragraphe précédent que le flux de matière induit par le gradient de contrainte compense en partie ou totalement le flux d'électromigration. En régime permanent, il est possible d'exprimer la vitesse de déplacement du cuivre en fonction du produit de Blech, $(jL)_c$, pour lequel une ligne est immortelle.

$$v_d = \frac{J}{c} = \frac{D_{eff}}{kT} eZ^* \rho \left(\frac{jL - (jL)_c}{L} \right) \qquad \text{(II-27)}$$

D'après (II-27), la vitesse de déplacement du cuivre tend asymptotiquement vers 0 quand la condition jL de test (ou d'opération) se rapproche du produit de Blech. Pour une condition jL donnée, v_d est d'autant plus faible, et la dégradation ralentie, que $(jL)_c$ est élevé. Ce dernier dépend de la différence de contrainte maximale entre les deux extrémités de la ligne $\Delta\sigma$, qui elle-même dépend des propriétés mécaniques de l'environnement. Le produit de Blech est donc le paramètre de choix pour étudier les effets d'environnement, il va en particulier dépendre de la nature du diélectrique interligne.

Pour les interconnexions en cuivre confinées dans du diélectrique de type SiO_2, les valeurs de $(jL)_c$ rapportées dans la littérature sont entre 3000 et 4000 A/cm. Malgré l'introduction des diélectriques à faible permittivité, dit « low-k », qui présentent un module effectif B plus faible, les études concernant l'influence du diélectrique sur l'effet Blech restent encore limitées. Hau-Riege observe une augmentation de la fraction de lignes défaillies quand B diminue, mais aucune valeur de $(jL)_c$ n'est donnée [Hau-

Riege2004b]. Lee obtient des valeurs de 1200, 2000 et 3700 A/cm pour un polymère, des diélectriques « low-k » et le SiO_2 respectivement [Lee2003]. Si Ney mesure des $(jL)_c$ semblables à Lee pour le SiO_2, il trouve une valeur plus élevée pour le SiOCH, soit 4900 A/cm. Il explique cet écart par la différence d'architecture des structures de test qui, dans le cas du diélectrique organique, sont entourées de détecteurs d'extrusion et de « dummies » en cuivre [Ney2005a]. Ces derniers sont des blocs métalliques n'ayant aucune fonction électrique mais servant à uniformiser la densité de métal de chaque niveau d'interconnexion et ainsi rendre l'étape de polissage mécano-chimique plus uniforme. Ils augmentent localement la rigidité effective du diélectrique. Cet effet de rigidité est confirmé par Pyun qui observe une diminution du $(jL)_c$ quand l'épaisseur de la barrière métallique diminue [Pyun2006]. Cette diminution s'explique par la dépendance du module effectif B de l'environnement avec l'épaisseur de tantale [Lu2005].

Les études concernant la dépendance en température du produit de Blech montrent des résultats contradictoires. Alors que Ney et Lee ne voient aucune variation, Wang et Lin observe une diminution de $(jL)_c$ de 4000 à 2400 A/cm quand la température augmente de 300 à 400°C [Lin2007b, Ney2005b, Wang and Filippi2001]. Un tel effet s'expliquerait par la dépendance des propriétés mécaniques du système avec la température.

La détermination du produit de Blech est très importante car cela peut permettre de relâcher les règles de dessin, utilisées par le concepteur de circuits intégrés. En tirant avantage de l'effet Blech, il est possible d'autoriser des densités de courants plus importantes dans les lignes courtes. Sur le graphe de la Figure II-13 est tracée la densité courant vérifiant la condition de Blech en fonction de la longueur de ligne. La partie grisée sous la courbe définit la zone d'immortalité. A titre de comparaison, la valeur de densité de courant maximum (j_{max}) autorisée est représentée (droite en pointillés).

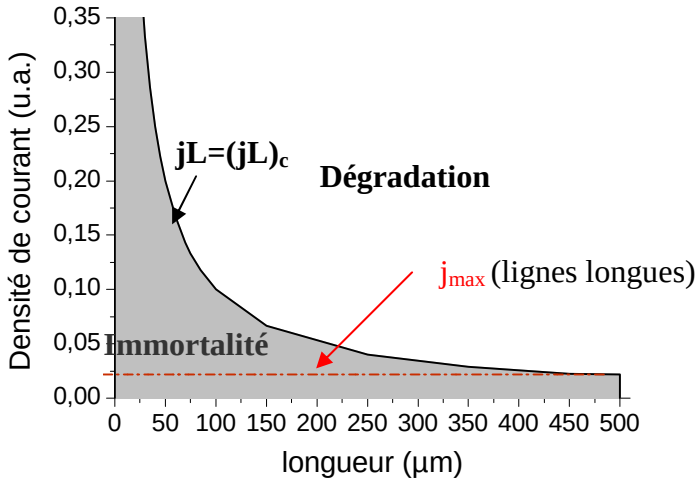


Figure II-13 : Condition d'immortalité

Dans les études préalablement citées, le produit de Blech a été déterminé sur des structures élémentaires, des lignes simples. Dans un circuit, le réseau d'interconnexions est bien plus complexe ce qui peut avoir

un impact sur le mécanisme de dégradation. Plusieurs études réalisées sur des structures multi-segments ont démontré que la localisation et la vitesse de dégradation d'un segment, dépendent de la direction et de l'amplitude du courant dans les segments adjacents. En particulier, le critère d'immortalité d'un segment dépend des segments adjacents, d'où la définition d'un produit effectif $(jL)_{eff}$ de la structure [Chang2006, Gan2003], donné par :

$$(jL)_{eff} = \left(\sum_i j_i L_i \right)_{\max} \qquad \text{(II-28)}$$

Il s'agit de la somme des produits (jL) de chaque segment constituant le chemin ayant le plus fort gradient de contrainte.

4.2.3 Influence des interfaces

L'amélioration de la robustesse des lignes contre l'électromigration nécessite une bonne adhérence à l'interface supérieure, afin de ralentir la vitesse de déplacement du cuivre. Lloyd et Lane montrent en effet une forte corrélation entre l'énergie d'adhésion interfaciale de la barrière d'encapsulation et la vitesse de croissance de la cavité [Lane2003, Lloyd2005]. C'est pourquoi divers matériaux métalliques ont été testés comme encapsulant supérieur. Le premier matériau qui vient naturellement à l'esprit est l'empilement Ta/TaN, celui-ci confinant déjà le reste de la tranchée dans le procédé standard de fabrication des interconnexions. En intégrant ce matériau à la surface du cuivre et en effectuant des tests d'électromigration, Hu détermine une énergie d'activation de 1,4 eV qui est bien plus élevée que celles obtenues avec l'encapsulation standard en SiCN [Hu2004a]. Ce résultat est confirmé par la valeur de 1,2 eV obtenue par Gajewski [Gajewski2004]. Ils expliquent cette valeur par une diffusion aux joints de grains. Des valeurs similaires de E_a ont été trouvées très récemment par Yokogawa grâce à des mesures de vitesse de déplacement sur des interconnexions en cuivre faiblement dopées avec de l'aluminium. Une analyse chimique post-mortem permet de confirmer que l'aluminium s'est concentré à l'interface Cu/SiCN limitant ainsi la migration du cuivre le long de ce chemin de diffusion privilégié [Yokogawa2007].

D'autres matériaux pour l'interface supérieure sont en développement pour les futures technologies. Il s'agit des barrières dites auto-positionnées. Cette technique consiste à faire croître une barrière métallique de manière sélective sur l'interface supérieure du cuivre. L'intérêt est double : d'une part, l'interface métal/diélectrique est remplacée par une interface métal/métal qui présente une meilleure adhérence ; d'autre part, la constante diélectrique est réduite. En effet la couche de barrière diélectrique en SiCN est déposée sur la totalité de la plaque. Cette couche, dont la permittivité est d'environ 5,7, joue un rôle non négligeable dans la permittivité effective des interconnexions. Parmi ces nouvelles barrières, les études se concentrent sur les matériaux à base de Cobalt tels que le CoWP. Les observations MEB in-situ suggèrent un changement de l'évolution de la cavité comparé au SiCN ; par exemple, la nucléation de la cavité est observée dans la ligne et non plus à l'interface supérieure [Zschech2006]. Néanmoins il existe une certaine dispersion des énergies d'activations rapportées, typiquement entre 0,9 et 2 eV. Cette

dispersion est probablement due aux difficultés d'intégration des barrières à base de Cobalt, plus complexe que le SiCN. Ainsi la dégradation peut être fortement ralentie sans pour autant supprimer la diffusion du cuivre à l'interface avec le CoWP. Les énergies d'activations de 2 eV confirment qu'avec un procédé optimisé, il est possible de supprimer ce chemin de diffusion [Hu2004b].

4.2.4 Influence de la microstructure

Depuis l'intégration du cuivre, l'influence de la microstructure reste un sujet d'investigation particulièrement délicat. En effet son étude nécessite généralement l'utilisation de différents procédés de fabrication afin de générer des propriétés microstructurales différentes entre les échantillons. Ces différents procédés sont susceptibles de modifier d'autres propriétés qui peuvent avoir un impact significatif sur la dégradation [Alers2004]. Il est par conséquent très difficile d'isoler la source d'une éventuelle amélioration ou dégradation de la résistance à l'électromigration.

Pourtant, un certain nombre d'études suggèrent l'influence de la microstructure sur ce phénomène. D'une part, les joints de grains peuvent être des sites privilégiés pour la nucléation des cavités, à l'origine des défaillances dans la ligne. Les points triples, qui définissent l'intersection de trois grains, ont été identifiés comme une source de divergence du flux [Berger2001]. La densité de joints de grains de part et d'autre de ces points crée une dissymétrie du flux de matière. De façon générale, l'intersection d'un joint de grain avec la barrière diélectrique peut être une zone favorable à la formation d'une cavité, qui peut expliquer les défaillances observées dans la ligne.

D'autre part, la microstructure peut influencer la croissance de la cavité. Récemment, des tests d'électromigration in-situ [Choi2008], réalisés à l'intérieur d'un MEB, ont été rapportés, suggérant un probable effet de la microstructure. Les observations révèlent que la cavité peut se former à quelques microns du via et se déplacer en direction de la cathode, donc en direction opposée au flux d'électrons. Ce déplacement, s'il a lieu, se fait parallèlement à la croissance de la cavité et s'achève dès qu'elle occupe toute la section de la ligne. Par la suite nous identifierons cette phase comme la croissance initiale de la cavité. Elle se distingue par les interfaces de la cavité que sont la barrière diélectrique et les grains de cuivre. Il existe donc une surface libre de cuivre, qui forme un chemin de diffusion supplémentaire. Le déplacement apparent de la cavité résulte de la différence de diffusivité de cette surface, D_S, et celle de l'interface cuivre / barrière diélectrique, D_e, de part et d'autre de la cavité. Si la vitesse de déplacement est plus rapide à la surface du cuivre, la matière s'accumule du côté anode de la cavité et déserte le côté cathode. Ces divergences de flux à chaque extrémité de la cavité seraient donc à l'origine de son mouvement apparent en direction de la cathode. Ce déplacement est schématisé sur la Figure II-14. Choi mesure des vitesses de déplacement variables pour cette cavité qu'il explique par une différence de diffusivité à la surface du cuivre en fonction de l'orientation cristalline [Choi2007, Choi2008].

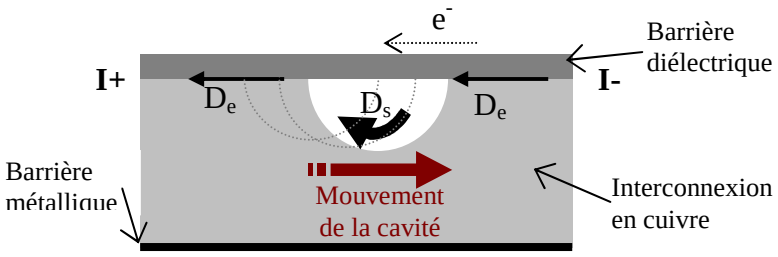


Figure II-14 : Mouvement apparent de la cavité en direction de la cathode

Une fois que la cavité occupe toute la section de la ligne, aucun déplacement n'est observé ; elle croit en direction du flux d'électrons. La cavité conserve une interface avec un grain de cuivre qui peut influencer le mode de croissance. Ainsi, Liniger distingue deux modes, la croissance par déplacement du front et celle par consommation d'un grain [Liniger2002]. Ces deux modes sont schématisés sur la Figure II-15, où est représenté le parcours des électrons en fonction de la forme de la cavité. Hu associe ces deux modes à une évolution en escalier de la résistance de l'interconnexion [Hu2006]. Nous reviendrons plus en détails sur cet effet au prochain chapitre.

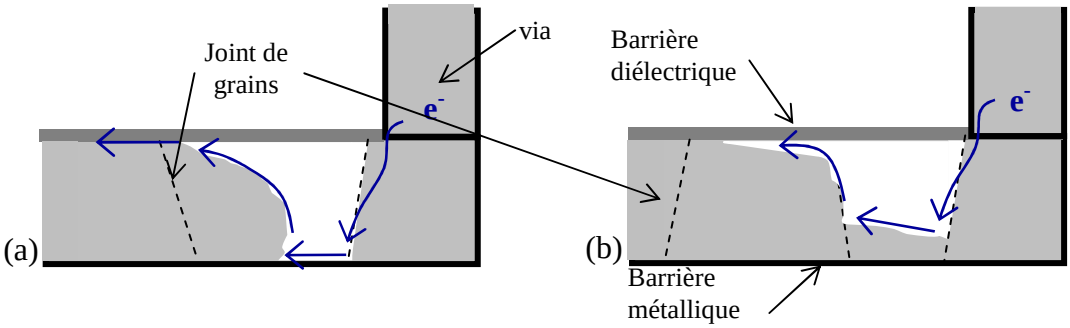


Figure II-15 : Croissance de la cavité (a) par déplacement du front, (b) par consommation d'un grain

5 Fiabilité des interconnexions

Comme il est impossible de s´affranchir de la dégradation par électromigration, les industriels s´assurent de la fiabilité des circuits en garantissant qu'aucune défaillance ne se produise au cours de sa durée d'opération. Ainsi l'évaluation de la fiabilité des interconnexions vis-à-vis de l'électromigration, se fait par l'intermédiaire de tests de durée de vie. Le principe est d'accélérer la dégradation, ici en utilisant de fortes températures et densités de courant, et de mesurer le temps à la défaillance. Afin de tenir compte des différences entre interconnexions, générées pendant leur fabrication, une même condition de test est réalisée sur une population d'échantillons. Il est admis que la distribution des temps à la défaillance suit une loi lognormale, dont le temps médian et la dispersion sont extraits.

5.1 Loi de Black

Le temps médian à la défaillance, ou MTF pour Median Time to Failure, dépend à la fois des propriétés de la ligne et des conditions de fonctionnement. Black a établi une relation empirique qui fait intervenir une dépendance en température de type Arrhenius, et une dépendance en densité de courant via l'introduction d'un exposant noté « n » [Black1969].

$$\boxed{MTF = Aj^{-n} \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right)} \qquad \text{(II-29)}$$

A est un coefficient rendant compte des propriétés microstructurales de la ligne telles que la résistivité électrique, la charge effective, le coefficient pré-exponentiel de diffusion. E_a est l'énergie d'activation de diffusion du cuivre.

La loi de Black est très largement utilisée dans l'industrie microélectronique pour extrapoler, aux conditions de fonctionnement du circuit, les durées de vie obtenues lors de tests accélérés, à forte température et densité de courant. La précision et la justesse de cette extrapolation nécessitent une connaissance précise des paramètres E_a et n.

5.2 Dépendance avec la température

L'équation de Black fait intervenir une dépendance en température de type Arrhenius provenant de l'expression du flux de matière. La dépendance en température du temps moyen à la défaillance a pour origine la dépendance en température du coefficient de diffusion D. Par conséquent, l'énergie d'activation intervenant dans la loi de Black est une valeur apparente reflétant l'ensemble des mécanismes de diffusion à l'origine de la dégradation. Elle est déterminée en traçant la relation suivante à j constant :

$$E_a = -\left.\frac{d\ln(MTF)}{d(1/kT)}\right|_{jconst} \qquad \text{(II-30)}$$

5.3 Dépendance avec la densité de courant

La détermination de n repose sur la pratique de tests à différentes densités de courant pour une température donnée. Généralement, l'extraction de ce paramètre se fait par des tests en étuve pour lesquelles la température et l'intensité débitée par les sources de courant sont complètement indépendantes (tests en boîtier).

$$n = -\left.\frac{d\ln(MTF)}{d\ln(j)}\right|_{Tconst} \qquad \text{(II-31)}$$

La valeur théorique de l'exposant n est un sujet qui a fait l'objet de nombreux débats pour l'aluminium et qui reste un point important de discussion pour le cuivre. En 1969, Black propose une valeur de 2 pour le paramètre n, valeur confirmée expérimentalement pour l'aluminium.

La dépendance du temps à la défaillance avec l'inverse du carré du courant va être modélisée par Shatzkes et Lloyd en 1986, en résolvant l'équation de diffusion dans une ligne présentant un point bloquant [Shatzkes and Lloyd1986]. En faisant l'hypothèse que la défaillance a lieu dès qu'une concentration critique de lacunes (C_f) est atteinte, ils obtiennent la solution suivante pour le temps à la défaillance :

$$t_n = -\frac{2C_f}{D}\left[\frac{kT}{Z^* e\rho j}\right]^2 \qquad \text{(II-32)}$$

De même, Korhonen trouve un exposant n de 2, en résolvant son équation de continuité avec, comme critère de germination, l'obtention d'une contrainte critique au point bloquant [Korhonen1993]. Cette contrainte critique correspond à une concentration minimale de lacunes nécessaire à la formation d'une cavité.

Suite à l'observation de défaillances par électromigration montrant une phase de croissance après nucléation de la cavité, Lloyd propose d'exprimer le temps à la défaillance (TTF) comme la somme des temps de nucléation et de croissance [Lloyd1991] :

$$TTF = t_n + t_c \qquad \text{(II-33)}$$

Le temps de croissance est inversement proportionnel au flux.

$$t_c \propto \frac{1}{J} = \left[c\frac{D}{kT}Z^* e\rho j\right]^2 \qquad \text{(II-34)}$$

Lloyd suggère que la valeur de n est déterminée par le mécanisme dominant la dégradation. D'après cette approche théorique, il faut donc attendre un n de 2 si le temps de nucléation est dominant et un n de 1 si c'est le temps de croissance qui est dominant. Pour l'aluminium, la phase de nucléation domine, ce qui explique l'exposant 2 observé expérimentalement. L'hypothèse de Lloyd est vérifiée par Kawasaki [Kawasaki and Hu1996], qui, en utilisant une structure spécifique, est capable de mesurer à la fois le temps à la défaillance et la vitesse de croissance pour des interconnexions en Al(Cu). Il détermine ainsi un n de 2 pour la phase d'incubation et un n de 1 pour la phase de croissance. Pour le cuivre, il est admis que c'est cette dernière qui domine, d'où des valeurs expérimentales de n plus proches de 1.

Néanmoins, en parcourant la littérature, on peut remarquer que les valeurs de n pour le cuivre sont dispersées. Kawasaki et Hu trouvent un n de 1,1 pour le cuivre lorsque j est inférieur à 30 mA/µm² et une valeur de 1,8 entre 30 et 140 mA/µm² [Hu1999b, Kawasaki2003]. Ils justifient cette valeur élevée par des effets thermiques. En effet, l'effet joule aux fortes densités de courant accélère la dégradation. Les durées de vie obtenues sont ainsi plus faibles que ce que prédit l'équation de Black avec un n de 1.

A plus faibles densités de courant, différentes explications sont apportées pour les valeurs de n différentes de 1 pour le cuivre. Lloyd explique les valeurs fractionnelles de n par les contributions

relatives des phases de nucléation et de croissance, en fonction de la densité de courant. Il propose ainsi une nouvelle expression du temps à la défaillance [Lloyd2007].

$$TTF = \left(\frac{\alpha kT}{j} + \frac{\beta(T)}{j^2} \right) \exp\left(\frac{E_a}{kT} \right) \qquad \text{(II-35)}$$

où α et β sont des constantes contenant entre autres des propriétés géométriques telle que la taille critique de la cavité. La dépendance de β avec la température dépend du modèle choisi pour décrire le temps de nucléation. Néanmoins dans cette approche il ignore complètement l'effet du confinement. Nous avons vu au paragraphe 3.2, que le flux de matière diminue sous l'effet du gradient de contrainte mécanique. Aux faibles densités de courant une augmentation de la durée de vie est attendue par rapport à ce que prédit la loi de Black, comme le schématise la Figure II-16.

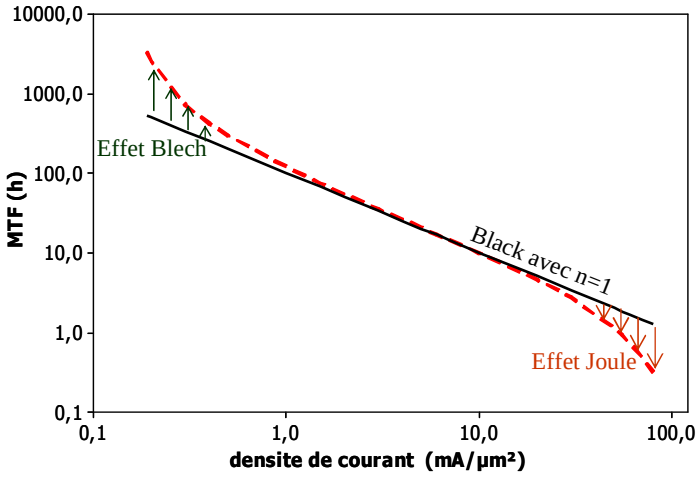


Figure II-16 : Dépendance de la durée de vie avec la densité de courant

Pour prendre en compte l'effet des lignes courtes, Park propose un modèle empirique qui prédit la valeur de n entre deux densités de courant [Park2006]. Son modèle fait intervenir la valeur n_{NBS} de l'exposant sans effet Blech (1 pour le cuivre) et la valeur n_{BS} avec effet Blech, qui dépend de la longueur de ligne et de la densité de courant considérée. Son modèle décrit bien ses résultats expérimentaux mais il doit utiliser des valeurs de n_{BS} variables en fonction de la longueur de ligne. Ney s'affranchit de ce problème en introduisant la valeur du produit de Blech dans l'expression du temps à la défaillance [Ney2005a].

$$TTF = A \frac{L}{jL - (jL)_c} \exp\left(\frac{E_a}{kT} \right) \qquad \text{(II-36)}$$

Ce modèle rend bien compte de l'augmentation apparente du n avec le produit jL.

6 Synthèse

L'électromigration est un déplacement de matière observé dans les métaux, qui est activé par la température et induit par le passage d'un courant. Pour les interconnexions en cuivre, le chemin de diffusion dominant identifié est l'interface entre le cuivre et la barrière de diffusion diélectrique, qui est déposée au-dessus des lignes. La conséquence du flux d'électromigration est la nucléation et la croissance d'une cavité qui peut entraîner la défaillance de la ligne.

Dans un circuit intégré, les interconnexions sont dans un environnement confiné. C'est pourquoi un gradient de contrainte s'établit entre l'anode et la cathode de la ligne suite à l'accumulation et la désertion de cuivre à chacune de ces extrémités. Cet effet est connu sous le nom d'effet Blech qui est caractérisé par un produit critique $(jL)_c$, où L est la longueur de ligne et j la densité de courant, en dessous duquel le flux de matière s'annule.

Enfin, pour évaluer la fiabilité des interconnexions, l'industriel extrapole les TTF obtenus à des conditions de test accélérées aux conditions d'opération via une loi empirique, la loi de Black. Cette dernière fait le lien entre le TTF et les conditions de température et de courant et fait intervenir l'énergie d'activation apparente du phénomène (E_a) et un facteur d'accélération en courant (n).

Chapitre III : Etat de l'art des techniques de caractérisation de l'électromigration

1 Objectifs

L'objectif de ce chapitre est de présenter les structures et les techniques que nous allons utiliser pour caractériser l'endommagement des interconnexions en cuivre par électromigration. Dans un premier temps, nous allons nous intéresser aux structures de test utilisées et à leurs caractéristiques électriques. Après avoir présenté les différentes méthodes couramment utilisées pour étudier la dégradation, le protocole expérimental suivi sera détaillé. Enfin dans les deux derniers paragraphes, nous nous intéresserons à l'analyse statistique des données et à la méthode d'extrapolation des durées de vie.

2 Structures de test

La complexité des circuits ne permettant pas d'appliquer de manière contrôlée les conditions de test accélérées pour étudier la dégradation des interconnexions, les tests de durée de vie sont menés sur des structures simples. Il existe une grande variété de motifs dont l'architecture dépend des paramètres ou du mode de défaillance étudié.

2.1 Définition des structures

La majorité des échantillons utilisées dans cette étude ont été conçus dans la technologie 65 nm. Leur architecture a été développée sur la base de la structure NIST (National Institute of Standards and Technology). Il s'agit d'une structure standardisée par le comité JEDEC pour effectuer les tests de durées de vie [JESD63]. Son schéma de principe est donné sur la Figure III-1. Elle se caractérise par la présence de deux amenées de courant et de deux prises de tension, pour permettre une mesure de résistance 4 pointes.

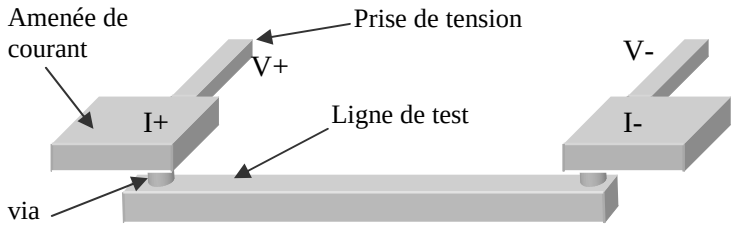


Figure III-1 : Schéma de principe de la structure de test

Toutes les structures utilisées sont double niveau, c'est-à-dire que les amenées de courant se situent au niveau métallique directement inférieur ou supérieur à la ligne de test et sont connectées par

l'intermédiaire de vias. Les amenées de courant sont choisies larges par rapport à la ligne de test afin de limiter la densité de courant qu'elles transportent et éviter leur dégradation par électromigration.

Ces structures sont généralement dessinées et réalisées à n'importe quel niveau de métallisation. Afin de les distinguer, les appellations suivantes sont utilisées :

- V_xM_x correspond à une ligne de métal au niveau x et des amenés au niveau de métal supérieur, x+1
- V_xM_{x+1}, correspond à une ligne de métal au niveau x+1 et des amenés au niveau de métal inférieur, x.

Une observation au microscope électronique à transmission (MET) d'une structure V_xM_x, est donnée sur la Figure III-2 ; il s'agit d'une vue en coupe réalisée à une des extrémités de la ligne, au niveau du via. Sur le niveau métallique inférieur, il est possible de repérer la présence de quatre lignes de part et d'autre de la ligne de test située au centre. Il s'agit des détecteurs d'extrusions : deux anneaux en cuivre entourant la ligne de test qui permettent de détecter un éventuel courant de fuite dû à une extrusion.

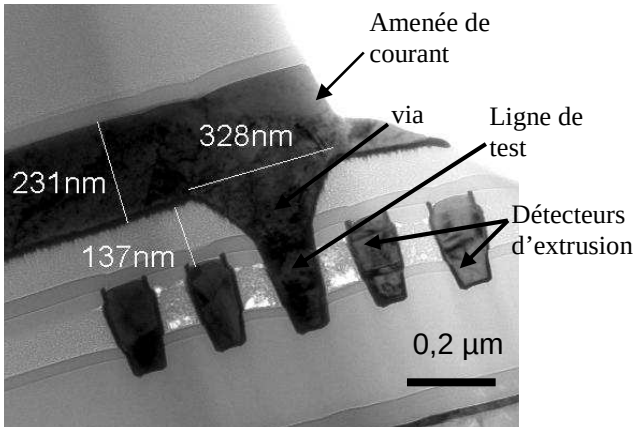


Figure III-2 : Coupe transversale d'une structure V_xM_x du nœud 65 nm observée au MET, en champ clair

2.2 Caractérisation de la structure

La vitesse de dégradation de chaque ligne métallique d'un circuit dépend de la géométrie de celle-ci, c'est-à-dire de la densité de courant effective ainsi que de la quantité de matière à déplacer pour générer une défaillance. Comme les procédés de fabrication comportent intrinsèquement une certaine variabilité en fonction de l'environnement immédiat de chaque ligne métallique, et de sa position sur la plaquette de silicium, nous cherchons à connaitre précisément les dimensions des lignes soumises à des tests accélérés.

2.2.1 Section du cuivre

Une première méthode pour déterminer la section d'une interconnexion est de mesurer sa hauteur et sa largeur. Pour cela une coupe transversale est généralement faite à l'aide d'une sonde ionique focalisée

(ou FIB pour Focus Ion Beam), puis l'échantillon est observé par microscopie électronique à balayage (MEB) ou à transmission (MET). Ces méthodes donnent une mesure précise de la section mais il s'agit d'analyses destructives ; une fois la coupe réalisée, l'échantillon ne peut plus être utilisé pour des tests électriques. Par ailleurs, l'ensemble de cette procédure demande du temps, elle n'est donc généralement faite que sur un petit nombre d'échantillons et à une position donnée le long de la ligne. Cette méthode ne fournit qu'une mesure ponctuelle et ne rend donc pas compte des différences de section entre échantillons ou suivant la longueur de la ligne, inhérentes aux étapes de fabrication (gravure, CMP et homogénéité du dépôt de TaN/Ta). L'alternative est de déterminer électriquement la section à partir de la résistance et de la résistivité mesurée.

Déterminer la résistivité des lignes de cuivre est possible via la mesure du coefficient thermique de résistance, TCR, qui traduit la variation de la résistance avec la température, suivant l'équation (III-1)[Schafft1987].

$$\boxed{R(T) = R_0\left[1 + TCR(T - T_0)\right]} \qquad \text{(III-1)}$$

Où R(T) est la résistance à la température T considérée, R_0 la résistance à la température de référence T_0. Afin d'extraire la résistivité à partir du TCR, dans nos structures, il est nécessaire de faire les hypothèses suivantes :

- la ligne est constituée uniquement de cuivre, ce qui signifie que l'aspect conducteur de la barrière de diffusion est négligé.
- La résistivité obéit à la loi de Matthiessen : la résistivité totale de la ligne est la somme de la résistivité pure du cuivre (ρ_{Cu}) et d'une résistivité résiduelle (ρ_{res}), d'où l'expression de la résistivité apparente (ρ_{app}).

$$\rho_{app} = \rho_{Cu}(T) + \rho_{res} \qquad \text{(III-2)}$$

Seule la résistivité pure du cuivre, celle du matériau massif, dépend de la température. La résistivité résiduelle est elle due à la présence d'impuretés, de parois et de joints de grains ; elle est supposée indépendante de la température.

A partir des équations (III-1) et (III-2), le TCR peut être exprimé en fonction de la résistivité :

$$TCR_{25°C} = \frac{dR}{dT} / R_{25°C} = \frac{\rho_{Cu}(T) - \rho_{Cu}(25°C)}{\Delta T} \frac{1}{\rho_{Cu}(25°C) + \rho_{res}} \qquad \text{(III-3)}$$

Le premier terme de l'équation (III-3) est connu, il s'agit de la variation de la résistivité pure avec la température, α. On peut donc en déduire l'expression de la résistivité apparente du cuivre :

$$\rho_{app}(25°C) = \frac{\alpha}{TCR} \qquad \text{(III-4)}$$

Avec $\alpha = \frac{\Delta\rho}{\Delta T} = 6{,}61\ 10^{-5}$ Ohm.µm/°C [Schroder1983].

Ce qui permet de déterminer la section de la ligne (A_{Cu}) :

$$A_{Cu} = \frac{\rho_{app} L}{R} = \frac{\alpha}{TCR} \frac{L}{R} \qquad \text{(III-5)}$$

Sur la Figure III-3, sont représentées les valeurs de résistivité, déterminées à partir du TCR, en fonction de la largeur. La mesure a été faite sur des lignes ayant des épaisseurs de barrière métallique, t_b, différentes, et donc des sections de cuivre différentes. L'augmentation de la résistivité est observée quand la largeur de ligne diminue et, pour une largeur de ligne donnée, quand l'épaisseur de barrière augmente. Dans les deux cas, l'augmentation de la résistivité est bien due à une diminution de la section des lignes métalliques.

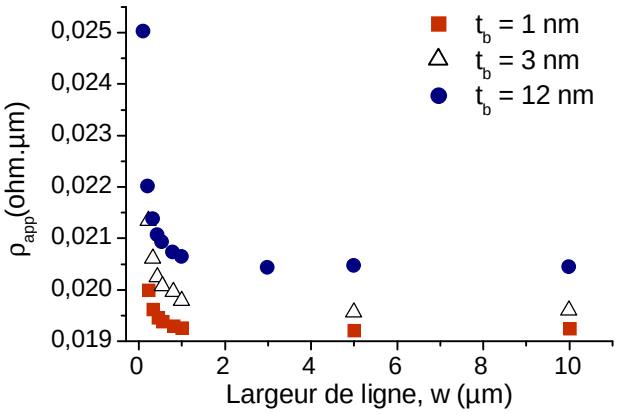


Figure III-3 : Evolution de la résistivité en fonction de la largeur de ligne

Il est ainsi confirmé que le TCR permet d'évaluer la résistivité des interconnexions et d'en extraire la section de cuivre. Cette mesure a l'avantage d'être non destructive, et facile à mettre en œuvre avant un test d'électromigration.

2.2.2 Caractérisation de la barrière en TaN/Ta

Dans tout ce qui précède, la conduction électrique par la barrière de diffusion a été négligée. Afin de confirmer cette hypothèse, la résistance carré de la barrière métallique a été mesurée. Il s'agit du rapport de la résistivité, ρ, sur l'épaisseur de la couche mesurée, t. Nous disposons pour cela de plaquettes de silicium sur lesquelles ont été déposés des bicouches de TaN/Ta de différentes épaisseurs. Préalablement, un dépôt de diélectrique a été effectué afin d'isoler électriquement la couche de TaN/Ta, du substrat en silicium. Comme l'illustre la Figure III-4, la mesure est faite avec quatre pointes alignées et équidistantes. Le courant est appliqué entre les deux pointes extérieures, 1 et 4, et la tension mesurée entre les deux pointes centrales, 2 et 3.

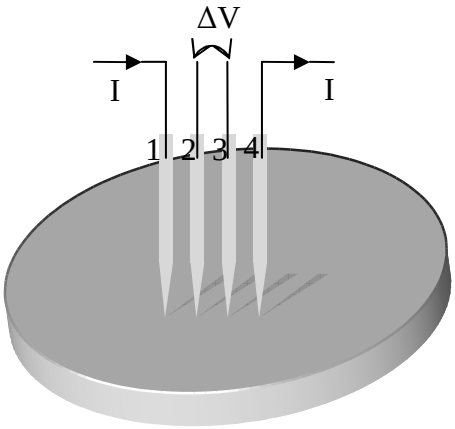


Figure III-4 : Configuration des pointes pour la mesure de la résistivité pleine plaque

Dans cette configuration l'expression de la résistance carrée est :

$$R_{carré} = \frac{\rho}{t} = \frac{\pi}{\ln 2}\frac{|\Delta V|}{I} \qquad \text{(III-6)}$$

Les mesures ont été réalisées, à température ambiante, sur 5 plaques ayant des épaisseurs, t_b, de TaN/Ta variant de 2 à 40 nm. Pour 3 épaisseurs, la mesure a été renouvelée à 125°C. A partir de la valeur de $R_{carré}$ mesurée et de l'épaisseur théorique de la couche, la résistivité de la barrière (ρ_b) a été calculée pour chacune des plaques. Les valeurs obtenues sont représentées sur la Figure III-5, en fonction de l'inverse de l'épaisseur.

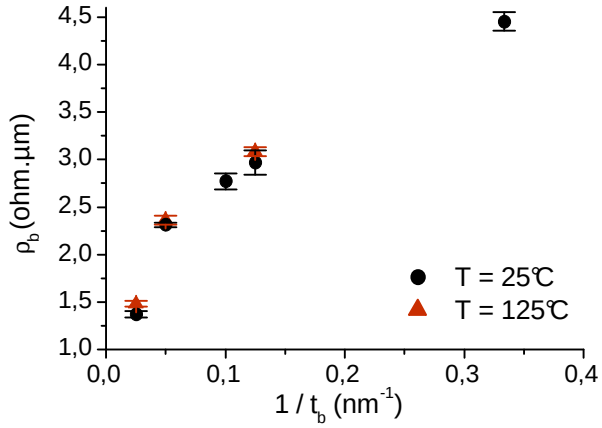


Figure III-5 : Résistivité de la barrière en TaN/Ta en fonction de l'épaisseur

Tout comme le cuivre, la barrière métallique montre une forte dépendance en fonction de l'épaisseur du dépôt. Par contre, contrairement au cuivre, aucune variation de la résistivité n'est observée avec la température. C'est un résultat cohérent avec la valeur de TCR du nitrure de tantale qui est négative [Wang2005] et celle du tantale en film mince qui serait très faible (inférieure à 0,0001 K^{-1}) [Belser and Hicklin2004].

L'épaisseur de TaN/Ta déposé sur les parois des lignes, dans la technologie 65 nm, est d'environ 7 nm ce qui correspond à une résistivité d'environ 3 ohm.µm.

3 Caractérisation de l'électromigration

3.1 Tests de durée de vie

Le test de durée de vie est la méthode la plus couramment utilisée chez les industriels de la microélectronique pour évaluer la fiabilité de leurs interconnexions. Le principe est d'accélérer la dégradation, par rapport aux conditions réelles de fonctionnement, en imposant une densité de courant et une température plus élevées. Ces dernières sont maintenues constantes au cours du test. Parallèlement, la résistance de la structure est mesurée afin de suivre la dégradation. Le temps à la défaillance, ou TTF (Time To Failure), est défini selon un critère d'augmentation de résistance, typiquement de 10%. Ce critère correspond à l'augmentation maximale du délai de propagation qui est jugé acceptable dans le circuit. Le nombre d'échantillons testés est établi pour atteindre une certaine précision sur la MTF, et sur les paramètres de Black [JESD63].

Les tests de durée de vie peuvent être réalisés, soit sur la plaque entière soit sur des puces prélevées montées en boîtiers.

3.1.1 Tests sur plaque

Les tests sont réalisés en mettant en contact les plots de la structure à tester avec des pointes métalliques. L'élévation de température de la ligne est obtenue par effet Joule avec l'application de fortes densités de courant, de 200 à 1000 mA/µm² pour des températures de lignes entre 200 et 400°C. L'évaluation préalable du TCR permet de déterminer la température réelle de la ligne. Il s'agit d'une valeur moyenne, car le profil de température de la ligne n'est pas uniforme. Les amenées de courant de la structure de test sont larges et dissipent la chaleur, créant ainsi un gradient thermique à chaque extrémité de la ligne [Federspiel2007].

Le principal avantage de cette méthode est un temps de test court, de quelques minutes à quelques heures. Ses principaux inconvénients sont la corrélation entre la température de la ligne et le courant qui complique l'extraction des paramètres de Black. De plus les gradients thermiques créent une divergence de flux de matière à l'origine de la dégradation et ajoutent une incertitude sur la température de la ligne au niveau de la défaillance.

3.1.2 Tests en boitiers

Afin de se rapprocher des conditions réelles de fonctionnement, les tests boitiers sont réalisés à des densités de courant limitées, et choisies telles que l'échauffement des lignes métalliques par effet Joule ne dépasse pas 5°C. La diminution du courant s'accompagne inévitablement d'un rallongement de la durée des tests, de l'ordre de la centaine d'heures par échantillon. Afin d'obtenir une statistique

suffisante, il faudrait plusieurs milliers d'heures au niveau plaquettes, où les puces sont testées en série. Afin de réduire le temps de test, les échantillons sont testés en parallèle. Des bancs spécifiques ont été développés pour ce type de test qui nécessite la mise en boitier de la structure à tester. Celle-ci est isolée du reste de la puce par découpage, et ensuite collée et câblée dans un boîtier céramique.

Les tests sont réalisés à des températures entre 200 et 350°C et des densités de courant typiquement comprises entre 5 et 50 mA/µm².

Les inconvénients de ce type de test sont : la durée qui s'échelonne de quelques jours à quelques semaines, et le coût généré par la mise en boitiers. Son principal avantage est de se rapprocher des conditions réelles de fonctionnement. En s'affranchissant des gradients thermiques, un mode de défaillance similaire à ce qui a lieu dans les conditions d'opération est attendu. Par ailleurs, température et courant sont indépendants, ce qui permet d'extraire les paramètres de Black avec une meilleure précision comparé aux tests plaquette.

3.1.3 Boitier ou Plaquette

Ces deux types de tests sont bien implantés dans le milieu industriel et répondent à deux objectifs différents. Les tests plaquettes, plus rapides, sont particulièrement adaptés au suivi des lots en production. Le but est de détecter toute dérive de la fiabilité des interconnexions. Néanmoins, les incertitudes liées à cette méthode ne permettent pas d'extrapoler les durées de vie en test pour calculer la durée de vie du circuit dans les conditions d'opération. Cette donnée est requise dans le cadre de la qualification des procédés de fabrication sur laquelle repose la garantie de fiabilité des produits. Pour cela il est nécessaire de réaliser des tests d'électromigration en boitier.

3.2 Méthodes complémentaires

Le critère de défaillance arbitraire, utilisé pour les tests de durée de vie, permet certes de garantir une durée de fonctionnement des interconnexions mais ne donnent aucune information sur la taille, la localisation ou sur la vitesse de croissance de la cavité, des informations qui peuvent grandement améliorer notre compréhension du phénomène. D'où la nécessité d'utiliser des techniques de caractérisation complémentaires.

3.2.1 Observation post-mortem

Une première méthode utile à la compréhension de l'électromigration est l'observation post-mortem du défaut, au moyen d'un microscope électronique à balayage (MEB). L'observation se fait en vue de dessus après retrait des couches supérieures ou en vue de côté après réalisation d'une coupe au FIB. Dans ce dernier cas, seule une petite zone de la ligne peut être observée.

Cette observation permet avant tout de connaitre la morphologie et la localisation de la cavité. Cela permet par ailleurs d'estimer la vitesse de déplacement du cuivre en mesurant la taille de la cavité et connaissant le temps de dégradation. L'idéal est de réaliser des mesures sur plusieurs échantillons arrêtés

à différents stades de la dégradation. Yan utilise pour cela une interconnexion en cuivre dans laquelle est enterrée une couche de tantale [Yan2006]. La croissance de la cavité est ainsi forcée entre la couche enterrée de Ta et la barrière de diffusion diélectrique. Sur la Figure III-6 se trouve un schéma de principe de la structure utilisée par Yan, ainsi qu'une observation au MEB de la cavité formée par électromigration.

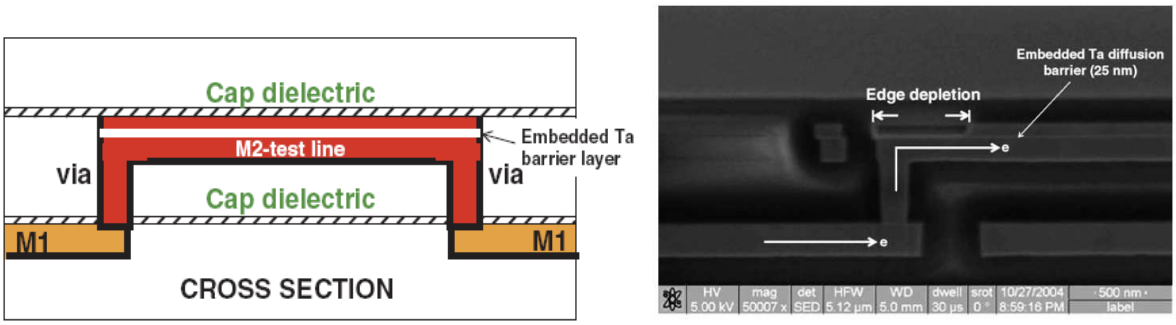


Figure III-6 : Interconnexion avec une couche de tantale enterrée [Yan2005]

En mesurant la longueur de la cavité à différents temps de dégradation et différentes températures, la vitesse de déplacement du cuivre et l'énergie d'activation de la dégradation peuvent être déterminées. L'intérêt de la structure est d'avoir des cavités dont la forme et la localisation sont communes aux différents échantillons. L'inconvénient est l'intégration de cette couche de tantale qui nécessite des étapes de fabrication supplémentaires.

3.2.2 Observation in-situ

Afin d'avoir une vue complète de la dégradation depuis la germination jusqu'à la défaillance finale de la ligne, il est intéressant de réaliser un test d'électromigration dans un MEB équipé d'un système permettant la connexion électrique de la structure de test. On parle de test in-situ. Les premières études in-situ remontent à la fin des années 60, la technique s'est ensuite fortement développée à la fin des années 90, à l'université de Stanford (USA). Aujourd'hui, peu de laboratoires sont équipés pour réaliser ce type de test. Il s'agit en effet d'un protocole expérimental difficile à mettre en œuvre. Il nécessite en particulier une préparation des échantillons pour permettre leur observation. La ligne de test est soit dépassivée pour une observation de dessus, soit une tranchée est creusée au FIB dans le diélectrique pour une inspection à partir du flanc de la structure. Dans les deux cas, une fine couche de diélectrique, de l'ordre de 100 nm, est conservée afin que la ligne conserve un certain confinement. En effet, nous avons vu au chapitre II que l'environnement mécanique a un très fort impact sur la cinétique de dégradation. Néanmoins, si la couche de diélectrique restante est trop épaisse, la qualité des images s'en trouve fortement réduite. Il s'agit donc là de trouver un compromis entre le confinement de la ligne et la qualité de l'image. Notons qu'aucune étude n'a été menée pour évaluer l'impact de la préparation sur le phénomène étudié. Il n'est donc pas exclu qu'un autre mode de dégradation intervienne au cours de ces

tests. Il est possible de conserver une épaisseur significative de la passivation (jusqu'à 1 µm) en utilisant un MEB à forte tension d'accélération, celui-ci émettant un faisceau d'électrons plus énergétique donc plus pénétrant (tension d'accélération de 120 kV contre 30 kV) [Doan1999].

3.2.3 Structure Hu-Kawasaki

La mesure de la vitesse de déplacement du cuivre, v_d, via les méthodes de caractérisations physiques est loin d'être aisée et n'offre généralement pas une statistique suffisante, d'où l'intérêt d'utiliser des méthodes électriques, complémentaires aux tests de durée de vie, afin de déterminer v_d.

Une première technique consiste à réaliser des tests d'électromigration boitiers sur une structure spécifique, celle de Kawasaki-Hu [Kawasaki and Hu1996]. Le schéma de principe de cette structure est représenté sur la Figure III-7(a) ; elle se compose d'une interconnexion au métal 1 (M1) reliée par des contacts disposés longitudinalement et d'une amenée de courant en silicium polycristallin dont la résistance est plus élevée que celle de la ligne de cuivre. Le chemin le moins résistif pour le courant passe donc par le contact à l'extrémité de la ligne. C'est à cet endroit que commence à se former la cavité qui croit ensuite le long de la ligne, dans le sens du flux d'électron, découvrant ainsi les contacts les uns après les autres. Sur la Figure III-7(b) est représentée l'évolution typique de résistance en fonction du temps obtenue sur ce type de structure. Chaque fois qu'un contact est ouvert, un saut de résistance est observé. Cette succession de sauts permet de suivre la croissance de la cavité. Connaissant la distance qui sépare chacun des contacts et le temps qui sépare deux sauts, il est ainsi possible de déterminer la vitesse de déplacement v_d.

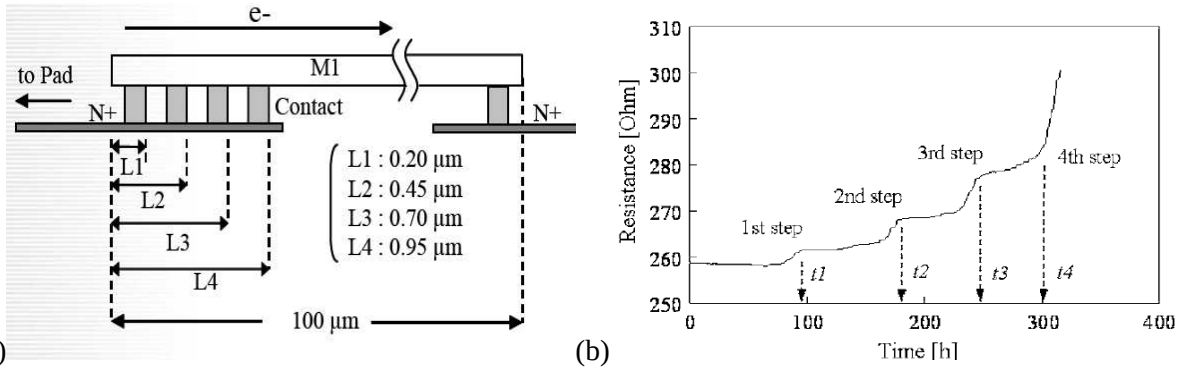


Figure III-7 : Structure de Kawasaki-Hu (a) schéma de principe et (b) évolution de résistance [Kawasaki and Hu1996]

A partir de la vitesse de déplacement mesurée, l'énergie d'activation et le produit de Blech peuvent être évalués [Yokogawa2002]. Pourtant, cette méthode reste encore peu utilisée, probablement parce qu'elle nécessite une structure spécifique.

3.2.4 Evolution de la résistance

Une alternative existe pour évaluer la vitesse de dégradation de manière électrique. Elle consiste à exploiter les courbes de résistance obtenues au cours des tests de durée de vie.

3.2.4.1 Interprétation des courbes R(t)

L'évolution de la résistance au cours du temps pendant un test d'électromigration est caractéristique du type de test et de l'architecture de l'interconnexion. Dans le cas d'un test plaquette, où de très fortes densités de courant sont injectées, l'augmentation de résistance est abrupte ; cela indique que la ligne est complètement rompue. Pendant la croissance de la cavité, la diminution de la section entraîne une augmentation locale de la densité de courant et de l'effet Joule. Cet emballement thermique cause la fusion des lignes.

Au niveau boîtier, l'augmentation de résistance est dite progressive. En réalité, tel que l'illustre la Figure III-8, l'évolution présente une première région où la résistance est constante, un saut et une région où la résistance augmente quasi-linéairement avec le temps. Cette suite d'événements est directement liée à la croissance de la cavité.

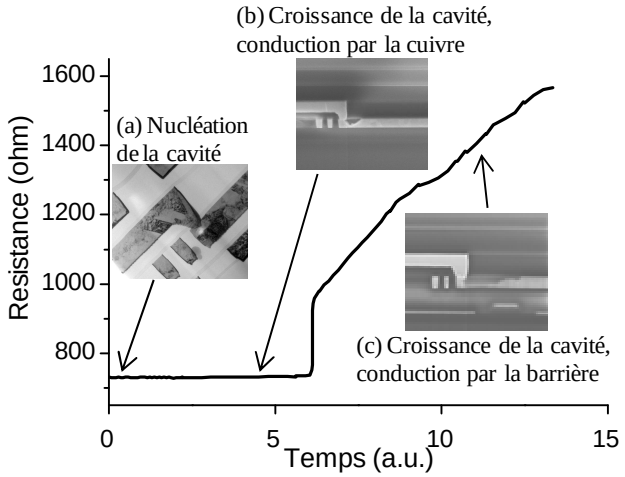


Figure III-8 : Evolution de la résistance et de la forme de la cavité en fonction du temps

Pendant la première phase (Figure III-8(a et b)), la cavité se forme et commence à croitre mais sa taille et sa forme sont telles, qu'elle n'est pas détectable électriquement. La conduction du courant est assurée par le cuivre et la réduction locale de la section n'est pas suffisante pour affecter la résistance de l'interconnexion mesurée. C'est pourquoi, cette dernière est constante pendant toute cette phase.

Dès que la cavité occupe toute la section de la ligne, le passage du courant est forcé à travers la barrière de diffusion métallique, qui est conductrice. Sa résistivité est près de 100 fois plus élevée que celle du cuivre, d'où l'augmentation brutale de résistance observée.

Dès lors, la mesure correspond à la résistance de la ligne de cuivre en série avec la résistance de la barrière métallique. Cette dernière dépend de la longueur de la cavité, qui continue à croître, puisque la conduction du courant est assurée par la barrière. C'est pourquoi, pendant la dernière phase une augmentation progressive de la résistance est observée (Figure III-8(c)).

3.2.4.2 Corrélation résistance électrique, taille de cavité

L'évolution typique de la résistance que nous venons de décrire peut être mise en équation, en faisant les hypothèses suivantes :

- la cavité est de forme rectangulaire et occupe toute la section transversale de la ligne,
- après le saut, la cavité croit longitudinalement, sans changement de forme, tel que la schématise la Figure III-9.

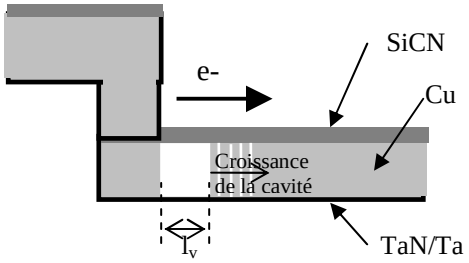


Figure III-9 : Représentation schématique de la croissance de la cavité après le saut en résistance

De manière générale, la résistance mesurée à partir du saut, peut être exprimée en fonction de la longueur de la cavité et des propriétés de la barrière [Lee2005, Li2005] :

$$R(t) = \frac{\rho_{Cu}(L - l_v(t))}{A_{Cu}} + \frac{\rho_b l_v(t)}{A_b} \qquad \text{(III-7)}$$

l_v, ρ_b et A_b sont respectivement la longueur de la cavité, qui dépend du temps, la résistivité et la section de la barrière.

La longueur de la cavité l_v étant en général négligeable devant la longueur de la ligne de test L, on peut en déduire l'expression de l'augmentation de résistance ΔR :

$$\Delta R(t) = R(t) - R_{init} = \frac{\rho_{Cu}(L - l_v(t))}{A_{Cu}} + \frac{\rho_b l_v(t)}{A_b} - \frac{\rho_{Cu} L}{A_{Cu}} \propto \frac{\rho_b l_v(t)}{A_b} \qquad \text{(III-8)}$$

Où R_{init} est la résistance initiale de la ligne, c'est-à-dire en début de test. Après le saut en résistance, on peut donc évaluer la longueur de la cavité à partir de l'équation (III-8)

L'observation FIB/MEB d'un échantillon testé en électromigration, et dont la valeur de ΔR est connue, nous a permis d'ajuster les paramètres de la barrière métallique : son épaisseur, t_b et sa résistivité, ρ_b. Le Tableau III-1 récapitule ces valeurs et les autres paramètres nécessaires pour calculer la longueur de cavité à partir de l'augmentation de résistance ΔR, et de (III-13)l'équation (III-8).

Ligne de cuivre	Résistivité, ρ_{Cu} (à 25°C)	0,025 ohm.µm
	Largeur, w	90 nm
	Epaisseur, h	180 nm
	Longueur, L	250 µm

Barrière de diffusion métallique (TaN/Ta)	Résistivité, ρ_b (à 25°C)	3,5 ohm.µm
	Epaisseur, t_b	6nm

Tableau III-1 : Paramètres caractéristiques d'une interconnexion au métal 1, dans la technologie 65 nm

Pour des échantillons arrêtés à différents stade de la dégradation, c'est-à-dire différents ΔR, les longueurs de cavité ont été calculées avec les paramètres du Tableau III-1. Puis des observations FIB/MEB ont été réalisées sur ces mêmes échantillons, afin de mesurer la longueur de cavité. Comme le montre la Figure III-10, il y a une très bonne corrélation entre les valeurs calculées et mesurées.

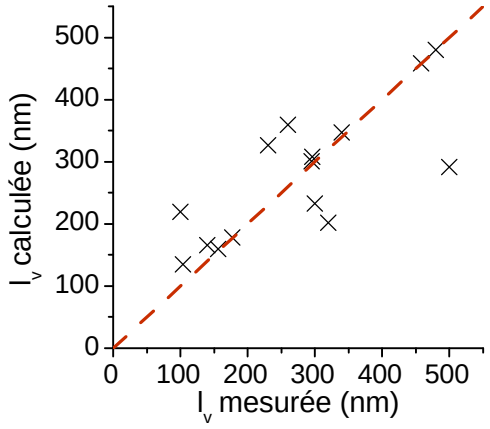


Figure III-10 : Comparaison des longueurs de cavités calculées, à partir de l'augmentation de résistance, et mesurées par FIB/MEB

Les écarts observés sur la Figure III-10 entre calcul et mesure sont attribués à la forme réelle de la cavité et/ou aux variations locales de l'épaisseur de la barrière. Ces points seront discutés plus en détails dans un prochain paragraphe.

En résumé, lors de tests boitiers, l'augmentation de résistance nous permet de remonter à la taille de la cavité. Le suivi de l'évolution de la résistance au cours du temps (que nous nommerons par la suite courbes R(t)) est donc susceptible d'apporter des informations concernant la cinétique de dégradation, en complément du temps à la défaillance.

3.2.4.3 Définition des paramètres R_{saut} et R_{pente}

Sur la Figure III-11 nous avons défini deux paramètres : R_{saut} et R_{pente}, qui sont respectivement la hauteur du saut en résistance et le coefficient directeur de l'augmentation progressive de résistance.

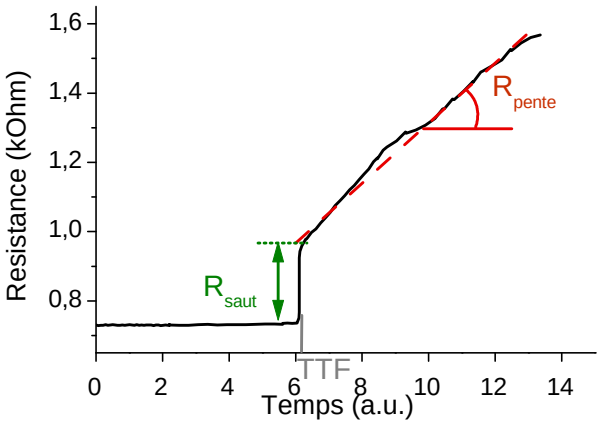


Figure III-11 : Identification des paramètres extraits des courbes R(t) (TTF, R_{saut}, R_{pente})

Le moment où R_{saut} est mesuré correspond au premier instant où la cavité est détectée d'un point de vue électrique. Pour tous les échantillons testés R_{saut} est supérieur au 10% d'augmentation de résistance choisi comme critère de défaillance. Le temps où R_{saut} est mesuré correspond donc au temps à la défaillance (TTF). A partir de R_{saut} on peut donc déterminer la taille critique de la cavité, l_c, pour laquelle la défaillance de l'interconnexion est détectée. D'après l'équation (III-8) qui relie l'augmentation de résistance de la ligne à la taille de la cavité, on peut en déduire l'expression de R_{saut} :

$$\boxed{R_{saut} = \frac{\rho_b l_c}{A_b}} \qquad \text{(III-9)}$$

Dans l'équation (III-7), seule la longueur de cavité évolue avec le temps. Le coefficient directeur de la droite s'exprime donc par :

$$R_{pente} = \frac{\partial R(t)}{\partial t} = \left(\frac{\rho_b}{A_b} - \frac{\rho_{Cu}}{A_{Cu}} \right) \frac{\partial l_v}{\partial t} \qquad \text{(III-10)}$$

Le terme $\frac{\partial l_v}{\partial t}$ n'est autre que la vitesse de déplacement du cuivre, v_d. En remarquant que le rapport résistivité sur section de la barrière est près de 500 fois supérieur à celui du cuivre, l'équation peut se simplifier en :

$$\boxed{R_{pente} = \frac{\rho_b v_d}{A_b}} \qquad \text{(III-11)}$$

R_{pente} est donc directement proportionnel à la vitesse de dégradation v_d.

4 Protocole expérimental

STMicroelectronics Crolles étant équipé d'un banc de test d'électromigration en boitier, l'étude que nous avons réalisée est basée sur les tests de durée de vie. Nous avons choisi de systématiquement analyser l'évolution de la résistance au cours du temps. En complément, pour certains échantillons, des observations FIB/MEB (ou MET) de la cavité ont été réalisées.

4.1 Description du banc de test

Le banc de test est constitué d'un ensemble d'étuves dans lesquelles viennent se positionner des cartes spécifiques. Chaque carte est munie de 16 emplacements possédant chacun une source de courant et un voltmètre indépendants. L'ensemble du système est piloté par un programme informatique qui contrôle le courant injecté et régule la température.

Outre les conditions de test l'utilisateur doit spécifier le critère d'arrêt et la fréquence d'acquisition des données. Le critère d'arrêt est généralement fixé à 100% d'augmentation de résistance, afin de pouvoir observer la partie progressive quasi-linéaire de la courbe R(t). L'enregistrement des données est défini suivant un critère d'augmentation de résistance et un intervalle de temps. Le premier est typiquement fixé à 1 ou 2 %, on s'assure ainsi d'avoir suffisamment de points de mesure pendant la partie progressive. Le second peut varier de quelques minutes à plusieurs heures, en fonction de la durée totale de test estimée.

4.2 Exploitation des courbes R(t)

Une routine a été développée afin d'extraire de manière automatique les paramètres R_{saut} et R_{pente} que nous avons définis sur la Figure III-11. R_{pente} est proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre, v_d, qui, nous avons vu au paragraphe II-4.2, dépend de la température et de la densité de courant. Suivre l'évolution de R_{pente} avec ces deux paramètres devrait permettre d'étudier la cinétique de dégradation par électromigration. C'est le principe de base de la méthode que nous avons développée, baptisée « méthode des pentes ». Elle consiste à faire varier la température et/ou le courant pendant le régime progressif de la courbe R(t). La Figure III-12 est un exemple de l'évolution de résistance obtenue avec ce type de test et l'évolution de R_{pente} avec la température correspondante.

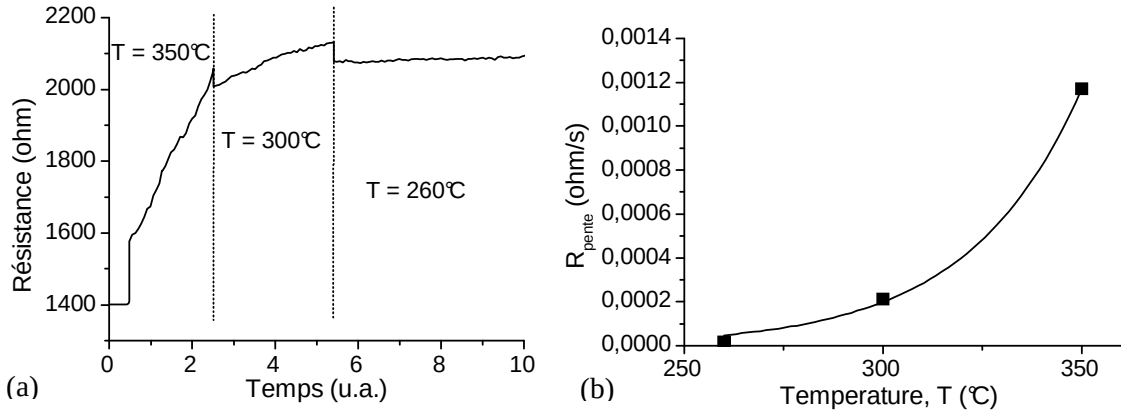


Figure III-12 : Evolutions de la résistance et de R_{pente} avec la température par la méthode des pentes

On est ainsi capable de suivre, sur un même échantillon, l'évolution de R_{pente} avec les conditions de test, d'où le nom de la méthode.

4.3 Erreurs de mesures

4.3.1 Erreurs liées au banc de test

Les variations de température et de courant au sein de l'étuve peuvent avoir un impact sur les résultats des tests. La température est la principale source d'erreur. En particulier, l'inhomogénéité à l'intérieur d'une étuve peut être une source de dispersion des résultats, car la température de chaque échantillon est fonction de leur emplacement dans l'étuve. Selon les spécifications du fabricant, l'erreur de température peut atteindre 7°C, pour une consigne de 300°C. Pour évaluer correctement la dispersion en température, il serait nécessaire d'en faire une mesure précise, à l'aide d'un thermocouple par exemple, à chacun des emplacements de l'étuve. C'est un travail fastidieux en particulier si l'on considère que plusieurs dizaines d'étuves ont été utilisées. Par ailleurs, l'inhomogénéité peut évoluer dans le temps, il n'y a donc aucun moyen de connaître précisément la température de test d'un échantillon.

Il est possible de mettre en évidence cette dispersion de température en comparant les valeurs de TCR mesurées en boitiers à celles mesurées sur plaque, avec un testeur sous pointe. Ce dernier a une meilleure homogénéité en température (il s'agit d'une plaque chauffante sur laquelle est déposée la plaque entière). Sur la Figure III-13, les TCR sont tracés en fonction de la résistance à température ambiante ; les mesures ont été faites sur une même plaque, sur des structures de 0,09 et 3 μm de large.

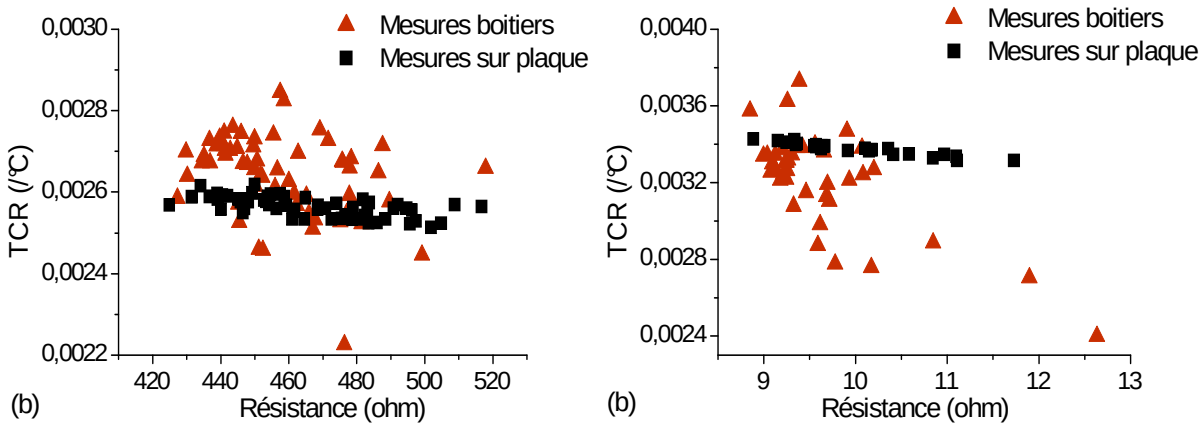


Figure III-13 : Comparaison des TCR mesurés en boitiers et sur plaque (a) w = 90 nm, (b) w = 3 µm

Quelle que soit la largeur considérée, on remarque une dispersion plus importante des TCR mesurés au niveau boitier. Dans les deux cas la résistance a été mesurée en 4 pointes pour s'affranchir des résistances de contact, on en déduit donc que la dispersion sur le TCR est principalement due à une erreur de mesure de la température.

4.3.2 Limites et erreurs sur l'analyse des R(t)

Comme nous l'avons montré précédemment, la croissance d'une cavité est associée à une augmentation de résistance suivant idéalement une marche abrupte (R_{saut}) puis une augmentation quasi linéaire (R_{pente}), à partir desquels les paramètres physiques sont extraits. Nous allons développer dans ce qui suit, tous les écarts possibles par rapport à cette évolution théorique et toutes les erreurs résultantes sur l'extraction des paramètres.

- Limites

L'analyse des R(t) nécessite d'avoir une augmentation progressive de la résistance. C'est cette exigence qui va délimiter les conditions d'utilisation de la méthode.

L'interprétation des courbes R(t) est possible dans la mesure où la croissance d'une cavité ne génère pas d'ouverture complète du circuit. La présence d'une barrière de diffusion suffisamment conductrice permet de maintenir la continuité électrique, même en présence d'une cavité occupant toute la section de la ligne de cuivre. L'analyse des courbes R(t) est donc actuellement possible pour toutes les technologies cuivre jusqu'au nœud 45 nm, puisqu'elles intègrent toutes une barrière à base de tantale. A partir de 32 nm, une nouvelle barrière métallique sera très probablement intégrée. Nous avons déjà cité l'exemple du ruthenium. Ru étant conducteur, l'étude des courbes R(t) resterait a priori possible, mais devrait probablement être adaptée. En effet, avec la barrière actuelle, l'analyse est grandement facilitée par l'hypothèse que la résistivité de la barrière n'évolue pas avec la température. Cela restera à vérifier avec le matériau qui sera choisi pour remplacer le Ta.

L'analyse des R(t) est actuellement limitée par la largeur de la ligne étudiée. En effet, la barrière doit pouvoir transporter le courant de test, mais la densité de courant dans la barrière y augmente plus vite que dans la ligne. A titre d'exemple, pour une largeur de ligne de 90 nm il y a un facteur 5 entre les densités de courant transportées par la ligne et par la barrière. Ce facteur passe à 20 pour une largeur de ligne de 1 µm. Nous verrons plus en détails l'effet de la largeur de ligne au prochain chapitre.

- Erreurs

Pour les échantillons qui présentent l'augmentation progressive de résistance attendue, la forme et la position de la cavité sont les deux principales sources d'erreurs sur l'extraction et/ou l'interprétation des paramètres R_{saut} et R_{pente}.

L'augmentation de résistance mesurée correspond à la portion de la barrière de diffusion métallique qui entoure la cavité et assure la conduction du courant. Considérons la cavité schématisée sur la Figure III-14, qui présente un front incliné. Seule la part de la cavité qui a rejoint la barrière métallique génère une augmentation de résistance. Cela correspond à la zone blanche, de longueur l_v, sur la figure. L'extrémité de la cavité, la zone hachurée sur la figure, n'est pas détectée électriquement, c'est-à-dire qu'elle ne participe pas à l'augmentation de la résistance.

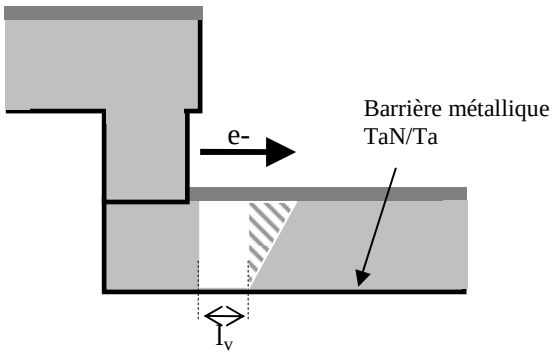


Figure III-14 : Influence de la forme de la cavité sur l'analyse des courbes R(t)

La forme de la cavité pendant sa croissance peut aussi compromettre l'extraction de R_{pente}. Certains échantillons présentent une évolution progressive en escalier. La Figure III-15 donne les évolutions de résistance obtenues pour deux échantillons semblables, testés dans les mêmes conditions. Le premier échantillon, dont la courbe R(t) est tracée en trait plein, montre deux sauts en résistance. Après le premier saut, la résistance augmente quelques instants de façon linéaire avant de saturer. La résistance est alors constante jusqu'au deuxième saut, après lequel l'augmentation progressive de résistance reprend. Le second échantillon présente l'évolution de résistance linéaire attendue (courbe en pointillés).

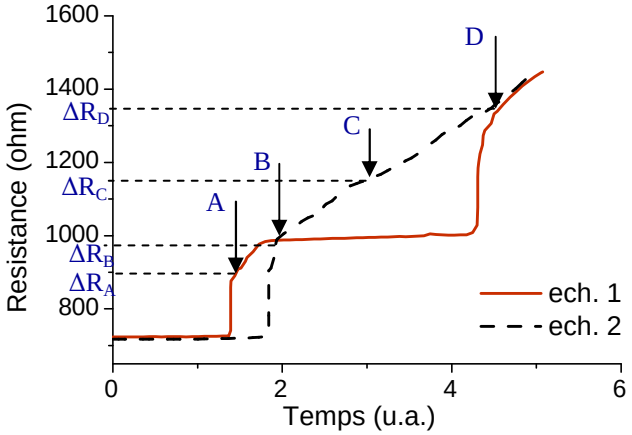


Figure III-15 : Courbes R(t) avec une évolution classique linéaire et en « escalier »

Nous avons mentionné au chapitre précédent (paragraphe 4.2.4) que Hu attribue ce type de courbes en « escalier » à deux modes distincts de croissance : la croissance par déplacement du front pendant les parties progressives et la croissance par consommation d'un grain pendant les plateaux [Hu2006]. Le plateau observé sur l'échantillon 1 est donc un effet de la forme de la cavité. Afin d'illustrer ce propos, nous avons schématisé les formes de cavités pour chacun des échantillons sur la Figure III-16. Il s'agit des formes probables, que l'on peut déduire de l'évolution des R(t), pour différents temps de dégradation tels que définis sur la Figure III-15.

	A	B	C	D
ech. 1 (« escalier »)	$l_{vA}=l_{c1}$ $\Delta R_A=\rho_b l_{vA}/A_b$	l_{vB} $\Delta R_B=\rho_b l_{vB}/A_b$	l_{vB} $\Delta R_B=\rho_b\, l_{vB}/A_b$	l_{vD} $\Delta R_D=\rho_b l_{vD}/A_b$
ech. 2 (linéraire)	$\Delta R_A=0$	$l_{vB}=l_{c2}$ $\Delta R_B=\rho_b l_{vB}/A_b$	l_{vC} $\Delta R_C=\rho_b l_{vC}/A_b$	l_{vD} $\Delta R_D=\rho_b l_{vD}/A_b$

Figure III-16 : Représentation des cavités à différents temps

Il est possible d'évaluer la valeur de R_{pente} sur une courbe « en escalier », à condition de moyenner l'augmentation de résistance sur plusieurs marches. Il est nécessaire pour cela d'avoir un critère d'arrêt adapté. Les valeurs de R_{pente} des deux échantillons semblent identiques, ce qui suggère la même vitesse de déplacement du cuivre ; on peut en effet remarquer sur la Figure III-15 que les courbes R(t) se superposent en fin de test.

5 Traitement des données

5.1 Traitement statistique des durée de vie

L'objectif des tests de durée de vie est d'être capable de prédire le temps de fonctionnement d'un produit à partir des temps à la défaillance (TTF) mesurés aux conditions accélérées. Il est donc nécessaire de connaître le modèle permettant d'extrapoler les TTF mesurés aux conditions de fonctionnement. Il s'agit du modèle de Black qui a été introduit au paragraphe II-5.

Outre la connaissance du modèle d'accélération en température et courant, il faut connaitre la loi de distribution des TTF. En effet, les tests de durée de vie sont faits sur un nombre limité d'échantillons, mais au niveau du circuit, il suffit qu'une seule ligne défaille pour que le circuit ne soit plus fonctionnel. C'est pourquoi les fabricants de circuits intégrés garantissent à leurs clients une durée de vie minimum de leurs composants pour un taux de défaillance donné. Ce taux est choisi arbitrairement entre 0,01% et 0,1%, suivant les recommandations du standard industriel, permettant ainsi de prendre en compte la dispersion des durées de vie. Bien évidemment, il est extrêmement difficile de déterminer expérimentalement les temps à la défaillance à ces taux pour des raisons de contrainte de temps et de matériels. Par exemple, pour obtenir un taux de 0,1%, il faut tester une population de 1000 échantillons minimum. Il est possible de faire une extrapolation à partir d'un nombre limité d'échantillons à condition de connaitre la loi de probabilité qui décrit le mieux la répartition des temps à la défaillance.

5.1.1 Principe

La base de l'analyse statistique est la fonction mathématique, appelée densité de probabilité, qui décrit la distribution d'une variable. D'un point de vue mathématique, la densité de probabilité d'une variable X est la fonction f(x) qui définit la probabilité que la valeur de X soit comprises entre deux nombres a et b, avec $a \leq b$:

$$P(a \leq X \leq b) = \int_a^b f(x)dx \text{ avec } f(x) \geq 0 \text{ pour tout x} \qquad \text{(III-12)}$$

Sur la Figure III-17 est représentée la densité de probabilité f(x) dans le cas d'une distribution normale. La partie grisée correspond à la probabilité que la variable X prenne une valeur dans l'intervalle [a,b] ; il s'agit de l'aire sous la courbe définie par la fonction f(x).

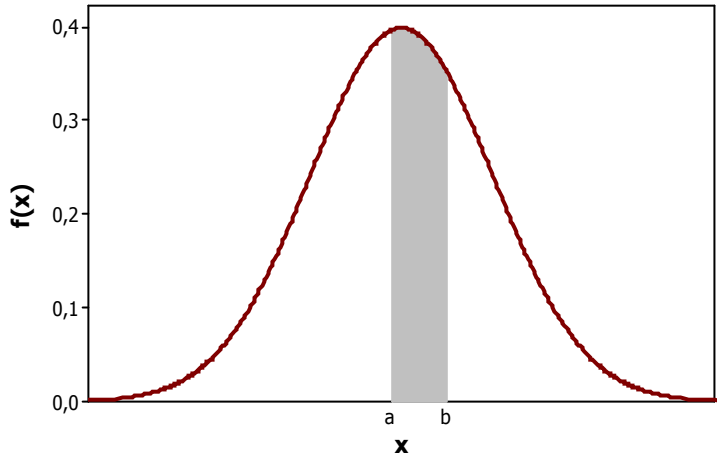


Figure III-17 : Représentation graphique de la fonction densité de probabilité d'une distribution normale

En fiabilité, la fonction f(x) correspond à la fréquence relative d'une défaillance en fonction du temps d'utilisation.

Une autre représentation est possible avec la probabilité cumulée F(x), qui est définie à partir de la fonction densité de probabilité suivant l'équation (III-13) :

$$F(x) = P(X \leq x) = \int_{0,-\infty}^{x} f(s)ds \qquad \text{(III-13)}$$

F(x) représente la probabilité que la valeur observée X soit au maximum égale à x. La probabilité cumulée F(x) est représentée sur la Figure III-18.

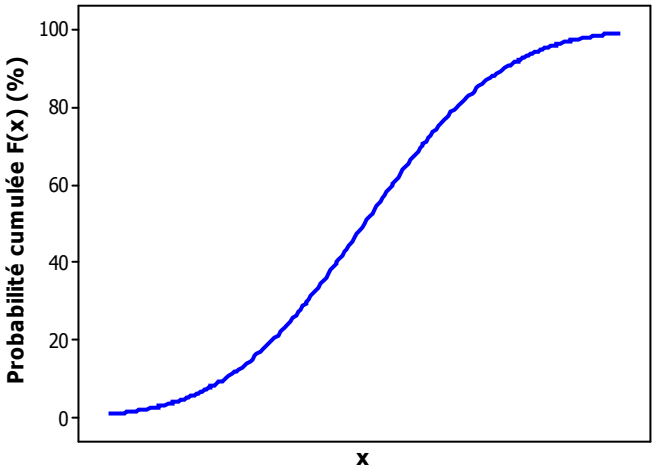


Figure III-18 : Représentation graphique de la probabilité cumulée

En fiabilité, la fonction F(x) permet de mesurer la probabilité que la défaillance ait lieu avant un temps donné.

Il existe différentes lois statistiques dont le choix dépend de la variable étudiée, ou dans le cas des tests de durée de vie, du phénomène de dégradation étudié. Ces lois font intervenir un certain nombre de paramètres caractéristiques à estimer pour que la fonction représente au mieux la variable étudiée.

5.1.2 Distribution lognormale des temps à la défaillance

Concernant l'électromigration, la distribution des temps à la défaillance est supposée suivre une loi lognormale, dont la densité de probabilité, f(t), et la probabilité cumulée, F(t), sont les suivantes :

$$f(t) = \frac{1}{s_d t\sqrt{2\pi}}\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{\ln(TTF)-\ln(MTF)}{s_d}\right)^2\right) \quad \text{(III-14)}$$

$$F(t) = \int_0^t f(t')dt' \quad \text{(III-15)}$$

Où TTF est le temps à la défaillance, MTF le temps médian à la défaillance, et s_d l'écart-type ou déviation standard. Ces deux derniers paramètres sont caractéristiques de la distribution. Une variable aléatoire suit une distribution lognormale, si le logarithme de cette variable est distribué normalement. La densité de probabilité d'une distribution lognormale est représentée sur la Figure III-19.

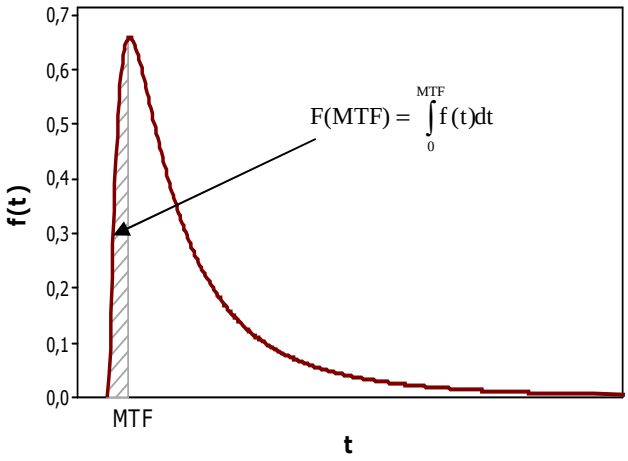


Figure III-19 : Représentation de la fonction densité de probabilité d'une distribution lognormale

Par la suite, nous utiliserons la représentation de « Henry » qui permet de linéariser graphiquement la probabilité cumulée F(t) avec t, et offre ainsi une lecture rapide du temps médian à la défaillance, MTF, et de la déviation standard, s_d. Elle permet en outre de constater les écarts entre les données expérimentales et la loi lognormale. Cette représentation consiste à tracer F(t) en échelle gaussienne en fonction du logarithme du temps à la défaillance. Un exemple d'une droite de Henry est donné sur la Figure III-20.

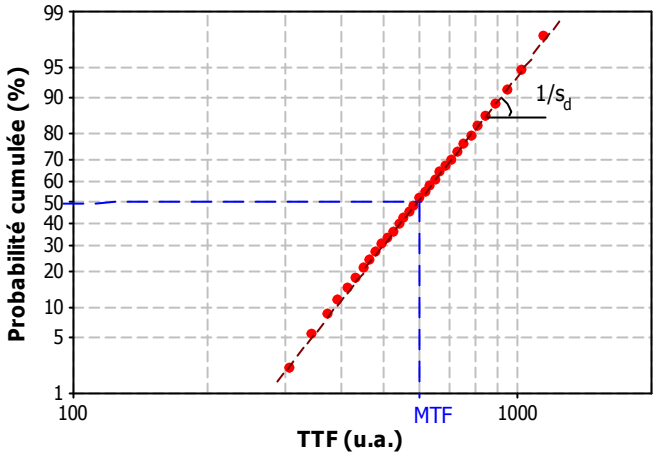


Figure III-20 : Représentation de Henry des TTF

5.1.3 Intervalles de confiance

La notion d'intervalle de confiance est fondamentale car, pour déterminer la fiabilité de l'ensemble des interconnexions d'un circuit, nous ne travaillons qu'avec un échantillonnage fini. Nous n'obtenons donc qu'une estimation de la probabilité de défaillance et de la déviation standard. C'est pourquoi il est important de quantifier la confiance que nous pouvons porter à ces paramètres. En effet, si une même condition de test était réalisée sur plusieurs populations d'échantillons, les paramètres caractéristiques des distributions obtenues seraient légèrement différents. On définit donc des bornes entre lesquelles ces paramètres ont la plus grande chance de se trouver. Sur la Figure III-21, est donné l'exemple d'un intervalle de confiance à 90% ; cela signifie que les valeurs de MTF mesurées ont une probabilité de 90% d'être comprises entre les bornes définies MTF1 et MTF2.

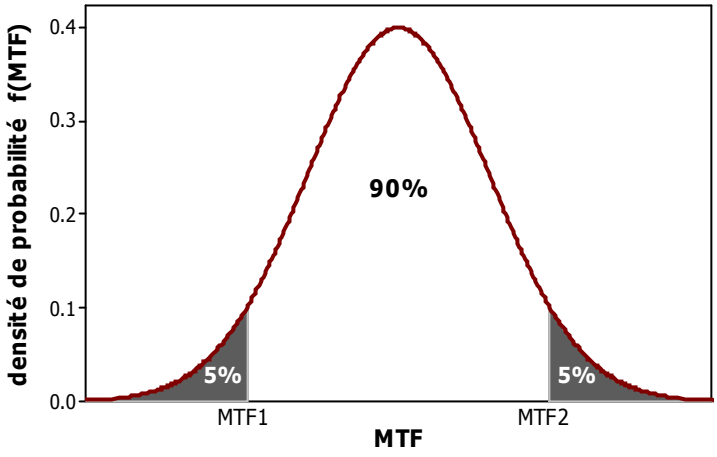


Figure III-21 : Intervalle de confiance à 90% pour une distribution normale

Les intervalles de confiance sur MTF et s_d peuvent être déterminés mathématiquement, par exemple avec la méthode des moindres carrés. En pratique, nous avons utilisé un logiciel du commerce pour les

évaluer. Sur la Figure III-22 est tracée une distribution lognormale avec ses intervalles de confiance (les courbes extérieures), en représentation de Henry.

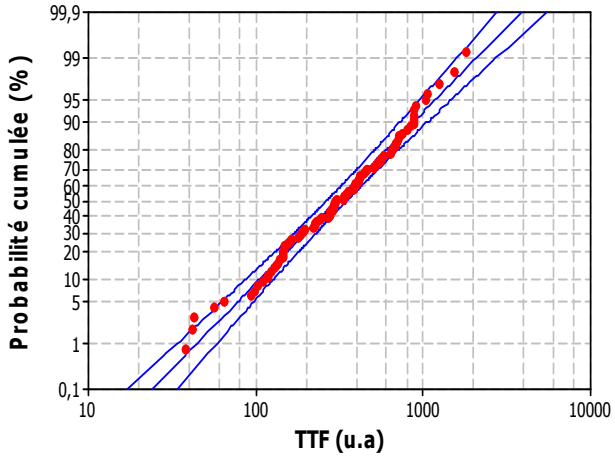


Figure III-22 : Distribution de TTF ajustée par une loi lognormale avec des intervalles de confiance à 90%

Un élargissement de l'intervalle de confiance est observé aux faibles et forts pourcentages. Cela est dû au calcul de cet intervalle qui tient compte à la fois de l'erreur d'estimation sur MTF et sur s_d.

5.1.4 Distributions de R_{saut} et R_{pente}

Contrairement aux TTF qui sont systématiquement étudiés lors des tests d'électromigration, les paramètres R_{saut} et R_{pente} font rarement l'objet d'études quantitatives. Tout comme les TTF, il existe une certaine dispersion des valeurs mesurées entre les échantillons. Par analogie au traitement statistique des TTF, nous nous sommes donc intéressés à la répartition de ces valeurs pour définir par quelles lois les distributions de R_{saut} et R_{pente} sont les mieux représentées.

L'histogramme des valeurs de R_{saut}, mesurées sur une centaine d'échantillons, est représenté sur la Figure III-23. Un bon ajustement des valeurs est obtenu avec une distribution lognormale.

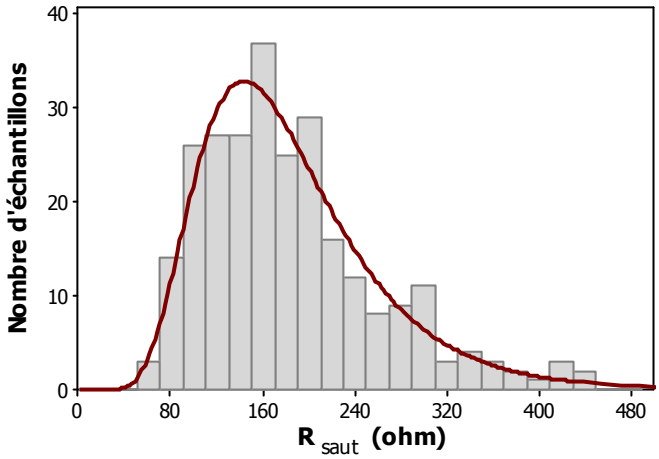


Figure III-23 : Histogramme des R_{saut} ajusté par une distribution lognormale

L'histogramme des valeurs de R_{pente}, mesurées sur une soixantaine d'échantillons, est représenté sur la Figure III-24. Les valeurs sont là encore ajustées par une distribution lognormale. Il est logique de retrouver le même type de distribution que celles des TTF puisque le TTF est inversement proportionnel à la vitesse de dégradation.

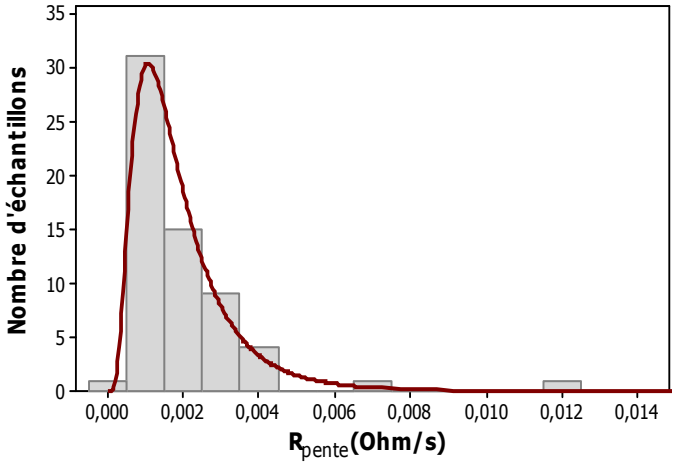


Figure III-24 : Histogramme des R_{pente} ajusté par une distribution lognormale

Les dispersions observées dans les deux cas sont en partie dues aux erreurs de mesure et à la dispersion naturelle des paramètres. Pour donner un ordre de grandeur, la déviation standard sur la distribution des R_{saut} est entre 0,3 et 0,4. Pour R_{pente}, s_d peut varier entre 0,2 et 0,5. Pour les temps à la défaillance, TTF, la déviation standard est autour de 0,4.

6 Extrapolation aux conditions d'opération

Nous connaissons maintenant la loi qui va nous permettre de déterminer le TTF aux faibles taux de défaillance, mais il faut au préalable extrapoler les durées de vie obtenues par les tests accélérés aux conditions d'opération. Le passage se fait par l'utilisation de la loi semi-empirique de Black qui relie le temps médian à la défaillance d'une population d'échantillons aux conditions de test :

$$MTF = Aj^{-n} \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right) \qquad \text{(III-16)}$$

Nous rappelons que A est un paramètre dépendant de la microstructure, n l'exposant de densité de courant et E_a l'énergie d'activation apparente caractérisant l'ensemble des chemins de diffusion à l'origine de la dégradation.

6.1 Extraction des paramètres de Black

6.1.1 Méthode classique : MTF

La méthode usuelle pour extraire les paramètres E_a et n est d'effectuer des tests de durée de vie à différentes conditions de température et de courant. Les paramètres de Black sont obtenus à partir des temps médians à la défaillance pour chacune de ces conditions. Pour cela, il faut auparavant linéariser l'équation de Black.

$$\ln(\mathrm{MTF}) = \ln(A_b) - n\ln(j) + E_a / kT \qquad \text{(III-17)}$$

Dans la pratique, une série de tests est réalisée à courant constant et à différentes températures pour extraire E_a. Ainsi sur un tracé en échelle logarithmique, des temps à la défaillance en fonction de 1/kT, le coefficient directeur de la droite obtenue par régression linéaire nous donne la valeur de E_a. Similairement, les durées de vie obtenues à température constante, sont tracées en échelle logarithmique en fonction de la densité de courant ; la pente de la droite ainsi trouvée est la valeur de n cherchée.

La précision sur les paramètres de Black va dépendre à la fois du nombre d'échantillons testés et des conditions de tests choisies, c'est-à-dire de la précision sur le MTF, du nombre de température, ou de courant, auxquelles il est extrait et enfin de l'écart entre chaque condition.

6.1.2 Alternative : valeur médiane des R_{pente}

Nous avons vu au paragraphe 4.2 que le paramètre R_{pente} est proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre, v_d. Pour le cuivre, le temps de nucléation de la cavité est négligeable devant le temps de croissance. Ainsi la durée de vie est inversement proportionnelle à v_d et par conséquent à R_{pente}. Il est donc possible de substituer au MTF, la valeur médiane de R_{pente} pour déterminer les paramètres de Black, suivant l'équation.

$$\boxed{R_{pente} \propto \frac{1}{\mathrm{MTF}} = \frac{1}{A} j^n \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right)} \qquad \text{(III-18)}$$

Il est intéressant de remarquer que l'expression de la vitesse de déplacement diffère de l'équation, semi-empirique de Black par une dépendance supplémentaire en température : le terme ρ/kT. En toute rigueur l'expression du paramètre R_{pente} est donc :

$$R_{pente} \propto v_d = \frac{D_{eff}}{kT}\exp\left(\frac{-E_a}{kT}\right)\left(Z^* e\rho j - \Omega\frac{\Delta\sigma}{L}\right) \qquad \text{(III-19)}$$

Le paramètre ρ/kT présente une variation faible par rapport au terme exponentiel ; il peut donc être négligé. Finalement, les valeurs de paramètres de Black déterminées à partir des pentes sont en accord avec celles extraites à partir des durées de vie médianes, obtenues sur les mêmes échantillons[Lee2005, Li2005].

6.2 Extrapolation aux conditions d'opération

Connaissant le modèle d'extrapolation et la loi de probabilité, il est maintenant possible d'extrapoler aux conditions d'opération :

$$MTF_{op} = MTF_{test}\left(\frac{j_{test}}{j_{op}}\right)^{n} \exp\left(\frac{E_a}{k}\left(\frac{1}{T_{test}} - \frac{1}{T_{op}}\right) + Gs_d\right) \qquad \text{(III-20)}$$

j_{test}, T_{test}, j_{op}, T_{op} sont respectivement les densités de courant et températures pendant le test et aux conditions d'opération, G est la probabilité cumulée rapportée à un nombre de déviation standard (un G de 3 correspond à un taux de 0,1%).

La durée de vie extrapolée à partir de (III-20) dépend linéairement du MTF et exponentiellement des paramètres de Black et de la déviation standard. La précision de l'extrapolation est donc limitée par la précision sur les paramètres de Black. Quant à la durée de vie, à un taux de défaillance donnée, elle dépend fortement de la déviation standard, s_d. Sur la Figure III-25, deux distributions lognormales ont été simulées, la première avec un faible MTF et un faible s_d, la seconde avec un fort MTF et un fort s_d.

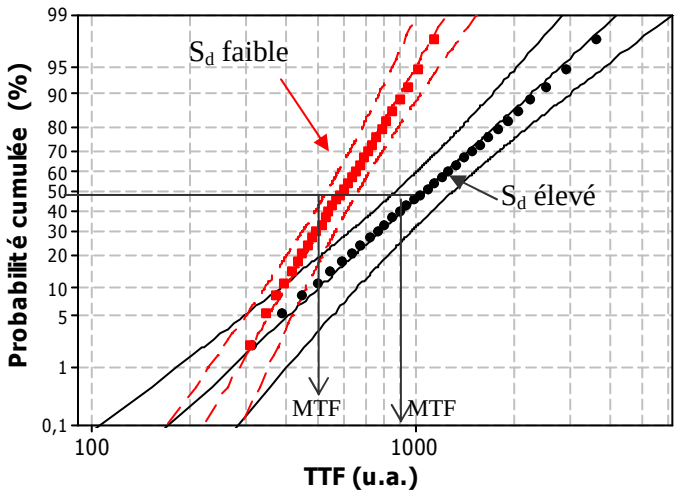


Figure III-25 : Effet de la déviation standard sur l'extrapolation aux faibles taux de défaillance

Dans l'exemple donné, la population avec la faible déviation standard est plus fiable, et ce malgré un temps médian plus faible. Il est donc tout aussi important de comprendre les origines de la dispersion de temps à la défaillance que les paramètres améliorant la durée de vie médiane. Si s_d est très sensible aux procédés de fabrication, même avec les meilleures optimisations, il est impossible de l'annuler.

Hautschild [Hauschildt2005] a récemment cherché à comprendre l'origine de la dispersion en analysant les statistiques des temps à la défaillance et des tailles de cavité, tous deux mesurés à différents stades de dégradation. Pour cela, les tests ont été arrêtés à un temps donné ou à un pourcentage donné d'augmentation de résistance. Elle s'intéresse plus particulièrement à la dispersion des différents

paramètres étudiés, et montre, sur la Figure III-26, qu'en combinant les statistiques de tailles de cavité, la dispersion des durées de vie peut être simulée.

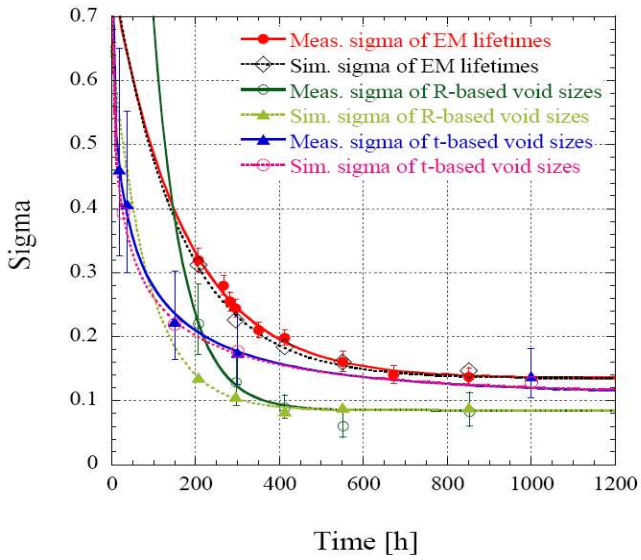


Figure III-26 : Simulation de la dispersion des tailles de cavités et des TTF [Hauschildt2007]

Ainsi, au lieu de proposer directement un modèle du temps à la défaillance, elle se concentre sur les tailles de cavités. Pour les tests arrêtés à différents critères de résistance, leur dispersion serait principalement due à des effets de géométries, alors qu'il faut considérer la cinétique de dégradation pour celles mesurées à différents critères de temps.

6.3 Défaillances précoces

Une limite importante dans la méthodologie que nous venons de décrire est le cas des défaillances précoces. Il s'agit de défaillances qui apparaissent à des temps plus tôt que ceux prévus par une distribution monomodale, comme l'illustre la distribution de la Figure III-27.

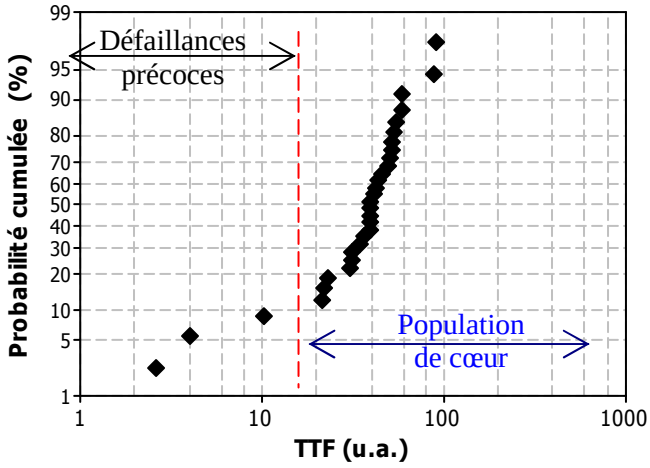


Figure III-27 : Exemple de distribution bimodale

Ce type de défaillance est généralement attribué à un mode de défaillance dit extrinsèque, induit par un procédé de fabrication non optimisé. Par opposition on parle de mode intrinsèque pour les échantillons ayant les TTF attendus, les échantillons appartenant à la « population de cœur ».

La première difficulté est la détection. En effet, si le nombre d'échantillons testé est trop faible, les défaillances précoces peuvent rester indétectables car elles ne concernent souvent qu'un faible pourcentage de la population étudiée. Une solution pour les détecter est d'augmenter l'échantillonnage, ce qui, avec les structures décrites en début de chapitre, nécessiterait trop de temps et monopoliserait les bancs de test. Pour résoudre ce problème Gall a développé une structure où plusieurs centaines d'interconnexions sont en série, permettant de mesurer le TTF à de faible taux de défaillances[Gall2001].

Outre la détection, il est important de comprendre l'origine de ces défaillances tant pour améliorer le procédé de fabrication que pour définir la méthode d'extrapolation. Les défaillances précoces peuvent être extrapolées séparément de la population de cœur, mais avec quels paramètres ? Il est en général impossible d'extraire les paramètres de Black sur ces échantillons car la statistique est insuffisante. Par défaut ce sont souvent les paramètres de la population de cœur qui sont utilisés, sans justification physique et donc la garantie que l'on ait affaire à la même cinétique de dégradation.

7 Synthèse

Nous avons décrit dans ce chapitre les structures et méthodes disponibles pour étudier la dégradation par électromigration. La méthode la plus couramment utilisée est le test de durée de vie au niveau boitier. C'est en effet le test qui offre la meilleure précision pour déterminer les paramètres de Black, indispensables pour extrapoler les temps à la défaillance obtenus des conditions de test aux conditions d'opération. L'évaluation de la fiabilité du circuit nécessite aussi de connaitre la loi de probabilité décrivant les temps à la défaillance, une loi lognormale dans le cas de l'électromigration.

Des techniques de caractérisation complémentaires sont utilisées afin de mieux comprendre la dégradation par électromigration. Le plus souvent, des observations FIB/MEB de la cavité sont réalisées à un instant donné. En utilisant un système équipé, l'observation peut être faite pendant la dégradation : il s'agit du MEB in-situ qui permet ainsi de suivre en direct la croissance de la cavité.

Au cours des tests d'électromigration en boitier, les courbes R(t) présentent un saut, caractérisé par le paramètre R_{saut}, suivi par une augmentation progressive, quasi-linéaire, de la résistance, caractérisée par son coefficient directeur R_{pente}. R_{saut} est proportionnel à la longueur de la cavité au moment de la défaillance, et R_{pente} est proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre Ce sont les deux paramètres que nous avons choisi d'étudier pour caractériser l'endommagement par électromigration des interconnexions.

Chapitre IV : Evolution de la résistance pendant la dégradation

1 Objectif

Le premier objectif de ce chapitre est de comprendre comment évolue la résistance d'une interconnexion lors de sa dégradation par électromigration et quelles informations peuvent être déduites de cette évolution. Dans un premier temps, nous étudierons les effets de la largeur de ligne puis de la température de test. Pour chacun de ces effets, nous nous intéresserons à l'évolution du temps à la défaillance et aux paramètres caractéristiques des courbes R(t). Dans un second temps, nous détaillerons la méthode, développée dans le cadre de cette étude, qui est justement basée sur l'évolution de la résistance. Il s'agit de la méthode des pentes dont nous verrons la principale application : l'extraction de l'énergie d'activation du phénomène d'électromigration. Enfin, dans une dernière partie, nous discuterons de la corrélation entre le temps à la défaillance et les courbes R(t) et illustrerons l'intérêt de ces dernières dans la compréhension des défaillances précoces.

2 Largeur de ligne

2.1 Description des structures

Les tests d'électromigration ont été réalisés en boitiers, sur des structures V1M1 (selon l'appellation définie au paragraphe III-2.1). Les lignes sont de 250 µm de long et 180 nm d'épaisseur ; trois largeurs sont étudiées : 90 nm (qui est la largeur minimale du métal 1 dans la technologie 65 nm), 300 nm et 1 µm. Les tests ont été réalisés à une température de 300°C et une densité de courant de 15 mA/µm². Pour chaque structure une trentaine d'échantillons a été testée. Le Tableau IV-1 récapitule les caractéristiques électriques des différentes structures étudiées.

Largeur w (nm)	R_0 (Ohm)	TCR (10^{-3} K^{-1})
90	479	2,6
300	122	3,1
1000	35	3,4

Tableau IV-1 : Caractéristiques électriques des structures de tests

La diminution de la résistance et l'augmentation de TCR dues à l'augmentation de la section de la ligne sont bien observées.

2.2 Analyse qualitative des courbes de résistance R(t)

Tout d'abord, il est intéressant de comparer qualitativement les courbes de résistance, ou courbes R(t), représentées sur la Figure IV-1, qui ont été obtenues pour les différentes largeurs à une même condition de test.

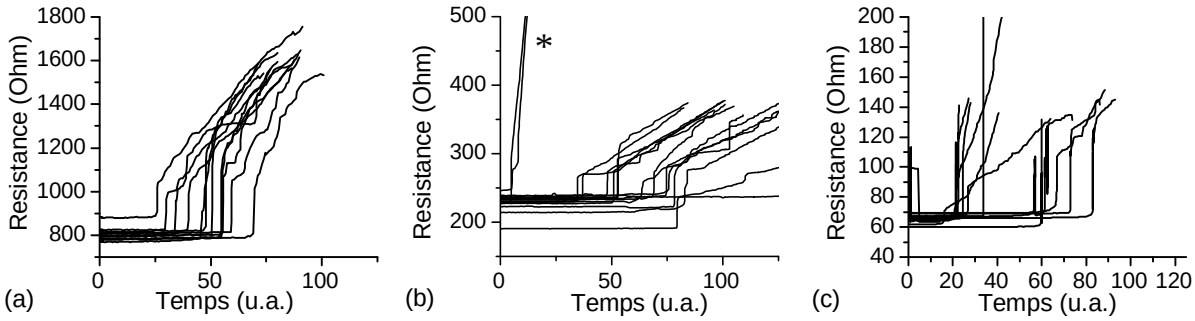


Figure IV-1 : Evolution de la résistance des lignes de (a) 90 nm, (b) 300 nm et (c) 1 µm de large

Pour les lignes de 90 et 300 nm de large, tous les échantillons présentent, après un temps de latence, un saut en résistance puis une augmentation progressive de la résistance. Les courbes sont peu bruitées, ce qui permet d'extraire avec une relativement bonne précision les paramètres R_{saut} et R_{pente}, que nous avons définis sur la Figure III-11. On remarque la présence de défaillances précoces, par exemple les courbes R(t) notées * sur la Figure IV-1(b), qui ont des TTF plus court et la particularité d'avoir une valeur de R_{pente} plus élevée. Nous reviendrons plus en détails sur ces échantillons dans un prochain paragraphe.

Concernant les lignes de 1 µm de large, des courbes R(t) abruptes sont principalement observées, c'est-à-dire que l'augmentation progressive de résistance après le saut n'est pas observée. Nous avons vu au paragraphe III-4.3, que la densité de courant dans la barrière métallique est bien plus élevée dans ces lignes comparée aux lignes de 90 nm de large. La conséquence est un endommagement de la barrière à cause d'une densité de courant trop élevée. Ainsi, au moment où la cavité occupe toute la section, la conduction du courant n'est plus assurée par la barrière et l'interconnexion est électriquement rompue, d'où l'évolution abrupte de la résistance. Quelques échantillons montrent une évolution progressive avant un emballement de la résistance et la probable rupture électrique de la ligne. Cette complexité dans l'évolution des R(t) montre que l'on a atteint, avec cette largeur de 1 µm, les limites de l'analyse de ces courbes.

2.3 Analyse quantitative des courbes R(t)

Nous allons étudier la relation entre la largeur de ligne et le temps médian à la défaillance (MTF) dans un premier temps, puis les paramètres caractéristiques des R(t) : R_{saut} et R_{pente}. Ces deux derniers ne seront étudiés que sur les lignes de 90 et 300 nm.

2.3.1 Comparaison des MTF

Les valeurs de TTF ont été extraites pour une augmentions relative de résistance de 10% sur des populations de 16 échantillons. Les valeurs du temps médian à la défaillance (MTF) pour chaque structure sont représentées sur la Figure IV-2 en fonction de la largeur.

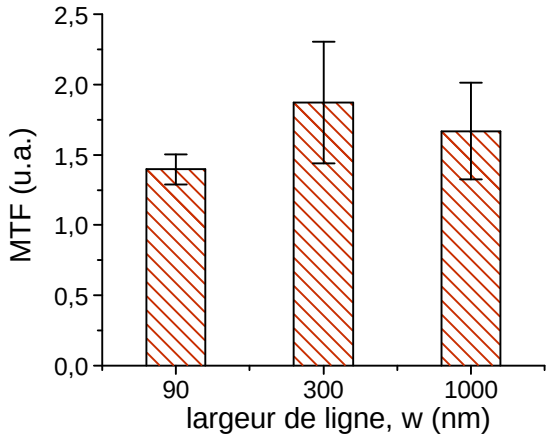


Figure IV-2 : Valeurs des MTF obtenues en fonction de la structure

Aucune évolution du MTF avec la largeur n'est observée étant donné les barres d'erreur de la Figure IV-2. On peut donc en conclure qu'il n'y a pas d'effets significatifs de la largeur de ligne sur le MTF.

2.3.2 Comparaison de R_{saut} et R_{pente}

Les valeurs de R_{saut} et R_{pente} sont représentées sous forme d'histogramme sur la Figure IV-3 pour les deux largeurs étudiées.

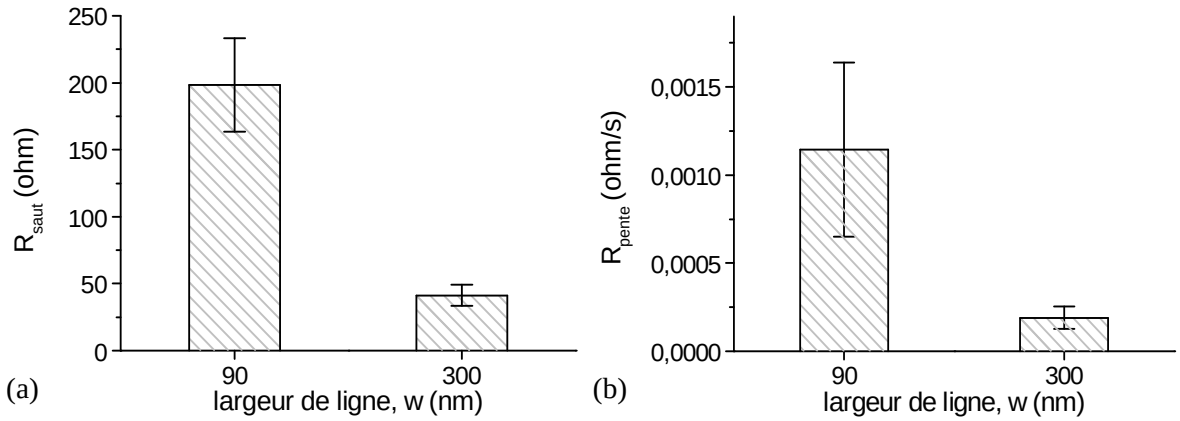


Figure IV-3 : Evolution des valeurs brutes de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction de la largeur

Dans les deux cas, une nette diminution de R_{saut} et R_{pente} est observée quand la largeur de ligne augmente. Dans le même temps, nous savons que l'augmentation de la largeur de ligne s'accompagne d'une augmentation de la section de la barrière (A_b). Or, d'après les expressions (II-8) et (II-10), R_{saut} et R_{pente}

sont inversement proportionnels à la section de la barrière. Nous proposons en conséquence que la diminution de R_{saut} et R_{pente} quand la largeur augmente peut être due à l'augmentation de A_b.

Néanmoins, la diminution de R_{saut} et R_{pente} ne peut être quantitativement corrélée aux variations de sections de barrière. En effet A_b augmente d'un facteur 1,5 alors que R_{saut} et R_{pente} diminuent d'un facteur 5. Dans l'équation (II-8), R_{saut} est exprimé en fonction de la longueur critique de la cavité (l_c). Or, pour une longueur de cavité donnée, le volume de matière déplacé dépend de la section de cuivre, A_{Cu}. Les paramètres R_{saut} et R_{pente} tels qu'ils ont été définis au paragraphe II 4.2 ne semblent donc pas adaptés à la comparaison de structures ayant différentes sections.

2.4 Expression de R_{saut} et R_{pente} en fonction des sections de ligne et de barrière

L'augmentation de résistance mesurée correspond à des cavités dont la longueur varie avec la conductivité de la barrière, c'est à dire avec la largeur de ligne. La comparaison de lignes de géométries différentes doit donc être faite en prenant en compte le volume et la forme de la cavité.

Le paramètre R_{saut} a été défini jusqu'ici en fonction de la longueur critique de la cavité (l_c), qui correspond un volume de cuivre (V_c) qui s'exprime par :

$$V_c = l_c wh = l_c A_{cu} \qquad \text{(IV-1)}$$

Rappelons que w et h sont respectivement la largeur et l'épaisseur de cuivre de l'interconnexion.

On en déduit donc l'expression de R_{saut} en fonction de V_c:

$$R_{saut} = \frac{\rho_b l_c}{A_b} = \frac{\rho_b V_c}{A_b A_{Cu}} \qquad \text{(IV-2)}$$

De manière similaire, pour R_{pente}, il faut considérer la vitesse de croissance en volume de la cavité qui n'est autre que le produit de v_d (la vitesse de déplacement du cuivre) par la section transverse de la ligne (A_{Cu}).

$$R_{pente} = \frac{\rho_b (v_d A_{Cu})}{A_b A_{cu}} \qquad \text{(IV-3)}$$

Connaissant les valeurs de A_b et A_{Cu}, nous avons déterminé à partir des équations (V-2) et (V-3) et des valeurs de R_{saut} et R_{pente}, les valeurs de $\rho_b V_c$ et $\rho_b(v_d A_{Cu})$. Celles-ci sont représentées en fonction de la largeur, sur la Figure IV-4.

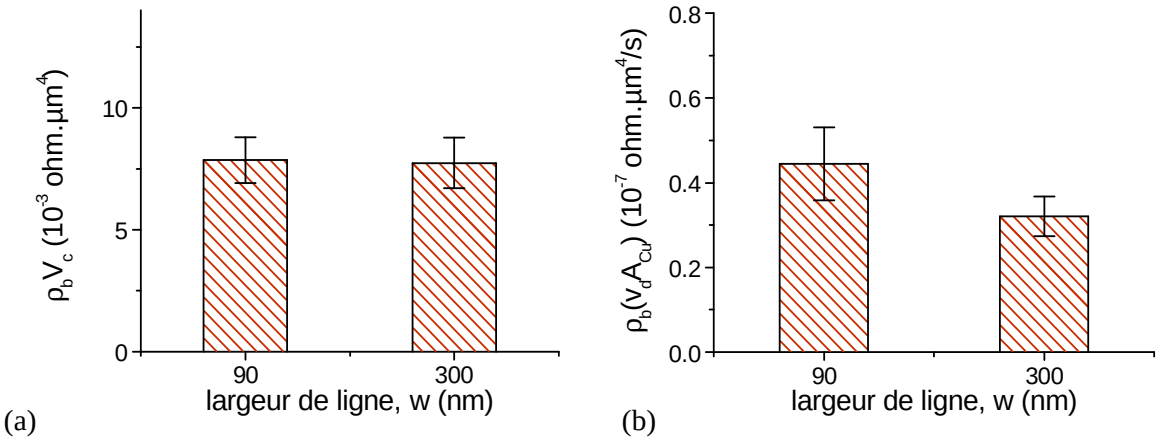


Figure IV-4 : Evolution des valeurs normalisées de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction de la largeur

Des valeurs très proches sont obtenues entre les lignes de 90 et 300 nm, ce qui confirme que les volumes de cavité au moment de la défaillance, d'une part, et les produits vitesse de déplacement par section de cuivre ($v_d A_{Cu}$), d'autre part, sont indépendants de la largeur.

En résumé, dans la gamme étudiée, aucun effet significatif de la largeur n'est observé sur la dégradation par électromigration. C'est un résultat cohérent avec ceux obtenus par plusieurs auteurs sur des largeurs comparables [Lin2007a, Pyun2005, Usui2004, Vairagar2004b, Pyun06].

2.5 Effet de l'épaisseur

La réduction des dimensions d'une nouvelle technologie concerne à la fois la largeur et l'épaisseur des lignes métalliques. Or, le temps à la défaillance, s'il est indépendant de la largeur, diminue avec l'épaisseur puisque le coefficient de diffusion effectif est inversement proportionnel à l'épaisseur de ligne (voir paragraphe II-3.1). Les procédés de fabrication étant similaires pour les différentes technologies intégrant du cuivre, une même valeur est attendue pour le coefficient de diffusion à l'interface (D_e). Pour le vérifier, il suffit de comparer le produit de la vitesse de déplacement du cuivre par l'épaisseur de ligne, $v_d.h$, pour différents nœuds technologiques. C'est un moyen pour juger la maitrise du procédé de fabrication et la qualité de l'interface Cu / barrière diélectrique.

La difficulté ici est que l'épaisseur de barrière métallique (t_b) dépend du nœud technologique considéré. Par ailleurs, nous savons la résistivité de barrière (ρ_b) dépendante de son épaisseur. Ces deux paramètres ne peuvent pas être mesurés et ont beaucoup d'influence dans la détermination de v_d à partir de R_{pente}. Nous nous proposons donc de normaliser R_{pente} par rapport à R_{saut} qui contient déjà toutes les informations concernant les propriétés conductrices de la barrière. Sur la Figure IV-5 se trouvent les valeurs de R_{pente} normalisées pour des structures issues des technologies 90, 65 et 45 nm, à une même condition de température et de courant.

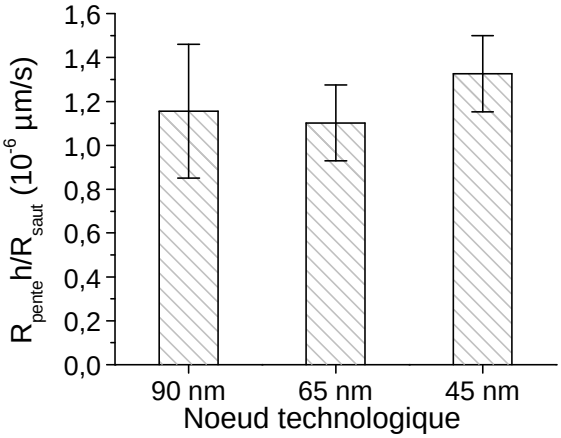


Figure IV-5 : Comparaison des vitesses de dégradation de différents nœuds technologiques

Aucune variation significative n'est observée, compte tenu des intervalles de confiance. Il est donc raisonnable de penser que les valeurs du coefficient de diffusion à l'interface cuivre / diélectrique (D_e) sont ici du même ordre de grandeur.

3 Effet de la température de test

La vitesse de déplacement du cuivre, dû à l'électromigration, présente une dépendance en température de type Arrhenius. C'est pourquoi les tests d'électromigration sont accélérés thermiquement. Il est donc important de comprendre son effet sur le MTF, et les courbes R(t) et vérifier, en particulier, si on retrouve une dépendance Arrhenius pour le paramètre R_{pente}.

3.1 Effet sur MTF

Les tests sont réalisés sur des échantillons issus de la technologie 65 nm. Il s'agit de lignes aux niveaux métal 2 et 3, de 250 µm de long et de section minimale, soit 100x220 nm². Deux configurations sont étudiées : dans un cas l'amenée est au niveau inférieur : structure V1M2, dans l'autre au niveau supérieur : structure V3M3.

L'évolution du MTF en fonction de la température est représentée sur la Figure IV-6.

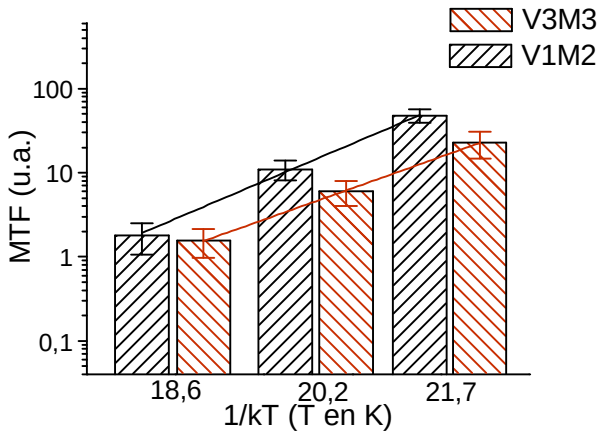


Figure IV-6 : Evolution du MTF en fonction de 1/kT

La dépendance de type Arrhenius est bien confirmée par la relation linéaire entre le logarithme du MTF et le rapport 1/kT. Ces observations sont cohérentes avec la loi de Black. Il est possible d'extraire l'énergie d'activation apparente du phénomène : E_a est de 0,87 ± 0,06 eV pour la structure V3M3 et 1,01 ± 0,07 eV pour la structure V1M2.

3.2 Effet sur R_{saut}

La valeur de R_{saut} en fonction de la température est représentée pour chaque structure sur la Figure IV-7. Aucune variation n'est observée. Il semble donc que le volume critique de la cavité, au moment de la défaillance, est indépendant de la température.

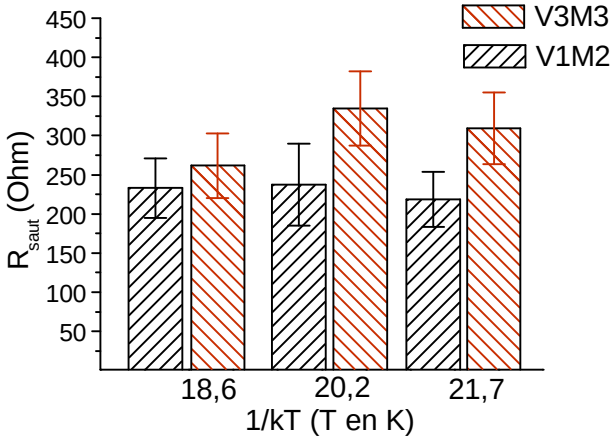


Figure IV-7 : Evolution de R_{saut} avec la température

3.3 Effet sur R_{pente}

Le troisième paramètre étudié est R_{pente} qui est proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre, v_d. Nous avons vu au paragraphe II-4.2 que cette dernière diminue avec la température et présente une dépendance de type Arrhenius. La même évolution est donc attendue pour le paramètre R_{pente}, ce que nous pouvons constater sur la Figure IV-8.

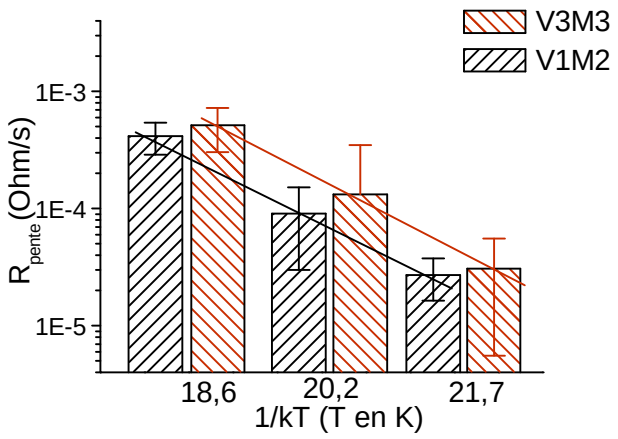


Figure IV-8 : Evolution de R_{pente} en fonction de 1/kT

Remarquons, ici que la valeur de R_{pente} diminue avec la température alors que le MTF augmente (sur la Figure IV-6). C'est une observation cohérente puisque R_{pente} et MTF sont inversement proportionnels. Les valeurs d'énergie d'activation extraites à partir de l'évolution R_{pente} sont de 0,93 ± 0,12 eV pour la structure V3M3 et 1,02 ± 0,15 eV pour la structure V1M2. Ces valeurs sont en très bon accord avec celles obtenues par les MTF. Nous confirmons ainsi la pertinence du paramètre R_{pente} pour étudier la dégradation par électromigration et déterminer son énergie d'activation E_a.

4 Méthode des pentes

Nous allons maintenant nous intéresser à la méthode qui a été développée dans le cadre de ces travaux, appelée « méthode des pentes ». Comme nous l'avons décrit au paragraphe III 4.2, cette méthode consiste à changer les conditions de test pendant la partie progressive de l'augmentation de résistance, et de suivre l'évolution du paramètre R_{pente}. Cette méthode a été utilisée sur les échantillons V1M2 et V3M3 du paragraphe précédent pour étudier l'effet de la température. Afin de simplifier les notations, nous repérerons ces structures par M_2 et M_3.

4.1 Description des expériences

Il est important de préciser le vocabulaire qui sera employé par la suite pour distinguer les différents résultats obtenus.

- Une séquence correspond à une période au cours de laquelle les conditions de tests (le courant et la température) sont maintenues constantes,
- Une expérience est une suite de séquences.

Nous avons choisi la nomenclature suivante : M_xT-seq, où M_x est la notation simplifiée de la structure (M_2 ou M_3), T est une lettre qui permet d'identifer la température de la première séquence (condition à

laquelle le TTF est mesuré), seq est le numéro de la séquence. Par exemple M_2A-2 correspond à la seconde séquence, de la structure V1M2, initialement testée à 260°C.

Dans le Tableau IV-2 suivant sont récapitulées les conditions de température de chaque séquence.

Structure	Expérience	Températures (°C) par séquence					j (mA/µm²)
		seq = 1	seq = 2	seq = 3	seq = 4	seq = 5	
V1M2	M_2A	260	300	350	260	200	20
	M_2B	300	350	260			
	M_2C	350	260	300			
V3M3	M_3A	260	300	350	260		30
	M_3B	300	350	260	200		
	M_3C	350	260	300	350	260	

Tableau IV-2 : Récapitulatifs des séquences de tests

Le nombre d'échantillons testés par expérience est de 16 sauf pour l'expérience M_3B, où 32 échantillons ont été testés.

La première séquence a été arrêtée après une augmentation de résistance de 100%, les séquences suivantes ont été arrêtées après 10% d'augmentation supplémentaire, calculée à partir de la résistance en début de séquence. Ce critère de 10% est arbitraire, il s'est avéré suffisant pour permettre une extraction correcte R_{pente} pour la longueur de ligne de 250 µm étudiée.

Un exemple du profil de résistance obtenu avec cette méthode des pentes est représenté sur la Figure IV-9.

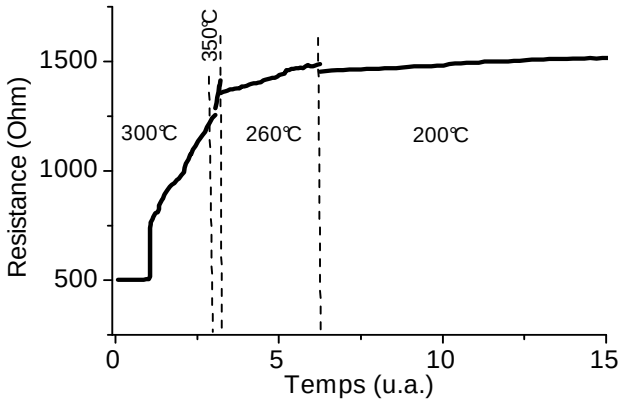


Figure IV-9 : Courbe R(t) obtenue avec la méthode des pentes entre 200 et 350°C (expérience M_3B)

Une diminution du coefficient directeur lorsque la température de test diminue, est bien systématiquement observée. Ainsi le temps nécessaire pour atteindre le critère de 10% qui a été fixé est d'autant plus long que la température est faible. Il est par ailleurs intéressant de remarquer le décalage de résistance visible aux changements de températures ; il est positif quand la température augmente et négatif quant elle diminue. C'est un simple effet de la variation de la résistance du cuivre avec la température.

4.2 Effet de la dégradation cumulée

Dans le Tableau IV-2, on peut remarquer que l'ordre des températures diffère d'une expérience à l'autre et se demander si cet ordre à un effet. C'est-à-dire, si à une température donnée, la valeur de R_{pente} mesurée dépend de la séquence de tests, puisque l'état de dégradation de la ligne a évolué entre deux séquences. Sur la Figure IV-10 sont représentées les valeurs médianes des R_{pente} mesurées à chaque température en fonction du numéro de la séquence. Les valeurs de R_{pente} mesurée à 30 mA/µm² ont été recalculées à 20 mA/µm² à l'aide de l'équation de Black (II-29), en supposant un n de 1 (valeur attendue pour le cuivre).

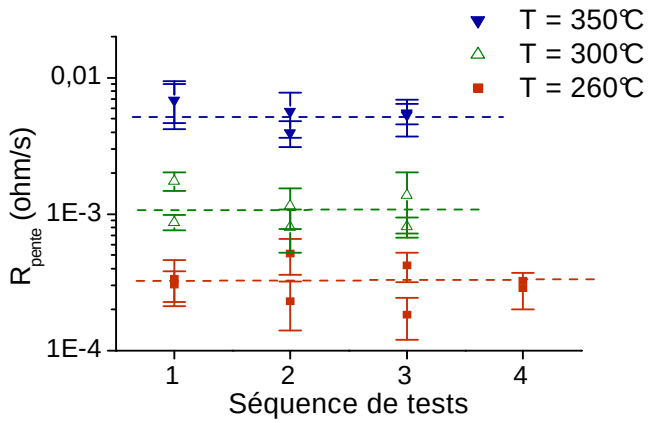


Figure IV-10 : Effet de la dégradation cumulée sur la valeur de R_{pente}

Aucune variation significative n'étant observée, on peut raisonnablement négliger l'influence de la taille de la cavité sur sa vitesse de croissance, pour ces échantillons.

Si en moyenne la valeur de R_{pente}, mesurée à une température donnée, est indépendante de la séquence de test, il est intéressant de faire la même comparaison par échantillon. Sur la Figure IV-11 sont tracées les valeurs de R_{pente} mesurées au cours de la 4ème séquence en fonction des valeurs mesurées à la 1ère séquence.

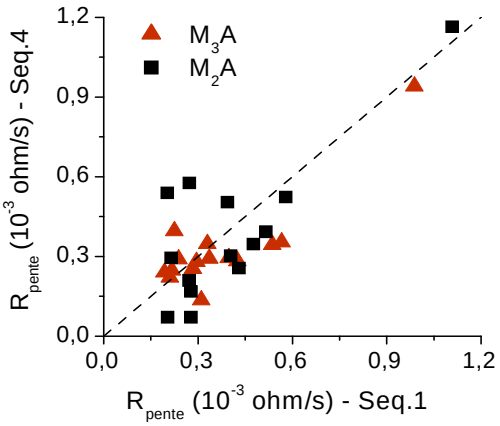


Figure IV-11 : Reproductibilité de la mesure de R_{pente} par échantillons à T = 260°C

Les écarts observés sont probablement dus aux erreurs de mesures et d'extraction sur R_{pente} dont nous avons discutées au paragraphe III-4.3. Pour la suite nous considérerons que les points de la Figure IV-11 suivent la tendance affine attendue. C'est-à-dire que pour chaque échantillon la valeur de R_{pente} mesurée à une température donnée ne dépend pas de la séquence de test.

4.3 Extraction de l'énergie d'activation

Jusqu`à présent, pour extraire l'énergie d'activation, nous avons utilisé les valeurs médianes des TTF ou des R_{pente} obtenues sur différentes expériences. L'utilisation de la méthode des pentes n'entrainant pas de biais dans l'extraction de R_{pente}, elle va donc pouvoir être utilisée pour extraire l'énergie d'activation. A partir des mêmes données plusieurs méthodes sont possibles pour calculer E_a. Nous allons maintenant les décrire.

4.3.1 E_a par expérience

Par analogie au paragraphe 3.3, l'énergie d'activation peut être calculée en faisant une régression linéaire sur les valeurs médianes de R_{pente} mesurées à chaque séquence, décrite dans le Tableau IV-2. L'intervalle de confiance, sur E_a est déterminé par la méthode des moindres carrés en considérant tous les points de mesure.

Les valeurs de Ea calculées pour chaque expérience sont récapitulées dans le Tableau IV-3.

Structure	Expérience	E_a (eV)	Moyenne des E_a (eV)
V1M2	M_2A	0,92 ± 0,09	1,00
	M_2B	0,99 ± 0,08	
	M_2C	1,09 ± 0,12	
V3M3	M_3A	0,90 ± 0,10	0.89
	M_3B	0,91 ± 0,05	
	M_3C	0,88 ± 0,09	

Tableau IV-3 : Valeurs de E_a, par expérience, déterminée à partir de la méthode des pentes

En moyenne, E_a est de 1,00 eV pour le V1M2 et 0,89 eV pour le V3M3 ce qui est en parfait accord avec les valeurs de 1,01 et 0,88 eV respectivement trouvées à partir des MTF. La comparaison des valeurs de E_a entre chaque expérience montre une légère dispersion. Cependant, celle-ci est inférieure aux barres d'erreurs et n'est donc pas jugée significative.

4.3.1 E_a par structure

La précision sur E_a va bien évidement dépendre de la précision sur la valeur médiane de R_{pente}, et en particulier du nombre d'échantillons testés. Afin d'augmenter l'échantillonnage, il parait judicieux de grouper les valeurs de R_{pente} obtenues sur les différentes expériences, à une température donnée. Par exemple avec 3 expériences, la valeur médiane de R_{pente}, à chaque température, est déterminée sur une population de 48 échantillons au lieu de 16. Sur la Figure IV-12 sont tracées les distributions des valeurs de R_{pente} fusionnées pour la structure V3M3.

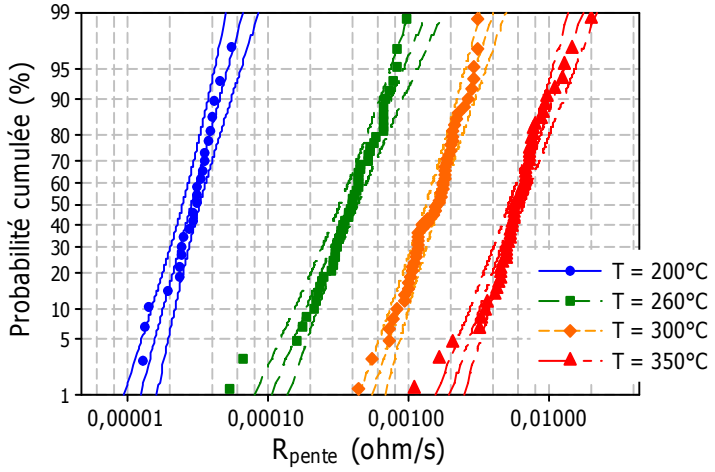
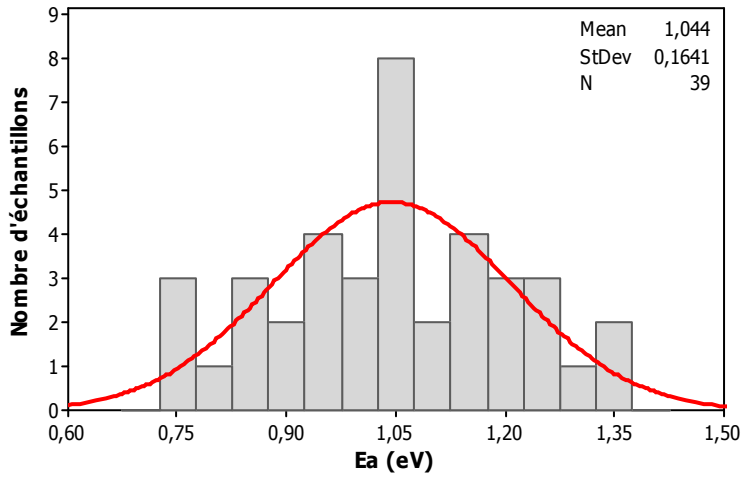


Figure IV-12 : Distribution des R_{pente} pour la structure V3M3

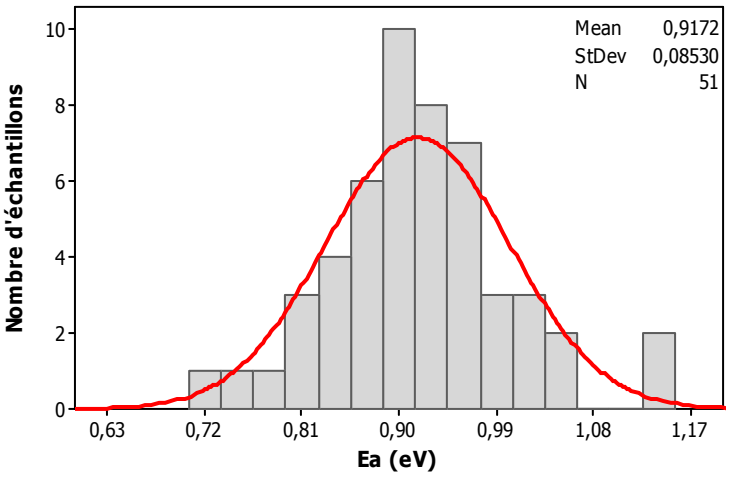
On en déduit des énergies d'activation de 0,97 ± 0,06 eV et de 0,90 ± 0,04 eV pour le V1M2 et le V3M3 respectivement. Il est intéressant de remarquer que l'intervalle de confiance est fortement réduit, ce qui est directement lié aux nombres de points qui composent les distributions des R_{pente}.

4.3.2 Extraction de l'énergie d'activation par échantillon

La réelle innovation de la méthode des pentes est qu'elle permet aussi d'extraire l'énergie d'activation de chaque échantillon testé et non plus sur une population comme nous l'avons fait précédemment. Les valeurs individuelles de E_a sont représentées sous forme d'histogrammes sur la Figure IV-13.



(a)



(b)

Figure IV-13 : Histogrammes des valeurs individuelles de E_a pour (a) la structure V1M2 et, (b) la structure V3M3

La distribution des E_a suit une loi normale avec des moyennes à 1,05 ± 0,07 eV pour le V1M2 et une moyenne à 0,90 ± 0,03 eV pour le V3M3.

Si les valeurs moyennes sont en accord avec les E_a trouvés précédemment, on observe une certaine dispersion entre échantillons. Celle-ci s'explique par la précision sur la température réelle de test de l'échantillon et les erreurs d'extraction de R_{pente}. D'après les spécifications des bancs de test boitiers, l'erreur de température sur un échantillon peut être de ± 5°C, en fonction de sa position dans l'étuve. Cela a pour conséquence une incertitude de +/- 0,1eV sur E_a.

Pour évaluer l'erreur liée à l'extraction de R_{pente}, pour les expériences M_2A et M_3A, E_a a été calculée pour chaque échantillon avec la valeur de R_{pente} à 260°C mesurée à la 1ère puis 4ème séquence de test. En faisons l'hypothèse qu'entre les deux séquences, la température et le courant sont identiques pour un échantillon donné, cela signifie que la dispersion de R_{pente}, telle qu'observée sur la Figure IV-11, est uniquement due à la forme de la cavité. En moyenne cette dispersion génère un écart de 0,1 eV sur la valeur de E_a

Au final, l'incertitude sur les valeurs individuelles de E_a peut atteindre +/- 0,2 eV, ce qui explique la gamme de valeurs obtenues sur la Figure IV-13.

4.4 Discussion sur la méthode des pentes

4.4.1 Pertinence de la méthode

Nous venons de décrire les différentes possibilités pour calculer l'énergie d'activation, à partir de la méthode des pentes. Les valeurs obtenues sont récapitulées dans le Tableau IV-4, en comparaison des valeurs calculées au paragraphe 3 avec la méthode standard.

Structure	Expérience	Méthode standard		Méthode des pentes		
		TTF	R_{pente}	Par expérience	Par structure	Par échantillon
V1M2	M_2A	1,01 ± 0,07	1,02 ± 0,15	0,92 ± 0,09	0,97 ± 0,06	1,05 ± 0, 07
	M_2B			0,99 ± 0,08		
	M_2C			1,09 ± 0,12		
V3M3	M_3A	0,87 ± 0,06	0,93 ± 0,12	0,90 ± 0,10	0,90 ± 0,04	0,92 ± 0,03
	M_3B			0,91 ± 0,05		
	M_3C-			0,88 ± 0,09		

Tableau IV-4 : Récapitulatif des valeurs de E_a calculées en eV

Toutes les valeurs de E_a obtenues sont proches de la valeur de 0,9 eV qui est attendu pour les interconnexions en cuivre.

Un premier critère de sélection est l'intervalle d'erreur. En effet, la précision sur E_a est très importante car elle a une influence sur l'extrapolation des TTF aux conditions d'opération. Sur la Figure IV-14, nous avons illustré l'impact d'une erreur de ± 0,05 eV sur l'extrapolation des valeurs de MTF mesurées en test à la température d'opération (T_{op}).

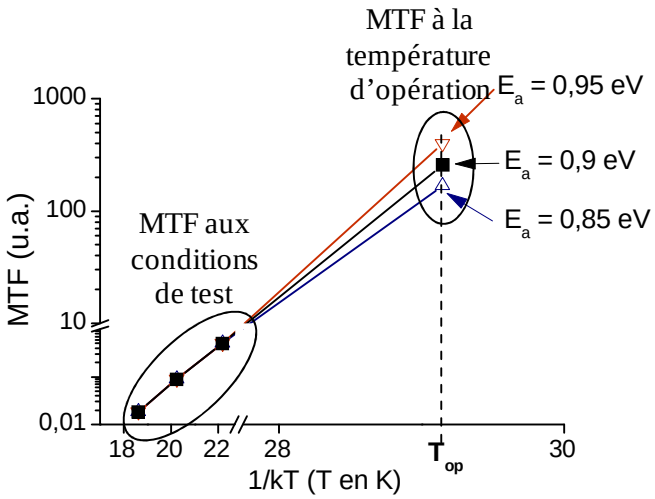


Figure IV-14 : Effet de la précision de E_a sur l'extrapolation du TTF

D'après les intervalles de confiance obtenus, parmi les différentes possibilités pour extraire Ea avec la méthode des pentes, c'est le calcul par structure qui est préférable. De plus, c'est la solution qui offre le meilleur échantillonnage afin de déterminer la valeur médiane de R_{pente} avec plus de précision.

Outre les aspects d'échantillonnage et d'intervalle de confiance, il est intéressant de confronter la signification et la précision des TTF et R_{pente} afin de juger quelle méthode est la plus pertinente pour déterminer E_a.

Tout comme R_{pente}, le TTF est extrait à partir de la courbe R(t). La mesure du TTF est une simple lecture du temps correspondant à une augmentation relative de résistance donnée, le critère de défaillance. La précision des TTF dépend principalement de la précision sur les conditions expérimentales. Concernant l'extraction de $R_{pente,}$ nous savons qu'il existe une source d'erreur supplémentaire liée à la forme de la cavité. Des deux paramètres, c'est donc le TTF qui est extrait avec la meilleure précision. Néanmoins le TTF est défini suivant une propriété électrique et non une propriété physique. Ainsi sur des échantillons similaires, les TTF peuvent être mesurés pour des tailles de cavités significativement différentes. C'est typiquement le cas des défaillances dues à une petite cavité sous la via en comparaison des cavités dans la ligne [Lee and Oates2005, Li2004]. En utilisant la méthode des pentes, le paramètre mesuré est directement proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre. De plus, contrairement au TTF, la mesure de R_{pente} à différentes températures est faite sur une même population d'échantillon, ce qui permet de s'affranchir d'éventuelle dispersion liée à la position de l'échantillon sur la plaque de silicium.

En conclusion, la méthode des pentes parait plus pertinente pour extraire l'énergie d'activation, sous réserve que l'échantillonnage soit suffisant pou limiter les erreurs liées à l'extraction de R_{pente}.

4.4.2 Avantage de la méthode

L'utilisation de la méthode des pentes pour déterminer E_a présente un certain nombre d'avantages en comparaison de la méthode standard utilisant les MTF.

Tout d'abord, l'extraction de E_a à partir des MTF nécessite un minimum de 16 échantillons par température, soit 48 pour 3 températures. Avec la méthode des pentes 16 échantillons suffisent pour extraire E_a avec le même nombre de températures. Notons que pour une meilleure précision, il est préférable dans les deux cas de doubler le nombre d'échantillons. Ce gain d'échantillons est significatif quand on considère le coût généré par le montage des puces en boîtiers.

En outre, le temps nécessaire à la mesure de la pente est réduit par rapport au temps à la défaillance dans les mêmes conditions. En choisissant judicieusement la température de chaque séquence, on peut optimiser le temps nécessaire pour évaluer E_a ; il est typiquement intéressant de débuter le test par la condition la plus accélérée. Une nouvelle fois ce gain de temps a un réel intérêt quand on considère la durée des tests au niveau boitiers qui varie de quelques jours à quelques semaines en fonction des conditions.

4.4.3 Innovation de la méthode

Le gain de temps permet d'explorer des gammes de température et de courant bien plus larges. On peut choisir des conditions de tests rarement utilisées car elles nécessiteraient beaucoup trop de temps pour atteindre la défaillance. Prenons l'exemple de l'expérience M_2A pour laquelle R_{pente} a été mesuré à 200°C, comme l'illustre la Figure IV-15. Il aurait fallu plus de 3000 h, soit plus de 4 mois, pour déterminer le MTF à cette température, alors que seulement 3 semaines ont suffit pour R_{pente}.

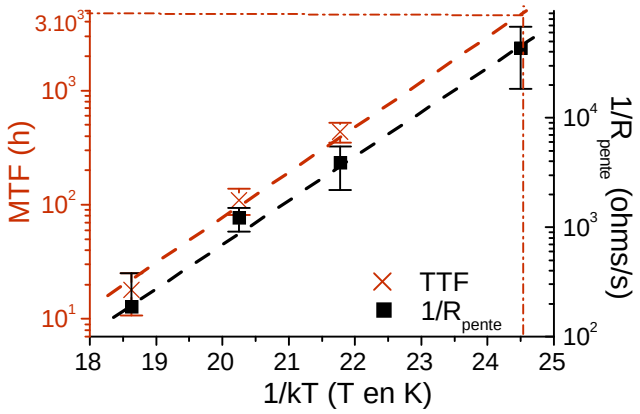


Figure IV-15 : Détermination de E_a par la méthode standard et la méthode des pentes – gain de temps

Avec ce gain d'un facteur 4 du temps nécessaire, on pourrait même imaginer faire la mesure de R_{pente} à la température d'utilisation du circuit.

4.5 Application à l'étude des défaillances précoces

Reprenons l'exemple des échantillons étudiés en début de ce chapitre. Sur la Figure IV-1, nous avons remarqué, pour les lignes de 300 nm de large, qu'un petit nombre d'échantillons avaient des TTF très courts. Ces défaillances dites précoces sont dans ce cas dues à une vitesse de déplacement du cuivre, v_d, plus élevée. En effet la valeur de R_{pente} de ces échantillons est près de 10 fois supérieure au reste de la

population testée dans les mêmes conditions. Aucun écart significatif n'est observé sur les valeurs de R_{saut}.

La problématique avec les défaillances précoces est l'extrapolation aux conditions d'opération. En effet rien ne garantit que l'interface cuivre / barrière diélectrique soit toujours le chemin de diffusion dominant sur ces échantillons. On peut très bien imaginer qu'un second chemin participe au déplacement du cuivre. Si tel est le cas, cela aura un effet sur la valeur de l'énergie d'activation, paramètre indispensable pour l'extrapolation. Avec la méthode standard, il est ici impossible de déterminer E_a car les défaillances précoces concernent seulement 2 ou 3 des 70 échantillons testés. Il est d'ailleurs fréquent que l'échantillonnage soit insuffisant pour détecter ces défaillances précoces. Ayant remarqué l'évolution progressive de résistance pour ces échantillons, nous avons choisi d'utiliser la méthode des pentes pour mesurer la valeur de E_a par échantillon.

Les valeurs de R_{pente} mesurées, sur chaque échantillon, entre 300 et 200°C sont représentées en fonction de 1/kT, sur la Figure IV-16.

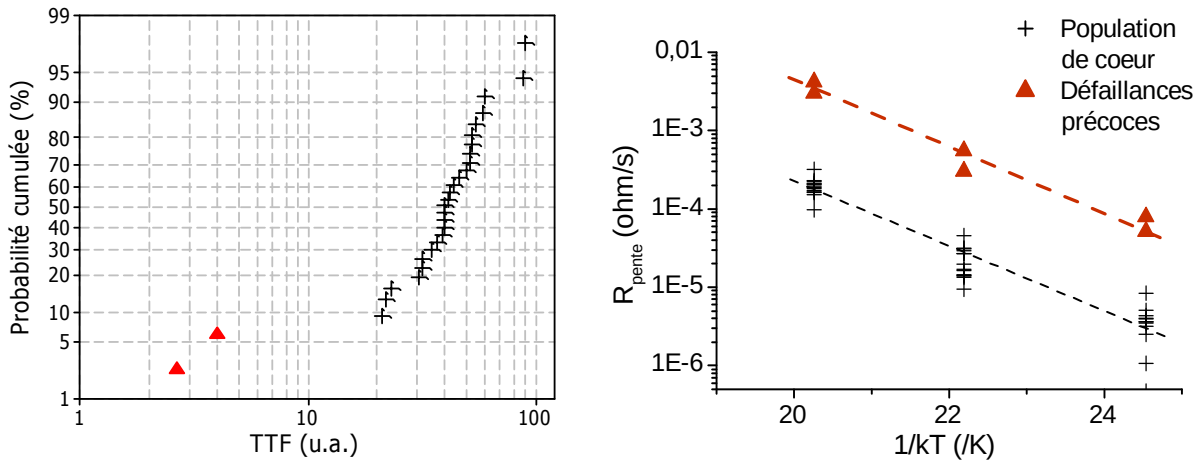


Figure IV-16 : Probabilité cumulée des TTF et Evolution des R_{pente} en fonction de 1/kT

D'après la Figure IV-16, on trouve un facteur d'accélération en température similaire pour les deux populations. Cela est confirmé par les valeurs individuelles de Ea, représentées sous forme d'histogramme sur la Figure IV-17.

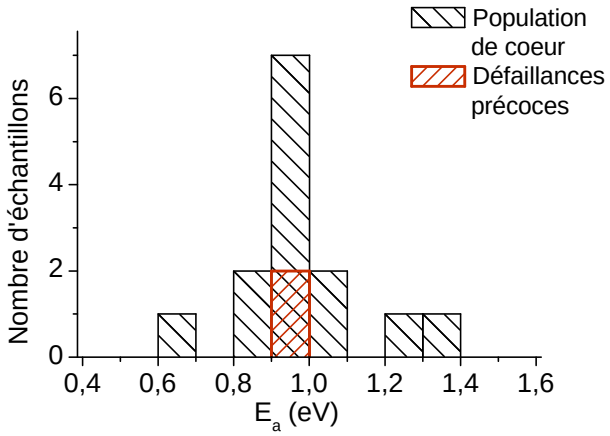


Figure IV-17 : Histogramme des E_a individuelles

En moyenne l'énergie d'activation est de 0,92 eV pour les deux populations.

La diminution observée du temps à la défaillance peut correspondre soit à une cavité plus petite, soit à une augmentation du coefficient de diffusion. Les mesures de R_{saut} et R_{pente} montrent que la vitesse de déplacement est plus élevée, sans variation significative de la taille critique de la cavité. De plus la même énergie d'activation est obtenue pour les défaillances précoces ce qui suggère le même chemin de diffusion. On peut donc faire l'hypothèse que ces défaillances précoces sont liées à la qualité des interfaces entre le cuivre et ses barrières de diffusion.

5 Discussion sur l'analyse des courbes R(t)

Jusqu'à présent, nous avons étudié indépendamment les évolutions de MTF, R_{pente} et R_{saut} en fonction de la largeur ou de la température. Dans ce dernier paragraphe, nous allons essayer de déterminer, si elle existe, une corrélation entre ces différents paramètres.

5.1 Corrélation des différents paramètres

Si l'on revient à la signification des différents paramètres des courbes R(t), il y a d'une part R_{saut} qui correspond à la taille de la cavité au moment de la défaillance et R_{pente} qui correspond à la vitesse de déplacement du cuivre. En toute logique, plus la vitesse de déplacement est lente, plus long est le TTF. De même, plus la taille de la cavité au moment de la défaillance est grande, plus le TTF est long. Une corrélation est donc à attendre entre R_{pente} et TTF d'une part, et entre R_{saut} et TTF d'autre part.

5.1.1 Corrélation entre R_{pente} et TTF

Prenons l'exemple d'une expérience réalisée sur des échantillons V1M2 à 300°C et 30 mA/µm^2. Une sélection des R(t) obtenues sur ces échantillons est représentée sur la Figure IV-18. Il est possible de distinguer une légère tendance de diminution de R_{pente} quand le TTF augmente.

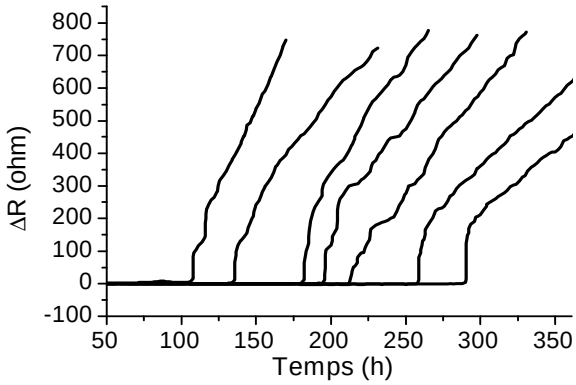


Figure IV-18 : Courbes R(t) illustrant la corrélation R_{pente} / TTF

Pour mieux apprécier cette tendance, les valeurs de R_{pente} et de R_{saut} sont tracées en fonction du temps à la défaillance, pour les 16 échantillons testés, sur la Figure IV-19.

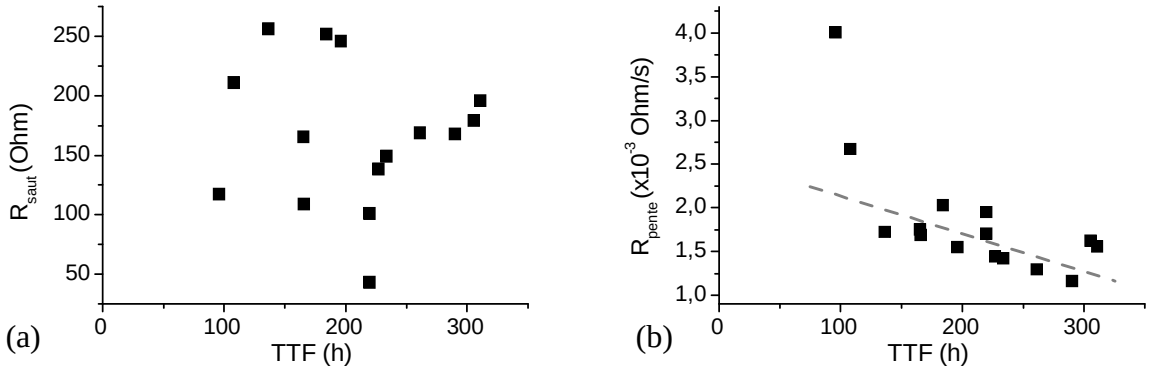


Figure IV-19 : Evolution de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction du TTF

La diminution de R_{pente} quand le TTF augmente est confirmée, avec notamment les R_{pente} les plus élevées qui correspondent aux TTF les plus courts. Par contre aucune corrélation n'est, dans ce cas, observée entre le R_{saut} et le TTF.

Néanmoins, cette corrélation R_{pente} / TTF est non seulement faible mais aussi très rarement observée. Une exception est le cas évoqué au paragraphe 4.5, où les défaillances précoces sont dues à une vitesse de déplacement plus élevée.

La relation entre la vitesse de déplacement et le temps à la défaillance peut être observée en comparant différents procédés de fabrication. Sur la Figure IV-20 sont représentées les courbes R(t) obtenues sur des plaques issues d'un même lot, où la seule étape qui diffère est le dépôt PVD de la couche d'accroche en cuivre. Dans un premier cas il s'agit du procédé standard, dans le second cas d'un dépôt de cuivre dopé à l'aluminium. (Il y a 1% d'aluminium dans la cible de cuivre utilisée pour le dépôt, [Vanypre2008]). Le but est d'augmenter la résistance des interconnexions à l'électromigration, la présence d'impuretés permettant de ralentir le déplacement du cuivre [Yokogawa2007]. Comme le montre la Figure IV-20, la valeur de R_{pente} est divisée d'un facteur 6 pour le procédé CuAl,

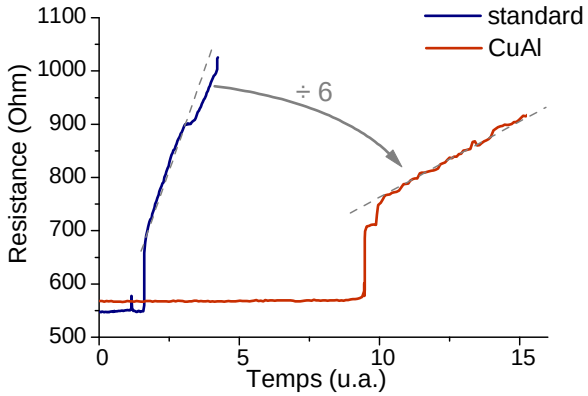


Figure IV-20 : Comparaison de l'évolution de résistance pour des couches d'accroche en Cu (standard) et en CuAl

Cela confirme bien un ralentissement de la diffusion du cuivre. La conséquence est un TTF six fois plus long ce qui confirme bien la corrélation vitesse de déplacement et durée de vie.

5.1.2 Corrélation entre R_{saut} et TTF

Sur la Figure IV-21 est tracé un nouvel exemple de R(t) sur des échantillons présentant des pentes parallèles et quasiment superposées. C'est une signature typique pour une expérience où la hauteur de saut augmente avec le TTF.

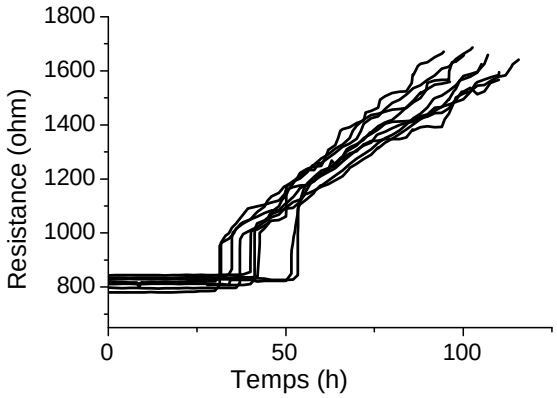


Figure IV-21 : Courbes R(t) illustrant la corrélation R_{saut} / TTF

L'évolution de R_{saut} avec le TTF est représentée sur la Figure IV-22 (a). Hormis quelques échantillons, une bonne corrélation est observée entre ces deux paramètres alors qu'aucune tendance n'est détectée entre R_{pente} et le TTF (Figure IV-22 (b)).

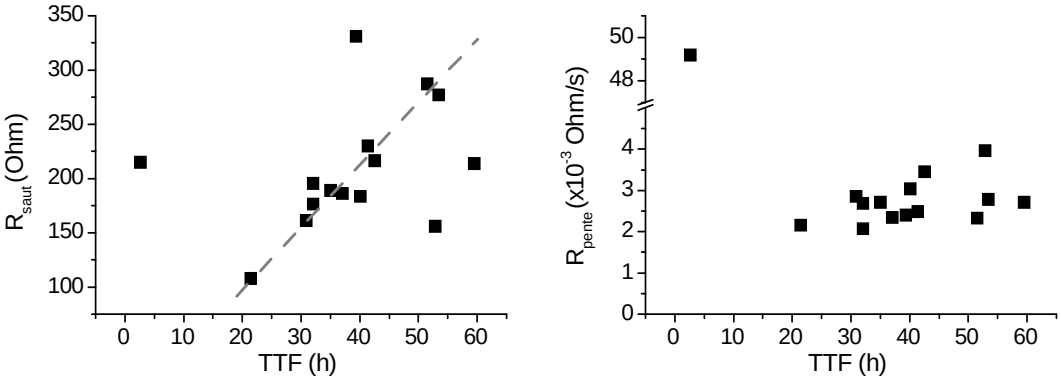


Figure IV-22 : Evolution de (a) R_{saut} et (b) R_{pente} en fonction du TTF

Cela signifie donc que pour une vitesse de dégradation donnée, le TTF est d'autant plus long que la taille de la cavité, au moment de la défaillance, est grande. Cette observation est donc bien celle attendue. De manière générale, la corrélation n'est observée que pour les expériences où les valeurs de R_{pente} sont peu dispersées.

La corrélation du TTF avec R_{saut} est observée plus fréquemment que celle avec R_{pente}, mais pas systématiquement. Pour donner un ordre de grandeur, dans à peu près la moitié des cas, aucune dépendance n'est détectée entre le TTF et les paramètres des courbes R(t), car elle est noyée dans les différentes sources d'erreurs de mesure et de la dispersion naturelle des paramètres étudiés.

En résumé, seul un petit nombre d'expérience montre une corrélation entre les paramètres de la R(t) et le TTF des différents échantillons. Cette corrélation concerne presque exclusivement le paramètre R_{saut}. Par ailleurs, nous avons vu au chapitre précédent que la dispersion sur R_{saut} est plus importante que sur R_{pente}. Il est donc probable que la dispersion des TTF observée entre échantillons issus d'une même plaque, dépend plus de la taille de la cavité que de la vitesse de dégradation.

5.2 Influence de la position de la cavité sur R_{saut}

Sur la Figure IV-23 se trouve l'exemple de courbes R(t) obtenues sur des échantillons de type VxMx. Si tous les échantillons montrent une évolution progressive de la résistance, on distingue de nettes différences au niveau des sauts en résistance. En effet, pour la moitié des échantillons, un pic est observé au moment du saut, il est suivi d'une diminution de la résistance avant une augmentation progressive. Par ailleurs les valeurs de R_{saut} sont 10 fois plus élevées par rapport aux autres échantillons « normaux », qui présentent l'évolution de résistance attendue.

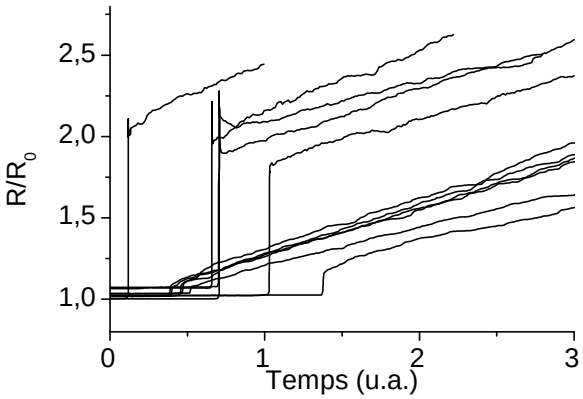


Figure IV-23 : Evolution relative de la résistance

Afin de comprendre l'origine de ces sauts avec un pic, des tests ont été interrompus au moment du saut (en fixant le critère d'arrêt à 1% d'augmentation de résistance), puis les échantillons observés au MEB. Sur la Figure IV-24, se trouve une sélection des observations MEB effectués pour deux valeurs de TTF. On remarque que l'échantillon (a) a une cavité qui atteint le fond de la ligne. Tous les autres échantillons ont une cavité qui n'occupe pas toute l'épaisseur de la ligne mais qui se situe sous le via. L'augmentation de résistance sur ces échantillons est donc due à la réduction de section du via par laquelle passe le courant.

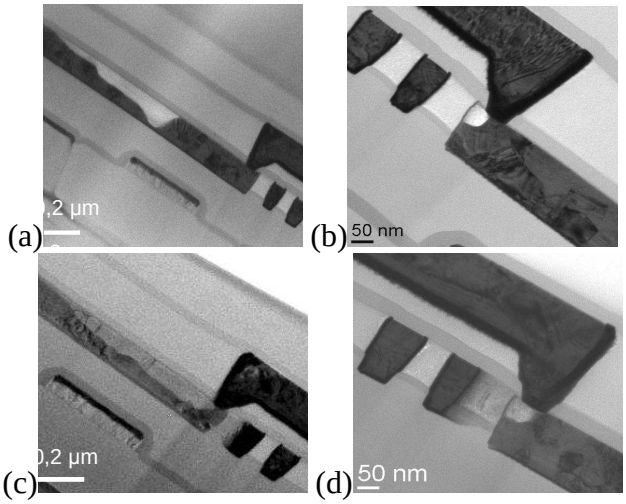


Figure IV-24 : Observations FIB/MEB des cavités au moment de la défaillance TTF ~ 0,2 u.a. pour (b) et (d), TTF ~ 1 u.a. pour (a) et (c),

Il est tout d'abord intéressant de remarquer que les échantillons avec les cavités les plus longues correspondent aux échantillons avec les TTF les plus longs. Pour l'échantillon de la Figure IV-24 (a), où la cavité se situe dans la ligne, il est possible d'évaluer la valeur du R_{saut} correspondant. Ici on ne s'intéresse qu'à la zone de la cavité, identifiée sur la Figure IV-25, qui découvre la barrière métallique.

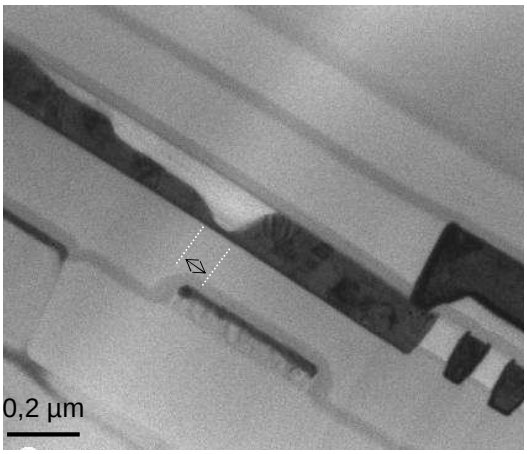


Figure IV-25 : Longueur de cavité d'un échantillon « normal »

Dans ce cas la cavité est de 100 nm de long ce qui correspond à une valeur de R_{saut} d'environ 170 ohms, cette valeur est en accord avec les valeurs de R_{saut} des échantillons dits « normaux » de la Figure IV-21. On peut en déduire que les sauts de résistance élevés, et accompagnés d'un pic, sont dus à une cavité sous le via. Pour ces échantillons, il n'est plus possible de déterminer la longueur de la cavité à partir de la valeur R_{saut}, puisque l'hypothèse d'une cavité qui occupe toute la section de ligne n'est pas vérifiée.

Si l'on revient aux courbes R(t) de la Figure IV-23, on s'aperçoit que pour tous les échantillons, l'augmentation de résistance est progressive. Cela signifie que la cavité continue à croitre, malgré l'ouverture du via alors que dans la littérature les cavités sous le via sont généralement associées à des courbes R(t) abruptes. Ces observations s'expliquent soit par un critère d'arrêt du test trop faible qui ne permet pas de mesurer la zone progressive, soit par un via de diamètre inférieur à la largeur de la ligne. Dans ce dernier cas, l'ouverture complète du via ne permet plus au courant de circuler entre la ligne de test et l'amenée de courant. Notons qu'avec la réduction des dimensions des interconnexions, le diamètre du via tend vers la largeur de la ligne, de telle sorte que le via est en contact avec la barrière de diffusion métallique, tels que l'illustrent, sur la Figure IV-26, le schéma et la vue en coupe d'une structure de test.

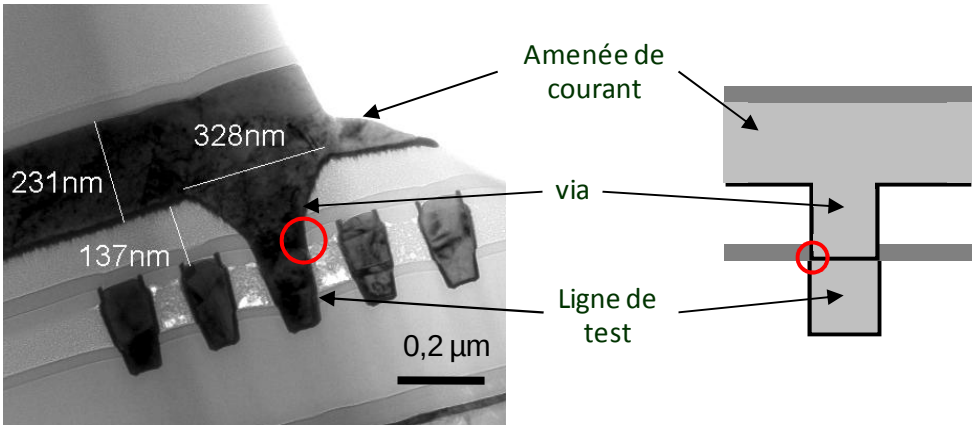


Figure IV-26 : Schéma et vue en coupe MET d'une interconnexion

Ainsi même si elle apparaît sous le via, la conduction par la barrière permet la croissance de la cavité et donc l'évolution progressive de la résistance. C'est typiquement la configuration pour tous les échantillons que nous avons étudiés.

La comparaison des valeurs de R_{pente} pour tous les échantillons montrent que les vitesses de déplacement sont identiques quelle que soit la localisation de la cavité. v_d étant constant, on peut attribuer les TTF courts à de petites cavités. Cela est confirmé par les tailles de cavités mesurées sur les échantillons de la Figure IV-24 (b) et (c) qui correspondent à de faibles TTF.

Il s'agit là d'un exemple où l'analyse des courbes R(t) assistée de quelques observations FIB/MEB permet d'apporter de nombreux éléments à l'interprétation des résultats.

6 Synthèse

L'évolution de la résistance d'une interconnexion au cours d'un test d'électromigration apporte de nombreuses informations concernant la dégradation. On peut, en particulier, évaluer le volume de la cavité et la vitesse de déplacement du cuivre v_d. Cette analyse des courbes R(t) est applicable à des lignes de différentes sections, tant que l'évolution de résistance est progressive.

Les évolutions de R_{saut}, d'une part, et R_{pente} d'autre part, en fonction du temps à défaillance (TTF) montrent une meilleure corrélation pour R_{saut}. Cela suggère que la dispersion des TTF, entre interconnexions d'une même plaque, est plutôt due à une dispersion des tailles de cavités qu'à une dispersion des vitesses de déplacement du cuivre.

R_{pente} s'est révélé être un paramètre pertinent pour étudier la cinétique de dégradation. Une nouvelle méthode a ainsi pu être développée pour extraire l'énergie d'activation avec un temps de tests et un nombre d'échantillons réduits. Il s'agit de la méthode des pentes qui donne des résultats identiques à la méthode standard utilisant les TTF.

Enfin l'analyse des courbes R(t) et la méthode des pentes peuvent améliorer l'interprétation des défaillances précoces.

Chapitre V : Effet du gradient de contrainte sur l'électromigration

1 Objectifs

Dans le chapitre précédent, nous avons décrit l'évolution de la résistance des interconnexions pendant la dégradation par électromigration, et en particulier les variations des paramètres caractéristiques des courbes R(t) en fonction de la section de ligne et de la température. Dans ce chapitre, nous allons étendre cette analyse aux effets de la densité de courant et de la longueur de ligne. Deux aspects qui ne peuvent être étudiés sans considération de l'effet Blech qui est un ralentissement du déplacement de matière, observé aux faibles densités de courant et/ou dans les lignes courtes (cf. chap I).

En premier lieu, nous analyserons l'effet de la densité de courant par la méthode des pentes, sur une longueur de ligne donnée. Nous discuterons en particulier du facteur d'accélération en courant, l'exposant n, qui apparaît dans le modèle de Black.

En second lieu, c'est à la fois la longueur de ligne et la densité de courant que nous ferons varier afin d'extraire le produit de Blech $(jL)_c$, en-dessous duquel une ligne est dite « immortelle ». Nous détaillerons ensuite l'évolution de la résistance obtenue pour des conditions expérimentales proches du produit de Blech. Nous discuterons en particulier l'effet de la forme de la cavité sur la dispersion des temps à la défaillance et proposerons d'évaluer une valeur de gradient de contrainte en régime permanent.

Finalement, nous nous intéresserons à la réversibilité de la dégradation sous le simple effet du gradient de contrainte dans un premier temps, puis en inversant le sens de courant dans un second temps.

2 Effet de la densité de courant

Nous avons déjà montré que la méthode des pentes est une technique pertinente pour extraire E_a, un des deux paramètres de Black nécessaire à l'extrapolation des TTF aux conditions d'opération. Nous allons maintenant utiliser cette méthode pour étudier l'effet de la densité de courant afin d'extraire le second paramètre de Black : l'exposant n de densité de courant.

2.1 Description des tests

Les tests ont été réalisés sur des structures de 250 µm de long, qui sont considérées suffisamment longues pour s'affranchir de l'effet Blech, aux densités de courant (j) typiquement utilisées pour les tests boitiers (autour de 20 $mA/\mu m^2$). Néanmoins nous avons vu au paragraphe I-5.1, que des variations sont attendues avec j, notamment à cause de l'effet Blech. C'est pourquoi nous avons choisi de parcourir une large gamme de densités de courant. Par ailleurs, afin de mieux apprécier la validité de la méthode des

pentes pour étudier l'effet de j, des échantillons issus de différents nœuds technologiques ont été étudiés. Il est ainsi possible de confronter les résultats obtenus sur des interconnexions de différentes dimensions et placées dans des environnements différents. Le Tableau V-1 donne la description des différentes structures de test ainsi que la gamme de densités de courant explorée.

Nœud	Niveau	w (µm)	h (µm)	L (µm)	IMD	Densités de courant
90 nm	M2	0,14	0,325	250	SiOC	2,5 à 45 mA/µm^2
65 nm	M2	0,1	0,22	250	SiOC	3 à 50 mA/µm^2
45 nm	M3	0,14	0,14	1000	SiOCH	0,7 à 35 mA/µm^2

Tableau V-1 : Description des structures et des conditions de tests

Il est important de noter que la longueur de ligne (L) est de 1000 µm pour le nœud 45 nm et de 250 µm pour les deux autres. Pour chaque structure un minimum de 32 échantillons a été testé, et R_{pente} a été mesuré au voisinage du courant d'opération.

2.2 Evolution de la pente avec j

Sur la Figure V-1 sont représentées les valeurs médianes de R_{pente} mesurées en fonction de la densité de courant pour les différents nœuds étudiés. En pointillés sont tracées les évolutions attendues dans le cas d'une vitesse de dégradation directement proportionnelle à j. Cela correspond à n égal à 1 dans l'équation de Black.

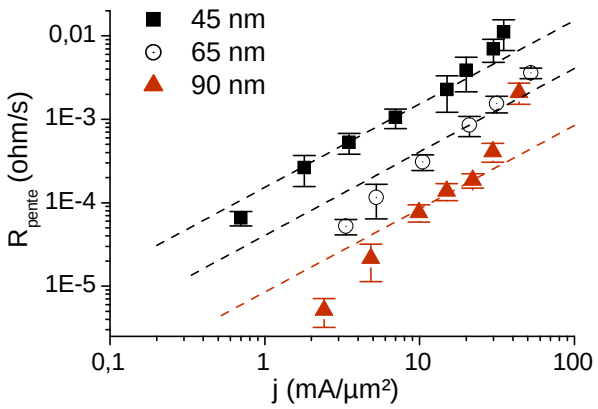


Figure V-1 : Evolution de R_{pente} avec la densité de courant

Pour toutes les structures, les valeurs de R_{pente} s'écartent des droites en pointillées à chaque extrémité de l'intervalle de courant. Aux faibles densités de courant, R_{pente} est plus faible, la vitesse de déplacement du cuivre (v_d) est donc abaissée alors qu'aux valeurs de j élevées, R_{pente} est plus élevé.

2.3 Extraction du n apparent

Ayant observé, sur la Figure V-1, qu'en échelles logarithmiques R_{pente} n´évolue pas de façon linéaire avec j, nous en concluons qu´il n´existe pas de valeur unique de n sur tout le domaine de j étudié. Il est

par contre possible de déterminer une valeur apparente de n entre chaque valeur consécutive de j [Ney2005b]. Il s'agit du n_{app} dont les valeurs sont reportées sur la Figure V-2 en fonction de la valeur moyenne des j entre lesquelles il est calculé. Sur la même figure, sont aussi représentées les valeurs du n_{app} calculées à partir des MTF pour la technologie 65 nm.

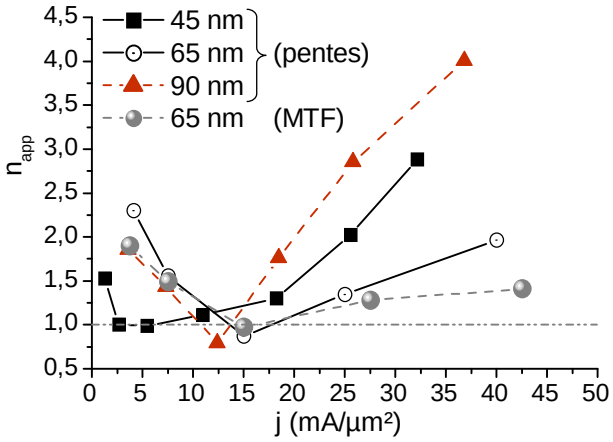


Figure V-2 : Evolution du n_{app} avec la densité de courant

A l'exception des j élevés, des valeurs de n_{app} très proches sont mesurées entre la méthode des pentes et à la méthode standard (à partir des MTF), pour les échantillons de la technologie 65 nm. La méthode des pentes semble donc valide à l'étude de l'accélération en densité de courant du phénomène d'électromigration.

Pour tous les nœuds technologiques, la valeur minimale de n_{app} obtenue entre 10 et 20 mA/ µm² vaut 1. C'est bien la valeur attendue pour le cuivre, où l'on considère que le temps à la défaillance est déterminé par le temps de croissance de la cavité, et donc proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre [Hau-Riege2004a, Kawasaki2003]. De part et d'autre de ce minimum, la valeur de n_{app} augmente, avec une amplitude qui dépend de j et de la structure considérée. Nous allons maintenant décrire et commenter ces comportements.

2.3.1 Augmentation de n_{app} aux j élevées : Effet Joule

L'augmentation de n_{app} pour les j élevées est généralement attribuée à l'effet Joule[Ney2007]. Cette augmentation est ici observée dès 20 mA/µm², valeur pour laquelle aucun échauffement n'est détecté sur la mesure initiale de la résistance de la ligne. Il est possible que cet échauffement soit inférieur à la précision sur la température de test. On peut aussi faire l'hypothèse qu'il s'agit d'un échauffement localisé autour de la cavité dû à la réduction de section du cuivre ou à un effet Joule dans la barrière. Aucun moyen expérimental n'est disponible pour vérifier l'une ou l'autre de ces hypothèses, mais on peut remarquer sur la Figure V-2, que l'augmentation de n_{app} dépend du type de structures, qui sont de dimensions et d'environnements différents. On peut donc vérifier si les différences de n_{app} entre structure sont cohérentes, compte tenu de leurs caractéristiques, avec l'hypothèse de l'effet Joule.

Rappelons tout d'abord le principe de l'effet Joule. En régime permanent, si le courant n'est pas excessif, un équilibre thermique s'établit entre la puissance produite par effet Joule et le flux de chaleur évacué par l'environnement de la ligne. La puissance est égale au produit Ri^2, où R est la résistance et i le courant. Le flux dépend de la résistance thermique de l'environnement (R_{th}) mais aussi de la différence de température entre la ligne et le puits de chaleur (ΔT), le silicium dans notre cas.

$$Ri^2 = \Delta T / R_{th} \qquad \text{(V-1)}$$

L'élévation de température dans une interconnexion dépend donc de sa résistance, du courant qui la traverse et de la résistance thermique de l'environnement.

Si l'on revient aux échantillons de la Figure V-2, pour une valeur de j donnée, la valeur de n_{app} la plus forte est obtenue pour l'échantillon issus de la technologie 90 nm et la plus faible pour le 65 nm.

Les technologies 65 et 90 nm intégrant le même diélectrique, des valeurs de R_{th} comparables sont attendues. Pour un j donnée, c'est la structure 90 nm qui, ayant la plus grande section, transporte le plus de courant. Un échauffement par effet Joule plus important est donc à attendre pour le 90 nm, ce qui est cohérent avec les valeurs de n_{app} qui sont supérieures pour ce nœud.

Comparé aux deux autres nœuds, le 45 nm intègre un diélectrique poreux qui a une conductivité thermique plus faible [Hu2000]. Ceci est probablement à l'origine d'un échauffement plus élevé dans les structures du 45 nm en comparaison du 65 nm. Cela expliquerait les valeurs de n_{app} plus élevées pour le 45 nm, bien qu'il transporte un courant légèrement inférieur au 65 nm.

Pour les j supérieurs à 20 mA/µm², les variations de n_{app} observées entre les structures semblent confirmer l'hypothèse d'un effet Joule.

2.3.2 Augmentation de n_{app} aux faibles j : Effet Blech

L'augmentation observée du n_{app} aux faibles densités de courant est généralement attribuée à l'effet Blech [Ney2005b, Park2006]. Sur la Figure V-2, on remarque qu'en comparaison des deux autres nœuds, pour le 45 nm, n_{app} commence à augmenter à des valeurs plus faibles de j. Or pour ce nœud, la structure fait 1000 µm de long, alors que pour le 65 et le 90 nm, on a utilisé des lignes de 250 µm de long. Plus la ligne est longue, plus le gradient de contrainte est faible, c'est pourquoi les valeurs de n_{app} sont plus faibles pour le 45 nm. Cette observation est cohérente avec l'hypothèse qu'aux faibles densités de courant, l'augmentation de n_{app} est due à l'effet Blech.

En général, on considère que l'effet Blech est négligeable pour les longueurs que nous avons testées ici. Cette hypothèse est parfaitement justifiée pour la ligne de 1000 µm, puisque l'augmentation du n_{app} est détectée pour un j inférieur à la densité de courant d'opération.

Afin de tenir compte des variations de courant et de longueur, il est préférable de tracer la variation de n_{app} en fonction du produit jL, puisque nous avons vu au paragraphe I-4.2 qu'en régime permanent, l'expression de la vitesse de déplacement du cuivre est :

$$v_d = \frac{D_{eff}}{kT} eZ^* \rho \left(\frac{jL - (jL)_c}{L} \right) \quad \text{(V-2)}$$

Les valeurs de n_{app} sont tracées en fonction du produit jL sur la Figure V-3. Sur la même figure sont représentées les valeurs déduites du modèle proposé par Ney [Ney2005a], qui introduit le produit de Blech dans l'équation de Black.

$$TTF = A \frac{L}{jL - (jL)_c} \exp\left(\frac{E_a}{kT} \right) \quad \text{(V-3)}$$

Nous avons fait l'hypothèse d'un $(jL)_c$ de 4000 A/cm[Ney2005b].

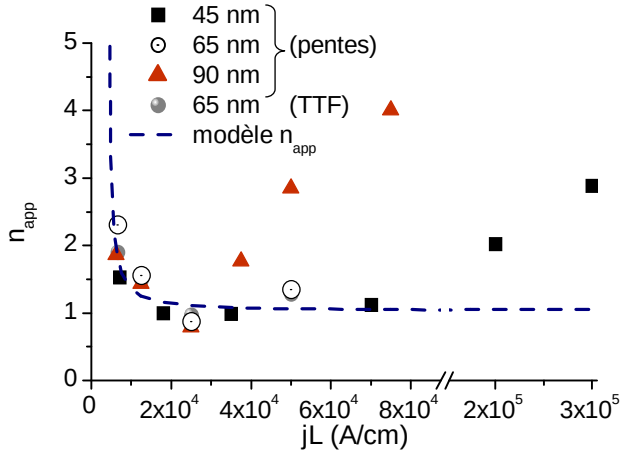


Figure V-3 : Evolution du n_{app} en fonction du produit jL

Pour les jL inférieurs à $2{,}5.10^4$ A/cm, la Figure V-3 montre que les valeurs de n_{app} des différents nœuds technologiques se superposent. De plus, on observe une bonne corrélation entre les valeurs expérimentales et celles prédites par le modèle. C'est un résultat supplémentaire en accord avec l'hypothèse d'une augmentation de n_{app}, aux faibles jL, due à l'effet Blech.

Pour les jL supérieurs à $2{,}5.10^4$ A/cm, n_{app} augmente à cause de l'effet Joule. Rappelons que pour le 45 nm, la structure a une longueur de 1000 µm, ce qui explique que l'augmentation de n_{app} corresponde à des valeurs jL plus élevées, comparé aux deux autres nœuds technologiques.

2.4 Discussion sur l'extraction de n

Les résultats que nous venons de présenter soulèvent deux problèmes sur la méthodologie utilisée pour évaluer la fiabilité des interconnexions. Le premier concerne la valeur de n à utiliser dans la loi de Black pour extrapoler les temps à la défaillance aux conditions d'opération. Le second est la longueur de ligne adéquate pour les structures de test.

Nous avons vu au chapitre I (paragraphe 5.1) que la valeur de l'exposant n dans la loi de Black est toujours un point de discussion pour le cuivre. Les résultats que nous avons obtenus à partir des R_{pente} et des MTF semblent confirmer que l'exposant densité de courant, n, est bien 1 pour le cuivre. Cette valeur de 1 a une signification physique, en rapport avec la vitesse de déplacement du cuivre. Les valeurs de n

fractionnaires et supérieures à 1 sont quant à elles très probablement liées aux densités de courant entre lesquelles n est déterminé. L'utilisation de la loi de Black avec un n de 1 paraît donc justifiée pour les interconnexions en cuivre, afin d'extrapoler aux conditions d'opération la durée de vie d'une ligne sans effet Blech.

Bien qu'elle n'intègre pas l'effet Blech, la loi de Black répond donc bien à un des objectifs de la fiabilité qui est d'évaluer la résistance à l'électromigration de toutes les interconnexions quelles que soient leurs longueurs. Néanmoins afin d'extrapoler correctement le durée de vie de lignes longues, il faut s'assurer qu'aux conditions de test accélérées il n'y ait ni effet Blech, ni effet Joule. Comme l'illustre la Figure V-4, si les tests sont réalisés à une densité de courant trop faible, pour laquelle l'effet Blech est significatif, la durée de vie aux conditions d'opération sera surestimée. A contrario, si le test est fait à une densité de courant trop élevée, la durée de vie aux conditions d'opération sera sous-estimée.

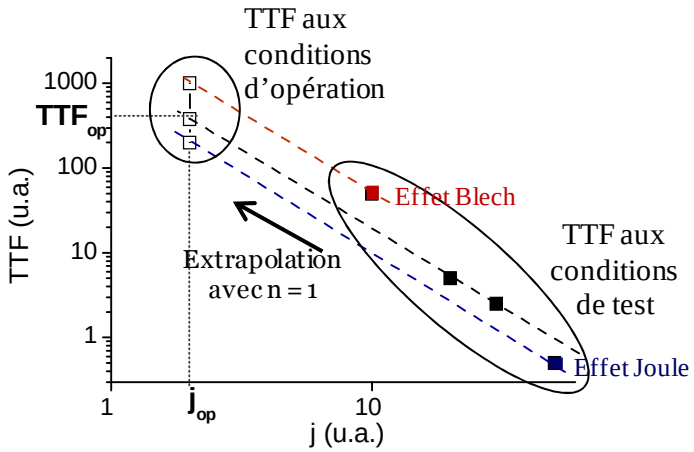


Figure V-4 : Illustration de l'effet de la densité de courant de test sur l'extrapolation

D'après les résultats du paragraphe précédent, la densité de courant optimale pour les tests doit être autour de 20 mA/µm^2 pour des lignes d'au moins 250 µm de long.

Pour les lignes plus courtes, nous avons vu au paragraphe I-4.2 que l'on peut tirer avantage de l'effet Blech et autoriser le transport de plus fortes densités de courant. C'est justement l'objectif du modèle proposé par Ney, qui nécessite la connaissance du produit de Blech $(jL)_c$ (cf. équation (V-2)). Bien que la méthode des pentes soit sensible à l'effet Blech, sur des lignes de 250 µm, la précision de mesure n'est pas suffisante pour déterminer le $(jL)_c$.

3 Effet de la longueur

Dans ce paragraphe nous allons nous intéresser aux tests réalisés sur différentes longueurs de lignes, dans le but de déterminer le produit de Blech $(jL)_c$ et d'étudier l'impact du gradient de contrainte sur les courbes R(t).

3.1 Description des tests

Les échantillons étudiés sont des structures V1M1 issues de la technologie 65 nm. Quatre longueurs de lignes ont été étudiées : 250, 150, 50 et 25 µm. Les tests ont été réalisés à une température de 300°C et des densités de courant variant entre 5 et 40 mA/µm². Ainsi, toutes longueurs confondues, une gamme de jL allant de 2500 à 50000 A/cm a été explorée.

Sur la Figure V-5, nous avons reporté des exemples d'évolutions de résistance observées à une densité de courant de 20 mA/µm^2 pour des lignes de 250, 50 et 25 µm de long.

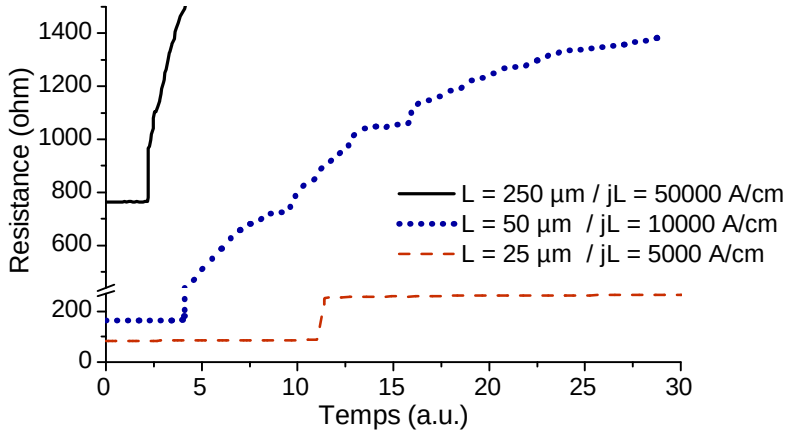


Figure V-5 : Courbes R(t) pour des lignes de 250, 50 et 25 µm testées à 20 mA/µm^2

Pour la ligne de 25 µm, c'est-à-dire pour un produit jL de 5000 A/cm, la résistance sature très rapidement après la détection du saut en résistance. La résistance étant constante, on peut faire l'hypothèse que la cavité a cessé de croître, donc que la vitesse de déplacement, v_d, du cuivre est nulle. Cela signifie que la quantité de cuivre déplacée a permis d'atteindre un gradient de contrainte suffisant pour compenser totalement le flux d'électromigration.

Pour les lignes de 50 et 250 µm, testées à un jL de 10000 et 50000 A/cm respectivement, la résistance de ligne ne cesse d'augmenter après le saut, avec une vitesse qui dépend de la longueur de ligne considérée. Cette vitesse est plus faible pour la ligne de 50 µm, pour laquelle on attend un gradient de contrainte plus élevé, comparé à la ligne de 250 µm. En outre pour la ligne de 50 µm, l'augmentation de résistance n'est pas linéaire. Sur ces échantillons la vitesse, v_d, semble diminuer au fur et à mesure de la croissance de la cavité.

Qualitativement, l'allure des courbes R(t) semblent rendre compte de l'effet Blech que l'on veut mettre en évidence. Nous allons maintenant étudier plus précisément l'évolution des paramètres caractéristiques de ces courbes.

3.2 Evolution de R_{saut} avec la longueur de la ligne

Nous nous sommes intéressés tout d'abord à l'évolution du paramètre R_{saut} qui, rappelons le, permet de déterminer la longueur de la cavité au moment de la défaillance (longueur que nous avons appelée longueur critique, l_c). Sur la Figure V-6, les valeurs de R_{saut} mesurées pour chaque longueur de ligne sont représentées en fonction du produit jL.

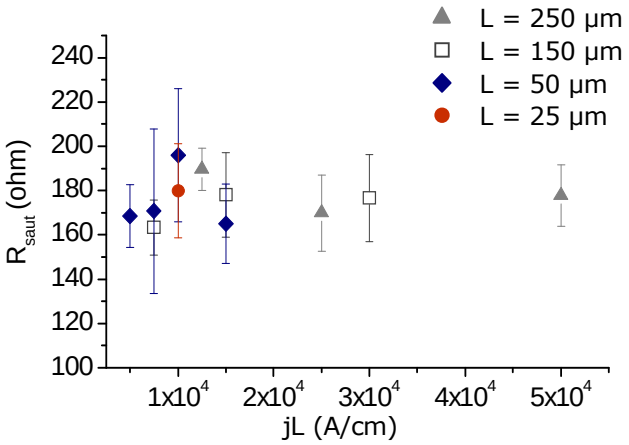


Figure V-6 : Evolution de R_{saut} avec le produit jL

Aucune différence significative n'est observée entre les échantillons. Il est donc probable que ni l'effet Blech ni la longueur de ligne n'aient d'influence sur la forme et la taille de la cavité. En moyenne la hauteur de saut est de 176 ohms ce qui correspond à une longueur de cavité d'environ 140 nm.

3.3 Evolution de TTF avec la longueur de la ligne

L'intérêt des tests de durées de vie réalisés à différentes conditions de jL est de déterminer le produit de Blech $(jL)_c$. Pour le cuivre, nous avons vu que le TTF est inversement proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre, v_d. A partir de l'expression (V-2) de v_d, on obtient la relation suivante entre le TTF et le produit de Blech :

$$\frac{L}{TTF} \propto cLv_d = c\frac{D}{kT}eZ^*\rho\left(jL-(jL)_c\right) \qquad \text{(V-4)}$$

D'après l'équation (V-4), le rapport L/TTF évolue de façon linéaire en fonction du produit jL et s'annule pour un (jL) égal au produit de Blech $(jL)_c$ Cette tendance est confirmée par la Figure V-7 où sont représentées les valeurs de L/MTF mesurées à différent j sur chaque longueur, en fonction de produit jL.

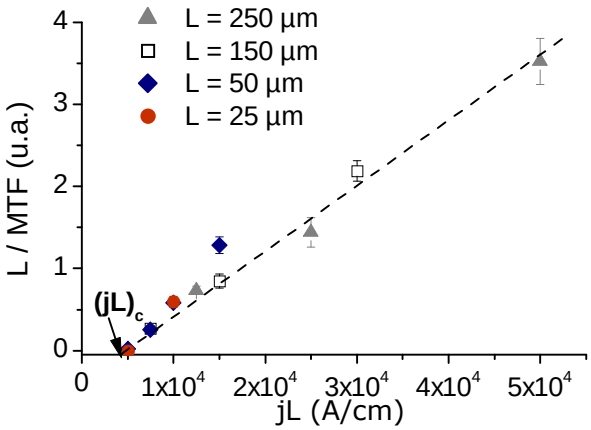


Figure V-7 : Evolution de L/MTF avec le produit jL

Notons que pour des jL inférieurs à 5000 A/cm aucune défaillance n'a été détectée. Pour les lignes de 25 (respectivement 50 µm) de long testées à 5000 A/cm, 30 % (respectivement 70 %) des échantillons ont défailli[Hau-Riege2002]. A partir des données de la Figure V-7, on peut déduire, par régression linéaire, un produit de Blech de 3900 ± 650 A/cm.

3.4 Evolution de R_{pente} avec la longueur de la ligne

Sur les courbes R(t) de la Figure V-5, on constatait que l'évolution de la résistance après la défaillance dépendait, à un courant donné, de la longueur de ligne considérée. D'après l'équation (V-4), le produit de v_d par la longueur de ligne est proportionnel au produit jL. Or R_{pente} est proportionnel à v_d, nous avons donc représenté, sur la Figure V-8, le produit $R_{pente}L$ en fonction de jL en plus de l'évolution du rapport L/MTF.

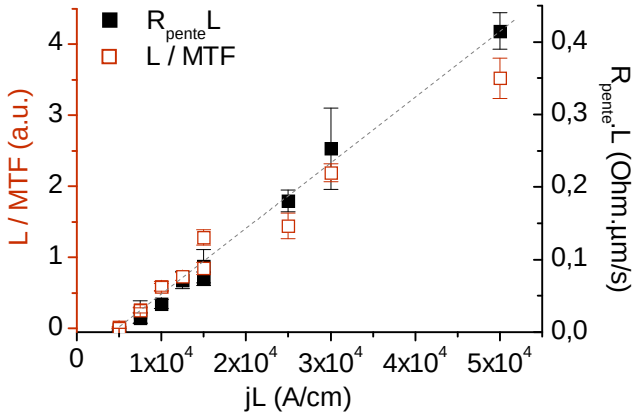


Figure V-8 : Evolution de L/MTF et $R_{pente}L$ avec le produit jL

On observe la même tendance linéaire pour le produit $R_{pente}L$ et le rapport L/MTF, en fonction de jL. Ce qui signifie que le paramètre R_{pente} permet de rendre compte de l'effet Blech et peut se substituer aux MTF pour déterminer le produit de Blech. La régression sur tous les points $R_{pente}L$ donne une valeur de $(jL)_c$ de 4900 ± 500 A/cm.

La différence entre les valeurs de produits de Blech n'est pas jugée significative étant donné les intervalles d'erreur et la bonne superposition des données sur la Figure V-8. En outre ces valeurs sont cohérentes avec celles trouvées par Ney sur des structures similaires [Ney2005b].

4 Analyses des expériences à jL proches de $(jL)_c$

Les expériences réalisées à un jL de 5000 A/cm concernent des lignes de 25 et 50 µm. Ces expériences sont particulièrement intéressantes car proches des conditions de Blech, d'où l'intérêt d'analyser plus en détails les distributions des TTF et l'allure des courbes R(t).

4.1 Dispersion des temps à la défaillance

4.1.1 Distributions des TTF

Rappelons que pour ces expériences, seule une portion des échantillons a montré une défaillance après plus de 2000 h de test. Ce sont donc des distributions de TTF incomplètes, dites censurées. Ces distributions sont tracées sur la Figure V-9 avec à titre de comparaison celles obtenues pour un jL de 10000 A/cm sur les même longueurs de lignes.

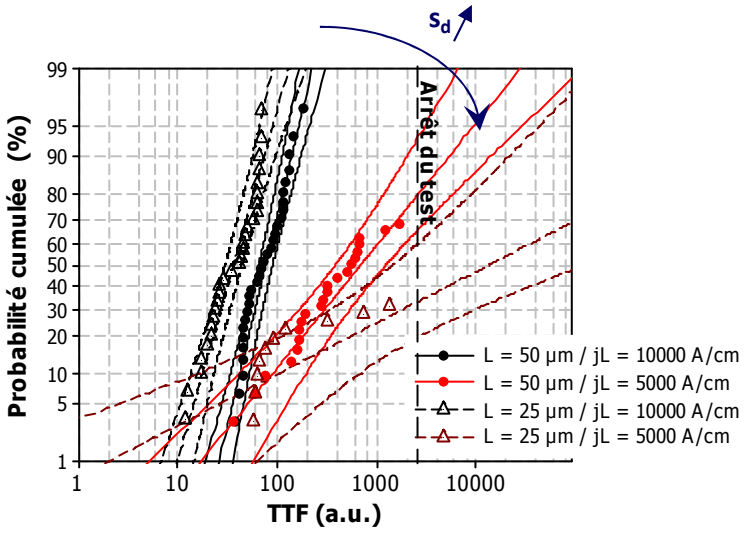


Figure V-9 : Distributions des TTF pour les lignes de 25 et 50 µm à 5000 et 10000 A/cm

Une importante augmentation de la dispersion (s_d) est observée pour les distributions à jL = 5000 A/cm. Notons que l'augmentation de s_d commence dès 10000 A/cm comme l'illustre la Figure V-10 sur laquelle la variation de la dispersion avec jL est représentée.

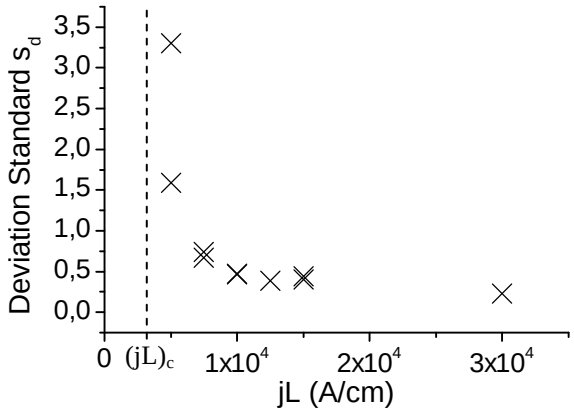


Figure V-10 : Evolution de la déviation standard avec jL

L'augmentation de s_d aux faibles jL a été rapportée dans différentes études [Hau-Riege2003, He2004, Lin2007b]. Cette observation est généralement attribuée aux variations en densité de courant liées aux variations de section entre les interconnexions. Cet effet serait d'autant plus visible que l'on se rapproche du produit de Blech, d'où l'augmentation de la dispersion[Christiansen2008, Oates and Lin2008]. Nous proposons une autre hypothèse basée sur l'observation des courbes de résistance.

4.1.2 Courbes R(t)

Sur la Figure V-11 se trouve une sélection de courbes R(t) obtenues sur chacune des deux longueurs étudiées.

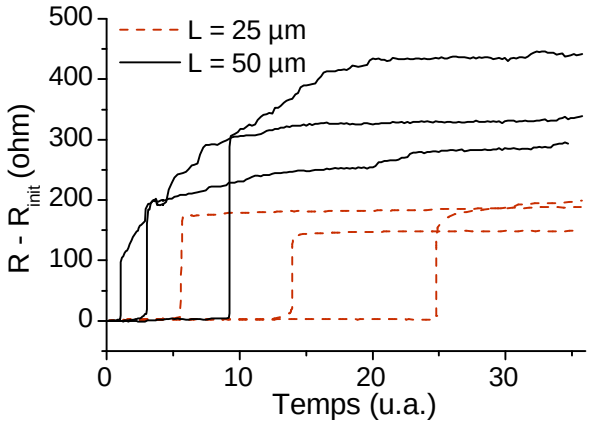


Figure V-11 : Augmentions de résistance pour jL = 5000 A/cm

Dans les deux cas, une saturation de la résistance est observée après la défaillance. Afin de s'assurer qu'il s'agit bien d'une saturation et non le plateau d'une évolution en escalier (telle que nous l'avons vu au paragraphe II-4.3), le test a été prolongé plusieurs centaines d'heures, sans qu'aucune variation significative de la résistance ne soit détectée. Nous allons donc par la suite admettre qu'il s'agit bien d'une saturation, on en conclut que la cavité a cessé de croître et que l'on est dans les conditions de Blech, où le flux de matière est nul. A partir de l'augmentation de la résistance au moment de la

saturation, nous allons pouvoir évaluer le volume de matière nécessaire à établir un gradient de contrainte qui permet d'annuler le flux d'électromigration.

4.1.3 Relation entre la dispersion des TTF et la forme de la cavité

Pour les lignes de 25 µm, la saturation est observée presque immédiatement après le saut en résistance. Or les valeurs de R_{saut} présentent une certaine dispersion (figure II-23) ce qui est traduit par une dispersion sur la longueur de la cavité. Considérons par exemple deux échantillons qui, à un temps donné, ont des cavités de même volume mais de formes différentes, tel que le schématise la Figure V-12.

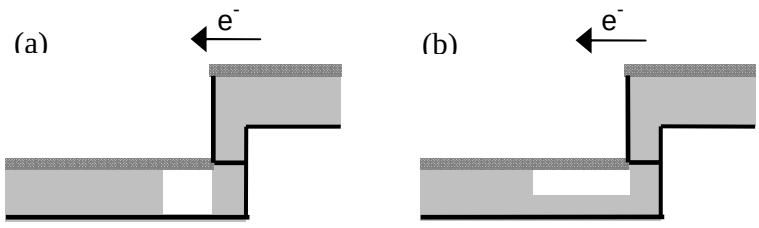


Figure V-12 : Hypothèses sur les formes de cavités dans une ligne (a) ayant défailli et (b) n'ayant pas défailli, pour jL = 5000 A/cm

Dans le cas de la Figure V-12(a), la cavité occupe toute la section de la ligne, on a donc atteint la défaillance. Pour la Figure V-12(b), une cavité que l'on peut qualifier de « non-débouchante » est présente et aucune augmentation de résistance n'est mesurable. Faisons l'hypothèse que l'on ait atteint le régime permanent, c'est-dire que le volume de cavité est tel que le flux de matière est nul. Dans ce cas aucune défaillance ne pourra être détectée sur un échantillon comme celui de la Figure V-12(b). Pour l'échantillon de la Figure V-12(a), la résistance aura atteint la saturation.

En poursuivant cette hypothèse, la défaillance dans les lignes de 25 µm devrait correspondre aux cavités les plus courtes, donc à des valeurs de R_{saut} relativement faibles. Sur la Figure V-13, il est possible de faire la comparaison des distributions de R_{saut} obtenues pour des jL de 5000 et 10000 A/cm. Dans ce dernier cas, la distribution est complète puisque tous les échantillons ont défailli. Dans le cas où jL = 5000 A/cm, nous avons choisi de censurer la distribution. On suppose par là que si les échantillons non défaillis avaient été testés à une plus forte densité de courant, des défaillances auraient été détectées et des valeurs de R_{saut} plus élevées mesurées.

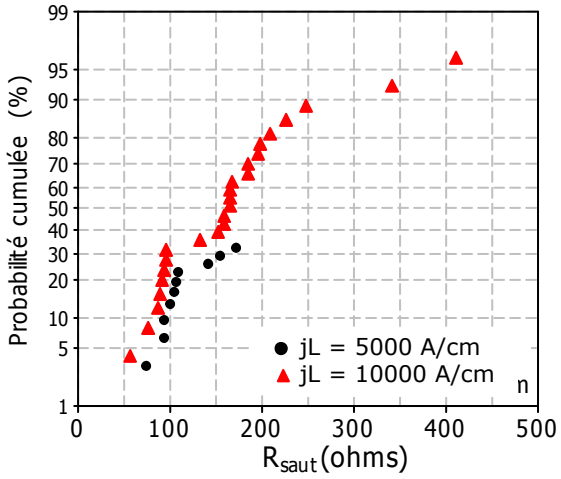


Figure V-13 : Comparaison des distributions de R_{saut} entre 5000 et 10000 A/cm pour L = 25 µm

On observe une assez bonne superposition des distributions, ce qui tend à confirmer qu'à un jL de 5000 A/cm, les défaillances ne se produisent que pour les cavités les plus courtes.

Pour valider notre hypothèse, il faut vérifier la présence d'une cavité, « non-débouchante », dans les lignes non défaillies. Pour cela, des observations FIB/MEB ont été faites sur huit échantillons. Deux exemples de ces observations se trouvent sur la Figure V-14, ce qui confirme bien la présence de cavités de tailles comparables.

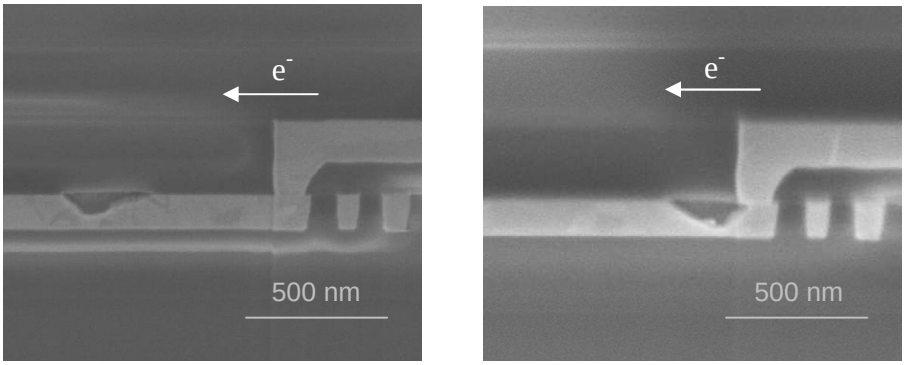


Figure V-14 : Observation FIB/MEB des lignes de 25 µm non défaillies pour jL = 5000 A/cm

En faisant l'hypothèse que la cavité garde la forme observée sur la coupe sur toute la largeur de la ligne, on peut évaluer pour ces huit échantillons un volume de cavité moyen de $2{,}1.10^{-3}$ µm^3.

Il est intéressant de comparer cette valeur avec les volumes de cavités que l'on peut déterminer à partir de mesures de résistance à saturation et des paramètres caractéristiques de la barrière. Au moment de la saturation, les augmentations de résistance (R_{sat}-R_{init}) ont une valeur moyenne de 150 ohms. Cela correspond à un volume de cavités de $1{,}8.10^{-3}$ µm3.

La Tableau V-2 récapitule les valeurs moyennes, minimales et maximales des volumes de cavités mesurés ou calculés à partir de R_{saut}.

Défaillance ?	R_{saut}(ohm)	Volume de cavité (10^{-3} µm^3)		
		moyenne	min	max
non	-	2,1	1,7	2,8
oui	150 [120- 200]	1,8	1,4	2,3

Tableau V-2 : Comparaison de volumes de cavités des échantillons ayant ou non défailli

On confirme ainsi que les volumes de cavités sont quasiment égaux dans les échantillons, que l'on ait ou pas détecté une défaillance.

Ces différents résultats sont cohérents avec notre hypothèse selon laquelle les échantillons non défaillis ont atteint le régime permanent avant que la cavité ne génère plus d'augmentation de résistance. On peut donc en conclure que la forme de la cavité a une influence sur la dispersion des TTF observée.

4.2 Détermination du gradient de contrainte

Pour un jL de 5000 A/cm, une saturation de la résistance est aussi observée sur les lignes de 50 µm (Figure V-11) mais à des valeurs supérieures de résistance, comparé aux lignes de 25 µm. Nous allons chercher, dans ce paragraphe, à établir la relation entre l'augmentation de résistance à saturation et le gradient de contrainte, puis la valeur de ce dernier.

4.2.1 Expression de la contrainte

Afin d'établir la relation entre le volume de matière et le gradient de contrainte, on considère une déformation élastique, raisonnable avec l'hypothèse d'une ligne confinée. Nous faisons de plus l'hypothèse que la matière provenant de la cavité est répartie régulièrement le long de la ligne. Cela correspond au régime permanent dans le modèle de Korhonen où la contrainte varie linéairement le long de la ligne [Korhonen1993]. La déformation peut être assimilée à une augmentation de l'épaisseur, comme le schématise la Figure V-15.

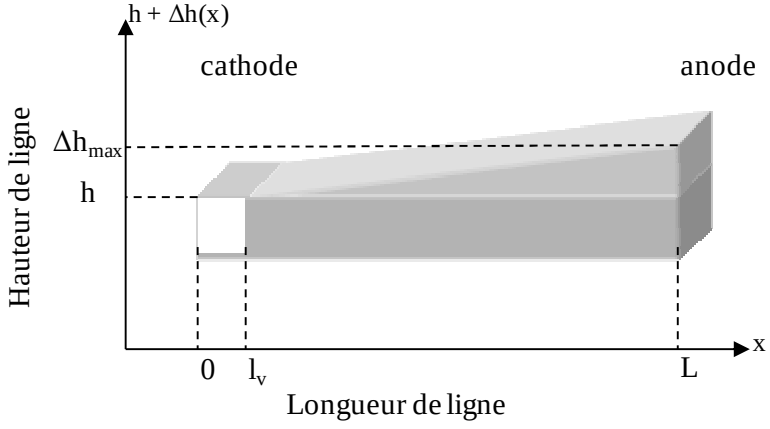


Figure V-15 : Illustration de la déformation élastique de la ligne pendant l'électromigration

A la cathode, la contrainte est nulle puisqu'il y'a une surface libre au niveau de la cavité, $\Delta\sigma$ donc est égal à la contrainte au niveau de l'anode. Si on considère une tranche dx, où il se trouve un volume excédentaire égal à dx.w.Δh(x), la contrainte en ce point est selon la loi de Hooke :

$$\sigma(x) = -B\frac{dx.w.\Delta h(x)}{dx.w.h} = -B\frac{\Delta h(x)}{h} \qquad \text{(V-5)}$$

Rappelons que B est le module élastique effectif qui rend compte à la fois des propriétés du cuivre et de son environnement.

A l`anode, en x = L, la déformation est maximale. La valeur de dh_{max} dépend de la taille de la cavité :

$$V_{cavité} = \int_{lv}^{L} w.\Delta h(x).dx = \frac{1}{2}(L - l_v)w\Delta h_{max} \qquad \text{(V-6)}$$

l_v la longueur de la cavité peut être négligée devant la longueur de la ligne ; on en déduit donc l'expression de dh_{max} :

$$\Delta h_{max} = \frac{2V_{cavité}}{Lw} \qquad \text{(V-7)}$$

Puis celle du gradient de contrainte :

$$\Delta\sigma = |\sigma(L)| = B\frac{2V_{cavité}}{Lwh} = 2B\frac{V_{cavité}}{V_{ligne}} \qquad \text{(V-8)}$$

$$\boxed{\Delta\sigma = 2B\frac{V_{cavité}}{V_{ligne}}}$$

4.2.2 Relation entre le gradient de contrainte et la résistance à saturation

Au moment de la saturation, la vitesse de déplacement v_d est nulle, et la cavité a donc atteint sa taille maximale V_{max} qui correspond à un gradient de contrainte $\Delta\sigma_{max}$

$$v_d = \frac{D_{eff}}{kT}\left(eZ^*\rho j - \Omega\frac{\Delta\sigma_{max}}{L}\right) = 0 \qquad \text{(V-9)}$$

D'après les équations (V-8) et (V-9), on peut déterminer l'expression du volume de cavité maximum en fonction du produit jL :

$$V_{sat} = \frac{whL\Delta\sigma_{max}}{2B} = eZ^*\rho\frac{whjL^2}{2B\Omega} \qquad \text{(V-10)}$$

On en déduit l'expression de l'augmentation de résistance au niveau de la saturation :

$$\boxed{\Delta R_{sat} = \frac{V_{sat}\rho_b}{A_{Cu}A_b} = eZ^*\rho\frac{jL^2\rho_b}{2B\Omega A_b}} \qquad \text{(V-11)}$$

D'après l'équation (V-11), la valeur de ΔR_{sat} est proportionnelle à jL^2 ; ce qui a été vérifié pour l'aluminium [Filippi2002]. Sur la Figure V-16 sont reportées les valeurs de ΔR_{sat} mesurées à 5000 A/cm sur les lignes de 25 et 50 µm.

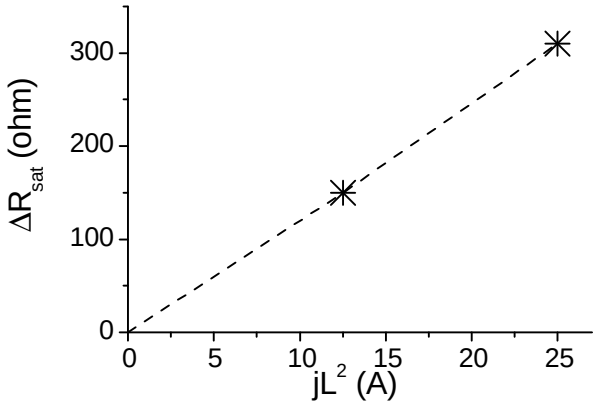


Figure V-16 : Evolution de ΔR_{sat} en fonction de jL^2

La relation de proportionnalité entre ΔR_{sat} et jL^2 est confirmée.

4.2.3 Extraction de $\Delta\sigma$ à saturation

A partir des volumes de cavité mesurés au paragraphe précédent, il faut pour évaluer la contrainte connaitre le module élastique effectif du cuivre B. Ce dernier peut être déterminée par éléments finis connaissant la géométrie de la ligne et les caractéristiques de son environnement [Guillaumond2005a, Hau-Riege and Thompson2000]. Pour les structures ici étudiées B a été évalué à 19 GPa, ce qui est cohérent avec les valeurs de la littérature obtenues pour des structures ayant des dimensions et un environnement similaires[Guillaumond2005b]. On en déduit que dans les lignes de 25 et 50 µm, testées à un $(jL)_{sat}$ de 5000 A/cm, la résistance atteint la saturation pour un gradient de contrainte, $\Delta\sigma_{sat}$, de 200 MPa.

4.3 Immortalité des interconnexions

L'immortalité d'une interconnexion est habituellement définie en fonction du produit de Blech. On considère que toute ligne qui satisfait la condition suivante est immortelle :

$$jL \leq (jL)_c \qquad \text{(V-12)}$$

Cette condition ne tient pas compte de la taille ou de la forme de la cavité, qui, nous venons de le voir, a une influence importante sur la détection ou non-détection d'une défaillance. On peut donc s'interroger sur la validité de ce critère.

Pour qu'une ligne soit immortelle, il faut que le flux de matière s'annule, donc que la cavité atteigne son volume à saturation (V_{sat}), avant d'atteindre le fond de la tranchée, créant ainsi un saut en résistance. Pour une longueur et une densité de courant données, la probabilité de défaillance est donc la probabilité

que le volume critique (V_c) qui correspond à la défaillance soit inférieur à V_{sat}, ce qui correspond à la probabilité que R_{saut} soit inférieur à ΔR_{sat}.

Connaissant la plus petite taille que peut avoir une cavité au moment de la défaillance (V_{cmin}), c'est-à-dire la plus faible valeur que peut prendre R_{saut} (R_{saut_min}), on peut définir une valeur critique $(jL^2)_c$ pour $\Delta R_{sat} = R_{saut_min}$, à partir de l'équation (V-11) ou de la Figure V-16.

Pour toute interconnexion qui satisfait la condition $jL^2 < (jL^2)_c$, le flux de matière va s'annuler pour un volume de matière inférieur à V_{cmin}, et aucune défaillance ne sera détectée. On a donc défini un nouveau critère d'immortalité des interconnexions qui tient compte de la taille de la cavité.

Afin d'évaluer la valeur de $(jL^2)_c$, il faut déterminer V_{cmin} ou R_{saut_min}. Au paragraphe 3.2, nous avons vu que R_{saut} est indépendant de la longueur de ligne, c'est pourquoi nous avons tracé la distribution de toutes les valeurs confondues (soit 260 échantillons) sur la Figure V-17.

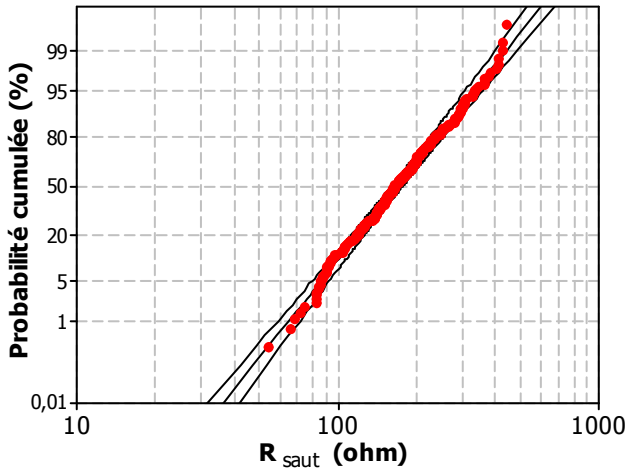


Figure V-17 : Distribution des valeurs de R_{saut} mesurées, toutes longueurs confondues

Par analogie à l'extrapolation des TTF (voir paragraphe I-), on peut extraire la valeur de R_{saut_min} correspondant à un faible taux de défaillance. Pour un taux de 0,1%, R_{saut_min} est de 48 ohms, ce qui correspond, d'après la Figure V-16, à un $(jL^2)_c$ de 4 A.

Afin de comparer ce nouveau critère d'immortalité avec celui défini par le produit de Blech et l'équation (V-12), nous avons calculé les valeurs de densités de courant pour lesquelles $jL = (jL)_c$ et $jL^2 = (jL^2)_c$. Ces valeurs sont représentées en fonction de la longueur de ligne sur la Figure V-18. Les zones colorées et hachurées représentent les conditions d'immortalité définies par chacun des critères.

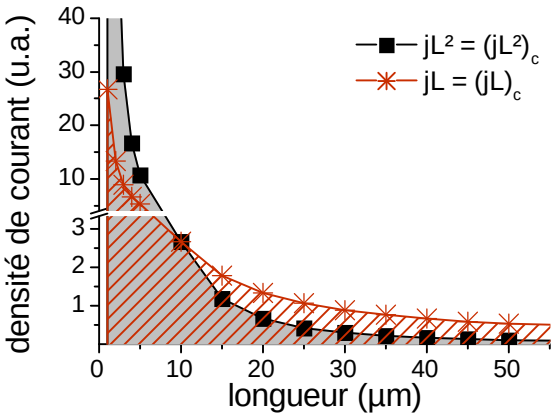


Figure V-18 : Comparaison des critères d'immortalité

On constate que pour des longueurs supérieures à 10 µm, avec notre nouveau critère $(jL^2)_c$, l'immortalité des lignes est obtenue pour des densités de courant plus faibles que ce que prévoit le modèle de Blech. Il y a une probabilité non nulle de détecter des défaillances en-dessous du produit de Blech, ce qui est confirmé par Oates[Oates and Lin2008].

L'utilisation de ce nouveau critère va générer des règles plus contraignantes concernant la densité de courant maximum autorisé dans les lignes courtes. Néanmoins on peut envisager de relâcher en partie ces règles en tenant compte de la proportion de défaillance. Reprenons l'exemple des lignes de 25 µm, qui sature à un ΔR_{sat} de 150 ohm pour un jL^2 de 12,5 A. A partir de la distribution de la Figure V-17, on voit que 38 % des échantillons ont des valeurs de R_{saut} inférieures à 150 ohms. On en déduit qu'à cette condition de jL^2, la proportion d'échantillons qui vont défaillir est de 38 % (ce qui est très proche des 30 % que l'on a constaté expérimentalement).

5 Déformation des interconnexions

Dans ce qui précède, nous avons fait l'hypothèse que les interconnexions subissent une déformation élastique pendant leur dégradation par électromigration. Cette hypothèse semble valide d'après les deux cas étudiés, qui correspondent à de relativement faibles déformations (on peut remarquer que les valeurs de ΔR_{sat} mesurées appartiennent à la distribution des R_{saut}). Ici nous allons voir si cette hypothèse se vérifie toujours à partir de tests réalisés à valeurs de jL, et jL^2, plus élevées. Auparavant nous présenterons les résultats obtenus sur des tests de relaxation.

5.1 Mesure de relaxation

5.1.1 Principe

A l'issu des expériences d'électromigration, des échantillons de 25 et 50 µm de long ont été maintenus à température constante, sans imposer de courant et la résistance a été mesurée à intervalle régulier. Cette

mesure a été faite à deux températures et sur des échantillons à différents stades de dégradation. Le Tableau V-3 récapitule les conditions des différentes expériences de relaxation et l'augmentation de résistance en fin de test d'électromigration (ΔR_{EM}), qui est proportionnelle à la taille de la cavité.

L (µm)	Test d'électromigration		Température de relaxation (°C)
	jL (A/cm)	ΔR_{EM} (ohm)	
25	5000	190	300
	10000	668	
	10000	936	
50	7500	640	250
	7500	625	300

Tableau V-3 : Description des échantillons et des conditions des expériences de relaxation

5.1.2 Courbes R(t) de relaxation

Comme on peut le constater sur la Figure V-19, où est tracée l'évolution de résistance typiquement observée au cours de ces expériences, une diminution de résistance est observée. Cette dernière traduit une diminution de la taille de la cavité, et par conséquent une diffusion de cuivre due à une relaxation des contraintes mécaniques.

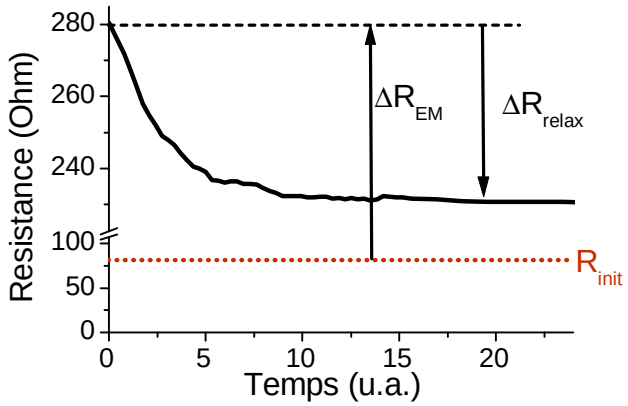


Figure V-19 : Evolution de la résistance au cours de la relaxation

On constate, par ailleurs, que la vitesse à laquelle la résistance diminue n'est pas constante. Sur la Figure V-19 est défini ΔR_{relax} qui est le gain en résistance par relaxation. On rappelle que R_{init} est la résistance de l'interconnexion avant tout endommagement.

5.1.3 Effet de la température

Nous avons déterminé l'énergie d'activation de phénomène de relaxation à partir des tests réalisés à 250 et 300°C, sur des échantillons parfaitement comparables puisque ils ont au préalable été testés en électromigration sous les mêmes conditions et arrêtés au même stade de dégradation. Compte-tenu de la variation de la vitesse de déplacement du cuivre, nous avons choisi de mesurer cette dernière en début de relaxation comme l'illustre la Figure V-20.

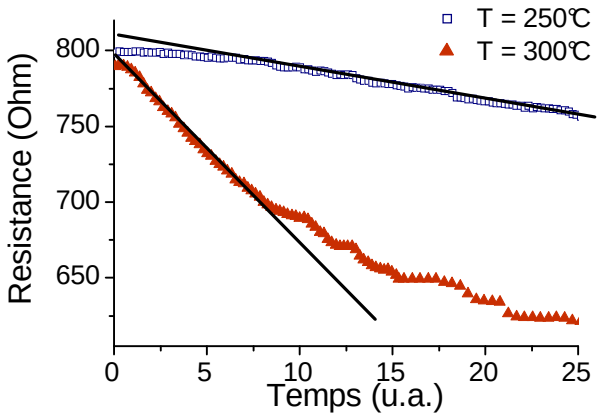


Figure V-20 : Effet de la température sur les courbes de relaxation

A partir des variations de résistance mesurées sur la Figure V-20, une énergie d'activation d'environ 0,9 eV peut être évaluée. Bien que cette valeur nécessite d'être confirmée par des mesures relaxation à d'autres températures, cette première tendance semble confirmer que la diffusion a toujours lieu à l'interface cuivre / barrière diélectrique.

5.1.4 Effet de la dégradation initiale

Sur la Figure V-21 sont tracées les courbes de relaxation obtenues sur les lignes de 25 µm de long, qui initialement étaient dans différents états de dégradation.

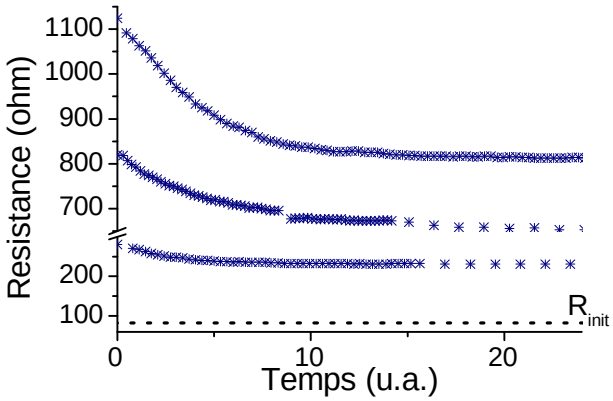


Figure V-21 : Effet de la dégradation initiale sur les courbes de relaxation

Quel que soit l'état de dégradation en début de relaxation, la résistance sature à une valeur supérieure à la résistance initiale de la ligne. Cela signifie que la cavité n'est qu'en partie rebouchée par relaxation. On peut en déduire qu'une partie de la déformation subie par les interconnexions au cours d'un test d'électromigration est irréversible.

Sur la Figure V-22 est représentée la diminution maximale de résistance (ΔR_{relax}) en fonction de l'augmentation de résistance en fin de test d'électromigration (ΔR_{EM}).

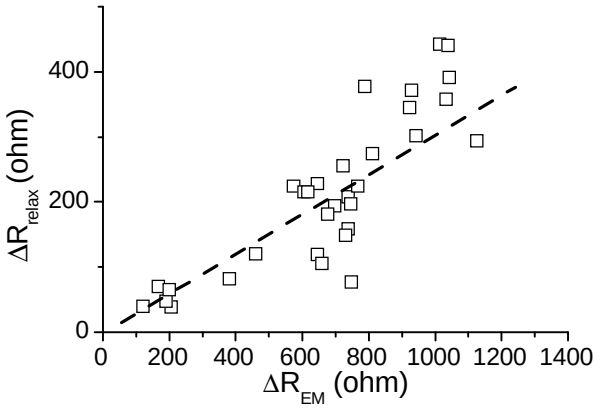


Figure V-22 : Relaxation maximale de la résistance (ΔR_{relax}) en fonction de la dégradation initiale (ΔR_{EM})

On constate ainsi que la quantité de matière déplacée par relaxation est d'autant plus importante que la dégradation initiale est importante.

Sur la Figure V-23, est représentée la dérivée des courbes R(t) (dR/dt) en fonction de la résistance mesurée.

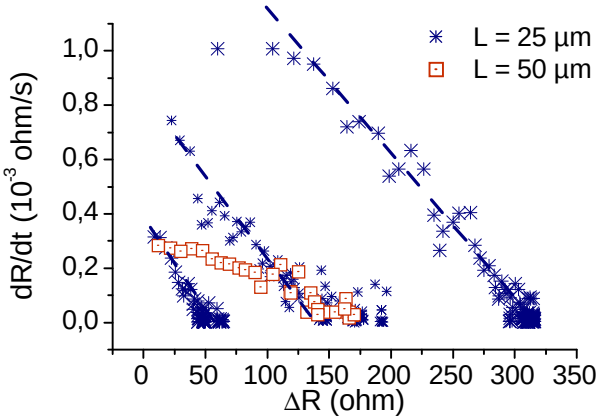


Figure V-23 : Evolution de la vitesse de relaxation en fonction de la diminution de résistance (ΔR)

On constate qu'initialement la vitesse est d'autant plus importante que la résistance est élevée, donc la taille de la cavité grande. De plus, la vitesse semble varier linéairement avec la résistance. Le coefficient directeur de la régression linéaire est sensiblement identique pour les lignes de 25 µm et significativement plus faible pour la ligne de 50 µm de long. En résumé le phénomène de relaxation est d'autant plus important que la taille de la cavité est initialement grande et la ligne courte, ce qui est cohérent avec l'amplitude du gradient de contrainte attendu.

5.2 Conséquence sur la dégradation par électromigration

Les courbes R(t) obtenues entre 5000 et 10000 A/cm pour les lignes de 50 µm sont représentées sur la Figure V-24. On peut constater que l'évolution de la résistance après le saut n'est pas linéaire. La vitesse

à laquelle augmente la résistance, donc la vitesse de déplacement du cuivre v_d, diminue au cours de la dégradation.

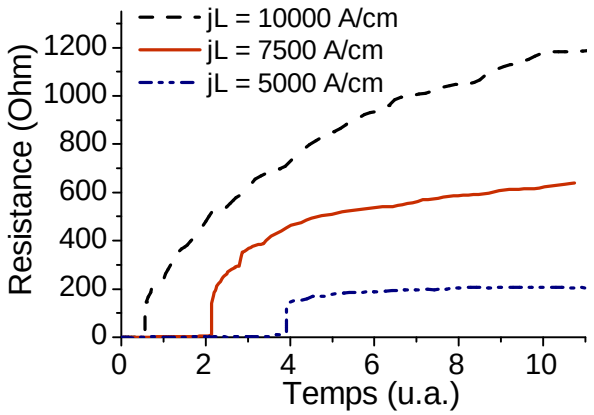


Figure V-24 : Evolution de la résistance d'une ligne de 50 µm pour jL ≤ 10000 A/cm

Pour les tests réalisés à un jL de 7500 et 10000 A/cm, il semble que la résistance en fin de test soit proche de la saturation. Nous allons donc considérer ΔR_{sat} égal à la résistance en fin de test.

Sur la Figure V-16, nous avons vérifié que l'on avait la proportionnalité entre l'augmentation de résistance au moment de la saturation et jL^2 pour les tests réalisés à 5000 A/cm. Sur la Figure V-25 nous avons complété la figure précédente avec les valeurs de ΔR_{sat} ici mesurées (la droite correspondant à une déformation purement élastique).

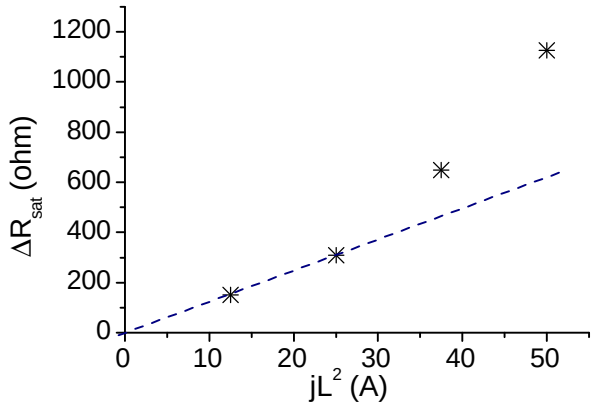


Figure V-25 : Evolution de ΔR_{sat} en fonction de jL^2

On constate que pour les tests réalisés à 7500 et 10000 A/cm (qui correspondent à des jL^2 de 40 et 50 A respectivement), les valeurs de ΔR_{sat} sont largement au-dessus des valeurs attendues. Par rapport à notre modèle élastique, en augmentant le jL^2, il faut augmenter la quantité de cuivre nécessaire pour compenser entièrement le flux d'électromigration.

Ce résultat et les expériences de relaxation montrent que l'hypothèse d'une déformation purement élastique n'est pas valide. Au cours d'un test d'electromigration, la déformation de l'interconnexion

concerne le cuivre et son environnement (les barrières de diffusion et le diélectrique interligne), qui assure le confinement du métal et permet l'établissement d'un gradient de contrainte. Il est probable que ces différents éléments ne subissent pas le même type de déformation. Récemment, des mesures de microdiffraction X, pendant un test d'electromigration, ont mis en évidence la déformation plastique du cuivre [Budiman2007, Chen2008]. On peut supposer que l'environnement se déforme élastiquement, étant donné le volume de matière déplacé (jusqu'à 2 % du volume total pour les lignes de la Figure V-24) qui se repartit sur toute la ligne.

Compte-tenu de la complexité du système étudié et du nombre limité d'expériences réalisées, nous n'avons pas ici les éléments pour identifier plus précisément le type de déformation des interconnexions.

6 Tests bidirectionnels

Jusqu'à présent, nous avons décrit l'évolution de la résistance d'une ligne quand on applique un courant continu. Mais dans un circuit, les interconnexions ne transportent pas constamment du courant et certaines peuvent même transporter des courants alternatifs. Etudier l'évolution de la cavité quand les courant est arrêté ou son sens inversé n'est donc pas sans intérêt. Nous venons de discuter des expériences de relaxation, et avons notamment constaté que la cavité créée par électromigration est en partie irréversible. Nous allons ici voir ce qu'il en est quand le sens du courant est inversé à l'aide de tests bidirectionnels.

6.1 Principe

Le principe de ces tests est de changer la direction du courant une fois que le régime progressif a été atteint. Pendant la première partie du test, la cavité formée est détectée par le saut puis l'augmentation progressive de résistance. Une fois la direction de courant inversée, le sens du flux de matière est lui aussi inversé. Tout comme pour les expériences de relaxation, nous pouvons suivre la guérison de la cavité par la diminution de la résistance de la ligne. La cavité va en quelque sorte servir de détecteur aux déplacements de matière après changement du sens du courant.

6.2 Evolution de la résistance

Sur la Figure V-26 est tracée l'évolution typique de résistance obtenue avec ce type de test sur une ligne de 250 µm. La première phase du test, classique, est suivie, après inversion du sens du courant d'une évolution de résistance que nous allons commenter.

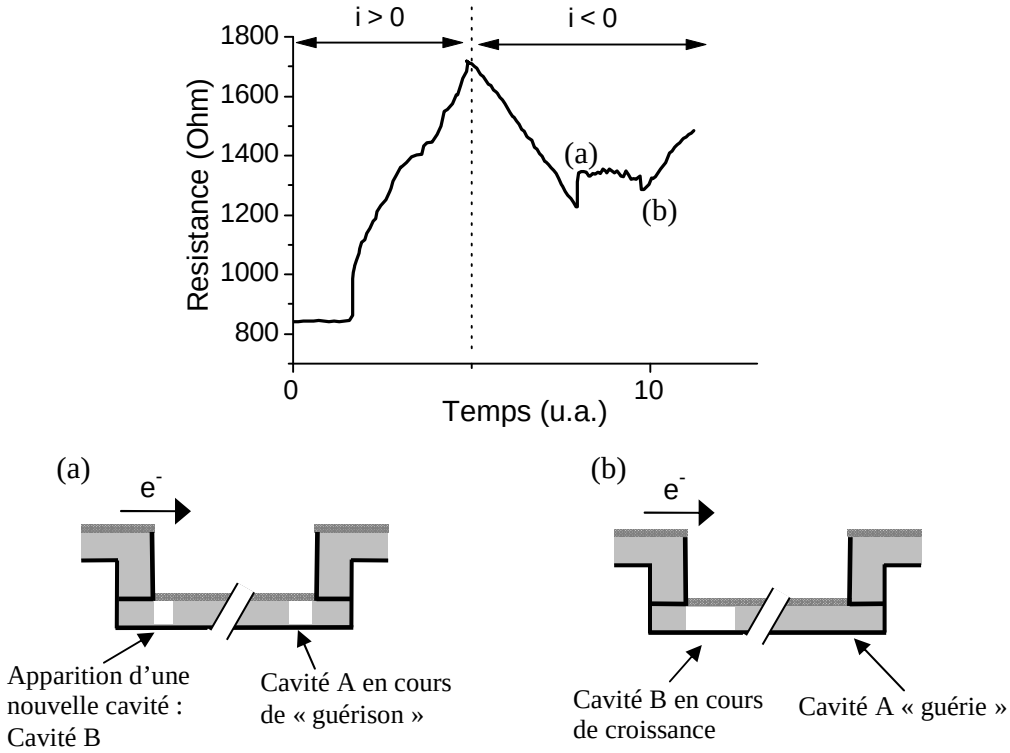


Figure V-26 : Courbe R(t) d'un test bidirectionnel

Après inversion du courant, on observe une diminution de la résistance qui traduit une diminution de la taille de la cavité préalablement formée (la cavité A).

Après un certains temps, un saut en résistance est détecté. Il est probable qu'une cavité se soit formée dans la ligne, et le saut en résistance correspond au moment où cette cavité atteint le fond de la ligne (Figure V-26(a)). A cet instant, la cavité A, créée pendant la première phase, n'est pas complètement guérie sinon la résistance serait revenue à son niveau initial. C'est pourquoi pendant un certain temps la guérison de la cavité A et la croissance de la cavité B ont lieu simultanément. Ces deux phénomènes ont manifestement la même vitesse puisque la résistance mesurée est quasiment constante.

La fin de guérison de la cavité A est détectée par une brusque chute de la résistance. A partir de là, seule la croissance de la cavité B est mesurée d'où l'augmentation progressive de résistance (Figure V-26(b)).

6.3 Longueur de la cavité

Afin de confirmer ces interprétations, des tests ont été interrompus peu après le saut en résistance correspondant à la création de la cavité B, afin d'observer chaque extrémité de la ligne au MEB. Sur la Figure V-27 se trouvent les observations en fin de tests réalisées pour deux échantillons et les courbes R(t) correspondantes. Pour le deuxième exemple, la cavité A est totalement guérie, d'où l'augmentation progressive de résistance observée peu avant l'arrêt du test.

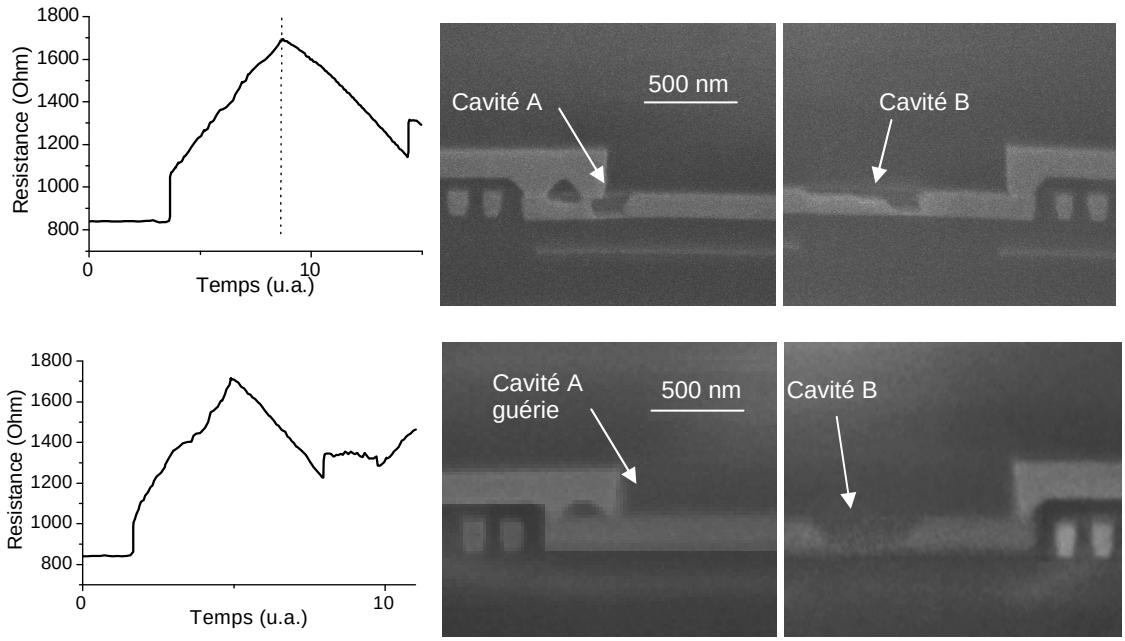


Figure V-27 : Observations FIB/MEB de chaque extrémité de la ligne et courbes R(t) correspondantes

A partir de ces observations, on peut mesurer la taille réelle de chaque cavité. Au moment où sont faites les observations, l'augmentation de résistance mesurée (ΔR) est la somme de deux contributions, l'augmentation de résistance due à la cavité A et celle due à la cavité B.

$$\Delta R = \frac{l_{vA}\rho_b}{A_b} + \frac{l_{vB}\rho_b}{A_b} \qquad \text{(V-13)}$$

On peut remarquer sur les courbes R(t) de la Figure V-27 que la diminution de résistance, due à la guérison de la cavité A, est linéaire. On peut en déduire que la vitesse de guérison est quasiment constante et donc évaluer la contribution de la cavité A en prolongeant la droite de diminution de résistance. Puis à partir de l'équation (V-13), on peut en déduire l'évolution de résistance correspondant à la cavité B seule. Un exemple de cette « séparation » des contributions est donné sur la Figure V-28 pour les deux échantillons de la Figure V-27.

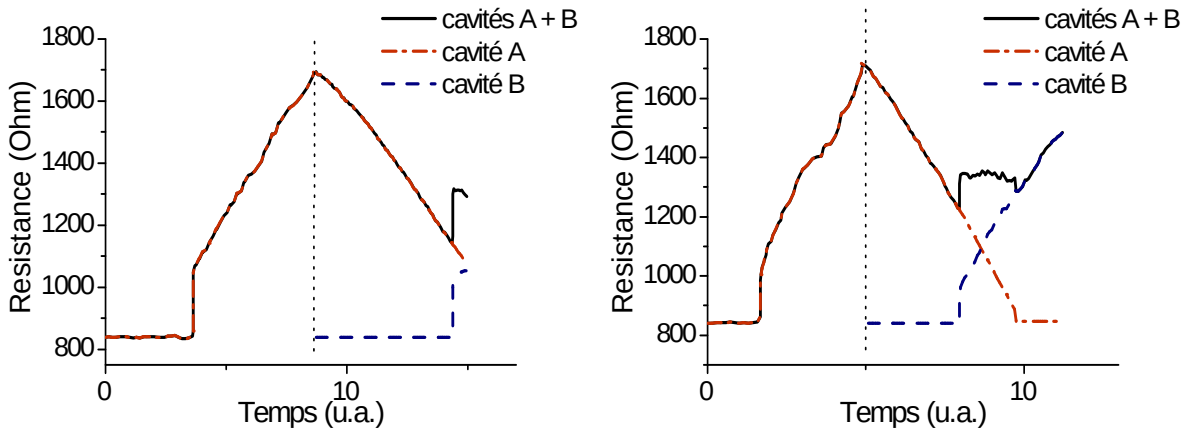


Figure V-28 : Contributions des deux cavités à la résistance totale de la ligne

En fin de tests, les augmentations de résistance ainsi prédites dans chaque échantillon sont en accord avec les longueurs de cavités mesurées sur la Figure V-27. Cela montre que l'on a une bonne compréhension des courbes obtenues lors de tests bidirectionnels.

Pour la suite nous définissons deux nouveaux paramètres : TTH (pour Time To Healing) qui est le temps auquel la guérison de la cavité est détectée et $R_{pente/g}$ qui est proportionnel à la vitesse de guérison. De plus, nous distinguerons par les indices A et B, les paramètres correspondant à chaque cavité. Ces différents paramètres sont définis sur la Figure V-29.

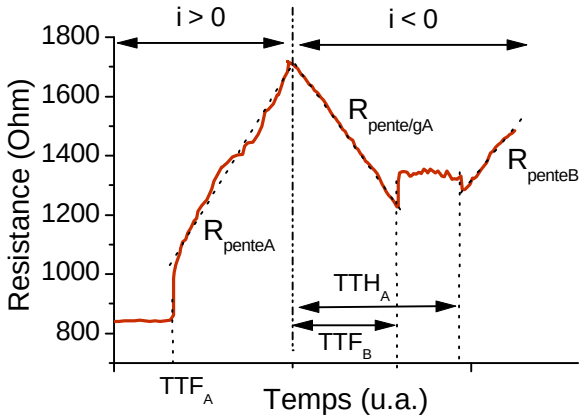


Figure V-29 : Définition des paramètres des courbes R(t) des tests bidirectionnels

A l'aide de ces paramètres nous allons maintenant nous intéresser à l'évolution de la vitesse de déplacement du cuivre et du temps à la défaillance entre les deux sens du courant.

6.4 Vitesse de déplacement du cuivre

Nous allons dans un premier temps nous intéresser au temps de guérison et aux vitesses de déplacement mesurées pour deux longueurs de lignes : 250 et 50 µm, pour voir l'influence du gradient de contrainte.

6.4.1 Ligne de 250 µm

On remarque tout d'abord sur la Figure V-30 que la valeur de TTH_A est égale à la durée du test initial, autrement dit au temps de croissance de la cavité.

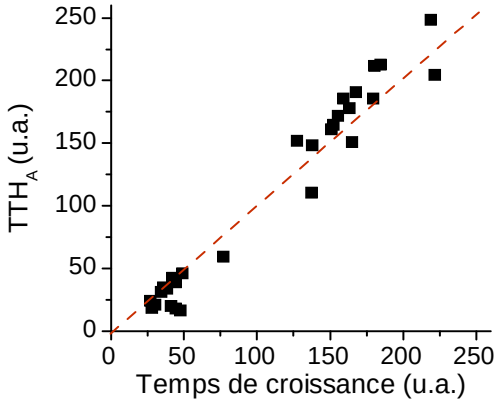


Figure V-30 : Temps de guérison de la cavité A(TTH) en fonction du temps de croissance

On attend donc des valeurs identiques pour la vitesse de déplacement de cuivre suivant les deux sens du courant. Cela est confirmé par la Figure V-31 où sont représentées les valeurs de différents coefficients directeurs mesurés sur les courbes R(t), en bidirectionnel.

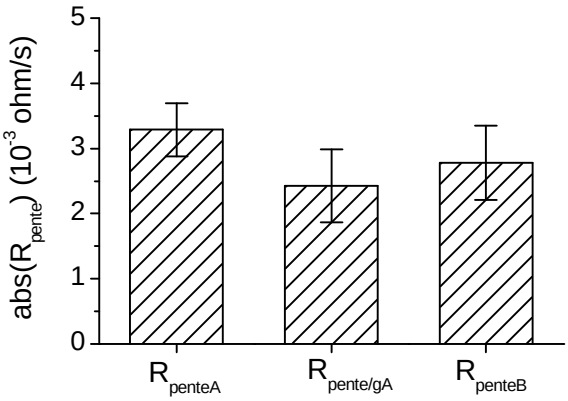


Figure V-31 : Comparaison des valeurs de R_{pente} et $R_{pente/g}$

6.4.2 Ligne de 50 µm

Sur la Figure V-33 se trouve une courbe R(t) obtenue sur une ligne testée à + 20 mA/µm^2 puis - 20 mA/µm^2 ; il s'agit d'une condition où la vitesse de déplacement du cuivre évolue avec la taille de la cavité.

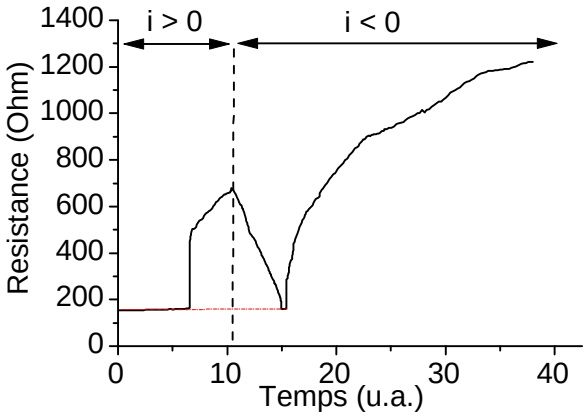


Figure V-32 : Courbes R(t) d'une ligne de 50 µm testée à +/- 20 mA/µm²

Notons que le sens du courant a été inversé avant d'avoir atteint la saturation de résistance. Il s'agit ici d'un exemple où la guérison de la cavité A est mesurée avant la détection de la cavité B. L'évolution de résistance correspondant à la croissance cavité B est identique à l'évolution que nous avons observée sur la Figure V-24, ce qui suggère bien la même cinétique.

Sur la Figure V-33 sont comparées les valeurs de $R_{pente/gA}$ pour deux longueurs de lignes testées à une même densité de courant.

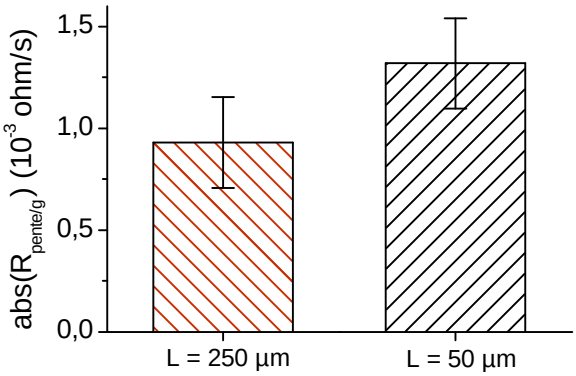


Figure V-33 : Effet de la longueur de ligne sur la vitesse de guérison ($R_{pente/g}$)

Une augmentation d'environ 50 % de la vitesse de guérison est constatée pour la ligne de 50 µm. Il est probable que cette augmentation soit un effet du gradient de contrainte. La conséquence est que le temps de guérison TTH_A est, dans ce cas, deux fois plus court que le temps de croissance de la cavité.

6.5 Temps à la défaillance de la seconde cavité

Sur la Figure V-34, que quelle que soit la longueur de ligne, le MTF_B augmente par rapport au MTF_A.

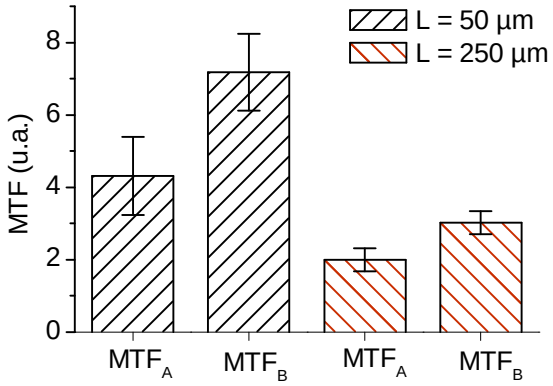


Figure V-34 : Comparaison des TTF à chaque extrémité de la ligne au cours d'un test bidirectionnel

Il est important de préciser qu'aucune variation significative de R_{saut} n'a été détectée entre les défaillances de chaque extrémité. Etant donné l'évolution de la vitesse de déplacement après inversion du courant pour chaque longueur (constante pour la ligne de 250 µm, plus élevée pour la ligne de 50 µm), on aurait pu attendre des TTF sensiblement égales, or nous observons une augmentation. Il est probable que ce gain soit lié au cuivre qui a été accumulé pendant la première phase du test à l'endroit où se forme la cavité B. Cela signifierait qu'après inversion du sens du courant, une partie du cuivre déplacé ne participe pas à la croissance de la cavité ce qui a pour effet de retarder l'instant où cette cavité est électriquement détectable, c'est-à-dire retarder la défaillance.

7 Synthèse

Dans ce chapitre nous avons montré que l'on peut étudier l'effet du gradient de contrainte à partir de l'évolution des courbes R(t). Nous avons, en particulier, extrait le produit de Blech à partir des R_{pente} mesurées à différents jL et obtenu une valeur similaire par rapport au $(jL)_c$ obtenu à partir des MTF.

L'analyse de l'évolution des courbes R(t) nous a permis d'étudier la relation entre le gradient de contrainte et la taille de la cavité. Parmi les différents résultats présentés, il est important de retenir que R_{saut} est indépendant de jL, c'est-à-dire qu'au moment de la défaillance, la taille de la cavité est indépendante du gradient de contrainte. Pour les tests réalisés à un jL de 5000 A/cm, donc proches du produit de Blech, nous avons observé une saturation de résistance (ΔR_{sat}) peu après le saut. Nous avons vérifié pour ces tests la proportionnalité entre ΔR_{sat} et jL^2 et discuté l'influence de la taille de la cavité sur la détection ou non de la défaillance. Un nouveau critère d'immortalité a ainsi pu être proposé, en tenant compte de la dépendance du gradient de contrainte sur le volume de la cavité.

Enfin, nous avons montré que notre compréhension de l'évolution de la taille de la cavité à partir de la résistance de l'interconnexion s'applique aussi à l'étude de la relaxation du gradient de contrainte et à l'effet d'un changement de direction du courant. Les expériences de relaxation ont mis en évidence que

la guérison de la cavité n’est que partielle, ce qui suggère que la déformation des interconnexions n’est pas purement élastique. La guérison totale de la cavité n’est finalement possible que si le sens du courant est inversé. Le temps de guérison va alors dépendre de la taille de la cavité en guérison et du gradient de contrainte.

Chapitre VI : Conclusion

1 Analyse des courbes R(t)

Au cours d'un test d'électromigration en boitier, la résistance de l'interconnexion présente une évolution caractéristique en fonction du temps. Si la signification de R_{saut} et R_{pente} était déjà connue, rares sont les études sur l'électromigration qui ont permis d'extraire des ces courbes les paramètres physiques caractéristiques du phénomène. L'ensemble des résultats que nous venons de présenter montre que l'observation et l'analyse des courbes R(t) apportent un grand nombre d'informations, tant qualitatives que quantitatives, sur le phénomène d'électromigration. C'est une analyse complémentaire aux tests de durée de vie, aujourd'hui très largement utilisés, et qui offre ainsi le même échantillonnage.

Dès que la cavité génère une augmentation de résistance significative, il est possible de calculer la quantité de matière déplacée à partir de l augmentation de résistance et ainsi la vitesse de déplacement. Nous avons en particulier montré que nous pouvions étudier les effets de gradient de contrainte et extraire le produit de Blech à partir de l'évolution de R_{pente}. De plus l'analyse des courbes R(t) ne se limite pas au stade de croissance de la cavité, elle s'applique aussi à la l'étude de la réversibilité de la dégradation par électromigration. Les travaux présentés ont montré que la cinétique de « guérison » de la cavité, que cela soit par relaxation du gradient de contrainte ou par inversion du sens du courant, peut être étudiée.

La conductivité électrique de la barrière de diffusion rend possible l'évolution progressive de la résistance après la formation de la cavité et limite ainsi l'application de la méthode. Cela implique avant tout que cette couche soit suffisamment conductrice, c'est actuellement le cas de toutes les technologies en cuivre intégrant une barrière à base de tantale. De plus, la densité de courant que peut transporter la barrière de diffusion est limitée, ce qui exclu ce type d'analyse sur des interconnexions de grande section. Si ces conditions sont respectées, il est alors possible, connaissant leur géométrie, de comparer des structures de différentes largeurs ou issues de différents nœuds technologiques. Il est envisageable d'étendre l'analyse des courbes R(t) à des structures plus complexes, telles que des interconnexions multi-branches.

2 Dégradation par électromigration

Les difficultés de fabrication des lignes de faible dimension sont le premier défi à relever pour miniaturiser les circuits intégrés. Le second défi des industriels est de garantir la fiabilité de ces interconnexions, alors que, transportant des densités de courant plus importantes, elles sont bien plus sensibles au phénomène d'électromigration. Pour relever ces défis technologiques, il faut optimiser les

procédés existants ou en développer de nouveaux. Il devient aussi nécessaire de tirer profit de l'effet Blech afin de relâcher les règles de dessin. Celles-ci définissent les dimensions et les limites d'utilisation des interconnexions, avec notamment la densité de courant maximale (j_{max}) qui permet de garantir une durée de fonctionnement minimum du circuit. Auparavant, une valeur unique de j_{max} était utilisée, et déterminée à partir des tests de durée de vie réalisés sur des lignes longues. Aujourd'hui, les industriels souhaitent tenir compte de l'effet Blech afin d'établir des règles sur la valeur de j_{max} en fonction de la longueur de l'interconnexion. Ainsi des densités de courant plus élevées peuvent être autorisées dans les lignes courtes, majoritaires dans le circuit.

Afin d'identifier les étapes de fabrications à optimiser, il est important de déterminer quelles sont les propriétés des interconnexions les plus critiques vis à vis de la dégradation par électromigration. Afin d'établir de nouvelles règles de courant qui prennent en compte l'effet Blech, il est primordial de bien analyser l'effet de gradient de contrainte.

2.1 Optimisation des procédés de fabrications

Une solution pour améliorer la résistance à l'électromigration des interconnexions est de diminuer la vitesse de déplacement du cuivre. La diffusion du cuivre ayant lieu à l'interface entre le métal et la barrière diélectrique supérieure, de nouveaux matériaux offrant une meilleure adhérence avec le cuivre, sont actuellement à l'étude en remplacement du SiCN. C'est un axe de recherche important pour améliorer la résistance à l'électromigration mais, comme nous l'avons illustré avec la figure II-25, il est aussi important de maitriser la dispersion des temps à la défaillance (TTF) et donc d'en comprendre son origine.

A partir de l'analyse des courbes R(t), nous avons vu qu'au sein d'une même plaque, une très faible dispersion des valeurs de R_{pente} entre échantillons peut être atteinte, ce qui est probablement un signe de la maitrise du procédé de fabrication. En comparaison, les valeurs de R_{saut} sont plus dispersées et présentent une corrélation avec les TTF, contrairement aux R_{pente}. Il semble donc que la dispersion des TTF soit, au premier ordre, lié à la dispersion des R_{saut}, donc à la taille et à la forme de la cavité.

A partir de l'extraction de R_{saut}, nous savons que la taille de la cavité au moment de la défaillance (V_c) est indépendante de la géométrie de la ligne (longueur ou largeur) et des conditions de tests. Notamment, le gradient de contrainte n'a aucun effet sur V_c. Il semble donc que la taille de la cavité V_c ne dépende que des propriétés de l'interconnexion en cuivre. Nous avons observé que la distribution des R_{saut} suit une loi lognormale. Or M. Hauschildt a obtenu le même type de distribution pour les tailles de grains du cuivre dans les interconnexions, suite à des observations directes par microscopie [Hauschildt2005]. La forme et la taille de la cavité sont donc probablement liées à la microstructure du cuivre. Dans l'hypothèse où la cavité croît à l'emplacement d'un grain de cuivre, il est probable que les joints de grains délimitent sa zone croissance. Puis si le coefficient de diffusion en surface du cuivre dépend bien de l'orientation du grain, celle-ci peut avoir une influence sur la croissance de la cavité et le moment où elle atteint le fond

de la tranchée, créant la défaillance. Une piste pour améliorer la durée de vie des interconnexions serait de favoriser la croissance de longues cavités en optimisant les procédés de fabrication afin d'avoir de plus larges grains de cuivre.

2.2 Effet Blech

Afin de déterminer l'effet du gradient de contrainte sur l'electromigration, le produit de Blech, $(jL)_c$ en dessous duquel une ligne est généralement considérée immortelle, a été déterminé pour la technologie 65 nm. Des tests ont pour cela été réalisés sur des lignes de différentes longueurs et un $(jL)_c$ d'environ 4000 A/cm a été extrait à partir des TTF. Nous avons par ailleurs montré que le $(jL)_c$ peut être déterminé à partir des valeurs de R_{pente} mesurées sur les mêmes échantillons.

Pour atteindre un gradient de contrainte suffisant pour entièrement compenser le phénomène d'électromigration, il est nécessaire d'accumuler un certain volume de matière à l'anode et donc de créer une cavité d'une certaine taille à la cathode. Tant que la forme de cette dernière n'occupe pas toute la section de la ligne, elle demeure indétectable électriquement. Une interconnexion peut être qualifiée d'immortelle si le flux de matière s'annule avant que la cavité ne soit détectable. Dans le cas contraire, une saturation de la résistance est observée quand le flux s'annule. Cette hypothèse a pu être confirmée sur deux longueurs de lignes à partir des valeurs de résistance à saturation et d'observations FIB/MEB de cavités dans des échantillons non défaillis. Nous pensons que la forme de la cavité est une des raisons de l'augmentation de la dispersion des TTF pour les tests réalisés à des jL proches du $(jL)_c$.

Nous avons vérifié la relation de proportionnalité entre la taille de cavité, ou l'augmentation de résistance, au moment de la saturation et le produit jL^2. Connaissant la plus petite taille de cavité à laquelle la défaillance d'une ligne peut-être mesurée, nous en avons défini la valeur de jL^2 correspondante : $(jL^2)_c$. Nous avons finalement proposé que pour toute ligne telle que $jL^2 < (jL^2)_c$, le flux de matière s'annule sans qu'une défaillance ne puisse être détectée. Nous avons ainsi défini un nouveau critère d'immortalité qui, contrairement au produit de Blech, tient compte du volume de la cavité. Pour nos échantillons, $(jL^2)_c$ est de 4 A.

En comparaison avec le critère d'immortalité usuel, ce nouveau critère est plus limitant en termes de densité de courant autorisée dans les interconnexions. Néanmoins, il est envisageable d'établir des règles de courant qui tiennent compte non seulement de ce critère mais aussi de la proportion de lignes défaillantes à une condition de jL^2 donnée.

3 Intérêts industriels

L'analyse qualitative des courbes R(t) améliore la compréhension des tests de durée de vie, nous en avons donné des exemples avec l'étude de défaillances précoces. Auparavant, pour ces dernières, des observations FIB/MEB étaient souvent réalisées, sans que cela apporte nécessairement des éléments de

réponses permettant d'expliquer l'origine de ces défaillances. Alors que l'observation de la cavité est faite à un instant de dégradation donnée, l'évolution de la résistance permet d'en suivre la croissance au cours du temps. De plus, en raison du temps qu'elles requièrent, les observations FIB/MEB ne sont en général réalisées que sur un petit nombre d'échantillons. A l'heure actuelle elles ont toujours leur utilité pour connaitre la forme et la localisation précise de la cavité et, dans la mesure où elles sont liées à une inhomogénéité du procédé de fabrication, essayer d'identifier la cause de la défaillance. L'analyse qualitative des courbes R(t) permet de faire une sélection plus pertinente des échantillons à observer.

Dans le cadre de cette étude, nous avons développé une nouvelle méthode afin d'étudier la cinétique de dégradation. Il s'agit de la méthode des pentes qui consiste à faire varier les conditions de test, température et courant, pendant la phase d'augmentation progressive de la résistance. La variation de R_{pente} avec la température observée permet notamment d'extraire l'énergie d'activation du phénomène (E_a) d'électromigration. Nous avons montré que la méthode des pentes donne avec un temps de test réduit des résultats identiques à ceux de la méthode classique (à partir de MTF). Ce gain de temps permet de mesurer la valeur de R_{pente}, donc v_d, à des conditions de tests proches des conditions d'opérations. L'intérêt de faire la mesure de R_{pente} aux conditions même de fonctionnement du circuit est d'accéder directement au facteur d'accélération en température et /ou en courant qui est nécessaire pour l'extrapolation des TTF.

4 Perspectives

Nous avons la conviction que la microstructure a une influence sur la forme et la taille de la cavité au moment de la défaillance et par conséquent sur la valeur du temps à la défaillance et sa dispersion. Afin de mieux comprendre quel rôle joue la microstructure dans la dégradation par électromigration, il serait intéressant de coupler les tests d'électromigration en boitier à des analyses de type EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) qui permettent de déterminer la taille et l'orientation des grains de cuivre. Les valeurs de R_{saut} pourraient ainsi être directement comparées aux distributions des tailles de grains. De plus, avec un échantillonnage suffisant, réaliser des observations EBSD avant détection de la défaillance pourrait permettre de détecter si une orientation cristalline est plus favorable à la nucléation de la cavité.

Nous avons proposé un nouveau critère d'immortalité de la ligne en considérant la relation entre le gradient de contrainte et la taille de la cavité. Nous avons pour cela fait l'hypothèse d'une déformation élastique. Cette dernière semble vérifiée pour les tests réalisés à des conditions jL proches du produit de Blech, mais ne l'est plus quand jL s'en éloigne. Afin d'identifier plus précisément la nature de la déformation subie par les interconnexions pendant l'électromigration, il serait intéressant de mesurer l'évolution de gradient de contrainte, par micro-diffraction X, au cours d'un test d'électromigration. Ce serait un moyen de déterminer précisément le gradient de contrainte $\Delta\sigma$ et d'éventuellement corréler son évolution avec celle de la résistance de l'interconnexion. Néanmoins, réaliser ce type de mesure pendant

un test d'électromigration requiert un protocole expérimental complexe. De plus les structures qui présentent le plus grand intérêt, à savoir les lignes courtes, sont aussi celles qui nécessitent des temps de test très longs.

Il est probable qu'une analyse plus approfondie des courbes R(t), notamment des valeurs de résistances à saturation, associée à des mesures de relaxation puisse apporter des éléments de réponse. Afin de bien identifier la contribution du cuivre et de son environnement, il serait intéressant de réaliser ce type d'analyse sur des interconnexions ayant des environnements mécaniques sensiblement différents. Il est envisageable de faire pour cela varier la nature du diélectrique interligne ou l'épaisseur des barrières de diffusion. Une meilleure compréhension de la déformation des interconnexions permettrait de préciser le critère d'immortalité que nous avons proposé et par conséquent de développer de nouvelles règles de courant, plus favorables, dans les lignes les plus courtes.

Bibliographie

[Alam2005] S. Alam, F. Wei, C. Gan, C. Thompson, D. Troxel and F. Semiconductor, "Electromigration reliability comparison of cu and al interconnects", International Symposium on Quality Electronic Design, IEEE, 2005

[Alers2004] G. Alers, X. Lu, J. Sukamo and S. Kailasam, "Influence of copper purity on microstructure and electromigration", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2004

[Belser and Hicklin2004] R. Belser and W. Hicklin "Temperature coefficients of resistance of metallic films in the temperature range 25° to 600° c", Journal of Applied Physics, **30**, 313

[Berger2001] T. Berger, "Analyse du comportement d'interconnexions damascenes en cuivre testees en electromigration", Manuscrit de thèse, INSA, Lyon, 2001

[Besling2005] W. F. Besling, X. Federspiel, T. Vanypre and J. Torres "Copper alloy seed integration for reliability improvement", Microelectronic Engineering, **82**, 254

[Black1969] J. Black "Electromigration failure modes in aluminum metallization for semiconductor devices", Proceedings of the IEEE, **57**(9), 1587-1594

[Blech1976] I. Blech "Electromigration in thin aluminum films on titanium nitride", Journal of Applied Physics, **47**, 1203

[Blech and Sello1966] I. Blech and H. Sello, "The failure of thin alluminum current-carrying strips on oxidized silicon", Physics of Failure in Electronics, IEEE, 1966

[Budiman2007] A. Budiman, C. Hau-Riege, P. Besser, A. Marathe, Y. Joo, N. Tamura, J. Patel and W. Nix, "Plasticity-amplified diffusivity: Dislocation cores as fast diffusion paths in cu interconnects", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2007

[Chang2006] C. Chang, Z. Choi, C. Thompson, C. Gan, K. Pey, W. Choi and N. Hwang "Electromigration resistance in a short three-contact interconnect tree", Journal of Applied Physics, **99**, 094505

[Chang2002] N. M. Chang, "Investigation of the influence of microstructure on electromigration in damascene copper interconnects", PhD Dissertation, Stanford University, 2002

[Chen2008] K. Chen, N. Tamura, B. Valek and K. Tu "Plastic deformation in al (cu) interconnects stressed by electromigration and studied by synchrotron polychromatic x-ray microdiffraction", Journal of Applied Physics, **104**(1), 13513-13513

[Choi2007] Z. Choi, R. Mönig and C. Thompson "Dependence of the electromigration flux on the crystallographic orientations of different grains in polycrystalline copper interconnects", Applied Physics Letters, **90**, 241913

[Choi2008] Z. Choi, R. Mönig and C. Thompson "Effects of microstructure on the formation, shape, and motion of voids during electromigration in passivated copper interconnects", Journal of Materials Research, **23**(2), 383-391

[Christiansen2008] C. Christiansen, B. Li and J. Gill, "Blech effect and lifetime projection for cu/low-k interconnects", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2008

[Clement2001] J. Clement "Electromigration modeling for integrated circuit interconnectreliability analysis", Device and Materials Reliability, IEEE Transactions on, **1**(1), 33-42

[Doan1999] J. C. Doan, "Direct measurement of nucleation times and growth rates of electromigration-induced void", PhD Dissertation, Stanford University, 1999

[Federspiel2007] X. Federspiel, D. Ney, G. Sers and L. Doyen, "Optimized structure design for wafer level electromigration tests", Integrated Reliability Workshop, IEEE, 2007

[Fiks1959] V. Fiks "On the mechanism of the mobility of ions in metals", Solid State Phys.(USSR), **1**(2959), 14-27

[Filippi2002] R. Filippi, R. Wachnik, C. Eng, D. Chidambarrao, P. Wang, J. White, M. Korhonen, T. Shaw, R. Rosenberg and T. Sullivan "The effect of current density, stripe length, stripe width, and temperature on resistance saturation during electromigration testing", Journal of Applied Physics, **91**, 5787

[Gajewski2004] D. Gajewski, T. Meixner, B. Feil, M. Lien, J. Walls, S. Motorola and A. Chandler, "Electromigration performance enhancement of cu interconnects with pvd ta cap", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2004

[Gall2001] M. Gall, C. Capasso, D. Jawarani, R. Hernandez, H. Kawasaki and P. Ho "Statistical analysis of early failures in electromigration", Journal of Applied Physics, **90**, 732

[Gall2006] M. Gall, M. Hauschildt, P. Justison, K. Ramakrishna, R. Hernandez, M. Herrick, L. Michaelson and H. Kawasaki, "Scaling of statistical and physical electromigration characteristics in cu interconnects", Materials Research Society Spring Meeting, 2006

[Gan2003] C. Gan, C. Thompson, K. Pey and W. Choi "Experimental characterization and modeling of the reliability of three-terminal dual-damascene cu interconnect trees", Journal of Applied Physics, **94**, 1222

[Gerardin1861] Gerardin Compt. Rend. Acad. Sci. Paris, **53**, 727

[Guillaumond2005a] J. Guillaumond, "Étude de la résistivité et de l'électromigration dans les interconnexions destinées aux technologies des noeuds 90 nm-32 nm", Manuscrit de thèse, Université Joseph Fourier, Grenoble, 2005a

[Guillaumond2005b] J. Guillaumond, L. Arnaud, C. Guedj, V. Arnal, W. Besling, G. Reimbold, M. Dupeux and J. Torres, "Influence of diffusion barrier on reliability. Identification of diffusion paths in cu/porous low k interconnect", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2005b

[Hau-Riege2004a] C. Hau-Riege "An introduction to cu electromigration", Microelectronics Reliability, **44**(2), 195-205

[Hau-Riege2004b] C. Hau-Riege, S. Hau-Riege and A. Marathe "The effect of interlevel dielectric on the critical tensile stress to void nucleation for the reliability of cu interconnects", Journal of Applied Physics, **96**, 5792

[Hau-Riege and Thompson2001] C. Hau-Riege and C. Thompson "Electromigration in cu interconnects with very different grain structures", Applied Physics Letters, **78**, 3451

[Hau-Riege2003] C. Hau-Riege, A. Van Pham, A. Inc and C. Sunnyvale, "The effect of low-k ild on the electromigration reliability of cu interconnects with different line lengths", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2003

[Hau-Riege2002] S. Hau-Riege "Probabilistic immortality of cu damascene interconnects", Journal of Applied Physics, **91**, 2014

[Hau-Riege and Thompson2000] S. Hau-Riege and C. Thompson "The effects of the mechanical properties of the confinement material on electromigration in metallic interconnects", J. Mater. Res, **15**(8), 1798

[Hauschildt2005] M. Hauschildt, "Statistical analysis of electromigration lifetimes and void evolution in cu interconnects [electronic resource]", PhD Dissertation, The University of Texas, Austin, 2005

[Hauschildt2007] M. Hauschildt, M. Gall, S. Thrasher, P. Justison, R. Hernandez, H. Kawasaki and P. Ho "Statistical analysis of electromigration lifetimes and void evolution", Journal of Applied Physics, **101**, 043523

[He2004] J. He, Z. Suo, T. Marieb and J. Maiz "Electromigration lifetime and critical void volume", Applied Physics Letters, **85**, 4639

[Hu2004a] C. Hu, D. Canaperi, S. Chen, L. Gignac, B. Herbst, S. Kaldor, M. Krishnan, E. Liniger, D. Rath and D. Restaino, "Effects of overlayers on electromigration reliability improvement for cu/low k interconnects", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2004a

[Hu2006] C. Hu, L. Gignac and R. Rosenberg "Electromigration of cu/low dielectric constant interconnects", Microelectronics Reliability, **46**(2-4), 213-231

[Hu2004b] C. Hu, L. Gignac, R. Rosenberg, B. Herbst, S. Smith, J. Rubino, D. Canaperi, S. Chen, S. Seo and D. Restaino "Atom motion of cu and co in cu damascene lines with a cowp cap", Applied Physics Letters, **84**, 4986

[Hu2000] C. Hu, M. Morgen, P. Ho, A. Jain, W. Gill, J. Plawsky and P. Wayner Jr "Thermal conductivity study of porous low-k dielectric materials", Applied Physics Letters, **77**, 145

[Hu1999a] C. Hu, R. Rosenberg and K. Lee "Electromigration path in cu thin-film lines", Applied Physics Letters, **74**, 2945

[Hu1999b] C. Hu, R. Rosenberg, H. Rathore, D. Nguyen, B. Agarwala, I. Center and Y. Heights, "Scaling effect on electromigration in on-chip cu wiring", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 1999b

[Huntington and Grone1961] H. Huntington and A. Grone "Current-induced marker motion in gold wires", J. Phys. Chem. Solids, **20**(1/2), 76

[Kawasaki2003] H. Kawasaki, "Electromigration characteristics and characterizations of multilevel cu interconnects", Materials Research Society 2003

[Kawasaki and Hu1996]H. Kawasaki and C. Hu, "An electromigration failure model of tungsten plug contacts/viasfor realistic lifetime prediction", Symp. On VLSI Technology: Digest of Technical Papers, 1996

[Korhonen1993] M. Korhonen, P. Børgesen, K. Tu and C. Li "Stress evolution due to electromigration in confined metal lines", Journal of Applied Physics, **73**, 3790

[Lane2003] M. Lane, E. Liniger and J. Lloyd "Relationship between interfacial adhesion and electromigration in cu metallization", Journal of Applied Physics, **93**, 1417

[Lee2005] K.-D. Lee, Y.-J. Park and B. Hunter, "The impact of partially scaled metal barrier shunting on failure criteria for copper electromigration resistance increase in 65nm technology", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2005

[Lee1995] K. Lee, C. Hu and K. Tu "In situ scanning electron microscope comparison studies on electromigration of cu and cu (sn) alloys for advanced chip interconnects", Journal of Applied Physics, **78**, 4428

[Lee2003] K. Lee, E. Ogawa, S. Yoon, X. Lu and P. Ho "Electromigration reliability of dual-damascene cu/porous methylsilsesquioxane low k interconnects", Applied Physics Letters, **82**, 2032

[Lee and Oates2005] S.-C. Lee and A. S. Oates, "Identification and analysis of dominant electromigration failure modes in copper/low-k dual damascene interconnects", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2005

[Li2005] B. Li, J. Gill, C. Christiansen, T. Sullivan and P. McLaughlin, "Impact of via-line contact on cu interconnect electromigration performance", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2005

[Li2004] B. Li, T. Sullivan and T. Lee "Line depletion electromigration characterization of cu interconnects", Device and Materials Reliability, IEEE Transactions on, **4**(1), 80

[Lin2007a] M. Lin, K. Chang, K. Su and T. Wang "Effects of width scaling and layout variation on dual damascene copper interconnect electromigration", Microelectronics Reliability, **47**(12), 2100-2108

[Lin2007b] M. Lin, M. Lin and T. Wang "Effects of length scaling on electromigration in dual-damascene copper interconnects", Microelectronics Reliability,

[Liniger2002] E. Liniger, L. Gignac, C. Hu and S. Kaldor "In situ study of void growth kinetics in electroplated cu lines", Journal of Applied Physics, **92**, 1803

[Lloyd1991] J. Lloyd "Electromigration failure", Journal of Applied Physics, **69**, 7601

[Lloyd1999a] J. Lloyd "Electromigration in integrated circuit conductors", JOURNAL OF PHYSICS-LONDON-D APPLIED PHYSICS, **32**, 109-118

[Lloyd2007] J. Lloyd "Black's law revisited—nucleation and growth in electromigration failure", Microelectronics Reliability, **47**(9-11), 1468-1472

[Lloyd1999b] J. Lloyd, J. Clemens and R. Snede "Copper metallization reliability", Microelectronics Reliability, **39**(11), 1595-1602

[Lloyd2005] J. Lloyd, M. Lane, E. Liniger, C. Hu, T. Shaw, R. Rosenberg, I. Center and N. Yorktown Heights "Electromigration and adhesion", Device and Materials Reliability, IEEE Transactions on, **5**(1), 113-118

[Lu2005] X. Lu, J. Pyun, B. Li, N. Henis, K. Neuman, K. Pfeifer and P. Ho, "Barrier layer effects on electromigration reliability of cu/low k interconnects", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2005

[Ney2007] D. Ney, "Etude de la fiabilité en électromigration dans les interconnexions en cuivre pour les technologies avancées de la microélectronique", Manuscrit de thèse, INP Grenoble, 2007

[Ney2005a] D. Ney, X. Federspiel, V. Girault, O. Thomas and P. Gergaud, "Electromigration threshold in copper interconnects and consequences on lifetime extrapolations", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2005a

[Ney2005b] D. Ney, X. Federspiel, V. Girault, O. Thomas and P. Gergaud "Stress-induced electromigration backflow effect in copper interconnects", Device and Materials Reliability, IEEE Transactions on, **6**(2), 175

[Oates and Lin2008] A. Oates and M. Lin, "Analysis and modeling of critical current density effects on electromigration failure distributions of cu dual-damascene vias", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2008

[Ogawa2002] E. Ogawa, K. Lee, V. Blaschke, P. Ho, T. Inc and T. Dallas "Electromigration reliability issues in dual-damascene cu interconnections", Reliability, IEEE Transactions on, **51**(4), 403-419

[Park2006] Y. Park, K. Lee and W. Hunter, "A variable current exponent model for electromigration lifetime relaxation in short cu interconnects", International Electron Devices Meeting, IEEE, 2006

[Pyun2005] J. Pyun, W. Baek, D. Denning, A. Knorr, L. Smith, K. Pfeifer and P. S. Ho, "Electromigration reliability of 60 nm dual damascene cu interconnects", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2005

[Pyun2006] J. Pyun, W. Baek, J. Im, P. Ho, L. Smith, K. Neuman and K. Pfeifer "Effect of barrier process on electromigration reliability of cu/porous low-k interconnects", Journal of Applied Physics, **100**, 023532

[Schafft1987] H. Schafft "Thermal analysis of electromigration test structures", Electron Devices, IEEE Transactions on, **34**(3), 664-672

[Schroder1983] K. Schroder, "Crc handbook of electrical resistivitives of binary metallic alloys", CRC Press, Boca Raton, FL,1983

[Shatzkes and Lloyd1986] M. Shatzkes and J. Lloyd "A model for conductor failure considering diffusion concurrently with electromigration resulting in a current exponent of 2", Journal of Applied Physics, **59**, 3890

[Skaupy1914] F. Skaupy "Electrizitatsleitung in metallen", Verh. Dtsch. Phys. Gesellschaft, **16**

[Sorbello1996] R. Sorbello, "Microscopic driving forces for electromigration", Materials Research Society 1996

[Standard1992] J. Standard, Standard for lognormal analysis of uncensored data, and of singly right-censored data utilising the persson and rootzen method, 1992

[Standard1998] J. Standard, Standard method for calculating the electromigration model parameters for current density and temperature, 1998

[Usui2004] T. Usui, T. Oki, H. Miyajima, K. Tabuchi, K. Watanabe, T. Hasegawa and H. Shibata, "Identification of electromigration dominant diffusion path for cu damascene interconnects and effect of plasma treatment and barrier dielectrics on electromigration performance", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2004

[Vairagar2004a] A. Vairagar, S. Mhaisalkar and A. Krishnamoorthy "Effect of surface treatment on electromigration in sub-micron cu damascene interconnects", Thin Solid Films, **462**, 325-329

[Vairagar2004b] A. Vairagar, S. Mhaisalkar and A. Krishnamoorthy "Electromigration behavior of dual-damascene cu interconnects—structure, width, and length dependences", Microelectronics Reliability, **44**(5), 747-754

[Valek2003] B. Valek, N. Tamura, R. Spolenak, W. Caldwell, A. MacDowell, R. Celestre, H. Padmore, J. Bravman, B. Batterman and W. Nix "Early stage of plastic deformation in thin films undergoing electromigration", Journal of Applied Physics, **94**, 3757

[Vanypre2008] T. Vanypre, "Étude et caractérisation du matériau cual1% utilisé en tant que couche de germination pour améliorer les performances de fiabilité des interconnexions des technologies 45 nm et ultérieures", Manuscrit de thèse, INSA, Lyon, 2008

[Wang2005] C. Wang, J. Hsieh, C. Li, Y. Fu and T. Chen "Effects of annealing on the microstructure and electrical properties of tan-cu nanocomposite thin films", Surface & Coatings Technology, **193**(1-3), 173-177

[Wang and Filippi2001] P. Wang and R. Filippi "Electromigration threshold in copper interconnects", Applied Physics Letters, **78**, 3598

[Watanabe2008] T. Watanabe, Y. Hayashi, H. Tomizawa, T. Usui, A. Gawase, M. Shimada, K. Watanabe and H. Shibata, "Robust beol process integration with ultra low-k (k=2.0) dielectric and self-formed mno_x barrier technology for 32 nm-node and beyond", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2008

[Wei2008] F. Wei, C. Hau-Riege, A. Marathe and C. Thompson "Effects of active atomic sinks and reservoirs on the reliability of cu/ low-k interconnects", Journal of Applied Physics, **103**, 084513

[Wever and Seith1955] H. Wever and W. Seith "New results on the electrolysis of solid metallic phases", Zeitschrift für Elektrochemie, **59**, 942-946

[Yan2005] M. Yan, K. Tu, A. Vairagar, S. Mhaisalkar and A. Krishnamoorthy "Confinement of electromigration induced void propagation in cu interconnect by a buried ta diffusion barrier layer", Applied Physics Letters, **87**, 261906

[Yan2006] M. Yan, K. Tu, A. Vairagar, S. Mhaisalkar and A. Krishnamoorthy "A direct measurement of electromigration induced drift velocity in cu dual damascene interconnects", Microelectronics Reliability, **46**(8), 1392-1395

[Yang2006] C.-C. Yang, T. Spooner, S. Ponoth, K. Chanda, A. Simon, C. Lavoie, M. Lane, C.-K. Hu, E. Liniger, L. Gignac, T. Shaw, S. Cohen, F. McFeely and D. Edelstein, "Physical, electrical, and reliability characterization of ru for cu interconnects", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2006

[Yokogawa2002] S. Yokogawa and H. Takizawa, "Electromigration induced incubation, drift and threshold in single-damascene copper interconnects", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2002

[Yokogawa2007] S. Yokogawa and H. Tsuchiya "Effects of al doping on the electromigration performance of damascene cu interconnects", Journal of Applied Physics, **101**, 013513

[Zschech2003] E. Zschech, E. Langer, M. Meyer, A. LLC, C. KG and G. Dresden, "Failures in copper interconnects-localization, analysis and degradation mechanisms", Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits, IEEE, 2003

[Zschech2006] E. Zschech, M. Meyer, S. Mhaisalkar, A. Vairagar, A. Krishnamoorthy, H. Engelmann and V. Sukharev "Effect of interface modification on em-induced degradation mechanisms in copper interconnects", Thin Solid Films, **504**(1-2), 279-283

Publications

L. Doyen, X. Federspiel, D. Ney, “Improved Bipolar Electromigration Model”, International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2006

L. Doyen, X. Federspiel, D. Ney G. Sers, V. Girault, L. Arnaud, Y. Wouters, “Residual resistivity model and its application”, Integrated Reliability Workshop, IEEE, 2006

X Federspiel, D Ney, L Doyen, V Girault, “Dynamics of Resistance Evolution During Electromigration”, Integrated Reliability Workshop, IEEE, 2006

L. Doyen, X. Federspiel, D. Ney, E. Petitprez, V. Girault, L. Arnaud, Y. Wouters, “Characterization of Electromigration Parameters on Single Device”, International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2007

X. Federspiel, L Doyen, S. Courtas, “Use of Resistance-Evolution Dynamics During Electromigration to Determine Activation Energy on Single Samples”, Device and Materials Reliability, IEEE Transactions on, 7(2), 236, 2007

L. Doyen, X. Federspiel, L. Arnaud, F. Terrier, Y. Wouters, V. Girault, “Electromigration multistress pattern technique for copper drift velocity and Black’s parameters extraction”, Integrated Reliability Workshop, IEEE, 2007

X. Federspiel, D. Ney, G. Sers and L. Doyen, “Optimized structure design for wafer level electromigration tests », Integrated Reliability Workshop, IEEE, 2007

L. Doyen, L. Arnaud, X. Federspiel, P. Waltz, Y. Wouters, “Use of bidirectional current stress for in depth analysis of electromigration mechanism”, International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2008

F. Cacho, V. Fiori, L. Doyen, C. Chappaz, C. Tavernier, H. Jaouen, “Electromigration induced failure mechanism: Multiphysics model and correlation with experiments”, EuroSimE 2008, International Conference on Therm., Mech. and Multi-Physics Sim. and Exp. in Microelectronics and Micro-Systems, 2008

L. Doyen, E. Petitprez, P. Waltz, X. Federspiel, L. Arnaud, Y. Wouters, “Extensive analysis of resistance evolution due to electromigration induced degradation”, Journal of Applied Physics, **104**, 123521, 2008

E. Petitprez, L. Doyen and D. Ney, “Temperature scaling of electromigration threshold product in Cu/low-k interconnects”, to be published at International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2009

Résumé

La dégradation par électromigration des interconnexions en cuivre damascène est une des principales limitations de la fiabilité des circuits intégrés. Des méthodes de caractérisation complémentaires aux tests de durée de vie, habituellement utilisés, sont nécessaires pour approfondir nos connaissances sur ce phénomène de dégradation. Dans cette étude nous proposons de suivre la croissance par électromigration de la cavité en analysant l'évolution de la résistance de l'interconnexion en fonction du temps. Nous avons, dans un premier temps, étudié les effets de la section de ligne et de la température et, dans un second temps, ceux de la densité de courant et de la longueur de ligne. Nous avons ainsi montré que l'analyse de l'évolution de résistance est une méthode pertinente pour étudier la cinétique de dégradation et en extraire les paramètres caractéristiques tels que l'énergie d'activation du phénomène d'électromigration. Nous avons par ailleurs mis en évidence l'influence de la forme et de la taille de la cavité sur le temps à la défaillance, effet d'autant plus important que la ligne est courte.

Mot Clefs :

Fiabilité – Electromigration – Interconnexions – Extrapolation – Dégradation – Contraintes – Cuivre – Résistance-Cavité

Summary

Copper interconnect degradation due to electromigration is one of the major concern of integrated circuit reliability. New characterization techniques are needed in addition to the standard lifetime tests, in order to increase our knowledge on this degradation phenomenon. In this study, the growth of electromigration induced voids is followed by analyzing evolution of interconnect resistance with time. Effects of, first, the line cross-section and the temperature and, second, of the current density and the line length, have been investigated. It has thus been shown that resistance evolution analysis is a pertinent method to study degradation kinetics and extract characteristic parameters such as the activation energy of mechanism. Moreover, we have highlighted the influence of the void size and shape on the failure time, particularly important on short lines.

Keywords :

Reliability – Electromigration – Interconnects – Extrapolation – Degradation – Strain – Copper – Resistance – Void