

FTA 2678

THÈSE

présentée à

Université de Bordeaux I
École Doctorale

pour obtenir le grade de

DOCTEUR

Spécialité : **MICROÉLECTRONIQUE**

par **Céline ROUSSEL**

INTERCONNEXIONS EN CUIVRE D'ARCHITECTURE DAMASCÈNE :

MODELISATION DU POLISSAGE MECANO-CHIMIQUE (P.M.C.)

ET

ETUDE DU PHENOMENE DE FORMATION DE CAVITES DANS LE CUIVRE

Soutenue le : 23/06/2003

Après avis de :

M. O. BONNAUD *Professeur, U.T.R., Rennes*

M. J. M. DUMAS *Professeur, E.N.S.I.L., Limoges*

Devant la commission d'examen formée de :

M. Y. DANU *Professeur, I.N.I., Université Bordeaux I, Directeur de thèse*

M. M. IGNAT *Professeur, L.T.F.C.M. / L.N.P.G., C.N.R.S., E.N.S.F.E.G., Grenoble, Président*

M. S. KORDIC *Ingénieur Recherche, Philips Semiconductors, Crolles, Examinateur*

M. A. TOUBOU *Professeur, I.N.I., Université Bordeaux I, Examinateur*

THÈSE

présentée à

Université de Bordeaux I
École Doctorale

pour obtenir le grade de

DOCTEUR

Spécialité : **MICROÉLECTRONIQUE**

par **Céline ROUSSEL**

INTERCONNEXIONS EN CUIVRE D'ARCHITECTURE DAMASCENE :

MODELISATION DU POLISSAGE MECANO-CHIMIQUE (P.M.C.)

ET

ETUDE DU PHENOMENE DE FORMATION DE CAVITES DANS LE CUIVRE

Soutenue le : 23/ 06 / 2003

Après avis de :

M. O. BONNAUD *Professeur, I.E.T.R., Rennes*
M. J. M. DUMAS *Professeur, E.N.S.I.L., Limoges*

Devant la commission d'examen formée de :

M. Y. DANTO *Professeur, IXL, Université Bordeaux I, Directeur de thèse*
M. M. IGNAT *Professeur, L.T.P.C.M. / I.N.P.G., C.N.R.S., E.N.S.E.E.G., Grenoble, Président*
M. S. KORDIC *Ingénieur Recherche, Philips Semiconductors, Crolles, Examineur*
M. A. TOUBOUL *Professeur, IXL, Université Bordeaux I, Examineur*



Les premiers jours de la vie sont les plus importants de la vie. C'est pourquoi nous sommes si heureux de vous offrir ce livre. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

Il est écrit pour les enfants de 7 à 12 ans. C'est un livre qui vous aidera à comprendre le monde qui vous entoure et à trouver votre place dans ce monde.

**A Stéphane,
à Lili,
à nos familles.**



Les travaux présentés dans ce manuscrit ont été réalisés dans le cadre d'une Convention Industrielle de Formation par la Recherche (C.I.F.R.E.) financée par ST Microelectronics et l'Association Nationale pour la Recherche Technique (A.N.R.T.), en collaboration avec le Laboratoire de microélectronique IXL de l'université de Bordeaux. Je tiens à exprimer ma gratitude à :

Monsieur André Touboul Directeur du Laboratoire IXL, et Monsieur Yves Danto Directeur de cette thèse pour l'intérêt qu'ils ont apporté à ces travaux.

Srdjan Kordic de Philips Semiconductors et Alain Fleury de ST Microelectronics responsables de la thèse.

Messieurs Olivier Bonnaud de l'Institut Electronique et Télécoms de Rennes, et Jean Michel Dumas de l'Ecole Supérieure Nationale d'Ingénieur de Limoges qui ont accepté la charge d'être rapporteurs de ce manuscrit.

J'adresse ma respectueuse gratitude à Michel Ignat pour sa lecture attentive et pour m'avoir fait l'honneur de présider le jury de cette thèse.

J'exprime également ma profonde reconnaissance aux personnes ayant apporté une contribution à ces travaux de thèse. Je tiens à remercier tout particulièrement :

- le groupe de Recherche et Développement de CMP et de Métal de ST Microelectronics : Alain Inard, Christophe Cowache, Olivier Belmont, Yannick Loquet, Karim Bennedine, Laurin Dumas, Maurice Rivoire, Christelle Ajoux, Gérald et bien d'autres ;

- le groupe de caractérisation de ST Microelectronics : Luc Kwakman, David Ducas, Jean Pierre Gonchond, Chantal Trouillet, Michelle Manoukian, Isabelle Casagrande ;

- Michel Ignat du L.T.P.C.M. / I.N.P.G. (C.N.R.S.) ; Olivier Sicardy du D.T.E.N. / S.M.P. (C.E.A.) ; Jean Charle Barbe du L.E.T.I. (C.E.A.) ; Hervé Jaouen, Guillaume Bouche, Thierry Berger, Roberto Gonella, Joaquim Torres, Laurence Doucet, Florent Parmentier, Benedict Corporon et le service informatique de ST Microelectronics ; Erik Van Der Vegt, Yan Van Hassen et Stéphane Orain de Philips Semiconductors ; l'équipe de caractérisation du C.N.E.T. ; et Lionel Hirsh, Frédéric Verdier, Bernard Tregon, Benoît Lambert du Laboratoire IXL de Microélectronique.

Un grand merci aux opérateurs de la zone cuivre de la salle blanche que j'ai beaucoup sollicités lors de mes expériences durant les trois années à ST Microelectronics, ainsi qu'aux personnes d'Applied Materials. Je tiens à remercier tout particulièrement les personnes suivantes: Muriel Chalut-Natal, Patrick Kejikian, et Jean Marc Benitza.

Au même titre, je tiens à remercier pour leur soutiens et leur patience : Stéphane Roche, Alain, Isabelle et Séverine Roussel, Ann Braun, Guy et Danielle Roche, David Verstraeten, Christian Faure, Berni Tregon, Ben Lambert, Nicolas Jourdan et Vincent Arnal.

The first part of the report is devoted to a general survey of the situation in the country. It is found that the country is in a state of general depression, and that the people are suffering from want and distress. The cause of this is attributed to the war, and the consequent destruction of property and the loss of life.

The second part of the report is devoted to a detailed account of the operations of the various departments of the government. It is found that the operations of these departments have been conducted in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

The third part of the report is devoted to a statement of the accounts of the various departments of the government. It is found that the accounts have been kept in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

The fourth part of the report is devoted to a statement of the accounts of the various departments of the government. It is found that the accounts have been kept in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

The fifth part of the report is devoted to a statement of the accounts of the various departments of the government. It is found that the accounts have been kept in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

The sixth part of the report is devoted to a statement of the accounts of the various departments of the government. It is found that the accounts have been kept in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

The seventh part of the report is devoted to a statement of the accounts of the various departments of the government. It is found that the accounts have been kept in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

The eighth part of the report is devoted to a statement of the accounts of the various departments of the government. It is found that the accounts have been kept in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

The ninth part of the report is devoted to a statement of the accounts of the various departments of the government. It is found that the accounts have been kept in a regular and efficient manner, and that the public interest has been well served.

Introduction générale	1
Chapitre I Introduction	3
1. <i>Intégration des interconnexions en cuivre d'architecture damascène dans les circuits intégrés</i>	4
2. <i>Description des étapes de fabrication des interconnexions en cuivre d'architecture « double damascène »</i>	7
3. <i>Objectif du travail de thèse</i>	13
<i>Bibliographie du Chapitre I</i>	14
Chapitre II Principe de Polissage Mécano-Chimique PMC des interconnexions en cuivre d'architecture damascène	16
1. <i>Aspect technique de l'équipement</i>	18
2. <i>Moyens de caractérisation après le PMC</i>	24
3. <i>Opérations de polissage des lignes d'interconnexion cuivre</i>	29
4. <i>Influence des paramètres de la relation de Preston sur la vitesse d'enlèvement du cuivre, l'uniformité</i>	32
5. <i>Conclusion</i>	43
<i>Bibliographie du Chapitre II</i>	44
Chapitre III Modélisations des opérations de PMC des interconnexions et règles de dessin	47
1. <i>Modélisations de l'opération d'aplanissement du cuivre-Effet « step » et « bump »</i>	48
2. <i>Modélisation de l'opération de « révélation » des interconnexions - Effet « dishing »</i>	63
3. <i>Modélisations de l'opération d'« isolation » des interconnexions - Effet « érosion »</i>	76
4. <i>Conclusion</i>	89
<i>Bibliographie du Chapitre III</i>	90
Chapitre IV Caractérisations microstructurales des matériaux constituant les interconnexions en cuivre	91
1. <i>Détermination de la texture du cuivre électrolytique des lignes d'interconnexion</i>	92
2. <i>Détermination du module de Young des matériaux constituant les lignes d'interconnexion</i>	97
3. <i>Détermination de la densité du cuivre électrolytique intégré dans les lignes d'interconnexion</i>	108
4. <i>Conclusion</i>	113
<i>Bibliographie du Chapitre IV</i>	114
Chapitre V Formation de cavités sous activation thermique dans les interconnexions en cuivre	117
1. <i>Introduction</i>	118
2. <i>Caractérisations des cavités dans les interconnexions en cuivre</i>	119
3. <i>Hypothèse de la relaxation des contraintes mécaniques sous activation thermique- « Stress voiding »</i>	122
4. <i>Hypothèse du phénomène de densification du cuivre - Formation des cavités dans des sites préférentiels</i>	130
5. <i>Conclusion générale</i>	142
<i>Bibliographie du Chapitre V</i>	143
Conclusion générale	147

1. The first part of the document discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions and activities. It emphasizes the need for transparency and accountability in financial reporting.

2. The second part of the document outlines the various methods and techniques used to collect and analyze data. It includes a detailed description of the experimental procedures and the instruments used.

3. The third part of the document presents the results of the study. It includes a series of tables and graphs that illustrate the findings. The data shows a clear trend of increasing activity over time.

4. The fourth part of the document discusses the implications of the findings. It suggests that the results have significant implications for the field of study and may lead to further research.

5. The fifth part of the document concludes the study. It summarizes the main findings and provides a final statement on the importance of the research.

Introduction générale

Le présent document a été élaboré par les membres du Comité de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail, en collaboration avec les représentants des employeurs et des travailleurs, et a été approuvé par le Conseil de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail.

Le but de cette réglementation est d'établir un cadre général de principes et de règles qui s'appliquent à tous les secteurs de l'industrie et du commerce, et à tous les types de travaux. La présente réglementation vise à assurer la santé et la sécurité des travailleurs, et à promouvoir le bien-être de tous les employés. Elle s'applique à tous les travailleurs, y compris ceux qui travaillent à domicile, et à tous les types de travaux, y compris les travaux de maintenance et de réparation. Elle vise à assurer la santé et la sécurité des travailleurs, et à promouvoir le bien-être de tous les employés.

Il est reconnu que la santé et la sécurité des travailleurs sont des enjeux de grande importance, et que la réglementation de la Santé et de la Sécurité au Travail est essentielle pour assurer la protection des travailleurs.

La présente réglementation vise à assurer la santé et la sécurité des travailleurs, et à promouvoir le bien-être de tous les employés. Elle s'applique à tous les travailleurs, y compris ceux qui travaillent à domicile, et à tous les types de travaux, y compris les travaux de maintenance et de réparation.

Le présent document a été élaboré par les membres du Comité de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail, en collaboration avec les représentants des employeurs et des travailleurs, et a été approuvé par le Conseil de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail.

Il est reconnu que la santé et la sécurité des travailleurs sont des enjeux de grande importance, et que la réglementation de la Santé et de la Sécurité au Travail est essentielle pour assurer la protection des travailleurs.

Le présent document a été élaboré par les membres du Comité de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail, en collaboration avec les représentants des employeurs et des travailleurs, et a été approuvé par le Conseil de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail.

Le présent document a été élaboré par les membres du Comité de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail, en collaboration avec les représentants des employeurs et des travailleurs, et a été approuvé par le Conseil de la Commission de la Santé et de la Sécurité au Travail.

Introduction générale

Les enjeux de la recherche sur les technologies microélectroniques reposent d'une part sur la diminution des dimensions, l'augmentation de la rapidité des transistors en considérant le rôle des interconnexions, et d'autre part sur la réduction des coûts de fabrication.

Du fait de cette complexité, la fabrication de ces circuits intégrés n'est réalisable qu'en maîtrisant la planéité de chaque couche de matériau, et en particulier l'oxyde, et le tungstène. Le procédé mis en oeuvre pour la contrôler reste l'étape de polissage mécano chimique (PMC). Lors de l'intégration de la métallisation cuivre, le PMC s'avère indispensable afin d'aplanir la couche de cuivre, mais aussi de révéler et d'isoler les interconnexions en cuivre d'architecture damascène. La maîtrise de ces opérations reste indispensable afin d'optimiser le procédé de polissage en termes de performances électriques et de coûts de fabrication.

Ainsi, le premier chapitre consiste à situer le sujet de thèse parmi les différents procédés de la microélectronique.

Le premier volet de ce travail de thèse se rapporte à la caractérisation et à la modélisation des évolutions des topographies à la surface des interconnexions en cuivre d'architecture damascène à la fin des opérations de polissage.

Ce volet sera introduit par le second chapitre où seront décrits l'équipement, chacune des opérations de polissage et les limites de ces travaux.

Les modélisations proposées et appropriées à chacune de ces opérations de polissage et les règles de dessin recommandées seront présentées dans le troisième chapitre.

De plus, du fait de la réduction des dimensions et de l'augmentation de la rapidité des circuits, la fiabilité des interconnexions devient un facteur limitant pour leur durée de vie. Les principaux problèmes de fiabilité concernant ces interconnexions en cuivre d'architecture damascène sont dus à la relaxation des contraintes mécaniques et à l'électromigration dans le cuivre.

Le second volet de ces travaux portera sur l'étude du phénomène de génération de cavités dans le cuivre électrolytique en fine couche constituant les interconnexions damascène. Ce second volet débute par le quatrième chapitre qui traite des caractérisations physiques du cuivre électrolytique. Ces caractérisations sont indispensables à l'analyse du phénomène étudié dans le dernier chapitre qui concerne l'étude portant sur la formation de cavités dans le cuivre durant le procédé de fabrication des interconnexions en cuivre d'architecture damascène.

The first part of the document is devoted to the study of the general theory of the subject. It is divided into two main sections: the first section deals with the general theory of the subject, and the second section deals with the particular theory of the subject.

The second part of the document is devoted to the study of the particular theory of the subject. It is divided into two main sections: the first section deals with the particular theory of the subject, and the second section deals with the particular theory of the subject.

The third part of the document is devoted to the study of the particular theory of the subject. It is divided into two main sections: the first section deals with the particular theory of the subject, and the second section deals with the particular theory of the subject.

The fourth part of the document is devoted to the study of the particular theory of the subject. It is divided into two main sections: the first section deals with the particular theory of the subject, and the second section deals with the particular theory of the subject.

The fifth part of the document is devoted to the study of the particular theory of the subject. It is divided into two main sections: the first section deals with the particular theory of the subject, and the second section deals with the particular theory of the subject.

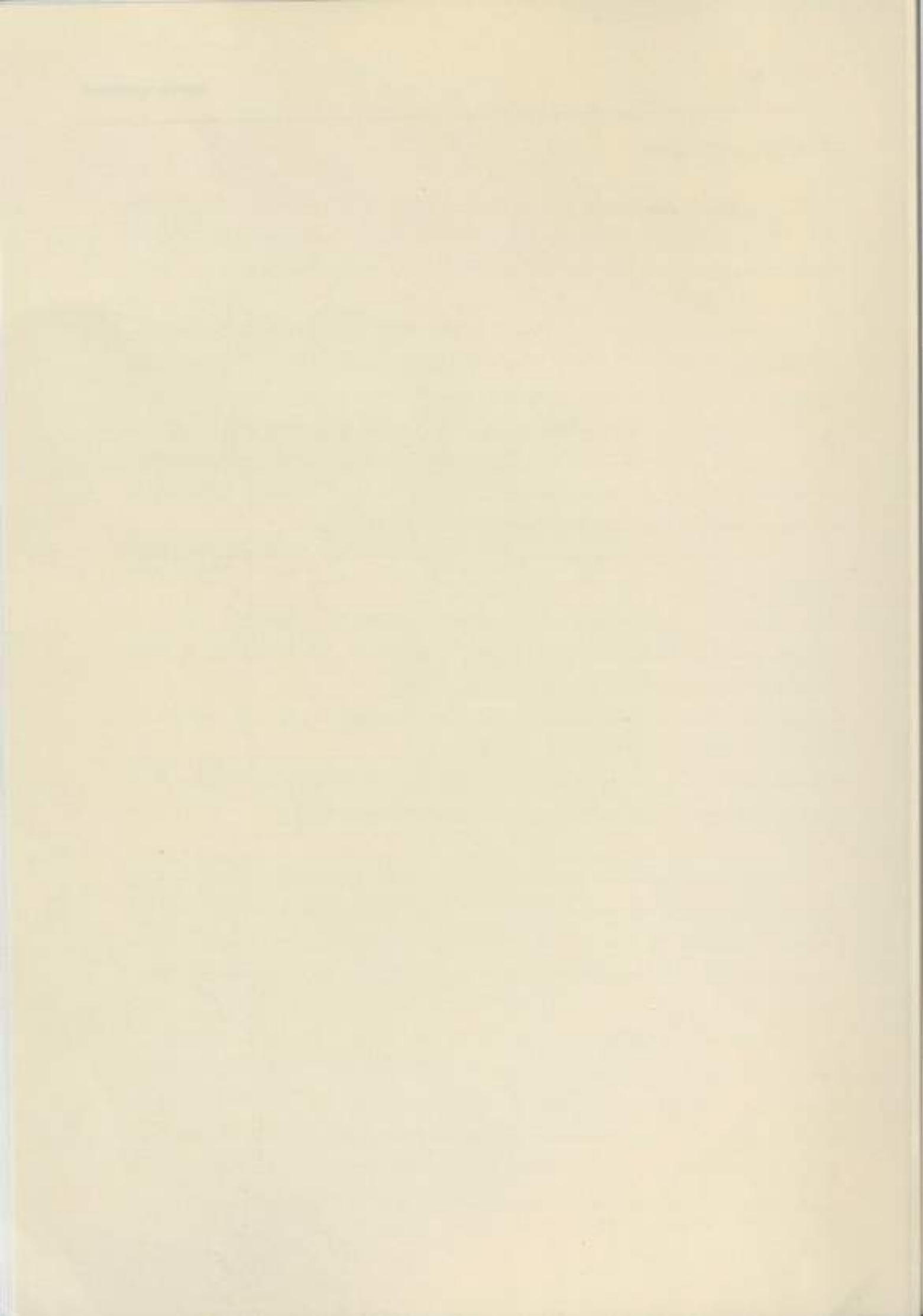
Chapitre I Introduction

Le but de ce chapitre est de présenter les concepts fondamentaux de la gestion et de leur importance dans le monde actuel. La gestion est l'art de diriger les ressources humaines, matérielles et financières d'une organisation pour atteindre ses objectifs. Elle est essentielle à la réussite de toute entreprise, qu'elle soit publique ou privée. Ce chapitre aborde les différents aspects de la gestion, y compris la planification, l'organisation, le leadership et le contrôle. Il met également en évidence les défis et les opportunités de la gestion dans un environnement en constante évolution.



Figure 1.1 : Les structures organisationnelles traditionnelles et modernes.

La gestion est une discipline qui a évolué au fil du temps. Elle est devenue plus complexe et plus exigeante en raison de la mondialisation et de la concurrence accrue. Les gestionnaires doivent être capables de s'adapter à ces changements et de prendre des décisions éclairées. Ce chapitre vise à fournir une base théorique et pratique pour comprendre la gestion et à développer les compétences nécessaires pour réussir dans ce domaine.



Chapitre I

Introduction

L'évolution des technologies microélectroniques vise à réduire les dimensions des transistors, par conséquent celles des interconnexions, à augmenter leur rapidité, et à réduire le coût de fabrication des circuits. Ces objectifs contraignent les fondeurs à utiliser des interconnexions en cuivre selon l'architecture dite « damascène », plutôt qu'en aluminium.

Précisons que les principes de fabrication de ces deux types de technologies sont radicalement différents. Ils sont schématisés dans la Figure 0-1. En effet, le principe de la technologie aluminium consiste à réaliser les lignes d'interconnexion par gravure ionique réactive de l'aluminium (RIE : Reactive Ion Etching) (Figure 0-1-a). Quant au principe de la technologie cuivre, il consiste à réaliser les lignes d'interconnexions par polissage mécano-chimique (PMC) du cuivre, après son dépôt électrolytique (Figure 0-1-b).

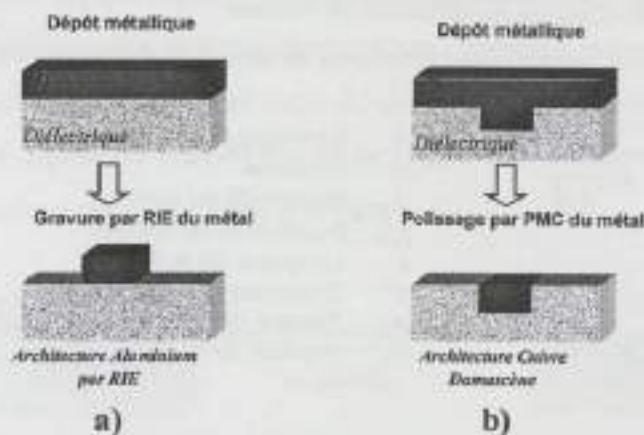


Figure 0-1 a) Schéma de l'architecture aluminium obtenue par gravure RIE et b) de l'architecture cuivre dite « damascène » obtenue par PMC du métal excessif.

Dans ce chapitre, nous détaillerons tout d'abord les propriétés du cuivre par rapport à l'aluminium, et les avantages de l'architecture damascène, qui sont en partie à l'origine du basculement des technologies vers cette dernière approche pour la réalisation des interconnexions. Puis les différentes étapes de fabrication de ce type d'interconnexion seront abordées, plus particulièrement celle du polissage. Enfin, l'objectif du travail de thèse sera abordé en conclusion.

1. Intégration des interconnexions en cuivre d'architecture damascène dans les circuits intégrés

1.1. Origine du basculement vers la métallisation cuivre

Le basculement vers une métallisation cuivre provient en partie de ses meilleures propriétés physiques telles que la résistivité et l'énergie d'activation d'électromigration par rapport à l'aluminium.

Plus précisément, la faible valeur de la résistivité du cuivre par rapport à l'aluminium (Tableau 1-1) diminue la valeur de la résistance de la ligne d'interconnexion, dont les paramètres sont représentés dans la Figure 1-1. Par conséquent, la valeur du temps de propagation τ des signaux électriques (Équation 1-1) se trouve également améliorée. En effet, la diminution de la valeur de la résistance diminue le temps de propagation ce qui optimise le signal électrique de sortie, comme cela est schématisé dans la Figure 1-2.

	Al	Cu
Résistivité électrique du matériau massif à 25°C ($\mu\Omega\text{-cm}$)	2,67 ^[1]	1,69 ^[1]
Conductivité thermique (W/cm.K) à 300K	2,38 ^[1]	3,98 ^[1]
Température de fusion (°C)	660 ^[1]	1083 ^[1]
Energie d'activation E_a (eV)-Chemin de diffusion en volume	1,4 ^[2]	2,3 ^[3]

Tableau 1-1 Comparaison entre les propriétés physiques de référence de l'aluminium et du cuivre.

Équation 1-1

$$\tau = RC = \rho_{Cu} \cdot \epsilon_r \cdot \epsilon_0 \cdot \frac{l^2}{e \cdot d}$$

- R : Résistance de la ligne
- C : Capacité
- ρ_{Cu} : Résistivité du cuivre
- $\epsilon_r \epsilon_0$: Permittivité de l'isolant
- l : Longueur de la ligne
- d : Epaisseur de la ligne
- e : Espace entre deux lignes
- h : Hauteur de la ligne

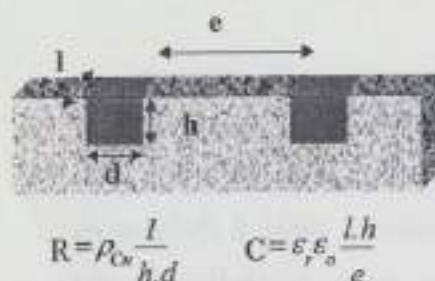


Figure 1-1 Schéma définissant la résistance et la capacité dans un réseau d'interconnexion damascène cuivre.

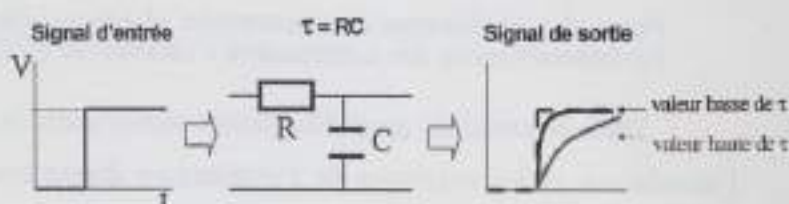


Figure 1-2 Influence du temps de propagation, τ , sur un signal électrique de sortie. Plus le temps de propagation est faible, plus le signal de sortie est similaire au signal d'entrée.

De plus, la valeur élevée de l'énergie d'activation du cuivre par rapport à l'aluminium (Tableau 1-1) augmente la résistance de l'interconnexion à l'électromigration^{[4][5]}. En effet, la

durée de vie d'une ligne est liée à l'énergie d'activation par la relation de Black^[5], traduite par l'Équation 1-2

Équation 1-2

$$MTF = A \cdot j^{-n} \cdot e^{\frac{E_a}{kT}}$$

MTF : Temps médian à la rupture (heure)

A : Constante introduisant les caractéristiques géométriques et propriétés des matériaux de la ligne

k : Constante de Boltzmann (eV/K)

j : Densité de courant (mA/ μm^2)

E_a : Energie d'activation (eV)

T : Température (K)

n : Exposant en densité de courant

Les performances du cuivre par rapport à l'aluminium dans les circuits intégrés ont été montrées en 1997 par la compagnie IBM, en annonçant la fabrication d'un microprocesseur présentant des améliorations grâce aux interconnexions cuivre selon l'architecture double damascène.

1.2. Origine du basculement vers une architecture dite « damascène »

L'origine du basculement vers une architecture damascène provient en partie du fait que la gravure ionique réactive (plasma) du cuivre s'avère très délicate. En effet, les composés du cuivre engendrés durant cette étape de gravure ne sont pas suffisamment volatils^[7]. Par conséquent, le procédé de fabrication des interconnexions en cuivre a donc dû être modifié en adoptant une architecture dite « damascène ». Cette approche nécessite l'intégration d'une nouvelle étape de polissage mécano-chimique du cuivre PMC. Elle consiste à enlever l'excès de métal préalablement déposé, et ceci en vue de ne laisser que des tranchées remplies de cuivre, ce qui est typique de ce procédé damascène (Figure 1-3).



Figure 1-3 Schéma de principe du polissage mécano chimique PMC cuivre afin d'obtenir des lignes d'interconnexion en cuivre selon l'architecture damascène.

L'architecture double damascène permet de réaliser en même temps le via et la ligne au cours de deux étapes successives de photolithographie. Cela sera détaillé dans le prochain paragraphe. De plus, cette architecture favorise la diminution des dimensions des interconnexions car elle permet d'adopter l'auto-alignement durant d'étape de photolithographie.

L'origine de l'utilisation en production du procédé de polissage mécano-chimique pour les oxydes dans le domaine de la microélectronique est attribuée déjà à IBM en 1983. Et ce n'est qu'en 1995 que l'étape de PMC se généralise, d'abord pour aplanir les diélectriques, puis pour réaliser l'isolation par tranchée des dispositifs STI (Shallow Trench Isolation), pour polir le tungstène et enfin pour réaliser les interconnexions en cuivre d'architecture damascène.

En 1998, IBM choisit un procédé électrolytique pour le dépôt cuivre ^[8]. Cette même année ST Microelectronics réalise un premier microprocesseur ST 486 avec deux niveaux d'interconnexions en cuivre double damascène, en collaboration avec le LETI et le CNET. Puis en 2000 le microcontrôleur ST206MC2, à six niveaux de cuivre en technologie 0.18 μ m, est réalisé avec un rendement comparable au procédé aluminium standard ^[9].

2. Description des étapes de fabrication des lignes d'interconnexion en cuivre d'architecture « double damascène »

2.1. Etapes successives nécessaires à la fabrication des interconnexions

Le mot « damascène » provient d'une technique de décoration. Elle consiste à remplir de matériaux, les motifs gravés sur les parois des objets.

Ce terme a été emprunté en microélectronique pour désigner la méthode de fabrication des interconnexions en cuivre. En effet, le principe de fabrication selon une architecture damascène consiste à graver une tranchée dans le diélectrique, puis à la remplir de métal, et enfin à retirer par polissage l'excès de matière de manière à ne laisser qu'une ligne métallique dans le diélectrique (Figure 2-1).



Figure 2-1 Schéma définissant le principe de fabrication selon une architecture damascène. a)-La tranchée est fabriquée dans l'oxyde par gravure, b)-elle est remplie avec des dépôts successifs, c)-l'excès de matière est retiré par polissage.

L'architecture nommée « double damascène » est attribuée à la fabrication des vias et des lignes. Elle peut se présenter selon deux schémas différents. Soit le schéma dit "trench first" où la ligne est gravée avant le via, ou le schéma dit "via first" où le via est gravé le premier. Cette dernière est une architecture auto-alignée qui évite les courts-circuits des lignes par le via ou l'augmentation de leur résistance en cas de désalignement des masques durant l'étape de photolithographie (Figure 2-2).



Figure 2-2 Schéma de principe de la fabrication « double damascène ». a)-Les tranchées de la ligne et du via sont fabriquées par gravure, b)-elles sont remplies avec des dépôts successifs de métaux, c)-l'excès de matière est retiré par polissage.

Nous allons détailler, ci-dessous, toutes les étapes nécessaires à la fabrication d'un via et d'une ligne d'interconnexion en cuivre, selon l'architecture « via first », utilisée à

STMicroelectronics, pour un niveau de métal N jusqu'au niveau de métal supérieur N+1 (Figure 2-3).

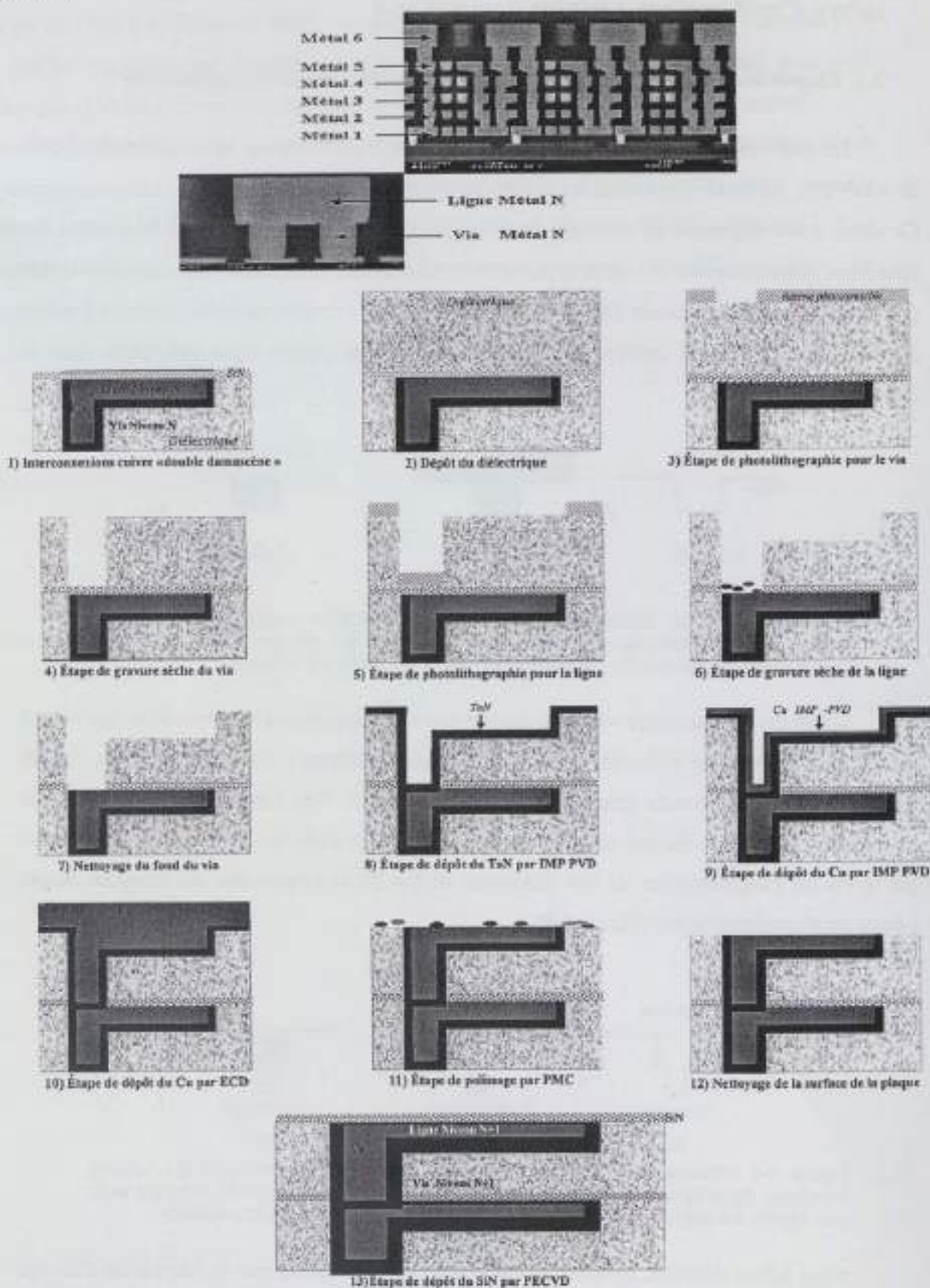


Figure 2-3 Description des étapes de fabrication d'une interconnexion en cuivre d'architecture «double damascène».

- 1) Dépôt du nitrure de silicium (Si_xN_y). Il constituera la couche d'arrêt pendant la gravure du via du niveau de métal N. Il sera également une barrière de diffusion du cuivre du niveau N-1. La technique de dépôt est le PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition). On utilise dans la chambre un mélange de gaz SiH_4 , NH_3 , N_2 à 400°C à pression réduite (quelques torrs).
- 2) Dépôt du diélectrique SiO_2 ($\epsilon_{\text{SiO}_2} = 4,4$) ou FSG (Fluorine Silicon Glass : $\epsilon_{\text{FSG}} = 3,7$) de plus faible permittivité. Il permet d'isoler les interconnexions du niveau N entre elles. La technique de dépôt est le PECVD, avec du TEOS (tetraethylorthosilicate $\text{Si}(\text{O}-\text{CH}_2-\text{CH}_3)_4$), à une température de 370°C et à pression réduite (quelques torrs).
- 3) Etape de photolithographie du via après le dépôt de résine photosensible. La technique d'insolation est de type scanner, utilisant une longueur d'onde 248 nm.
- 4) Etape de gravure du via du niveau de métal N. La technique utilisée est la gravure sèche avec arrêt sur le SiN permettant d'éviter la pulvérisation et la corrosion du cuivre.
- 5) Etape de photolithographie de la ligne après le dépôt de résine photosensible.
- 6) Gravure ligne du niveau de métal N. La technique est la gravure sèche à temps fixe jusqu'au cuivre.
- 7) Nettoyage du cuivre en fond de via après la dernière étape de gravure. Elle utilise du HF et un plasma H_2 .
- 8) Dépôt du TaN. Il permet au cuivre de ne pas diffuser dans le diélectrique. Il sera nommé par la suite « barrière TaN ». La technique de dépôt est l'IMP-PVD (Ionized-Metal-Plasma, Physical Vapor Deposition).
- 9) Dépôt de la couche d'accrochage en cuivre, déposée par IMP-PVD. Cette couche de cuivre adhère à la barrière, et elle constituera la cathode durant l'électrolyse du second dépôt de cuivre.
- 10) Dépôt de la seconde couche de cuivre. Il permet de remplir de cuivre la totalité des vias et des lignes gravés au niveau N. Ce dépôt électrochimique du cuivre (Electro-Chemical-Deposition (ECD)) se réalise en imposant une différence de potentiel entre deux électrodes de cuivre placées dans un bain de sulfate de cuivre en milieu acide Figure 2-4. Le même couple redox intervient à l'anode (électrode de cuivre consommé) et à la cathode (premier dépôt de cuivre Cu IMP-PVD).

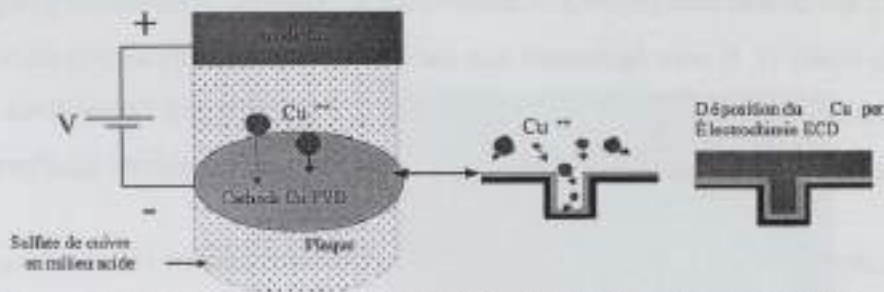


Figure 2-4 Schéma de principe du dépôt électrochimique du cuivre, ECD.

-11) Etape de polissage mécano chimique (PMC). Elle permet d'aplanir toute la surface de la plaque, de retirer le cuivre et le TaN en excès, puis d'isoler les lignes du niveau N entre elles. L'action mécano-chimique, respectivement du tissu de polissage et de l'abrasif, permet de polir les différents dépôts (Cu, TaN, SiO_2 ou FSG).

-12) Nettoyage après polissage. Il permet d'enlever les particules d'abrasif et les impuretés restant à la surface de la plaque. La technique consiste tout d'abord à nettoyer la surface de la plaque avec des brosses en PVA (PolyVinyle Alcool) imbibées d'une solution ammoniacquée. Puis le séchage des plaques s'effectue par centrifugation et par insolation à l'aide d'une lampe halogène.

-13) Dépôt du nitrure de silicium ($Si_x N_y$). Il constituera la couche d'arrêt durant la gravure du via du niveau de métal N+1 et servira de barrière de diffusion pour le cuivre du niveau N.

Ainsi, en répétant ce cycle de fabrication de l'étape 1) à l'étape 12), plusieurs niveaux de métal sont obtenus comme l'indique la photographie de la Figure 2-3. Nous détaillerons ci-dessous l'étape de polissage mécano chimique.

2.2. Etapes de polissage mécano-chimique PMC

L'étape de polissage des interconnexions cuivre, selon l'architecture damascène, reste indispensable pour les technologies microélectroniques de métallisation cuivre. En effet, elle permet d'aplanir la surface de la plaque après une succession de dépôts, et de polir l'excès de matière afin d'isoler les lignes d'interconnexion en cuivre entre elles.

Son principe consiste à exercer une pression sur une plaque tournante, appuyée sur un plateau tournant dans le sens inverse et muni d'un tissu de polissage. Entre la plaque et le tissu de polissage, un liquide abrasif et visqueux permet d'enlever respectivement par action mécanique et chimique une certaine épaisseur du matériau (Figure 2-5). Ce point sera détaillé dans le Chapitre 2.

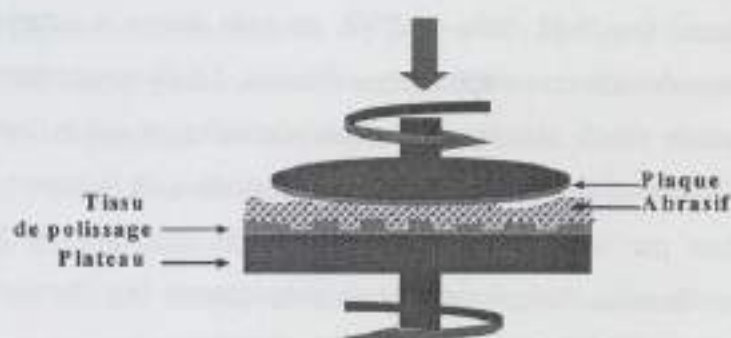


Figure 2-5 Schéma de principe du polissage mécano chimique PMC.

Ainsi, la vitesse d'enlèvement du matériau dépend principalement de la pression exercée sur la plaque, de la vitesse relative en un point P de la plaque par rapport au plateau, et de la constante de Preston, qui tient compte de tous les paramètres de l'abrasif, selon la relation décrite dans l'Equation 2-1 ^[10].

Equation 2-1
$$V_A = K_p \cdot P_o \cdot V$$

V_A : Vitesse d'enlèvement ($\mu\text{m}/\text{min}$)
 K_p : Constante de Preston
 P_o : Pression (Pa)
 V : Vitesse relative au point P de la plaque ($\mu\text{m}/\text{min}$)

Cette étape de polissage génère des variations topographiques à la surface des réseaux d'interconnexions ^[11] et dégrade leur état de surface. Plus exactement, du fait de la non uniformité du dépôt cuivre, le PMC diminue la section des interconnexions en fonction de leur largeur par l'effet « cuvette » ou « dishing » (Figure 2-6), et il érode les réseaux de lignes en fonction de leur densité. Le « dishing » et « érosion » (Figure 2-6), génèrent respectivement une augmentation de la résistance en fonction de la largeur de la ligne ^{[12][13][14]}, et des risques de court circuit au niveau supérieur en fonction de la densité des réseaux. Quant à l'état de

surface corrodé ou rayé (Figure 2-6), il tend à augmenter la résistance de ligne et à diminuer la résistance face à l'électromigration.

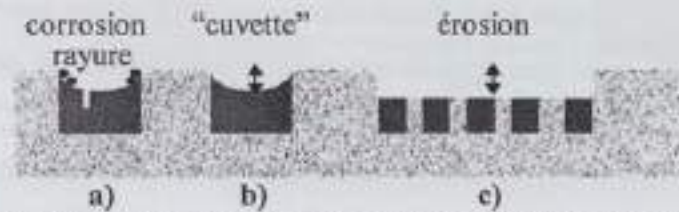


Figure 2-6 Degradations des interconnexions en cuivre d'architecture damascène occasionnées par le PMC : a)- corrosion, rayures, b)-Sur-consommation de cuivre dans les lignes créant l'effet « cuvette » ou « dishing », c)-Sur-consommation du cuivre et du diélectrique dans les réseaux de lignes d'interconnexion, créant une érosion.

La complexité du PMC vient du fait que ces interconnexions nécessitent non seulement le polissage de trois matériaux : Cu, TaN, SiO₂ ou FSG, en trois étapes successives, mais également l'utilisation de deux abrasifs de composition différente. Leurs comportements sont radicalement différents dus à leur nature chimique et à leurs particules, et qui influent l'un et l'autre considérablement sur la constante de Preston, K_p. La fluctuation de la valeur de K_p au cours du polissage se traduit par une variation brutale et non maîtrisée de la vitesse d'enlèvement ou de la non-uniformité. Ce qui entraîne en conséquence une fluctuation de la défektivité (rayures-« dishing »-érosion) donc des résultats électriques.

La complexité et le rôle des différentes opérations nécessaires au PMC pour aplanir et polir les lignes d'interconnexion cuivre «double damascène», seront détaillés dans le prochain chapitre. Mais la partie technique sera traitée dans un premier temps car elle est indispensable à la compréhension de l'influence des paramètres de la relation de Preston sur la vitesse d'enlèvement, donc de la défektivité des interconnexions.

3. Objectif du travail de thèse

Ce sujet de thèse entre en premier lieu dans le cadre de la caractérisation, et de la modélisation nécessaire à la réalisation par polissage mécano-chimique PMC des réseaux de lignes d'interconnexion en cuivre d'architecture «double damascène». Puis en second lieu, le sujet s'ouvrira sur le comportement thermomécanique des interconnexions et sur l'apparition de cavités en fin de fabrication dans le cuivre électrolytique en fine couche intégré dans les lignes d'interconnexion d'architecture damascène.

Dans un premier temps, l'étude portera sur l'évolution des topographies microscopiques (uniformité du dépôt cuivre avant le polissage, «dishing» et «érosion») au cours de chacune des trois opérations du PMC. Cette première étude permettra d'établir des modélisations directement dépendantes des propriétés physiques des produits, des paramètres machine, et des dimensions des interconnexions. Elles seront ainsi accessibles à la fois dans le domaine du développement de nouveaux procédés de PMC et dans le domaine de la conception par l'intégration de nouvelles règles de dessin afin d'améliorer les performances électriques des interconnexions en fin de fabrication.

Dans un second temps, le phénomène de formation de cavités dans le cuivre électrolytique au cours des étapes de fabrication sera étudié. Pour cela, les caractérisations du microstructurales du cuivre, les caractérisations des cavités, et les déterminations des champs de contrainte mécanique du cuivre pouvant se développer au sein d'une structure damascène lors d'une sollicitation thermique seront réalisées.

Ainsi, la compréhension du polissage par PMC des lignes d'interconnexion cuivre au travers des modélisations, et l'étude portant sur la génération de cavités dans le cuivre dans les interconnexions permettront l'amélioration à la fois des performances électriques et de la fiabilité des interconnexions des prochaines technologies cuivre.

Bibliographie du Chapitre I

- ^[1] C. Ryu, Microstructure and reliability of copper interconnects, PhD Thesis, Stanford University, pp140, 1998
- ^[2] H. U. Schreiber, Activation energies for the different electromigration mechanisms in aluminium, Solids States Electronics, vol.24, pp583-589, 1981
- ^[3] J. R. Lloyd, J. J. Clement, Electromigration in copper conductors, Thin Solid Films, vol.262, pp135-141, 1995
- ^[4] J. Lu et al-MRS Bull, 1994
- ^[5] T. Nitta, J. Electrochim.Soc, vol.140, pp1131, 1993
- ^[6] J. R. Black, Electromigration failure modes in aluminum metallization for semiconductor devices, Proc.of IEEE, vol.57, 9, pp1587-1594, 1969
- ^[7] J. M. Steigerwald, J. Vac. Sci.Technol., vol.B 13, pp2215, 1995
- ^[8] P. C. Andricacos, Damascene copper electroplating for chip interconnections, IBM, J. Res. Develop., vol.42, 5, pp567-574, 1998
- ^[9] E. Dobson, Le premier circuit en métallisation cuivre processé en 0,18 μ m, Rapport interne STMicroelectronics , pp6-7, 2000
- ^[10] F.Preston, The theory and design of plate glass polishing machines, J. Soc. Glass. Technol., vol.11, pp214-256, 1927
- ^[11] Z. Guohai, Minimize dishing effects during chemical mechanical planarization of copper damascene structures, IEEE, pp423-425, 2001
- ^[12] T. Turner, Cu Line width resistivity measurements, Solid State Technology, pp89-96, 2000

[13] S. Lakshminarayanan, Design rule methodology to improve the manufacturability of the copper CMP process, IEEE, pp99-101, 2002

[14] S. Smith, Evaluation of sheet resistance and electrical line width measurement techniques for copper damascene interconnect, IEEE Trans. on Semi. Conduc. Manufact., vol.15, 2, pp214-222, 2002

Introduction

Le premier chapitre de ce livre est consacré à l'introduction de la mécanique quantique. On y trouve une présentation des principes fondamentaux de la théorie, ainsi qu'une discussion des implications philosophiques de ces principes. Le deuxième chapitre est consacré à l'étude des particules élémentaires et des interactions entre elles. On y trouve une présentation des modèles de particules et des théories de champ, ainsi qu'une discussion des implications de ces modèles pour la physique expérimentale.

Le troisième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de diffusion et de résonance. On y trouve une présentation des méthodes de calcul et des résultats expérimentaux, ainsi qu'une discussion des implications de ces résultats pour la physique théorique.

Le quatrième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de transition et de décaïmement. On y trouve une présentation des modèles de transition et des théories de champ, ainsi qu'une discussion des implications de ces modèles pour la physique expérimentale.

Le cinquième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de diffusion et de résonance. On y trouve une présentation des méthodes de calcul et des résultats expérimentaux, ainsi qu'une discussion des implications de ces résultats pour la physique théorique.

Le sixième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de transition et de décaïmement. On y trouve une présentation des modèles de transition et des théories de champ, ainsi qu'une discussion des implications de ces modèles pour la physique expérimentale.

Le septième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de diffusion et de résonance. On y trouve une présentation des méthodes de calcul et des résultats expérimentaux, ainsi qu'une discussion des implications de ces résultats pour la physique théorique.

Le huitième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de transition et de décaïmement. On y trouve une présentation des modèles de transition et des théories de champ, ainsi qu'une discussion des implications de ces modèles pour la physique expérimentale.

Le neuvième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de diffusion et de résonance. On y trouve une présentation des méthodes de calcul et des résultats expérimentaux, ainsi qu'une discussion des implications de ces résultats pour la physique théorique.

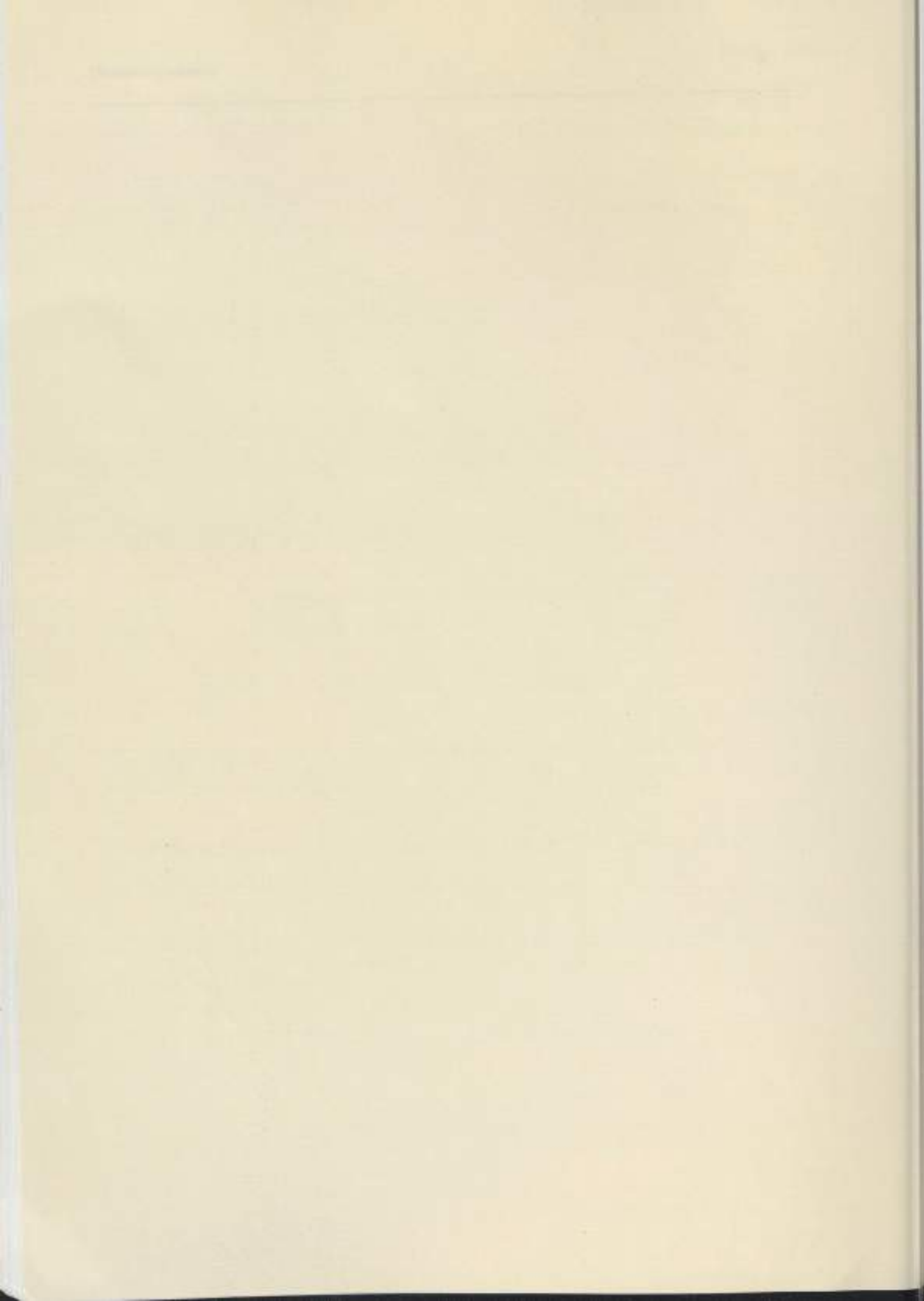
Le dixième chapitre est consacré à l'étude des phénomènes de transition et de décaïmement. On y trouve une présentation des modèles de transition et des théories de champ, ainsi qu'une discussion des implications de ces modèles pour la physique expérimentale.

Chapter II

Principles of Polymer-Mechano-Chemical (PMC) and Interconversions as a Means of Facilitating Demersification

The purpose of this chapter is to present a comprehensive review of the principles of PMC and its applications in the field of polymer science. It is intended to provide a solid foundation for the study of interconversions and their role in facilitating demersification.

The first section discusses the basic concepts of PMC, including the definition of mechano-chemical reactions and the role of mechanical energy in driving chemical processes. The second section explores the various applications of PMC in polymer science, such as the synthesis of functional polymers, the modification of existing polymers, and the development of novel materials. The final section discusses the challenges and future prospects of PMC research.



Chapitre II

Principe de Polissage Mécano-Chimique PMC des interconnexions en cuivre d'architecture damascène

L'objectif de ce chapitre est de montrer les principales parties de l'atelier de polissage par PMC. Il permettra ainsi d'introduire le vocabulaire couramment utilisé dans ce domaine en terme d'équipement, de caractérisation, de procédé. Puis, il définira le comportement du polissage par PMC selon la relation de Preston.

La partie technique de l'équipement de polissage sera traitée dans un premier temps. Puis, la complexité et le rôle des différentes opérations nécessaires afin de polir les interconnexions seront développés après avoir détaillé les moyens de caractérisation. Enfin, l'étude portant sur l'influence des paramètres de l'équation de Preston sur les performances du procédé de polissage sera traitée.

1. Aspect technique de l'équipement

La description technique de la polisseuse MIRRA d'Applied Materials est abordée en décrivant simultanément le parcours d'une plaque au cours du polissage par PMC. Certaines parties de l'équipement et des consommables seront détaillées plus particulièrement, par la suite, du fait de leur influence sur les performances du polissage décrites au travers de l'équation de Preston.

1.1. Description de l'équipement

Tout d'abord, avant le polissage, les plaques sont déposées dans une station de chargement, constituée d'un bac à rétention d'eau désionisée (Figure 1-1-(1)), où un bras robot vient retirer la plaque et la déposer sur la station de transfert (Figure 1-1-(2)). Une des quatre têtes (Figure 1-1-(4)), (détaillée plus loin) la récupère par rotation du carrousel (Figure 1-1-(3)). La plaque est ainsi maintenue sous la tête par un effet d'aspiration d'une membrane (Figure 1-3-(12)).

La plaque est ensuite transportée sur le premier plateau (Figure 1-1-(5)) où se déroule l'opération d'aplanissement du cuivre, en temps fixe. L'action mécano-chimique de l'abrasif délivré (Figure 1-2-(8)) sur le tissu de polissage (détaillés ultérieurement), la pression et la rotation de la plaque sur le tissu collé sur le plateau (Figure 1-3-(10)), permettent le retrait de la matière à la surface de la plaque.

Lorsque cette opération est terminée, la tête transporte la plaque au dessus du second plateau après un bref nettoyage par jet d'eau (Figure 1-1-(6)). Sur ce plateau le cuivre restant est poli avec le même abrasif jusqu'au TaN. Cette opération sera nommée «révélation» des interconnexions. L'arrêt du polissage (détaillé plus loin) est déclenché par un laser de fin de détection ou End Point Detection (EDP) (Figure 1-4).

Cette opération terminée, la plaque est amenée sur le troisième plateau. Cette opération enlève la couche de TaN et le diélectrique afin d'isoler les interconnexions. Elle est effectuée avec un second abrasif à temps fixe. Enfin, à la fin du polissage, la plaque polie est transportée toujours par la même tête dans la station de transfert, où le bras robot vient la récupérer et la déposer dans la station de chargement.

Le fonctionnement de l'équipement est en «série», les plaques sont polies successivement sur les trois plateaux durant trois temps de polissage différents.

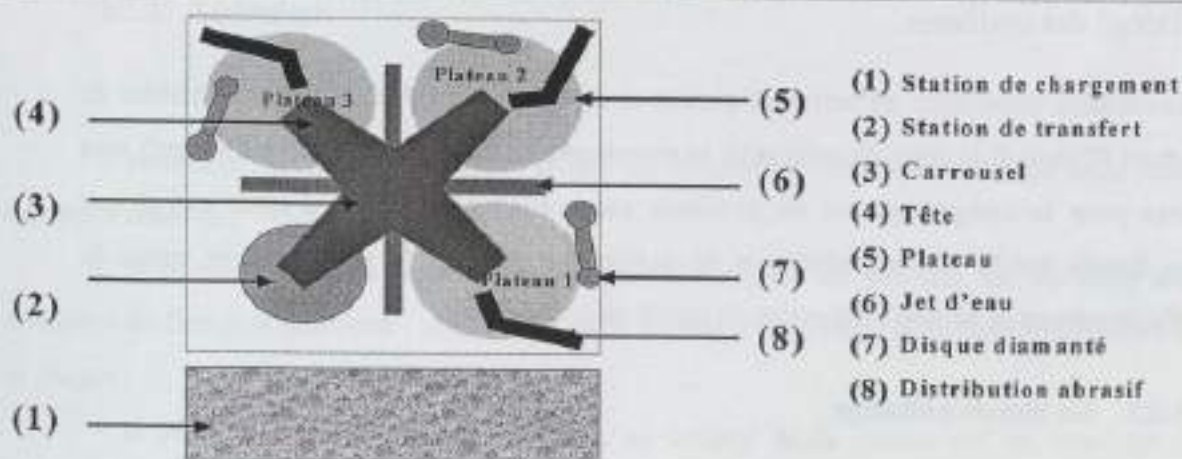


Figure 1-1 Description schématique (vue de dessus) de l'équipement de polissage MIRRA.

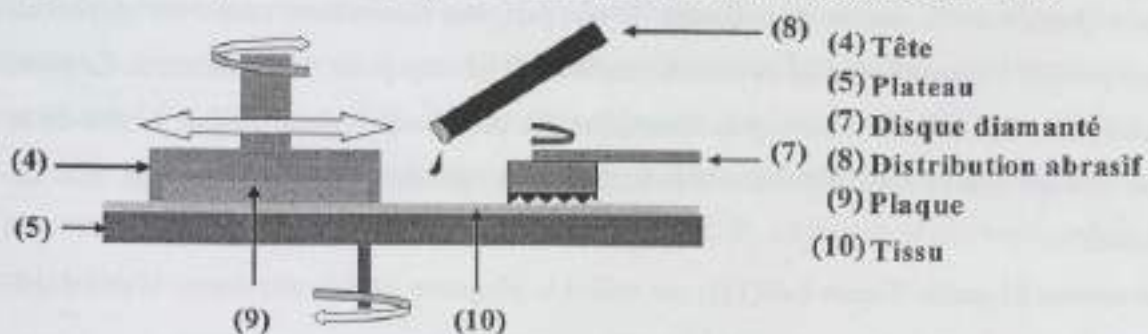


Figure 1-2 Systèmes: plateau-tête-conditionnement-distribution d'abrasif.

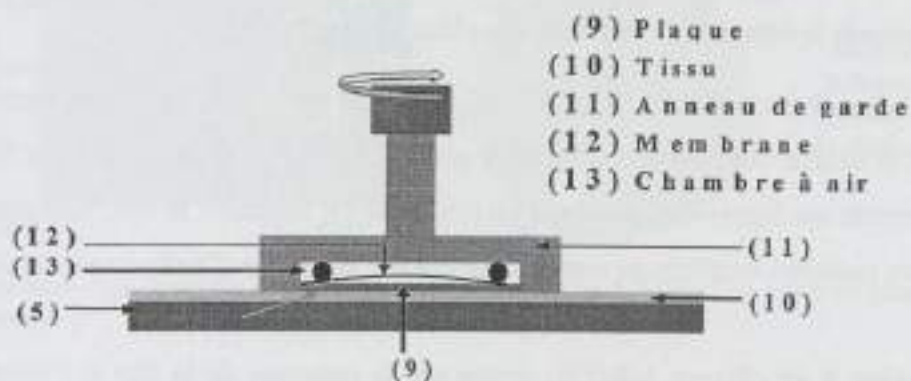


Figure 1-3 Détail de la tête de polissage.



Figure 1-4 Détail du système de détection de fin de polissage EDP.

1.2. Détail des systèmes

Les détails techniques de certaines parties et de certains produits ou consommables de l'équipement (l'abrasif, le tissu de polissage, la membrane de la tête, et le disque diamant) sont nécessaires pour la compréhension du prochain paragraphe car chacun d'entre eux a une influence directe sur la reproductibilité et la qualité du procédé de polissage, en terme de vitesse d'enlèvement et de non uniformité du profil de polissage.

1.2.1. La tête de polissage

Outre son rôle de maintien de la plaque pendant le déroulement du procédé, elle a une grande influence sur la qualité du polissage. D'une part, son mouvement relatif par rapport au plateau garantit l'homogénéité de la vitesse relative (V) en tout point de la plaquette. En plus, son architecture permet de contrôler la répartition des pressions (P_0) par la face arrière de la plaque de sorte que la non-uniformité, à la surface, soit optimale en fin de polissage. Elle est constituée :

- d'un anneau de garde (Figure 1-5-(11)) qui retient la plaquette sous la tête durant le polissage.

Mais il appuie également sur le tissu afin de réguler la quantité d'abrasif qui passe sous la plaque et il amortit la déformation du tissu à la place de la plaque,

- d'une membrane flexible (Figure 1-5-(12)) qui maintient à la fois la plaque face arrière durant son transport et exerce une pression (P_0) sur la plaque durant le polissage. Cela est effectué par action de pression ou dépression gérée par un circuit de N_2 interne à la tête. Elle assure, par le contrôle d'une pression localisée au centre de la plaque, la vitesse d'enlèvement au centre de la plaque,

- d'une chambre à air (Figure 1-5-(13)) située sur le pourtour de la tête à l'intérieur de la membrane, assure le contrôle d'une pression locale située en bord de la tête. Cette pression locale corrige la non uniformité du profil de la vitesse d'enlèvement.

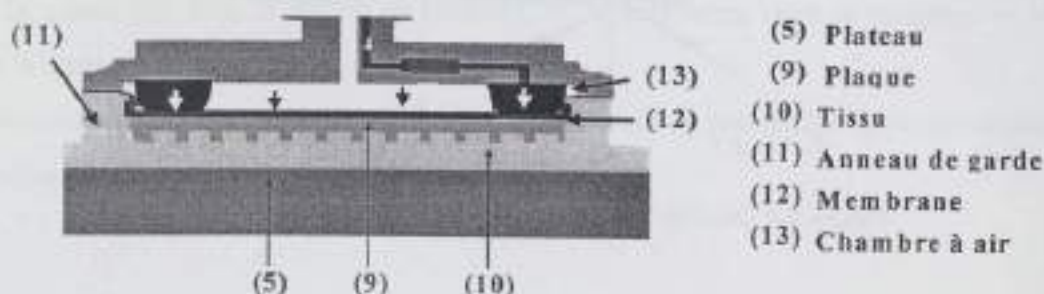


Figure 1-5 Détail technique de l'ensemble de la tête de polissage.

1.2.2. Le plateau

o Le tissu de polissage

L'ensemble du tissu de polissage utilisé est constitué d'un empilement de deux tissus décrits ci dessous :

- le premier, nommé Suba IV de Rodel, au contact du plateau, est un tissu mou constitué de fibres. Il améliore l'uniformité de la vitesse d'enlèvement sur tout le diamètre de la plaque ;

- le second, nommé IC1000 de Rodel, au contact de la plaque est un tissu dur en polyuréthane poreux. Il favorise l'aplanissement de la surface du cuivre. Sa surface est constituée de rainures concentriques (Figure 1-6) dans lesquelles est drainé l'abrasif au cours du polissage. Les propriétés de stockage et d'évacuation de l'abrasif dépendent des dimensions de ces rainures L_r et H_r (Figure 1-6), de leur disposition, de leur densité, et de la densité des pores ^[1]. Une fenêtre transparente, située à mi-rayon du tissu, permet le passage d'un rayon laser provenant du système de détection de fin de polissage EDP, situé dans le plateau tournant (Figure 1-6-(14)).

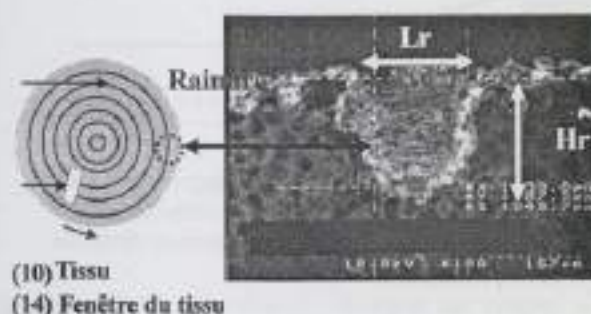


Figure 1-6 Dimension des rainures concentriques du tissu de polissage.

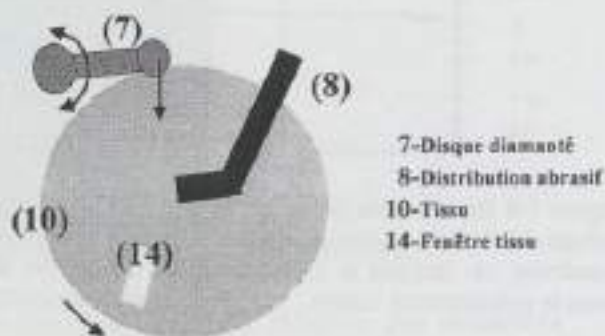


Figure 1-7 Détail du système plateau.

o Le système laser de détection de fin de polissage

Le système laser de détection de fin de polissage est appelé End Point Detection (EPD) ^{[2] [3] [4]} (Figure 1-4). Ce système est constitué d'un détecteur optique, d'un laser (670nm), d'une cellule photosensible situés dans le plateau.

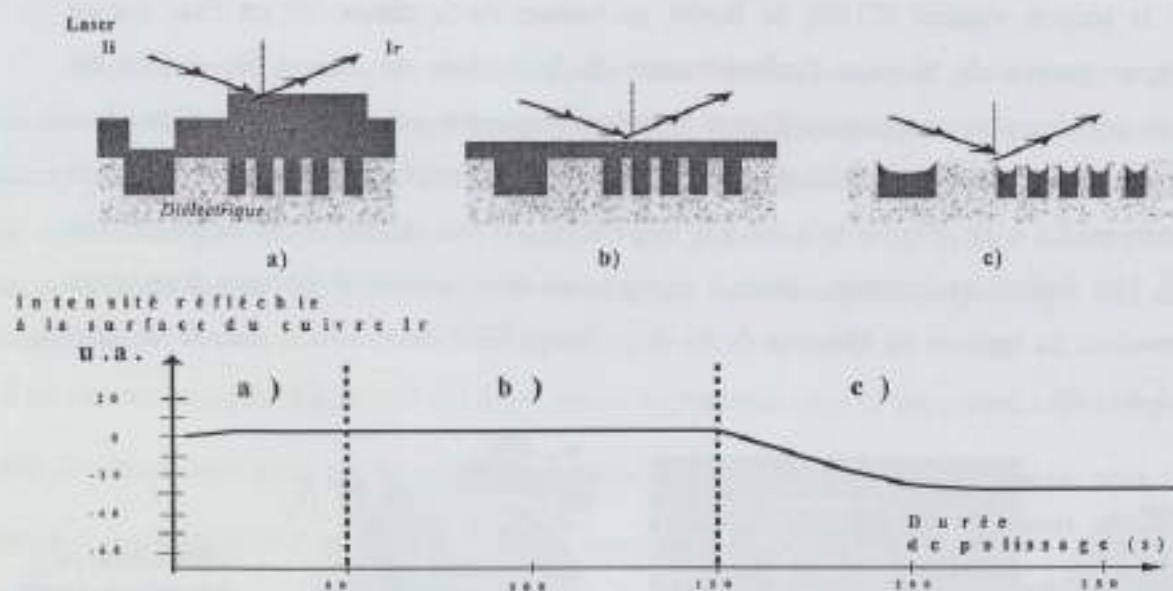
Le rayon laser, émis au travers de la fenêtre du tissu, parcourt au cours du polissage les trois quarts de la surface de la plaque grâce au mouvement sinusoïdal de la plaque sur toute la surface du tissu de polissage.

Le rayon incident et réfléchi seront nommés I_i et I_r . Ils sont traduits en terme d'intensité lumineuse. Cette intensité (I_r) varie selon la réflectivité de la surface des matériaux de la plaque (Tableau 1-1). Le chronogramme de la Figure 1-8, présente initialement une faible intensité I_r due à l'irrégularité de la surface de la couche de cuivre déposée (Figure 1-8-a). Au

cours du polissage, l'intensité (I_r) devient maximale lorsque cette surface est complètement aplanie (Figure 1-8-b). Puis elle diminue de nouveau lorsque les lignes se découvrent (Figure 1-8-c). L'arrêt automatique est déclenché quand la zone de la plaque balayée par le laser est totalement révélée.

Matériaux	Réflectivité $R = I_i / I_r$ (670nm)
Cuivre	0,934
TaN	0,431
SiO ₂	0,034

Tableau 1-1 Réflectivité des matériaux.



c Le système de conditionnement

Le système de conditionnement est constitué d'un disque dont la matrice, en Nickel (99,9 %), est sertie d'éclats de diamants. Leurs extrusions peuvent atteindre plusieurs dizaines de micromètres de hauteur (Figure 1-9). Ils permettent l'avivage du tissu.



Figure 1-9 Système de conditionnement du tissu de polissage.

Cet avivage enlève mécaniquement une certaine épaisseur du tissu de polissage usé. Il nettoie par conséquent les pores au cours du polissage de la plaque. Cet avivage est indispensable car il permet d'obtenir un procédé reproductible grâce à l'état de surface du tissu qui reste constant.

1.2.3. L'abrasif

Le principe de polissage consiste à enlever de la matière à la surface d'une plaque à l'aide de la pression exercée, de la vitesse relative de la plaque par rapport au tissu, et à l'aide de l'action mécano-chimique de l'abrasif.

L'abrasif est l'un des produits ou consommables les plus complexes, et les plus gardés confidentiels par les fournisseurs. Il est constitué d'un liquide visqueux avec une certaine quantité de particules nanométriques.

Le liquide participe à l'action chimique durant le polissage par PMC car il permet de :

- polariser le potentiel zêta (défini plus loin) des particules et de la surface du matériau afin d'assurer leur adhésion durant le PMC,
- drainer uniformément les particules à l'interface plaque-tissu,
- activer la solubilité du matériau à la surface,
- dissoudre les matières enlevées.

Quant aux particules abrasives, (Figure 1-10) elles participent à l'action mécanique par abrasion de la surface soluble.



Figure 1-10 Particules d'alumine contenues dans l'abrasif-MEB

Un abrasif est dit sélectif lorsque la vitesse d'enlèvement varie en fonction des matériaux (Annexe G). Le procédé de PMC utilisé dans cette étude est sélectif. La sélectivité est d'ailleurs sensible aux paramètres de la machine. En effet, elle diminue lorsque la vitesse de rotation et la pression exercée augmentent [5].

Les valeurs des vitesses d'enlèvement des deux abrasifs utilisés et pour les trois matériaux à polir, et leurs principales caractéristiques sont récapitulées dans le Tableau 1-2.

Nom de l'abrasif	iCue 5003	iCue 5220
Ph	Sans H ₂ O ₂ : 7,8 Avec H ₂ O ₂ : 6,8	10 et 11
Nature des particules abrasives	Alumine (50nm à 1µm)	Silice
Densité (g/ml)	1,03	
Préparation	5% de H ₂ O ₂	non
Vitesse d'enlèvement (µm/min)	A 1,38 10 ⁴ Pa	A 2,07 10 ⁴ Pa
Cuivre	0,340	0,05
TaN	0,060	0,12
FSG	0,013	0,08
Utilisation	Polissage du Cuivre	Polissage du TaN et FSG

Tableau 1-2 Récapitulatif des caractéristiques et de l'utilisation des deux abrasifs.

2. Moyens de caractérisation après le PMC

Au cours de l'étape de PMC, la vitesse d'enlèvement du matériau, et les topographies des lignes d'interconnexion sont les paramètres surveillés. En effet, une dérive de la vitesse d'enlèvement peut engendrer une modification de la topographie des lignes d'interconnexion. Cela a pour conséquence une augmentation de la défektivité, des risques de court circuit et une modification de la résistance de ligne.

Ainsi, la vitesse d'enlèvement est caractérisée avant chaque passage des plaques comportant des interconnexions. La détermination de cette vitesse est obtenue par des mesures d'épaisseur de cuivre sur des plaques, nommées plaques de qualification. Puis, la surface des plaques comportant des interconnexions polies est caractérisée à l'aide d'un profilomètre afin de mesurer les topographies laissées.

Dans cette partie, nous allons détailler les moyens de caractérisation utilisés.

2.1. Détermination de la vitesse d'enlèvement sur pleine plaque

La vitesse d'enlèvement est la vitesse de polissage d'un matériau. L'unité de la vitesse d'enlèvement usuelle, ou RR (Removal Rate), est le micromètre par minute. Elle est exprimée selon la loi de Preston ⁽⁶⁾ par l'Équation 2-1. Elle est le résultat du produit de la constante de Preston K_p , de la pression totale P_o exercée sur la plaque et de la vitesse relative V d'un point de la plaque par rapport au tissu.

Équation 2-1 $V_A = K_p \cdot P_o \cdot V$

V_A : Vitesse d'enlèvement ($\mu\text{m}/\text{min}$)
 K_p : Constante de Preston
 P_o : Pression (Pa)
 V : Vitesse relative au point P de la plaque ($\mu\text{m}/\text{min}$)

Ces mesures, sur pleine plaque ou plaque de qualification, sont indispensables avant le passage des plaques de lot. En effet, elles permettent de :

- vérifier l'état, et le calibrage de l'équipement, la qualité des consommables (abrasif, tissu de polissage, membrane de la tête, disque diamant),
- surveiller la durée de vie des produits,
- valider les procédés en cours de développement.

La vitesse d'enlèvement a une valeur limite au-dessus et en dessous de laquelle un sur-polissage, ou un sous-polissage non maîtrisé est réalisé. Cela dégrade les interconnexions ou provoque l'arrêt du polissage immédiat par le système de détection laser, EDP.

Quant à la non-uniformité de la vitesse d'enlèvement, elle doit rester aussi faible que possible afin d'obtenir le polissage le plus homogène sur toute la surface de la plaque.

2.1.1. Plaque de mesure

Les plaques utilisées afin de déterminer cette vitesse d'enlèvement sont nommées plaques de qualification. Elles sont composées d'un empilement de différentes couches de matériaux déposées sur pleine plaque. Cet empilement est identique à celui qui constitue les lignes d'architecture damascène. Il est décrit dans la Figure 2-1 et détaillé dans le Tableau 2-1.



Figure 2-1 Description de l'empilement des plaques de qualification.

Matériau	Paramètres	Épaisseur (µm)
Diélectrique		0,500
TaN IMP	E_{TaN}	0,025
Cu IMP PVD	E_{eed}	0,150
Cu ECD	E_{eed}	1,500

Tableau 2-1 Description des épaisseurs de l'empilement des plaques de qualification.

2.1.2. Principe de mesure

L'équipement RS Omnimap de Promérix permet de mesurer avant et après le polissage l'épaisseur de cuivre de la plaque. L'épaisseur de la couche métallique est calculée à partir la résistivité de son dépôt et de sa résistivité surfacique R_s . Cette dernière est mesurée par la méthode des quatre pointes dont le principe de mesure est schématisé dans la Figure 2-2.

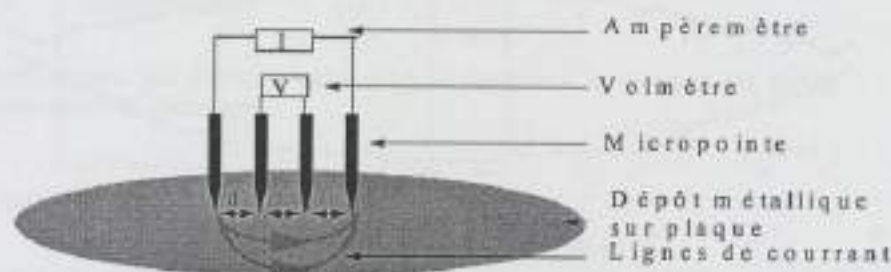


Figure 2-2 Schéma de principe de la méthode de quatre pointes.

Elle consiste à injecter un courant I sur les contacts extérieurs et à mesurer la tension U aux bornes des deux autres contacts. La résistivité surfacique R_s de la couche métallique est alors donnée par la formule de l'Équation 2-2. L'épaisseur de cette couche est ainsi déduite avec l'Équation 2-3.

Équation 2-2

$$R_s = \left(\frac{\pi}{\ln 2} \right) \frac{U}{I}$$

R_s : Résistivité surfacique (Ω)
 U : Tension (V)
 I : Courant (A)

Équation 2-3

$$e = \frac{\rho}{R_s}$$

e : Épaisseur du dépôt métallique (μm)
 ρ : Résistivité de la couche métallique ($\Omega \cdot \mu\text{m}$)
 R_s : Résistivité surfacique (Ω)

2.1.3. Résultats

Les mesures de l'épaisseur du cuivre sur la plaque de qualification sont effectuées avant et après le polissage. Ces deux résultats sont soustraits afin d'obtenir la vitesse d'enlèvement du cuivre dont les trois profils sont indiqués dans la Figure 2-3. Nous pouvons obtenir deux types de profils (Figure 2-4) selon la pression, la vitesse de rotation, l'épaisseur de l'abrasif sous la plaque.

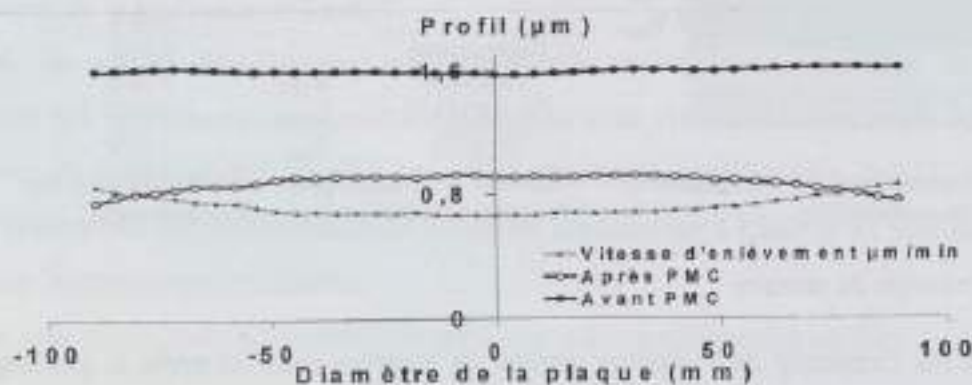


Figure 2-3 Profils du dépôt cuivre (avant et après le polissage) et de la vitesse d'enlèvement.

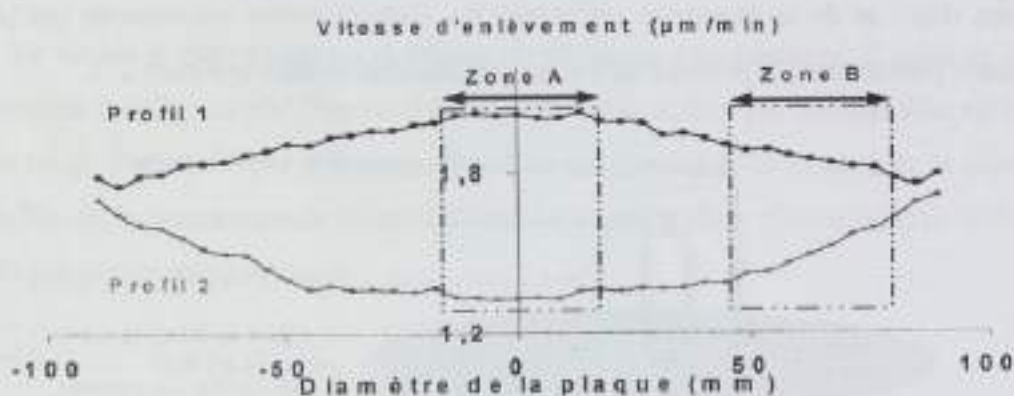


Figure 2-4 Type de profil des vitesses d'enlèvement sur tout le diamètre de la plaque.

D'après les profils de la Figure 2-4, la vitesse d'enlèvement RR est calculée de deux façons :

- la RR dite « moyenne ». Elle est calculée en moyennant tous les points de la courbe,
- la RR dite « centrale ». Elle est obtenue en moyennant que les points de la zone A de la Figure 2-4. Cela permet de s'abstenir de la non uniformité du profil de polissage.

De plus d'après ces profils, nous pouvons calculer la déviation standard, STD (en %) qui correspond à la différence entre les valeurs maximales et minimales du profil de la vitesse d'enlèvement, et divisée par sa valeur moyenne. Tandis que la non-uniformité du polissage, ou N.U. (en %) est la différence entre la valeur moyenne des points de la Zone A et B (Figure 2-4) divisée par la valeur de la vitesse d'enlèvement « centrale ». La non uniformité ou la déviation standard sera dite positive lorsque le profil est convexe (Profil 1 de la Figure 2-4), et négative quand il est concave (Profil 2 de la Figure 2-4).

2.2. Caractérisations des topographies des lignes d'interconnexion

2.2.1. Equipement de mesure

Les topographies à la surface des lignes d'interconnexion damascène avant et après polissage sont caractérisées avec un profilomètre à haute résolution nommé HRP 220 de KLA Tencor (High Resolution Profilometre). Son principe de mesure est décrit dans l'Annexe B.

Cette méthode de caractérisation rapide, non destructive et à haute résolution ($x=0,1\mu\text{m}$, $y=0,01\mu\text{m}$) permet d'obtenir en deux dimensions la topographie de la surface des plaques (Figure 2-6). La topographie, la rugosité de la surface de la plaque avant et après le polissage sont ainsi caractérisées.



Figure 2-6 Profil obtenu par le profilomètre à haute résolution au-dessus des lignes d'interconnexion avant le polissage.

2.2.2. Masque d'étude H10PMCI A

Un masque d'étude a été conçu de façon à pouvoir caractériser l'influence du PMC sur les topographies à la surface des interconnexions, et les performances électriques et la fiabilité en fonction de la largeur des lignes et la densité des réseaux. Pour cela, des structures spécifiques ont été réalisées en tenant compte des points suivants :

- des dimensions de longueur typique d'aplanissement,
- des densités des réseaux de lignes variant de 0% à 90% et des largeurs des lignes cuivre de $0,2\mu\text{m}$ à 1mm ,
- des espaces de diélectrique suffisants afin de préserver une référence non érodée,
- de la largeur et longueur des réseaux.

Le réticule (Figure 2-7) comporte deux parties principales détaillées dans l'Annexe A. Tout d'abord, une première partie est constituée de structures conçues pour caractériser des topographies en fonction des densités et largeur des lignes des réseaux (Figure 2-7-A-B-C). Elle sera couramment utilisée afin de vérifier expérimentalement les modélisations des

opérations de polissage proposées, et afin d'étudier l'influence de la densité des inserts (Figure 2-7-D) sur l'érosion des réseaux.

Ensuite, une seconde partie comprend des structures conçues afin de mesurer les performances électriques (Figure 2-7-E) et l'électromigration (Figure 2-7-F) en fonction de la largeur des lignes et la densité des réseaux de ligne cuivre.

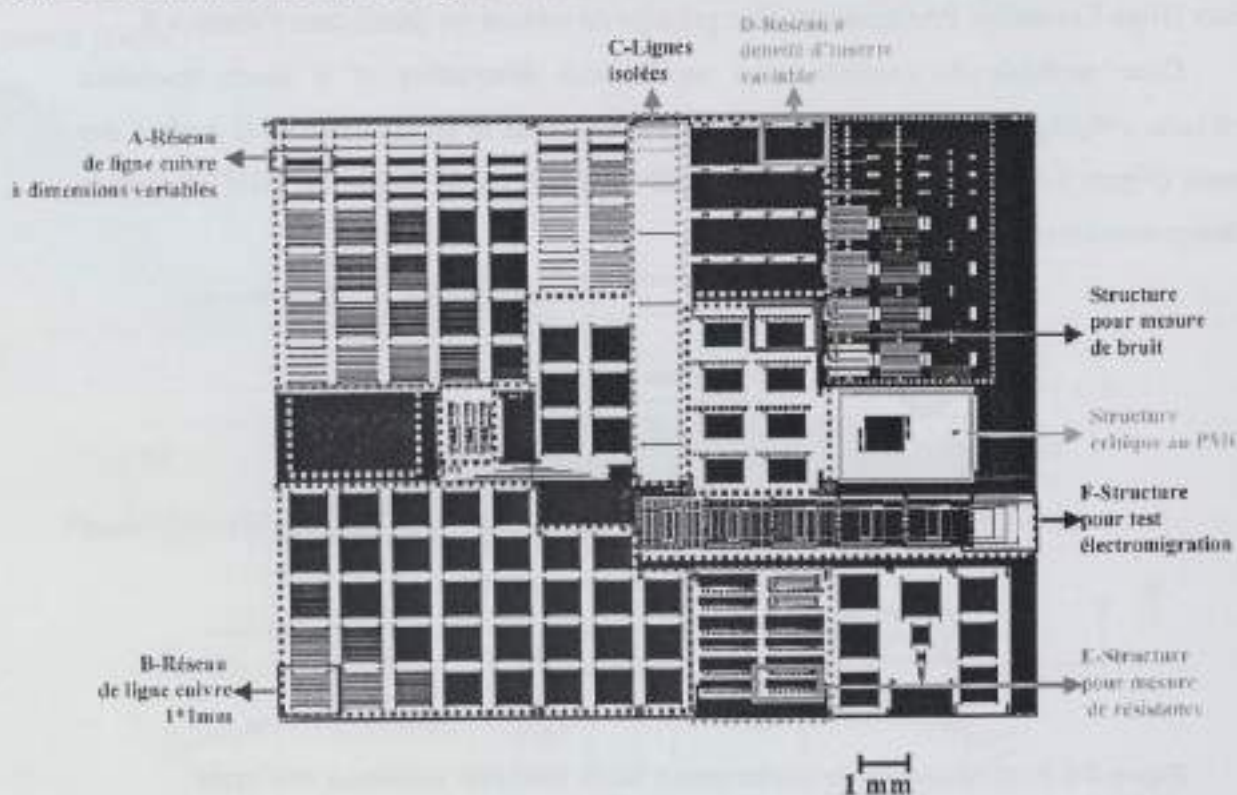


Figure 2-7-Détail du masque d'étude H10PCM1A.

3. Opérations de polissage des lignes d'interconnexion cuivre

Le polissage des lignes d'interconnexion d'architecture damascène nécessite trois opérations distinctes et successives. Elles sont l'étape d'aplanissement (Figure 3-1-1), de révélation (Figure 3-1-2) et d'isolation des interconnexions (Figure 3-1-3). Chacune d'elle a un rôle essentiel et s'effectue sur un plateau spécifique.

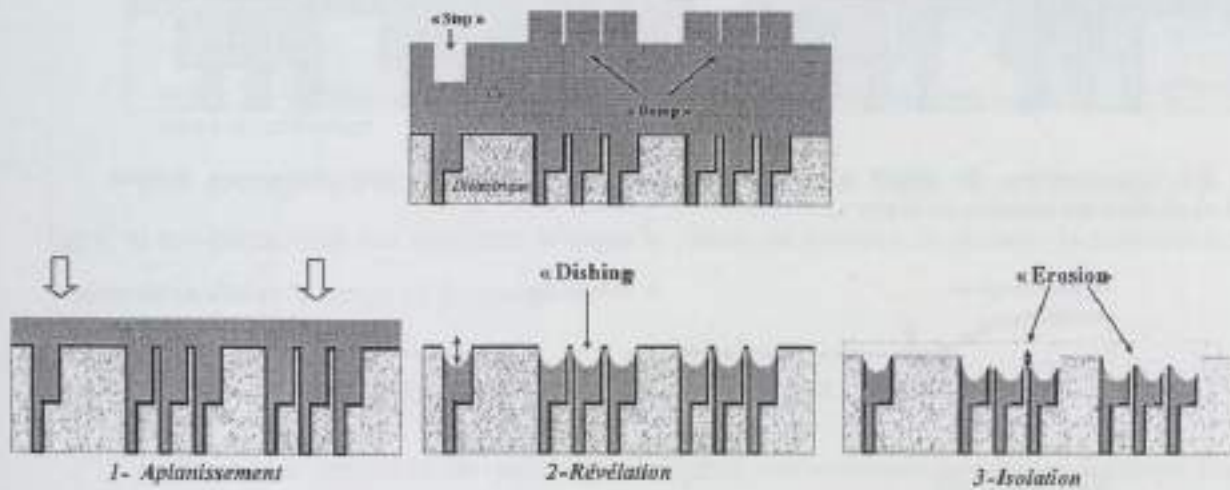


Figure 3-1 Détail des trois opérations effectuées par PMC et topographies avant et après polissage.

3.1. Opération d'aplanissement de la surface du cuivre électrolytique

La première opération de polissage s'effectue sur le premier plateau à temps fixe. L'abrasif utilisé pour cette opération est le ICue 5003 de Cabot, dont la vitesse d'enlèvement est élevée pour le cuivre, et basse pour les autres matériaux (Annexe G). Cette opération consiste à aplanir la couche de cuivre déposée par électrolyse.

En effet, à l'échelle macroscopique, ce dépôt de cuivre présente une non uniformité sur toute la surface de la plaque comme l'indique la Figure 3-2. Ce sur-dépôt en bord de plaque provient de la distribution du courant non uniformément répartie sur la plaque au cours de l'électrolyse.

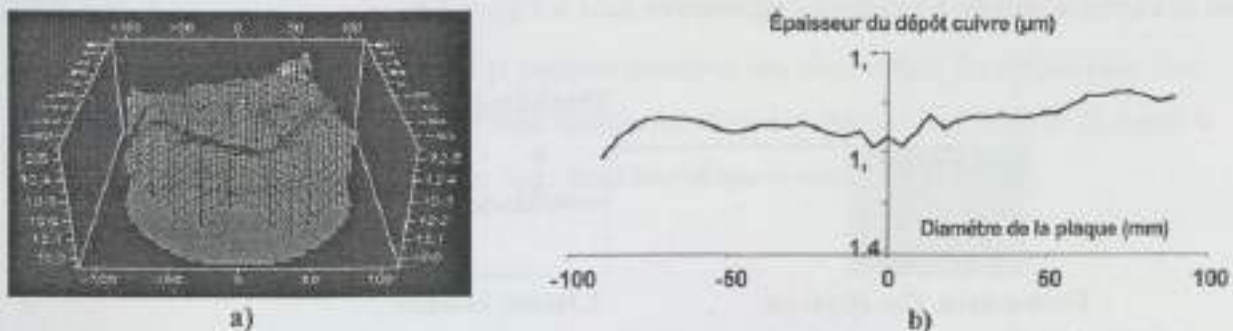


Figure 3-2 Profil du dépôt cuivre électrolytique avant le polissage présentant une non uniformité sur toute le diamètre de la plaque a)-en 2D et b)-en 1D.

A l'échelle microscopique, des topographies sont laissées par le dépôt cuivre électrolytique au-dessus des interconnexions. Elles sont constituées en partie de « marche »,

nommée l'effet « step » (Figure 3-3 et Figure 3-4), et d'une sur-croissance du cuivre nommée l'effet « bump » (Figure 3-3 et Figure 3-4). Ces deux types de topographie seront détaillés dans le prochain chapitre.

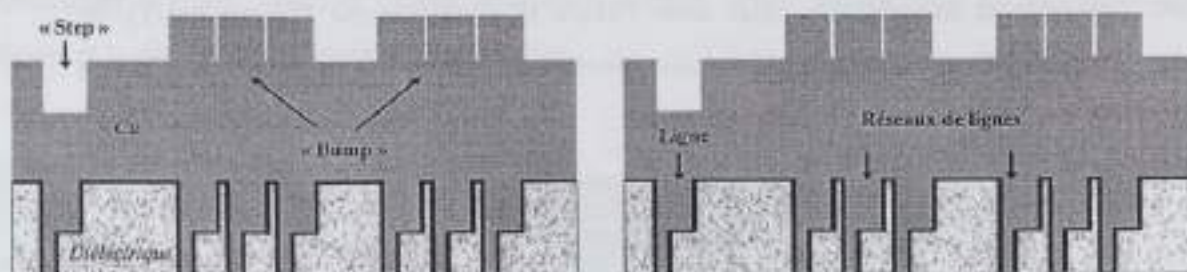


Figure 3-3 Topographies du dépôt cuivre électrolytique au dessus des interconnexions isolées (« step ») et dans les réseaux (« bump »).

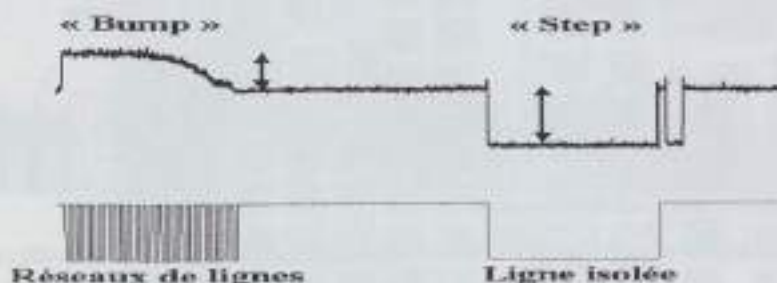


Figure 3-4 Profil en 2D des topographies avant polissage par profilométrie.

Cette opération d'aplanissement consiste à diminuer la non uniformité en bord de plaque, et à effacer les topographies « step » et « bump » du dépôt électrolytique (Figure 3-1 (1)).

3.2. Opération de révélation des lignes d'interconnexion en cuivre

La seconde opération de polissage s'effectue sur le second plateau, avec le système de fin de détection de polissage EDP. L'abrasif utilisé est le même qu'à opération d'aplanissement. Elle consiste, à révéler les interconnexions en polissant l'excès de cuivre restant, jusqu'à la couche de TaN (Figure 3-1-2). Elle reste la plus critique en terme de topographie créée dans les lignes de cuivre et nommée « dishing » représentée dans la Figure 3-5.

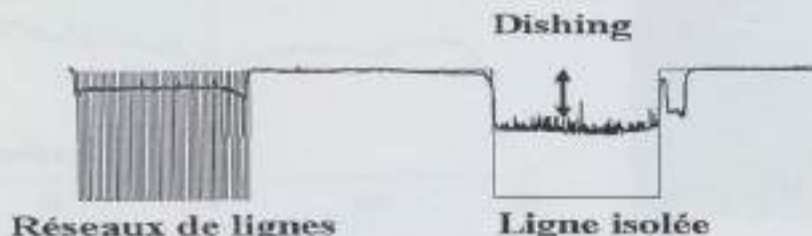


Figure 3-5 Topographie « dishing » par profilométrie générée durant la seconde opération de révélation des interconnexions.

Du fait de la non uniformité du dépôt cuivre électrolytique et du PMC, les interconnexions ne sont pas révélées toutes en même temps (Figure 3-6). Certaines lignes sont plus longtemps polies, elles se retrouvent donc plus creusées par le « dishing ».

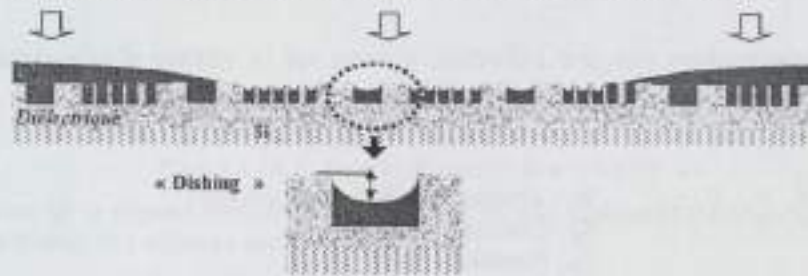


Figure 3-6 Variation topographique créée par la non uniformité du dépôt cuivre au cours du polissage.

Le « dishing » est directement lié aux dimensions des interconnexions (la largeur de la ligne) et aux paramètres des machines tels que la vitesse de rotation du plateau, la pression et la vitesse de la tête et le temps de polissage.

3.3. Opération d'isolation des lignes d'interconnexion en cuivre

La troisième opération de polissage s'effectue sur le troisième plateau à temps fixe. L'abrasif utilisé pour cette opération est le iCue 5220 de Cabot, dont sa vitesse d'enlèvement est très élevée pour l'oxyde et le TaN, et très basse pour cuivre (Annexe G). L'opération consiste à isoler des lignes de cuivre entre elles. Pour cela, la couche de TaN et une faible épaisseur du diélectrique sont enlevées par PMC (Figure 3-1-3). Cette opération est critique en terme d'érosion dans les réseaux (Figure 3-7) qui apparaît durant le polissage du diélectrique.

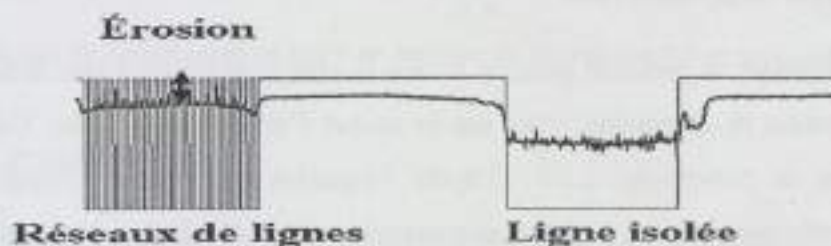


Figure 3-7 Topographie « érosion » par profilométrie générée par la troisième opération d'isolation des interconnexions.

L'érosion est liée en partie à la surconsommation des fines lignes de diélectrique dans les réseaux de lignes cuivre. Elle est donc directement liée à la densité des réseaux de ligne, à la largeur des lignes et aux paramètres de la machine tel que le temps de polissage.

4. Influence des paramètres de la relation de Preston sur la vitesse d'enlèvement du cuivre et sa non uniformité

Certains consommables ont une influence directe sur la vitesse d'enlèvement, V_A , car leurs paramètres sont pris en compte dans l'équation de Preston (Équation 4-1).

Équation 4-1 $V_A = K_p \cdot P_o \cdot V$

V_A : Vitesse d'enlèvement ($\mu\text{m}/\text{min}$)
 K_p : Constante de Preston
 P_o : Pression (Pa)
 V : Vitesse relative au point P de la plaque ($\mu\text{m}/\text{min}$)

La pression de la membrane et celle de la chambre à air correspondent à la pression totale, P_o . La vitesse relative V est définie par la vitesse de rotation du plateau, de la tête et la trajectoire de la plaque sur le tissu. Le drainage par les rainures, et les pores du tissu de polissage, l'épaisseur de la couche d'abrasif circulant entre la plaque et le tissu de polissage, la composition du liquide et des particules de l'abrasif et la température du tissu de polissage au cours des frictions sont tous intégrés dans la constante de Preston.

Dans ce paragraphe, toutes les expériences de polissage ont été effectuées avec des plaques de qualification sur lesquelles la vitesse d'enlèvement, et la non uniformité ont été caractérisées.

4.1. Pression

4.1.1. Pression de la membrane

Durant le polissage, la pression exercée P_o sur la plaque provient d'une flexion de la membrane par une action de dépression, créée par un circuit d'air interne à la tête. Cette partie a été détaillée dans le paragraphe 1.2.1. D'après l'équation de Preston (Équation 4-1), l'application d'une telle pression sur la plaque augmente la vitesse d'enlèvement du cuivre. Des plaques de qualification ont été polies durant 60s en exerçant sur chacune d'elles différentes pressions P_o . Les résultats des calculs des vitesses d'enlèvement et de leur non uniformité pour chaque pression sont détaillés dans la Figure 4-1.

Ces courbes expérimentales vérifient l'augmentation de la vitesse d'enlèvement V_A avec la pression de la membrane P_o . De plus, l'augmentation de la pression dégrade l'uniformité de la vitesse d'enlèvement (Figure 4-1). En effet, l'épaisseur de la couche de l'abrasif, entre la plaque et le tissu de polissage, est diminuée sous la pression P_o . Cela entraîne une mauvaise répartition de l'abrasif à la surface du cuivre ; ce qui est traduit par une dégradation de la non-uniformité de la vitesse d'enlèvement du cuivre en fonction de la pression exercée (Figure 4-1).

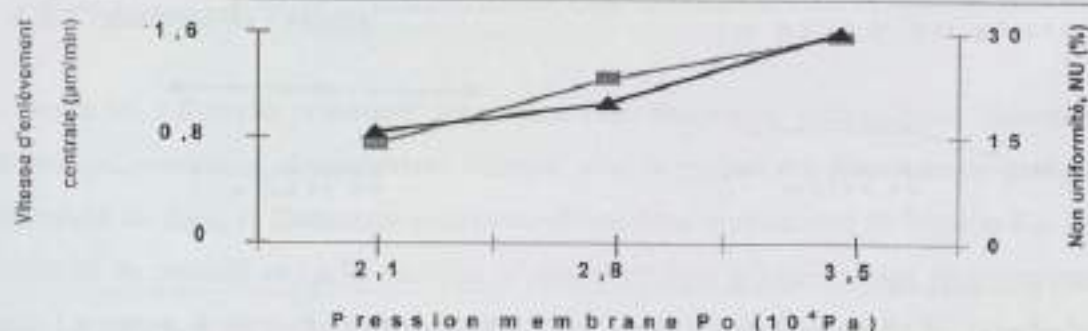


Figure 4-1 Evolution de la vitesse d'enlèvement, V_A , et de sa non uniformité (NU) en fonction de la pression P_0 de la membrane exercée sur la plaque.

Durant cette expérience, la vitesse de rotation du plateau, la vitesse et la trajectoire de la tête sont maintenues constantes, donc la vitesse relative moyenne V l'est également. L'augmentation du produit $K_p \cdot V$ en fonction de la pression P_0 , (Figure 4-2) est donc attribuée à la variation de la constante de Preston K_p .

Cette augmentation est due à l'échauffement du tissu de polissage engendré par la friction entre la surface du cuivre et le tissu de polissage. Cette augmentation de température accélère l'action chimique de l'abrasif.

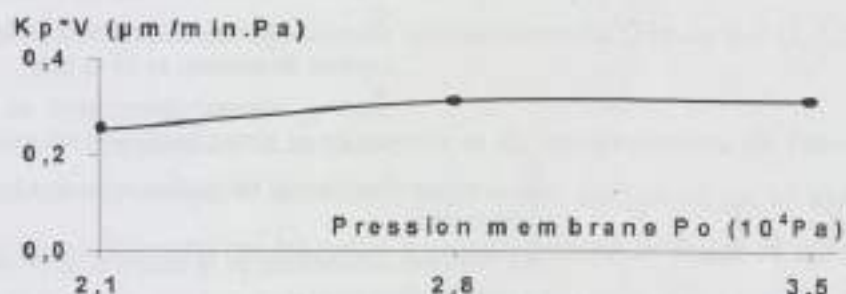


Figure 4-2 Evolution de l'expression de $K_p \cdot V$ en fonction de la pression P_0 de la membrane exercée sur la plaque.

4.1.2. Pression locale

Une pression locale en bord de plaque est appliquée par la chambre à air ou « inner tube », située sur le pourtour de la tête, et qui a été détaillée dans la partie 1.2.1.

Des plaques de qualification ont été polies durant 60s et en exerçant sur chacune d'elles, différentes pressions sur l'« inner tube », et pour deux vitesses de rotation du plateau. Les résultats des calculs de la non uniformité de la vitesse d'enlèvement sont détaillés dans la Figure 4-3, en fonction de la pression.

La pression de la membrane est maintenue à $2,76 \cdot 10^4$ Pa durant les expériences. Ainsi, c'est uniquement l'augmentation de la pression de l'« inner tube » qui exerce un sur-polissage en bord de plaque. Cela dégrade le profil de la vitesse d'enlèvement du cuivre sur toute la surface de la plaque, et par conséquent la non uniformité.

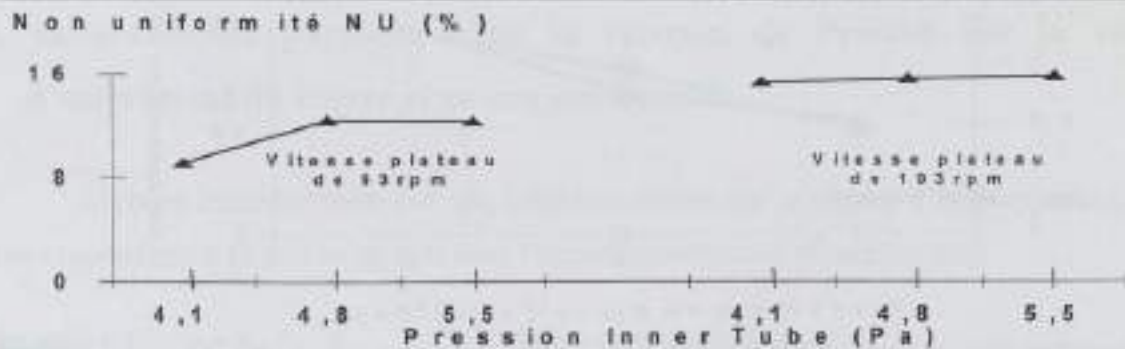


Figure 4-3 Evolution de la non uniformité en fonction de la pression de la chambre à air ou « Inner-tube » pour deux vitesses plateaux différentes.

4.2. Vitesse relative

L'expression vectorielle de la vitesse relative \vec{V} en un point P de la plaque est donnée par l'Équation 4-2 et l'Équation 4-3. Les paramètres sont détaillés dans la Figure 4-4.

Équation 4-2
$$\vec{V} = \omega_{plateau} \vec{R}_{oc} + (\omega_{plateau} - \omega_{tête}) \vec{R}_{cp}$$

\vec{V} : Vecteur vitesse relative
 $\omega_{plateau}$: Vecteur vitesse de rotation du plateau
 $\omega_{tête}$: Vecteur vitesse de rotation de la tête
 \vec{R}_{oc} : Vecteur directionnel de la distance entre les centres du plateau et de la tête
 \vec{R}_{cp} : Vecteur directionnel de la distance entre le centre de la tête et au point P de la plaque

Équation 4-3
$$\vec{R}_{op} = \vec{R}_{oc} + \vec{R}_{cp}$$

\vec{R}_{oc} : Vecteur directionnel de la distance entre les centres du plateau et de la tête
 \vec{R}_{cp} : Vecteur directionnel de la distance entre le centre de la tête et au point P de la plaque
 \vec{R}_{op} : Vecteur directionnel de la distance entre le centre du plateau et au point P de la plaque

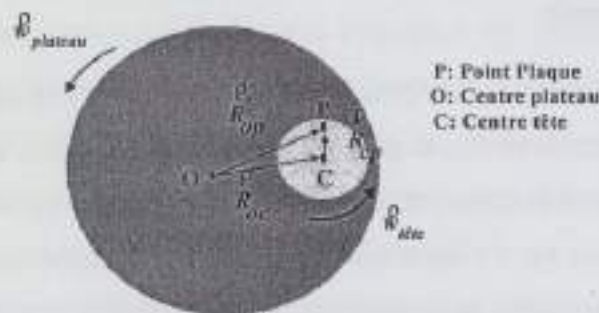


Figure 4-4 Vecteurs directionnels \vec{V} constituant le vecteur de la vitesse d'enlèvement au point P de la plaque sur le tissu de polissage.

La vitesse relative est directement liée au chemin parcouru par la plaque sur le tissu, et les vitesses de rotation du plateau et de la tête. L'homogénéité de cette vitesse en tout point de la plaque est garantie par le mouvement relatif de la tête, donc de la plaque, par rapport au plateau. Ce mouvement est constitué simultanément d'un mouvement de rotation de la tête sur elle-même et d'un balayage sur la totalité de la surface du plateau.

4.3. Constante de Preston

Toutes les influences provenant des phénomènes chimiques, hydrauliques, thermiques, de la tribologie, comme la circulation de l'abrasif sous la plaque, les diamètres de particules, la température du tissu, le frottement sont rassemblées dans la constante de Preston K_p . Ainsi la complexité du procédé se cache derrière ce paramètre dont la signification physique reste très vague. La nature éminemment phénoménologique de la loi de Preston est ici mise en valeur. En particulier, la circulation, le renouvellement, l'épaisseur du film d'abrasif sous la plaque, la température du tissu de polissage et le coefficient de frottement, ont tous un impact direct sur la vitesse d'enlèvement ainsi que sa non uniformité, au travers de la constante K_p .

4.3.1. Circulation et renouvellement de l'abrasif

La circulation et le renouvellement de l'abrasif sous la plaque, au cours du polissage, sont assurés respectivement par les pores et par les rainures du tissu (Figure 1-6 (I.2.2)). Ces pores maintiennent l'abrasif en quantité suffisante à l'interface plaque et tissu de polissage. Les rainures concentriques drainent l'abrasif entre la plaque et le tissu. Mais l'usure du tissu de polissage et du disque diamanté du système de conditionnement (Figure 1-9 (I.2.2)) diminue ces actions.

L'influence de la réduction de la circulation et du renouvellement de l'abrasif sous la plaque, sur les valeurs des vitesses d'enlèvement et de sa non uniformité, est ici analysée. Pour cela, des plaques de qualification ont été polies à pression, temps et vitesse relative identiques et tout au long de la durée de vie du disque diamanté et du tissu de polissage. Les valeurs expérimentales sont tracées sur la Figure 4-5 et la Figure 4-6, et pour deux durées de vie du disque diamanté ($a=12h$ et $b=14h$ de polissage) et du tissu de polissage ($a=628h$ et $b=799h$ de polissage). Le début d'une durée de vie correspond au changement du tissu de polissage et du disque diamanté.

En effet, un avivage est effectué avec un disque diamanté sur le tissu. Cet avivage permet de nettoyer les pores du tissu, au cours du polissage, de façon à assurer la circulation de l'abrasif sous la plaque. Mais au cours du temps, les éclats de diamants du système de conditionnement s'arrondissent et une pellicule résiduelle (abrasif, oxydation, cuivre) se dépose sur la matrice. Ceci diminue l'efficacité de l'avivage du tissu et par conséquent laisse des pores bouchés. Ainsi la circulation et la répartition de l'abrasif sous la plaque ne sont plus assurées. Cette usure du disque diamanté entraîne respectivement, au cours de deux durées de vie, une baisse de la vitesse d'enlèvement, et une augmentation de sa non uniformité (Figure 4-5-a et -b). La pression, et les vitesses de rotation sont maintenues constantes au long de ces

expériences, donc la variation de la vitesse d'enlèvement provient du produit Kp^*V (Figure 4-6-a et -b).

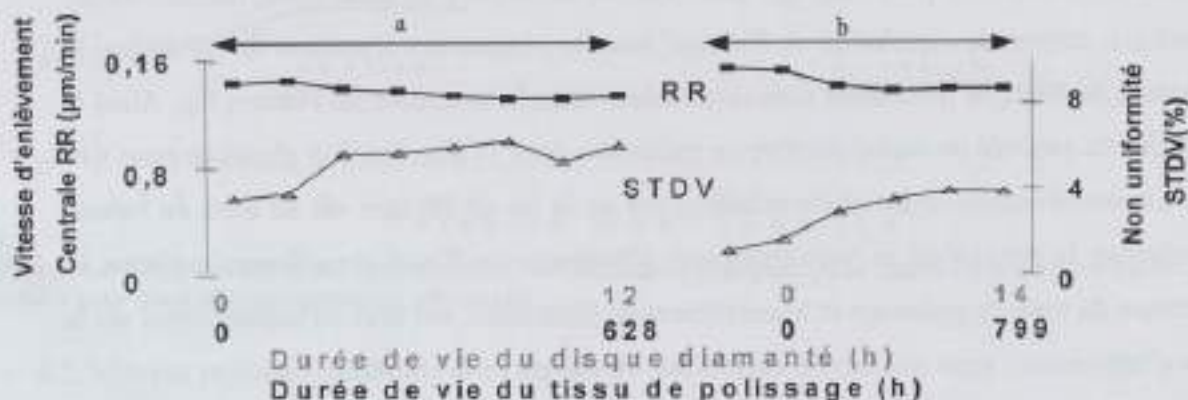


Figure 4-5 Evolution de la vitesse d'enlèvement et de sa non-uniformité ($2,76 \cdot 10^4$ Pa) en fonction de deux durées de vie (a et b) du disque diamanté et du tissu.

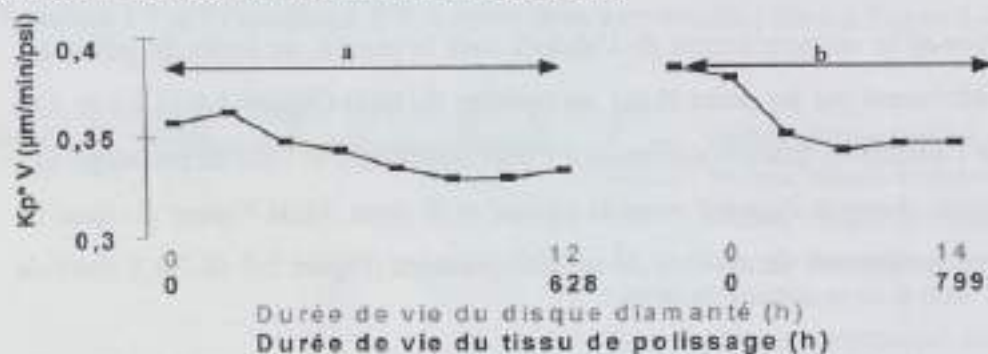


Figure 4-6 Evolution de l'expression Kp^*V ($2,76 \cdot 10^4$ Pa) fonction des deux durées de vie (a et b) du disque diamanté et du tissu.

De plus, durant l'avivage du tissu, le disque diamanté consomme le tissu à raison de $2.5 \mu\text{m}$ par heure. La profondeur H_r (Figure 1-6, pp :21), des rainures est donc diminuée au cours du temps (Figure 4-7). Cela réduit le renouvellement uniforme de l'abrasif sous la plaque. Ceci est traduit par la baisse de la vitesse d'enlèvement, donc du produit Kp^*V (Figure 4-6), et une augmentation de la non uniformité (Figure 4-5).

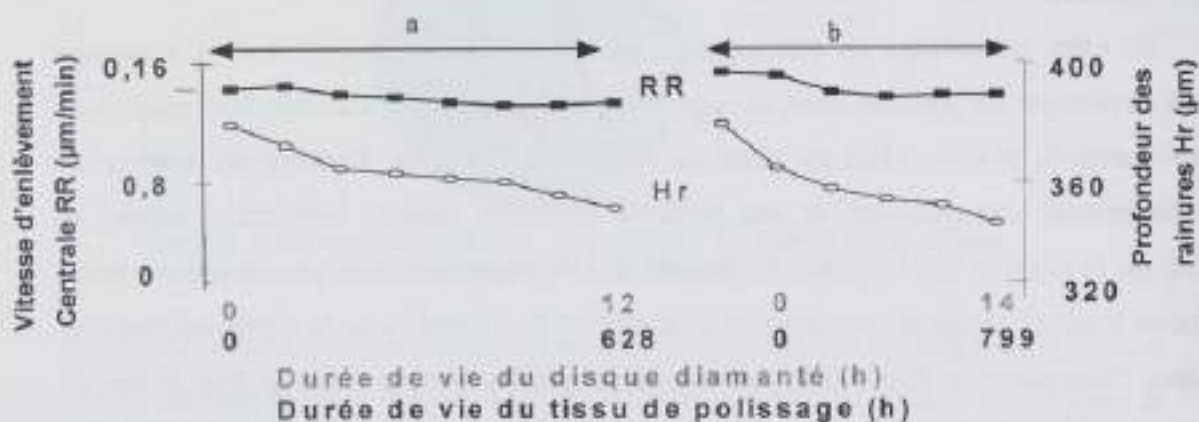


Figure 4-7 Evolution de la vitesse d'enlèvement et la profondeur des rainures du tissu en fonction des deux durées de vie (a et b) du disque diamanté et du tissu.

L'usure du disque diamanté et celle du tissu diminue respectivement la circulation et le renouvellement de l'abrasif à l'interface plaque-tissu. Les conséquences sont telles que la vitesse d'enlèvement diminue ainsi que le produit $Kp \cdot V$, et la non uniformité augmente.

4.3.2. Epaisseur limite de l'abrasif

L'épaisseur de la couche d'abrasif entre la plaque et le tissu de polissage est assurée par la quantité d'abrasif distribuée, la position de son jet sur le plateau (Figure 4-8), et la profondeur des rainures du tissu de polissage H_r (Figure 1-6, pp21).



Figure 4-8 Différentes positions du système de distribution de l'abrasif.

Dans la littérature, W.Yu [7] souligne, au travers de simulations, l'influence de l'épaisseur du film d'abrasif située à l'interface plaque-tissu sur le procédé. M.Steigerwald [8] montre clairement que l'épaisseur limite est liée à la viscosité du fluide, à sa densité, à sa vitesse maximum et à la longueur du jet. Il existe donc une épaisseur de la couche d'abrasif optimale à faire circuler sous la plaque.

Afin de vérifier l'influence de l'épaisseur de cette couche d'abrasif sur la vitesse d'enlèvement et la non uniformité, les paramètres tels que la quantité d'abrasif distribuée, la position de son jet sur le plateau, et la profondeur des rainures du tissu de polissage H_r seront modifiés au cours de trois expériences.

Tout d'abord, des plaques de qualification ont été polies pour quatre positions du système de distribution de l'abrasif sur le tissu de polissage comme l'indique la Figure 4-8. Le débit de l'abrasif est fixé à 200ml/min. Les résultats expérimentaux [9] de la vitesse d'enlèvement et de sa non uniformité, obtenues pour ces positions, sont récapitulés respectivement dans les Figure 4-9 et Figure 4-10.

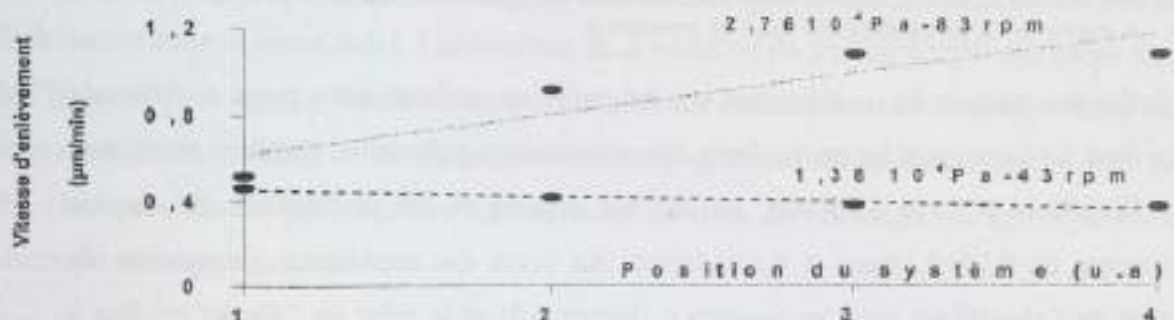


Figure 4-9 Vitesse d'enlèvement en fonction de la position du système de distribution de l'abrasif pour les procédés $1,38 \cdot 10^4$ Pa-43rpm et $2,76 \cdot 10^4$ Pa-83rpm avec un débit de 200ml/min.

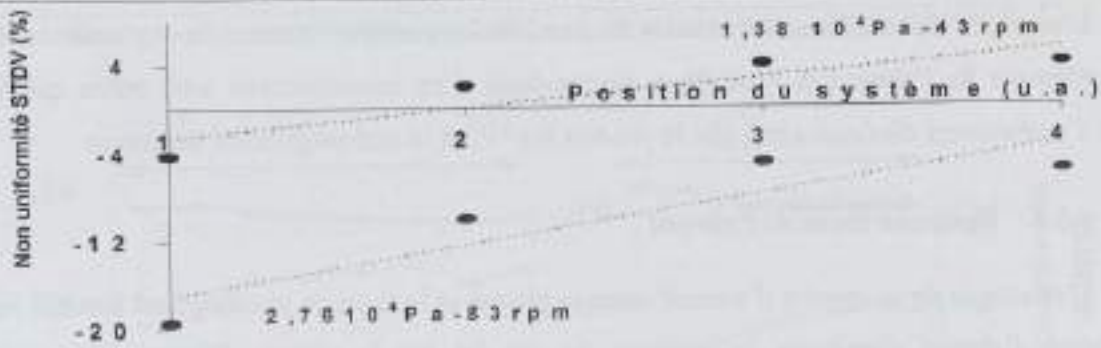


Figure 4-10 Non uniformité en fonction de la position du système de distribution de l'abrasif pour les procédés $1,38 \cdot 10^4$ Pa -43rpm et $2,76 \cdot 10^4$ Pa -83rpm avec un débit de 200ml/min.

Puis des plaques de qualification ont été polies en distribuant différents débits d'abrasif sur le tissu de polissage. Le système de distribution de l'abrasif est situé en position 4 (Figure 4-8). Les résultats ^[9] expérimentaux de la vitesse d'enlèvement et de la non uniformité obtenues en fonction de ces débits sont récapitulés respectivement dans les Figure 4-11 et Figure 4-12.

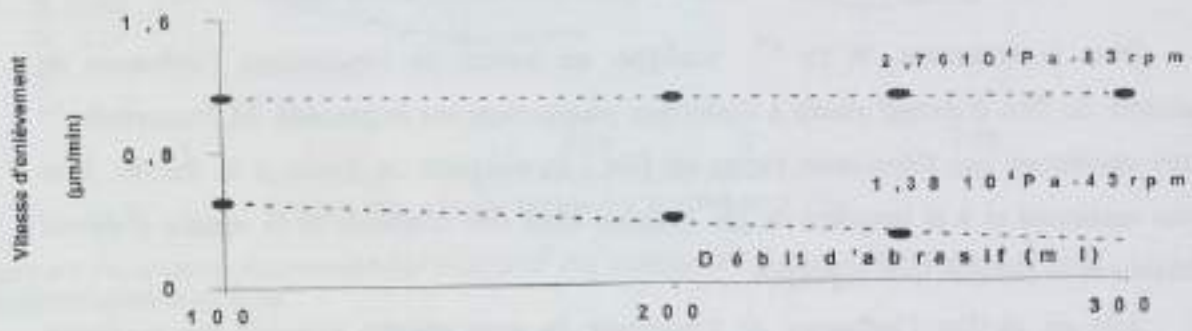


Figure 4-11 Vitesse d'enlèvement, en fonction du débit l'abrasif pour les procédés $1,38 \cdot 10^4$ Pa -43rpm et $2,76 \cdot 10^4$ Pa -83rpm. Le système de distribution est situé en position 4.

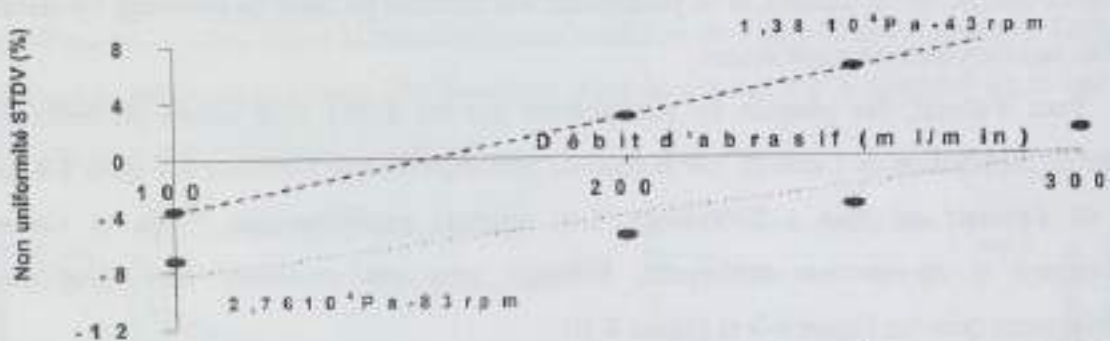


Figure 4-12 Non uniformité en fonction du débit d'abrasif pour les procédés $1,38 \cdot 10^4$ Pa -43rpm et $2,76 \cdot 10^4$ Pa -83rpm. Le système de distribution est situé en position 4.

Enfin des plaques de qualification ont été polies en utilisant deux types de tissus de polissage dont les largeurs et les profondeurs des rainures sont différentes. Ces deux tissus sont nommés IC1000 et IC1010 de Rodel. Ils ont des largeurs et des profondeurs de rainures respectivement de 0,25x0,38mm et 0,5x0,76mm. Au cours des expériences, le système de distribution de l'abrasif est situé en position 4 (Figure 4-8) et le débit de l'abrasif est fixé à

200ml/min. Les résultats ^[10] expérimentaux de la non uniformité obtenues pour ces deux tissus sont récapitulés sur la Figure 4-13.

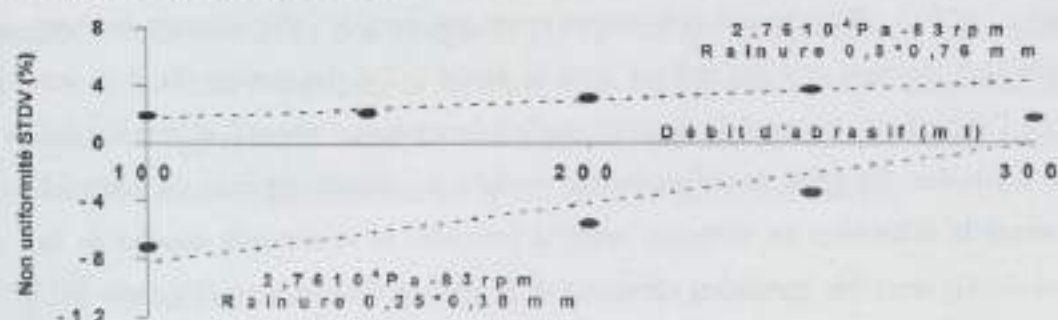


Figure 4-13 Non uniformité en fonction du débit d'abrasif pour les tissus IC1000 (rainures de $0,25 \cdot 0,38 \text{ mm}$) et IC1010 (rainures de $0,5 \cdot 0,76 \text{ mm}$) à $2,76 \cdot 10^4 \text{ Pa}$ - 83rpm en position 4.

Une épaisseur de film d'abrasif inférieure ou supérieure à une valeur optimale entraîne un basculement du signe de la valeur de la non-uniformité de la vitesse d'enlèvement. En effet, la non-uniformité de la couche de cuivre polie bascule d'une forme concave vers une forme convexe (Figure 2-4) en fonction de la position du jet et de la quantité d'abrasif versée. Une non uniformité optimale donc nulle correspond à une quantité et à une position données afin d'obtenir l'épaisseur limite de l'abrasif.

De plus les dimensions des rainures du tissu favorisent le drainage de l'abrasif. Ainsi, des rainures plus larges et plus profondes améliorent la circulation de l'abrasif sous la plaque, ce qui nécessite un débit moins important afin d'atteindre l'épaisseur optimale.

4.3.3. Coefficient de frottement et échauffement du tissu

Durant le polissage, la friction entre la plaque et le tissu de polissage augmente avec la pression exercée sur la plaque et la température du tissu de polissage. En effet, K. Wijekoon ^[11] a caractérisé l'influence de la vitesse de rotation et de la pression sur la température du tissu. Il constate que la température croît avec l'augmentation de la vitesse relative et de la pression. Quantitativement, à vitesse relative constante et avec une rotation plateau de 93rpm, la température augmente de $4,4 \text{ }^\circ\text{C}$ en passant de $1,38$ à $2,76 \cdot 10^4 \text{ Pa}$ et de $8,3 \text{ }^\circ\text{C}$ de $2,76$ à $4,14 \cdot 10^4 \text{ Pa}$ au bout de 60s de polissage.

L'influence de la pression par conséquent de la température, sur la vitesse d'enlèvement est déjà étudiée dans la partie 4-1-1. Les résultats de la variation du produit $K_p \cdot V$ sont tracés dans la Figure 4-2. La vitesse d'enlèvement étant maintenue constante, nous observons donc une augmentation de la valeur de la constante de Preston avec la pression variant de $2,01$ à $3,45 \cdot 10^4 \text{ Pa}$. Cela provient en partie de cet échauffement du tissu de polissage qui active la partie chimique de l'abrasif.

4.3.4. Influence du pH et de la taille des particules de l'abrasif

L'abrasif iCue5003 nécessite une préparation avant son emploi : elle consiste à diluer l'abrasif avec du H_2O_2 comme cela est indiqué dans la partie 1-2-3. Le dosage du H_2O_2 fait fluctuer le pH de l'abrasif, ce qui modifie la concentration ionique de l'abrasif, et la taille des agglomérats de particules. En effet, la valeur du pH modifie les signes opposés du potentiel zêta (défini comme la différence de potentiel entre la première et la seconde couche de la solution (Figure 4-14)) entre les particules abrasives et la surface du matériau (Figure 4-14). Ainsi, l'augmentation du pH, augmente la taille des agglomérats de particules^[12] (Figure 4-15 et Figure 4-16).

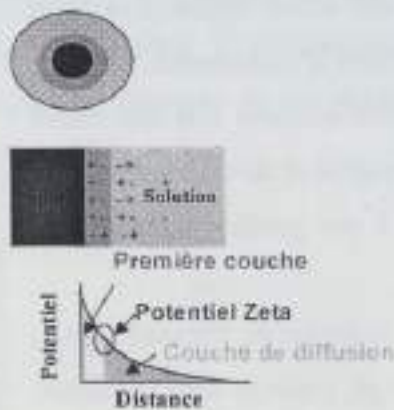


Figure 4-14 Schéma d'une particule abrasive en solution, et du potentiel Zêta.

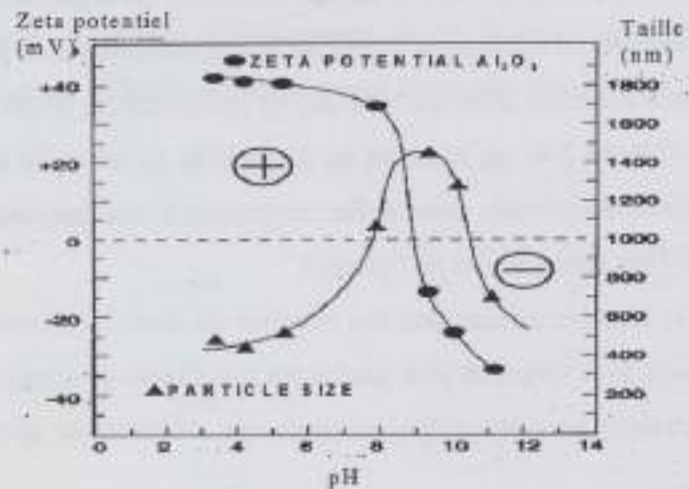


Figure 4-15 Evolution du potentiel Zêta et la taille agglomérats de particules en fonction du pH de l'abrasif.



Figure 4-16 Particules d'alumine et agglomérat contenues dans l'abrasif-MEB

L'influence du pH et de la densité de particules abrasives, sur la vitesse d'enlèvement est vérifiée expérimentalement. Pour cela, des prélèvements de l'abrasif ont été effectués durant plusieurs mois afin d'être analysés. A chaque prélèvement, le résultat de la vitesse d'enlèvement du jour a été répertorié. Ainsi, grâce à ces échantillons d'abrasif analysés, la variation de la vitesse d'enlèvement en fonction du pH, et les valeurs moyennes de la vitesse d'enlèvement en fonction de la densité des particules ont pu être tracées sur la Figure 4-17 et la Figure 4-18.

Sur la Figure 4-17, la variation de la vitesse d'enlèvement correspond à la différence entre la vitesse d'enlèvement en début et la fin de vie des consommables (tissu et disque diamanté). Nous constatons que lorsque le pH de l'abrasif s'approche du point isoélectrique (pH=9 pour les billes d'alumine), la variation de la vitesse d'enlèvement augmente, du fait de la formation d'agglomérats. Ainsi, la fluctuation du pH de l'abrasif provenant du dosage de H_2O_2 dans le iCue5003, entraîne une instabilité de la vitesse d'enlèvement.

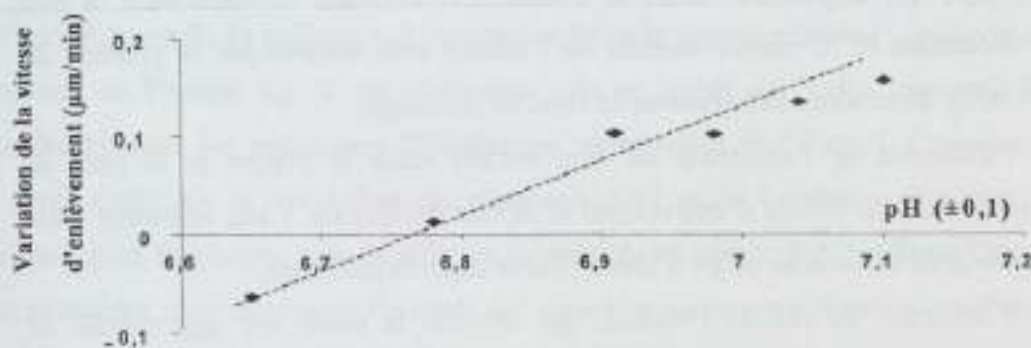


Figure 4-17 Variation de la vitesse d'enlèvement en début et fin de vie des consommables en fonction du pH de l'abrasif.



Figure 4-18 Vitesse d'enlèvement moyennée (au bout de 100h de polissage) en fonction de la densité des particules abrasives dans le iCue5003.

Quant à la Figure 4-18, elle met en valeur une augmentation de la vitesse d'enlèvement avec la densité des particules d'alumine présentes dans l'abrasif. Le rôle des particules dans l'abrasif est d'enlever mécaniquement la matière au cours du polissage, donc plus elles sont nombreuses, plus l'enlèvement de matière est important.

4.4. Influence des paramètres de la relation de Preston sur la vitesse d'enlèvement

En résumé, les paramètres ayant une influence, selon la relation de Preston, sur la vitesse d'enlèvement des matériaux au cours du polissage mécano-chimique PMC sont :

- la pression P_0 et la vitesse relative V en un point fixe sur la plaque. Ces paramètres sont facilement accessibles et maîtrisables en variant sur l'équipement la pression de la tête (membrane et « inner tube »), les vitesses de rotation de la tête et du plateau. La pression et la vitesse relative augmentent au cours du polissage avec la vitesse d'enlèvement du cuivre et sa non uniformité,

- la *constante de Preston K_p* . Elle est par contre difficilement contrôlable et maîtrisable car elle englobe en partie :

- . l'influence de la température du tissu, qui augmente avec la vitesse d'enlèvement. L'échauffement provient de l'augmentation de la pression donc de la friction exercée sur la plaque et le tissu de polissage,

- . l'influence de la circulation et du renouvellement de l'abrasif entre la plaque et le tissu de polissage, qui augmentent avec la vitesse d'enlèvement en diminuant la non uniformité. La circulation et le renouvellement de l'abrasif sont assurés par le système de conditionnement et les dimensions des rainures du tissu de polissage,

- . l'influence de l'épaisseur du film abrasif entre la plaque et le tissu de polissage, qui fait fluctuer la vitesse d'enlèvement et sa non uniformité. Cette épaisseur varie en fonction du débit et de la position du jet d'abrasif sur le tissu de polissage,

- . l'influence du pH de l'abrasif, qui modifie la taille des agglomérats de particules abrasives, ce qui modifie la vitesse d'enlèvement. La fluctuation du pH provient du dosage en H_2O_2 effectué lors de la préparation de l'abrasif iCue5003.

La stabilité de la vitesse d'enlèvement et de sa non uniformité sont indispensables afin de maîtriser le procédé de PMC. La constante de Preston K_p , est un paramètre qui influe sur la stabilité de la vitesse d'enlèvement. Mais il est difficilement maîtrisable et difficilement mesurable du fait de la confidentialité des abrasifs des fournisseurs. Ce dernier point a limité les travaux concernant les modélisations des amplitudes topographiques à la surface des réseaux d'interconnexions dû au PMC présentées dans le Chapitre 3.

5. Conclusion

Dans ce chapitre, l'aspect complexe du polissage mécano chimique a été souligné au travers de la description de la partie technique de l'équipement, et des opérations nécessaires au polissage des lignes d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène.

Nous avons également souligné la sensibilité de la vitesse d'enlèvement, et de la non uniformité du profil de polissage, à la pression P_0 , à la vitesse relative V , mais également à la constante de Preston K_p . Il est clairement mis en avant que cette constante K_p dépend considérablement des paramètres difficilement contrôlables de l'abrasif. Ces paramètres sont en partie l'effet de la circulation, du renouvellement et de l'épaisseur limite de la couche d'abrasif sous la plaque, puis la taille et la densité des particules abrasives. Ces paramètres nécessiteraient en effet des recherches, des caractérisations approfondies sur l'abrasif. Mais cela n'a pu être réalisé du fait de la confidentialité concernant la composition de l'abrasif.

Par conséquent, au cours des modélisations des topographies, présentées dans le chapitre suivant, la valeur de la constante de Preston K_p sera maintenue fixe. Cela permettra de s'affranchir des phénomènes qui relèvent de la tribologie, hydrauliques, thermiques et chimiques. Seules la pression exercée sur la plaque P_0 , et la vitesse relative, V , de l'équation de Preston seront variables.

Bibliographie du Chapitre II

- [1] E. Perrin, « Etude et modélisation de l'aplanissement par polissage mécano-chimique des diélectriques dans les interconnexions des circuits intégrés », Thèse de doctorat de l'école Centrale de Lyon, 2000
- [2] T. Bibby, Optical end point detection for chemical mechanical planarization, *J. Vac. Sci. Technol.*, vol.B17, 5, pp2378-2384, 1999
- [3] D. Zeidler, EndPoint detection method for CMP of copper, *Microelectronics Engineering*, vol.50, pp411-416, 2000
- [4] S. Kordic, Chemical mechanical polishing of aluminum, *Applied Materials European Technology Seminar*, München, 1997
- [5] P. Wrschka, Chemical mechanical planarization of copper damascene structures, *J.Electrochim. Soci.*, vol.147, pp706-712, 2000
- [6] F. Preston, The theory and design of plate glass polishing machines, *J. Soc. Glass Technol.*, vol.11, pp214-256, 1927
- [7] W. Yu, Modeling of chemical-mechanical polishing process, *Conference Proceedings ULSI-X^e - Mat. Res. Soc.*, pp187-194, 1995
- [8] Joseph M. Steigerwald, Shyam P.Murarka, Ronald J.Gutmann, *Chemical mechanical planarization of microelectronic materials*, A Wiley-Interscience Publication- John Wiley & Sons, Inc., 1997
- [9] K. Bennedine, Copper CMP-Process R&D-Shift Support Engineer, *Rapport interne ST Microelectronics*, 2001
- [10] Y. Loquet, Copper CMP-Process R&D-Shift Support Engineer-Six-Monthly Report, *Rapport interne ST Microelectronics*, 2002

^[11] K. Wijekoon, Characterization of chemical mechanical polishing of copper electrochemical, Society Proceedings, vol.99-37, pp158-167, 1998

^[12] D. H. Eom, Effect of organic acids in copper chemical planarization slurry on slurry stability and particule contamination on copper surface, J. Appl. Phys., vol.41, pp1305-1310, 2002

[The text in this section is extremely faint and illegible. It appears to be a list of items or a detailed description of a process, but the specific words cannot be discerned.]

Chapter III

Modifications des opérations de prêts et d'émissions d'obligations à PAC des institutions de crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC

Les opérations de prêts et d'émissions d'obligations à PAC des institutions de crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC sont régies par les dispositions de la Loi sur le crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC.

Les opérations de prêts et d'émissions d'obligations à PAC des institutions de crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC sont régies par les dispositions de la Loi sur le crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC.

Les opérations de prêts et d'émissions d'obligations à PAC des institutions de crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC sont régies par les dispositions de la Loi sur le crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC.

Les opérations de prêts et d'émissions d'obligations à PAC des institutions de crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC sont régies par les dispositions de la Loi sur le crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC.

Les opérations de prêts et d'émissions d'obligations à PAC des institutions de crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC sont régies par les dispositions de la Loi sur le crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC.

Les opérations de prêts et d'émissions d'obligations à PAC des institutions de crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC sont régies par les dispositions de la Loi sur le crédit et d'émission de titres d'investissement et autres de PAC.

THE UNIVERSITY OF CHICAGO
DEPARTMENT OF CHEMISTRY
CHICAGO, ILL.

REPORT OF THE
COMMISSIONERS OF THE
LAND OFFICE
FOR THE YEAR
1911

CHICAGO, ILL.
1912

Chapitre III

Modélisations des opérations de polissage mécano chimique PMC des interconnexions en cuivre d'architecture damascène et règles de dessin

Dans ce chapitre, nous proposons de modéliser l'évolution des différentes topographies (« step », « bump », « dishing » et érosion) au cours de chacune des trois opérations du polissage mécano chimique PMC.

Les objectifs de ces modélisations sont de répondre à la fois aux besoins du développement industriel de nouveaux procédés de PMC, et de la conception par l'intégration de nouvelles règles de dessin. Pour cela, les modèles doivent être directement dépendants des propriétés physiques des consommables, des paramètres machines, et des dimensions des structures.

Suite à ces modélisations, des règles de dessin sont proposées afin de tenir compte des défauts inévitables générés par l'étape de PMC tels que le « *dishing* » et l'*érosion*.

Une première règle de dessin concernera une correction de la résistance de la ligne cuivre suite à une surconsommation de cuivre (« *dishing* ») après le PMC, proportionnelle à la largeur des interconnexions.

Puis une seconde règle proposera l'intégration d'une certaine densité d'inserts à proximité des réseaux de lignes, permettant de diminuer les conséquences de l'*érosion* de ces réseaux au niveau de métal supérieur telles que les résidus de cuivre sources de court-circuit.

Cette étude sera effectuée à chaque opération du PMC. Ainsi, les modélisations de la première opération d'aplanissement, de révélation, et d'isolation des lignes cuivre damascène seront proposées et suivies des règles de dessin.

I. Modélisations de l'opération d'aplanissement du cuivre-Effet « step » et « bump »

L'opération d'aplanissement est la première des trois opérations du PMC. Elle s'effectue sur le premier plateau avec un temps fixe programmé.

L'aplanissement consiste à diminuer la non-uniformité de la couche de cuivre déposée par électrolyse. Elle concerne également les parties situées au-dessus des tranchées, nommée « step », et des réseaux de tranchées damascènes, nommée « bump ». Ceci est représenté sur la Figure 1-1 obtenue par profilométrie.

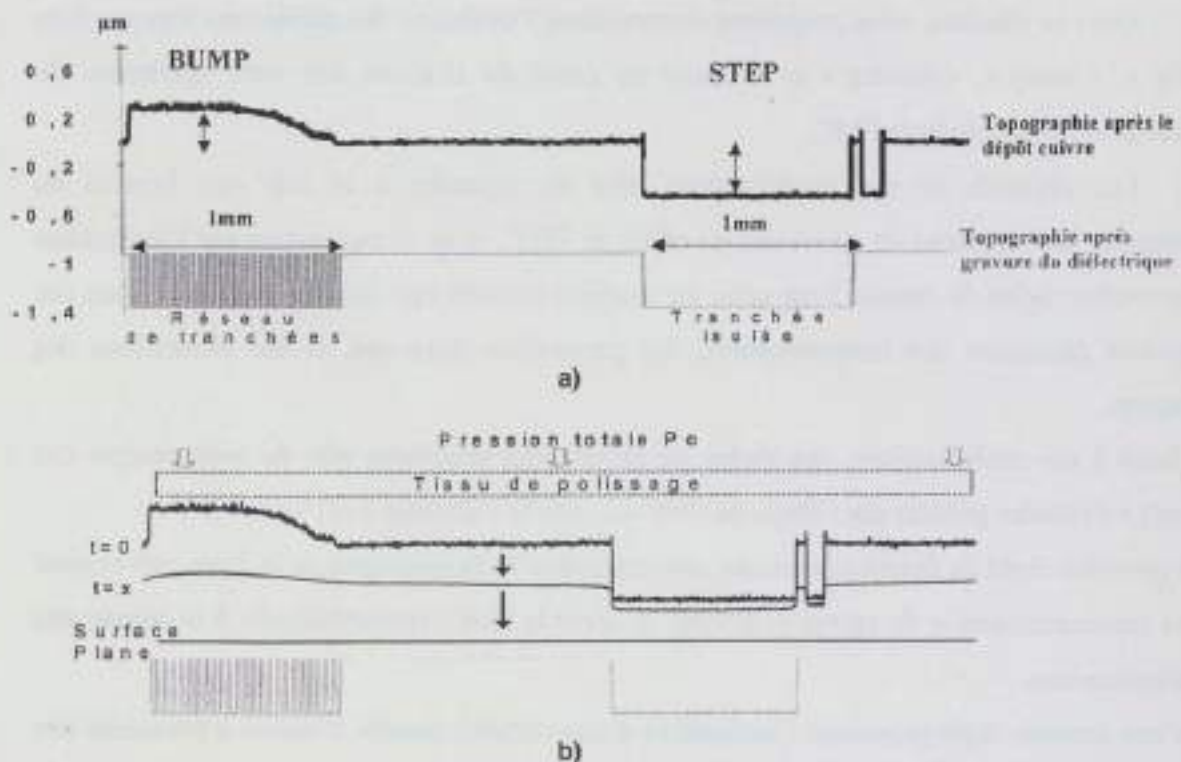


Figure 1-1 a) Topographies par profilométrie de la sur-élévation du cuivre « bump » et d'une marche « step » après le dépôt de la couche de cuivre électrolytique et avant l'étape de polissage. b) Evolution par profilométrie de l'aplanissement du « step » et du « bump » durant le polissage.

L'aplanissement de la surface du cuivre avant de révéler les interconnexions est nécessaire afin de diminuer l'amplitude du « dishing » (Chapitre II, paragraphe 3-2) au cours de la seconde opération de polissage (Figure 1-2).



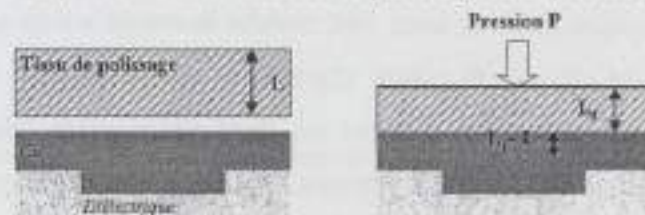
Figure 1-2 a) Une surface non aplanie lors de la révélation des interconnexions augmente la formation du « dishing », b) contrairement à une surface aplanie.

Dans la bibliographie, les articles traitant de la modélisation des opérations de PMC des interconnexions damascènes cuivre sont peu nombreux ^[5], contrairement à celle de l'opération d'aplanissement de l'oxyde sur laquelle de nombreuses études ont été réalisées. Cependant ces études sont adaptables à la première opération d'aplanissement de la surface du cuivre. La méthode de modélisation consiste à utiliser les relations suivantes :

- la relation de Hooke ^[1] (Équation 1-1) traduisant la relation de la pression exercée sur la plaque en fonction du module de Young et la déformation du tissu de polissage.

$$\text{Équation 1-1} \quad P = E \cdot \frac{L_f - L}{L}$$

P : Pression (Pa)
 E : Module de Young (Pa)
 L : Epaisseur initiale du tissu de polissage sans pression (μm)
 L_f : Epaisseur finale du tissu de polissage sous pression (μm)



- la relation de Preston ^[2] (Équation 1-2) décrivant la vitesse d'enlèvement (dérivée de l'épaisseur de matière enlevée en fonction du temps de polissage) en fonction de la pression exercée sur la plaque, de la vitesse relative en un point fixe de la plaque par rapport au tissu de polissage.

$$\text{Équation 1-2} \quad V_A = K_p P_o V = \frac{\partial e}{\partial t}$$

V_A : Vitesse d'enlèvement ($\mu\text{m/s}$)
 K_p : Constante de Preston
 P_o : Pression (Pa)
 V : Vitesse relative au point P de la plaque ($\mu\text{m/s}$)
 e : Epaisseur de matière enlevée au cours du polissage (μm)
 t : Temps de polissage (s)

Dans un premier temps, les évolutions de l'aplanissement des topographies critiques (« step » et « bump ») seront modélisées et vérifiées expérimentalement. Les modélisations de ces structures critiques, les plus longues à aplanir, seront nécessaires afin de calculer l'épaisseur de cuivre à déposer avant l'étape de PMC.

Dans un second temps, l'évolution de l'aplanissement d'un réseau de lignes sera étudiée d'après un modèle mathématique issue d'une identification d'un profil expérimental donné.

1.1. Modélisations de l'aplanissement des topographies critiques en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée – Epaisseur de cuivre à déposer pour le PMC

1.1.1. Modélisations de l'aplanissement des topographies critiques

Nous étudierons ici, les évolutions des topographies critiques de type marche « step », $S(e_m)$, et sur-élévation de cuivre « bump » $B(e_m)$ en fonction de l'épaisseur enlevée. Une vérification expérimentale de ces modèles sera effectuée.

1.1.1.1. Evolution de l'amplitude de la marche ou « step »

Le profil des tranchées damascènes gravées est reproduit après le dépôt cuivre électrolytique formant ainsi une marche nommée « step ». Cette marche provient donc de la conformité du dépôt cuivre électrolytique par rapport au relief de la surface inférieure. L'amplitude du « step » initial est donc uniquement liée à la profondeur des tranchées, à l'épaisseur de diélectrique déposée. Cette topographie n'est présente qu'au-dessus *des réseaux de lignes large (supérieure à $10\mu\text{m}$) et de faible densité de ligne cuivre*. En effet, le dépôt n'est plus conforme au-dessus des réseaux denses, où l'effet « bump » apparaît à la place de l'effet « step » à cause des molécules accélératrices du bain électrolytique. Ce point sera détaillé dans la partie modélisation de l'effet « bump ».

Nous chercherons à déterminer ci-dessous l'évolution de la hauteur de la marche « step » en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée. Puis des vérifications avec les résultats expérimentaux seront présentées afin de valider le modèle théorique obtenu, pour différentes pressions exercées.

- **Modélisation**

Cette étude est effectuée à partir de la marche « step » créée au-dessus d'une structure damascène définie par une zone haute et basse (Figure 1-3).



Figure 1-3 Définitions des zones basse et haute de la marche, ou « step ».

Tout d'abord, la valeur de l'amplitude de la marche S est définie en fonction de l'amplitude de la marche « step » initiale S_T et des épaisseurs de cuivre enlevées localement en zone haute e_h et basse e_b schématisées dans la Figure 1-4. Cela est traduit par l'expression de l'Équation 1-3.

Équation 1-3 $S = S_T - (e_h - e_b)$

S : Hauteur de marche « step » au cours du polissage (μm)
 S_T : Hauteur initiale de la marche « step » (μm)
 e_b : Epaisseur de cuivre enlevée dans la zone basse (μm)
 e_h : Epaisseur de cuivre enlevée dans la zone haute (μm)

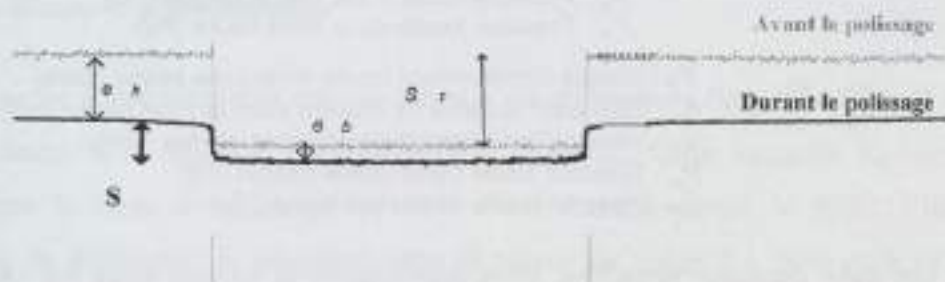


Figure 1-4 Définitions des paramètres de la valeur de la hauteur de marche S .

Lorsqu'une pression totale P_o est appliquée sur la surface du cuivre au-dessus du « step », elle se répartit en deux pressions (Figure 1-5). La pression P_h représente la pression située dans la zone haute, et la pression P_b est celle de la zone basse de la topographie.

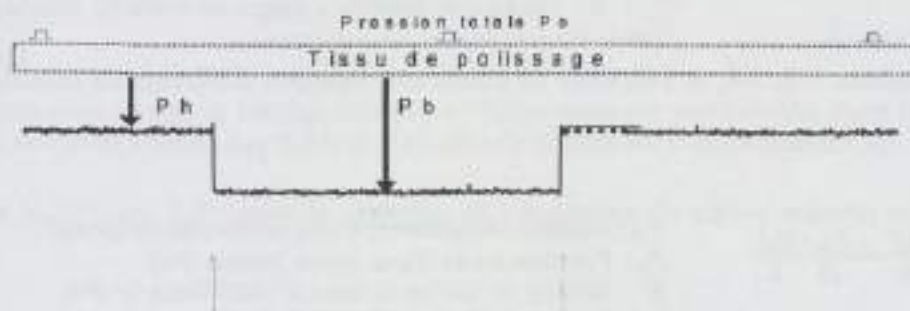


Figure 1-5 Définitions des pressions locales en zones basse et haute.

En soustrayant les expressions des pressions locales P_h et P_b (obtenues d'après la relation de Hooke de l'Équation 1-1), nous parvenons à la relation entre les pressions locales et la hauteur de la marche S (Équation 1-4).

Equation 1-1 $P = E \frac{L_f - L}{L}$

P : Pression (Pa)
 E : Module de Young (Pa)
 L : Epaisseur initiale du tissu de polissage sans pression (μm)
 L_f : Epaisseur finale du tissu de polissage sous pression (μm)

Equation 1-4 $P_h - P_b = \frac{E \cdot S}{L}$

P_h : Pression locale de la zone haute (Pa)
 P_b : Pression locale de la zone basse (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)
 S : Hauteur de marche « step » au cours du polissage (μm)

Quant aux relations des vitesses d'enlèvement locales en zone haute et basse notées respectivement V_{Ah} (Équation 1-5) et V_{Ab} (Équation 1-6), elles sont traduites par les dérivées des épaisseurs de matière enlevées localement en fonction du temps. Les paramètres sont définis dans la Figure 1-4.

Équation 1-5
$$V_{Ah} = \frac{\partial e_h}{\partial t} = \frac{V_{A0}}{P_h} \cdot P$$

V_{Ah} : Vitesse d'enlèvement locale de la zone haute ($\mu\text{m/s}$)
 e_h : Epaisseur enlevée de matière dans la zone haute (μm)
 V_{A0} : Vitesse d'enlèvement d'une pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 P_h : Pression locale de la zone haute (Pa)

Équation 1-6
$$V_{Ab} = \frac{\partial e_b}{\partial t} = \frac{V_{A0}}{P_b} \cdot P$$

V_{Ab} : Vitesse d'enlèvement locale de la zone basse ($\mu\text{m/s}$)
 e_b : Epaisseur enlevée de matière dans la zone basse (μm)
 V_{A0} : Vitesse d'enlèvement d'une pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 P_b : Pression locale de la zone basse (Pa)

En soustrayant ces deux dernières équations, nous déterminons la relation entre les vitesses d'enlèvement locales et la valeur de la hauteur de « step » S en fonction du temps (Équation 1-7).

Équation 1-7
$$V_{Ah} - V_{Ab} = \frac{\partial(e_b - e_h)}{\partial t} = \frac{\partial S}{\partial t}$$

V_{Ab} : Vitesse d'enlèvement locale de la zone basse ($\mu\text{m/s}$)
 e_b : Epaisseur enlevée de matière dans la zone basse (μm)
 V_{Ah} : Vitesse d'enlèvement locale de la zone haute ($\mu\text{m/s}$)
 e_h : Epaisseur enlevée de matière dans la zone haute (μm)
 S : Hauteur de marche « step » au cours du polissage (μm)

D'après les équations 1-3, 1-4, et 1-7, nous obtenons une équation différentielle détaillée dans l'Équation 1-8.

Équation 1-8
$$\frac{\partial S}{\partial t} = \frac{V_{A0}}{P_0} \cdot \frac{E \cdot S}{L}$$

V_{A0} : Vitesse d'enlèvement d'une pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)
 S : Hauteur du « step » (μm)

La solution répondant à cette l'équation différentielle est décrite par l'Équation 1-9. Elle correspond à l'expression de la variation de l'amplitude de la marche en fonction du temps de polissage. Quant à celle en fonction de l'épaisseur enlevée, elle est définie dans l'Équation 1-11, en s'appuyant sur l'Équation 1-10.

Équation 1-9
$$S(t) = S_T \cdot \exp\left(-\frac{V_{A0} \cdot E}{P_0 \cdot L} t\right)$$

$S(t)$: Evolution du « step » en fonction du temps de PMC (μm)
 S_T : Hauteur de marche initiale avant polissage (μm)
 V_{A0} : Vitesse d'enlèvement d'une pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)
 t : Temps de polissage (s)

Équation 1-10
$$t = \frac{e_m}{V_{A0}}$$

e_m : Epaisseur de matière enlevée au cours du polissage (μm)

Équation 1-11 $S(e_m) = S_r \cdot \exp\left(-\frac{E \cdot e_m}{R \cdot L}\right)$ $S(e_m)$: Evolution du « step » en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée (μm)

Nous obtenons dans les deux cas, et à partir des hypothèses simples de départ, un variation exponentielle des amplitudes de marche soit en fonction du temps soit en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée.

• Vérifications expérimentales

Une marche « step » est dite critique lorsque ses dimensions (largeur, longueur et espace) sont supérieures à la *longueur d'aplanissement* notée X_p . Cette longueur X_p correspond à l'érosion par le tissu de polissage du coin d'une marche durant le PMC. Elle est, par convention, la différence de longueur entre la valeur du « step » à 50% et à 98% de son amplitude comme l'indique la Figure 1-6.

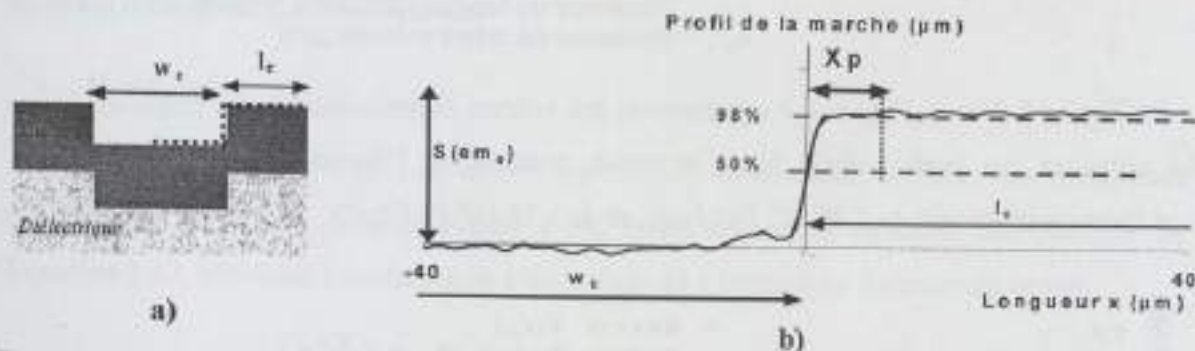


Figure 1-6 -a) Schéma situant la marche étudiée. -b) Topographie par profilométrie d'une marche après une épaisseur de cuivre enlevée $e_{m0} = 0,23 \mu\text{m}$ - Définition de la longueur d'aplanissement X_p .

La valeur de X_p (Figure 1-7) varie en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée au cours du polissage.

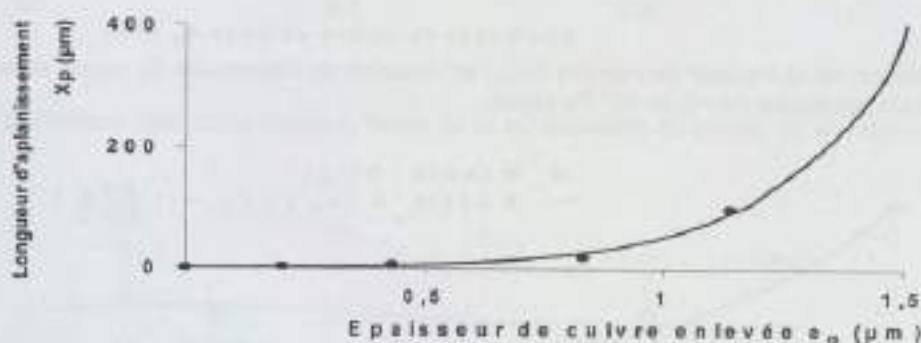


Figure 1-7 Evolution de la valeur de la longueur d'aplanissement X_p sur du cuivre au cours du PMC en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m .

Durant cette étude l'épaisseur de cuivre maximale déposée n'excède pas $1,5 \mu\text{m}$, nous pouvons donc considérer que la valeur de la longueur X_p maximale est d'environ $400 \mu\text{m}$ (Figure 1-7). Ainsi, les dimensions (longueur, largeur, espace) d'une marche « step » critique doivent être supérieures à cette longueur d'aplanissement maximale.

Une structure spécifique, conçue pour cette étude dans le masque H10PMC1A (Annexe-A), correspond à un carré damascène isolé, dont les côtés, w_c , mesurent 1mm et sont espacés d'un intervalle de chaque côté, l_c , de 500 μ m (Figure 1-6-a).

A chaque épaisseur de cuivre enlevée, l'amplitude de cette marche critique est caractérisée par profilométrie. Nous en déduisons l'évolution de son amplitude expérimentalement en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée.

La pression P_0 exerce un impact considérable sur la vitesse d'enlèvement^[6]; l'Équation 1-11 sera donc comparée et vérifiée avec les mesures expérimentales pour deux pressions différentes.

Équation 1-11

$$S(e_m) = S_T \cdot \exp\left(-\frac{E \cdot e_m}{P_0 \cdot L}\right)$$

$S(e_m)$: Evolution du « step » en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée (μ m)

S_T : Hauteur de marche initiale avant polissage (μ m)

P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)

E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)

L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μ m)

e_m : Epaisseur de cuivre enlevée (μ m)

La Figure 1-8 et la Figure 1-9 représentent les valeurs expérimentales des hauteurs de marche obtenues par profilométrie $S(e_m)$ et celles déduites de l'Équation 1-11, pour une pression P_0 respectivement de 2,76 10⁴ Pa (4psi), et de 1,38 10⁴ Pa (2psi).

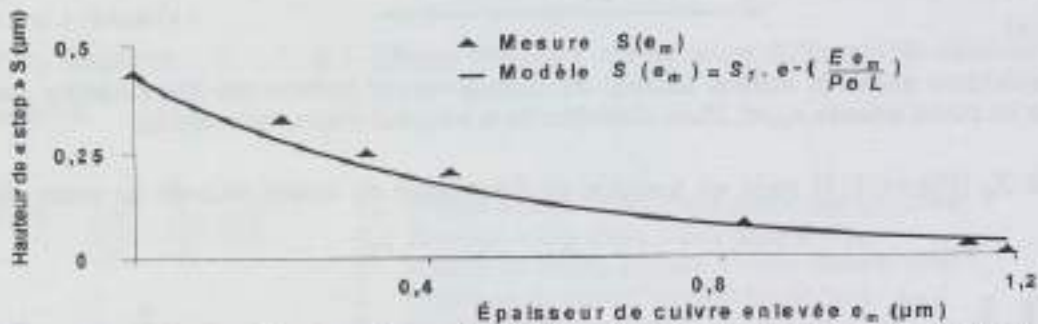


Figure 1-8 Evolution de la hauteur de marche $S(e_m)$ en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m -Pression totale appliquée $P_0 = 2,76 \cdot 10^4$ Pa (4psi).

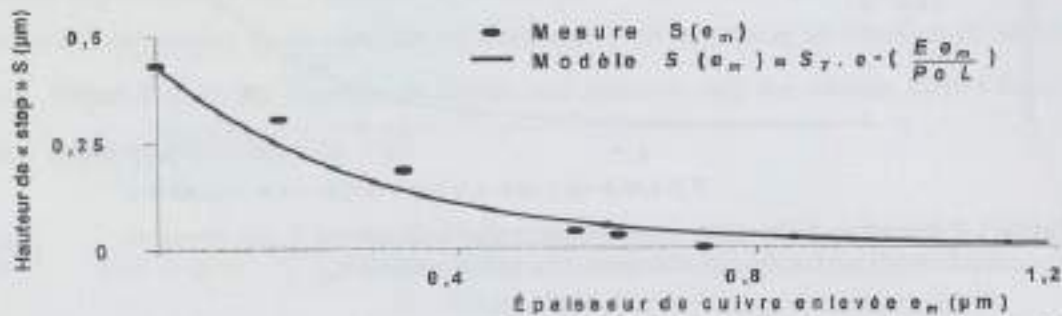


Figure 1-9 Evolution de la hauteur de marche $S(e_m)$ en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m -Pression totale appliquée $P_0 = 1,38 \cdot 10^4$ Pa (2psi).

Ces résultats confirment que la modélisation de la variation de l'amplitude de la marche en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée $S(e_m)$ (Équation 1-11) est assez satisfaisante et qu'elle est en bon agrément avec l'expérience.

1.1.1.2. Evolution de l'amplitude de la sur-élévation ou « bump »

L'effet « bump », apparaissant au dessus des réseaux de tranchée denses, est défini comme une excroissance de cuivre survenue au cours du dépôt du cuivre électrolytique. Elle provient directement des paramètres du procédé de dépôt ^{[7], [8], [9]} tels que la diffusion des agents additifs, la qualité du bain électrolytique. Au cours du dépôt de la couche de cuivre, les molécules accélératrices situées au dessus des réseaux se trouvent piégées et favorisent l'excroissance du cuivre formant ainsi un « bump ». Ce dernier est dépendant de la densité des tranchées d'un réseau, de l'épaisseur de cuivre déposée et de la largeur des réseaux, comme cela est détaillé dans l'Annexe C. Contrairement à l'effet « step », il concerne les réseaux de forte densité et les fines lignes (largeur des lignes inférieure à 10 μ m).

La méthodologie de la modélisation de l'évolution de l'amplitude du « bump » est semblable à celle du « step ». Elle est basée sur les relations de Hooke et de Preston, et sur la résolution de l'équation différentielle qui en découle.

• Modélisation

D'après les équations 1-3, 1-4, et 1-7 (pp:51-52) et en tenant compte des paramètres indiqués dans la Figure 1-10 et Figure 1-11, nous obtenons l'équation différentielle de l'Équation 1-12, décrivant l'évolution de l'amplitude du « bump » en fonction du temps.



Figure 1-10 Définitions des zones basse et haute de la sur élévation du cuivre, ou « bump ».



Figure 1-11. Définitions des paramètres de la modélisation de la variation du "bump".

Équation 1-12

$$\frac{\partial B}{\partial t} = \frac{V_A}{P_0} \frac{E \cdot B_i}{L}$$

B : Hauteur du « bump » (μ m)

V_A : Vitesse d'enlèvement d'une pleine plaque (μ m/s)

P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)

E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)

L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μ m)

B_i : Hauteur du « bump » initiale avant polissage (μ m)

La solution répondant à cette équation différentielle est détaillée dans l'Équation 1-13, elle correspond à une variation exponentielle de la hauteur de la sur élévation de cuivre « bump » en fonction du temps de polissage. Quant à celle en fonction de l'épaisseur enlevée, elle est définie dans l'Équation 1-14, d'après la relation de l'Équation 1-10 (pp :53).

Équation 1-13
$$B(t) = B_i \cdot \exp\left(-\frac{V_{AO} E t}{P_o L}\right)$$

$B(t)$: Evolution du « bump » en fonction du temps de polissage (μm)
 V_{AO} : Vitesse d'enlèvement d'une pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 B_i : Hauteur du « bump » initiale avant polissage (μm)
 P_o : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)

Équation 1-14
$$B(e_m) = B_i \cdot \exp\left(-\frac{E e_m}{P_o L}\right)$$

$B(e_m)$: Evolution du « bump » en fonction de l'épaisseur enlevée (μm)
 e_m : Epaisseur de cuivre enlevée (μm)

Comme dans le cas de la marche, et avec les mêmes hypothèses de départ nous constatons là encore que les évolutions du « bump » sont exponentielles.

• Vérifications expérimentales

Une des structures du masque HI0PMCI1A (Annexe-A), représente un réseau de 1mm de côté, sa densité de ligne cuivre est de 50% et la largeur des lignes de 0,36 μm . Cette structure est caractérisée au profilomètre au bout de différents temps de polissage. Nous obtenons ainsi l'évolution expérimentale de l'amplitude de la sur-élévation au cours du polissage.

La pression P_o ayant un impact considérable sur la vitesse d'enlèvement^[6], cette évolution sera donc comparée et vérifiée pour deux pressions différentes. La Figure 1-12 et la Figure 1-13 représentent à la fois les valeurs des hauteurs de « bump » obtenues par profilométrie et celles obtenues par la relation de l'Équation 1-14.

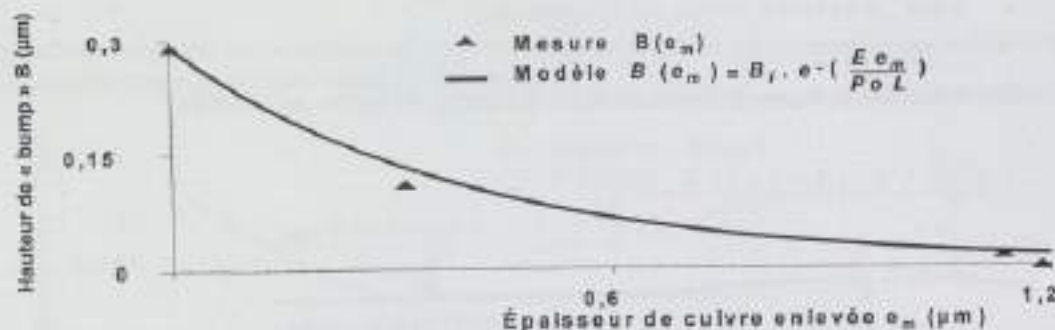


Figure 1-12 Evolution de la hauteur de la sur élévation $B(e_m)$ en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m , pour une pression totale P_o de $2,78 \cdot 10^4$ Pa (4psi).

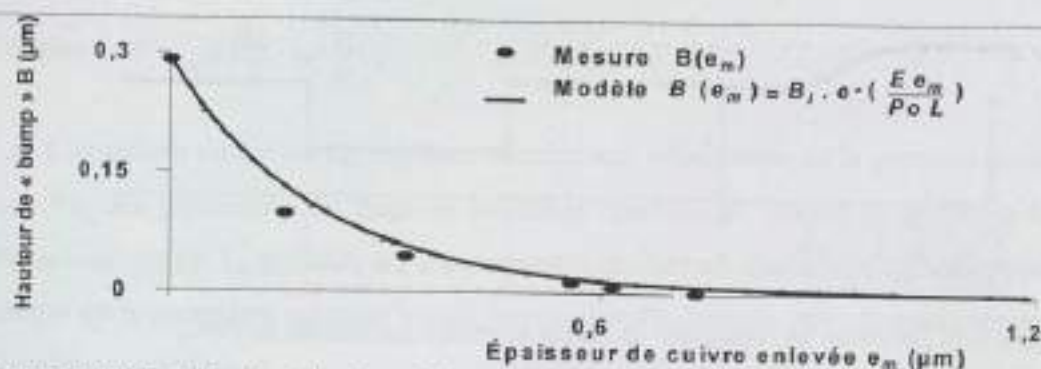


Figure 1-13 Evolution de la hauteur de la sur-élévation $B(e_m)$ en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m , pour une pression totale P_0 de $1,38 \cdot 10^4$ Pa (2psi).

Ces résultats confirment la validité de la modélisation traduisant la variation de l'amplitude du « bump » en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée $B(e_m)$ au cours du polissage, et traduite par l'Équation 1-14.

1.1.1.3. Conclusion

Les modélisations de l'opération d'aplanissement lors du PMC montrent que beaucoup de paramètres entrent en ligne de compte : épaisseur de cuivre consommé, la valeur du module de Young et de l'épaisseur du tissu de polissage, la profondeur des tranchées damascènes, la hauteur initiale de la sur-élévation, la constante de Preston, la vitesse d'enlèvement et la pression exercée sur la plaque. Cela permet donc de calculer et de prévoir l'atténuation de ces topographies critiques lors d'un changement fréquent des valeurs des paramètres machines (pression, vitesse relative), ou de tissu de polissage (module de Young, épaisseur). Le procédé s'en trouve évidemment stabilisé et plus contrôlé.

Cela permettra également de déduire, dans le paragraphe suivant, l'épaisseur de cuivre minimale à déposer avant le polissage afin d'aplanir correctement ces topographies critiques.

1.1.2. Détermination de l'épaisseur de cuivre minimale nécessaire au PMC

L'excès de cuivre déposé au-dessus des tranchées damascènes doit correspondre à une épaisseur totale et minimale de cuivre électrolytique à déposer et nécessaire au PMC. Minimiser cette épaisseur totale e_T de cuivre est indispensable afin de diminuer, d'optimiser la consommation de cuivre et le temps de dépôt électrolytique. Elle est constituée (Équation 1-15) tout d'abord de l'épaisseur requise à l'opération d'aplanissement e_{PL1} afin d'effacer toutes les topographies du dépôt cuivre (marche et sur-élévation), et celle nécessaire à l'opération de révélation des interconnexions e_{PL2} . Elles sont schématisées dans la Figure 1-14.

Équation 1-15 $e_T = e_{PL1} + e_{PL2}$

e_T : Epaisseur minimale totale nécessaire au PMC (µm)
 e_{PL1} : Epaisseur minimale nécessaire à l'aplanissement (µm)
 e_{PL2} : Epaisseur minimale nécessaire à la révélation (µm)

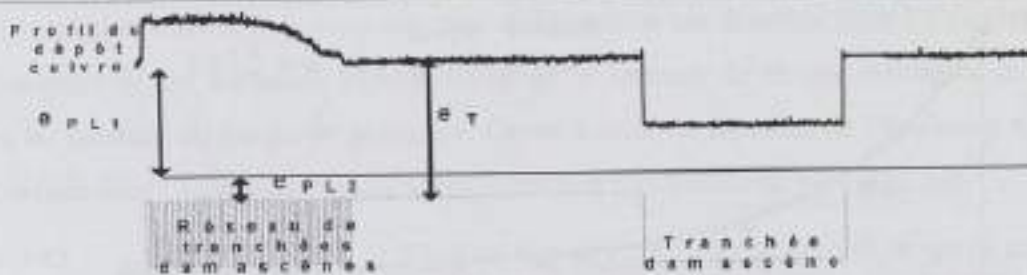


Figure 1-14 Définition de l'épaisseur de cuivre électrolytique requise au PMC.

- *Épaisseur de cuivre électrolytique minimale e_{PL1} nécessaire à l'aplanissement*

L'épaisseur minimale e_{PL1} est déterminée d'après les évolutions des topographies critiques au cours de l'aplanissement de la surface du cuivre. Afin de déterminer cette épaisseur, nous allons généraliser les relations des évolutions $S(e_m)$ (Équation 1-11) et de $B(e_m)$ (Équation 1-14) précédemment modélisées.

Équation 1-11
$$S(e_m) = S_T \cdot \exp\left(-\frac{E \cdot e_m}{P_0 \cdot L}\right)$$

$S(e_m)$: Evolution de l'aplanissement d'une marche critique (μm)
 S_T : Hauteur de marche initiale avant polissage (μm)
 P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Épaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)
 e_m : Épaisseur de cuivre enlevée (μm)

Équation 1-16
$$B(e_m) = B_i \cdot \exp\left(-\frac{E \cdot e_m}{P_0 \cdot L}\right)$$

$B(e_m)$: Evolution de l'aplanissement d'un « bump » critique (μm)
 B_i : Hauteur du « bump » initiale avant polissage (μm)

Pour cela, nous nommerons T_M (Figure 1-15) la valeur de la hauteur initiale des topographies critiques (« step » ou « bump ») avant le polissage. Puis, nous désignerons par H_m (Figure 1-15) la valeur de l'amplitude des topographies critiques aplanies (« step » ou « bump ») après une épaisseur e_{PL1} enlevée.

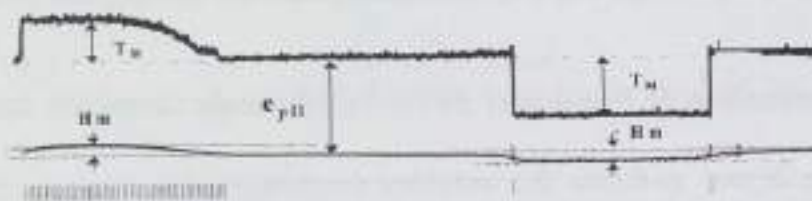


Figure 1-15 Paramètres de l'expression généralisée de la topographie critique aplanie.

Ainsi, au bout d'une épaisseur enlevée de cuivre e_{PL1} , nous pouvons généraliser les relations de $S(e_m)$ (Équation 1-11), de $B(e_m)$ (Équation 1-14) par l'Équation 1-17. L'épaisseur de cuivre électrolytique e_{PL1} nécessaire en est déduite d'après l'expression de l'Équation 1-18.

Équation 1-17
$$H_m(e_{PL1}) = T_M \cdot \exp\left(-\frac{E \cdot e_{PL1}}{P_0 \cdot L}\right)$$

H_m : Hauteur finale des topographies « step », « bump » après avoir enlevé une épaisseur e_{PL1} (μm)
 T_M : Hauteur initiale des topographies « step », « bump » (μm)
 P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Épaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)
 e_{PL1} : Épaisseur minimale nécessaire à l'aplanissement (μm)

Équation 1-18
$$e_{pl1} = \frac{P_0 \cdot L}{E} \cdot \ln\left(\frac{T_M}{H_m}\right)$$

L'épaisseur de cuivre e_{pl1} est donc directement dépendante de la pression exercée sur la plaque P_0 , des paramètres du tissu de polissage (module de Young E , épaisseur L), et des topographies initiale T_M et finale H_m . Le paramètre facilement modifiable afin d'optimiser cette épaisseur est le paramètre machine tel que la pression P_0 , comme nous le soulignerons dans les applications numériques.

- *Épaisseur de cuivre électrolytique minimale e_{pl2} nécessaire à la révélation*

Le rôle de la seconde opération de polissage est de révéler les interconnexions cuivre avec une faible pression afin de ne pas les dégrader. Une épaisseur de cuivre e_{pl2} (Figure 1-14) au-dessus des tranchées damascènes est donc requise afin d'assurer une éventuelle dérive de la vitesse d'enlèvement durant l'opération l'aplanissement qui se déroule à forte pression. Cette dérive est estimée à +/-10%, d'après les valeurs des vitesses d'enlèvement des suivis hebdomadaires. L'expression de l'épaisseur e_{pl2} nécessaire (Équation 1-19) est donc la relation entre le temps de polissage durant l'aplanissement t_{pl1} , le pourcentage de la dérive d et la vitesse d'enlèvement au cours de l'aplanissement V_{apl1} . Cette relation nous conduit à l'Équation 1-20. Ainsi, l'épaisseur e_{pl2} est le produit de l'épaisseur nécessaire à l'opération d'aplanissement e_{pl1} par le pourcentage de la dérive de la vitesse d'enlèvement d .

Équation 1-19
$$e_{pl2} = t_{pl1} \cdot d \cdot V_{apl1}$$

e_{pl2} : Épaisseur nécessaire à la révélation (μm)
 t_{pl1} : Temps de polissage nécessaire à l'aplanissement (s)
 V_{apl1} : Vitesse d'enlèvement durant l'aplanissement ($\mu\text{m}/\text{min}$)
 d : Dérive de la vitesse d'enlèvement (%)

Équation 1-20
$$e_{pl2} = e_{pl1} \cdot d$$

e_{pl1} : Épaisseur nécessaire à l'aplanissement (μm)

- *Épaisseur de cuivre électrolytique minimale e_T à déposer avant l'étape de PMC*

L'épaisseur de cuivre totale e_T à déposer avant l'étape de polissage est déduite des valeurs de ces deux dernières épaisseurs d'après la relation de l'Équation 1-21 décrite ci-dessous.

Équation 1-21
$$e_T = \frac{P_0 \cdot L}{E} \cdot \ln\left(\frac{T_M}{H_m}\right) (1 + d)$$

e_T : Épaisseur minimale total nécessaire au PMC (μm)
 P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Épaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)
 T_M : Hauteur des topographies initiales avant polissage (μm)
 H_m : Hauteur finale des topographies après avoir enlevé une épaisseur e_{pl1} (μm)
 d : Dérive de la vitesse d'enlèvement (%)

L'optimisation de cette épaisseur e_T est indispensable afin d'optimiser la consommation de cuivre et le temps de dépôt électrolytique. Elle peut s'effectuer en modifiant la pression P_0 , par exemple en réduisant la pression de 2psi par, l'épaisseur de cuivre e_T , donc la consommation

de cuivre, est diminuée d'un rapport de 2 (Tableau 1-1). Les détails de ces applications numériques sont détaillés dans l'Annexe D.

Pression		Dérive vitesse d'enlèvement	Épaisseur minimale de cuivre pour aplanir	Épaisseur minimale de cuivre pour révéler	Épaisseur totale de cuivre
Po (psi)	Po x10 ⁶ (Pa)	d(%)	e _{PL1} (µm)	e _{PL2} (µm)	e _T (µm)
4	2,76	10	1,08	0,1	1,18
2	1,38	10	0,54	0,05	0,59

Tableau 1-1- Applications numériques des calculs de l'épaisseur de cuivre totale nécessaire au PMC.

1.2. Modélisation de l'évolution de l'aplanissement d'un réseau de lignes

Un circuit intégré est constitué de plusieurs réseaux de lignes de largeur w et espacées d'une largeur l . L'étude suivante, détaillée dans l'Annexe E, concerne l'évolution de l'aplanissement d'un réseau de lignes $S(e_m)$ en fonction de l'épaisseur enlevée e_m et des paramètres w et l . Les résultats révéleront qu'un réseau de lignes s'aplanit plus rapidement que les structures critiques.

L'extrapolation concernant l'aplanissement d'un réseau (Annexe E) est basée sur :

-l'évolution du profil d'une marche critique $f(x, e_m)$ (Figure 1-16) en fonction de la longueur x et de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m . Cette évolution a été déterminée mathématiquement à partir des courbes expérimentales et en utilisant le logiciel « Mathead » ;

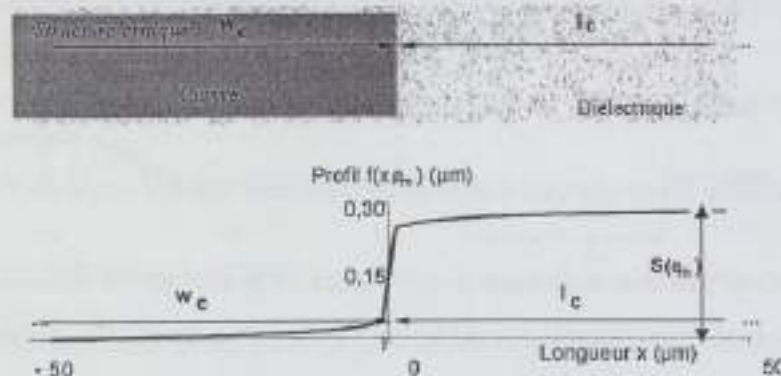


Figure 1-16 Profil d'une marche critique (largeur w_c , espace l_c) traduit par l'expression $f(e_m, x)$.

-la modélisation précédente de l'aplanissement d'une structure critique $S(e_m)$ en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m (Équation 1-11).

Équation 1-11

$$S(e_m) = S_T \cdot \exp\left(-\frac{E e_m}{R L}\right)$$

$S(e_m)$: Evolution de l'aplanissement d'une marche critique (µm)
 S_T : Hauteur de marche initiale avant polissage (µm)
 P_o : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Épaisseur du tissu IC1000/Suba IV (µm)
 e_m : Épaisseur de cuivre enlevée (µm)

La relation déduite de cette étude dans l'Annexe E entre $Sr(e_m)$ relative à l'évolution topographique du réseau, et celle d'une marche critique isolée $S(e_m)$ est exprimée par l'Équation 1-22.

Équation 1-22

$$Sr(e_m) = \frac{S(e_m)}{F} \left(\operatorname{Arsh} \left(-a(e_m) \cdot \frac{w}{2} \right) - \operatorname{Arsh} \left(a(e_m) \cdot \frac{l}{2} \right) \right)$$

$$a(e_m) = \frac{D}{sh \left(-CA \exp \left(\frac{e_m}{B} \right) \right)}$$

$Sr(e_m)$: Evolution de l'aplanissement d'un réseau de lignes (μm)
 $S(e_m)$: Evolution de l'aplanissement d'une marche critique (μm)
 $a(e_m)$: Expression dépendante de e_m
 w : Largeur de la ligne cuivre (μm)
 l : Espace inter ligne cuivre (μm)
 e_m : Épaisseur de cuivre enlevée au cours du polissage (μm)
 A, B, C, D, F : Constantes

Les courbes décroissantes de la Figure 1-17 correspondent à l'évolution de l'aplanissement d'un réseau de lignes en fonction de l'épaisseur enlevée $Sr(e_m)$ déduite de l'Équation 1-22 et celle d'une structure critique $S(e_m)$ (Équation 1-11). Ces résultats montrent qu'une structure critique nécessite une épaisseur de cuivre plus importante pour s'aplanir contrairement à un réseau de lignes. Le principal objectif de la modélisation de l'opération d'aplanissement étant d'optimiser l'épaisseur de cuivre minimale nécessaire à l'aplanissement des structures les plus longues à aplanir, la modélisation de l'aplanissement d'un réseau ne sera donc pas plus approfondie.

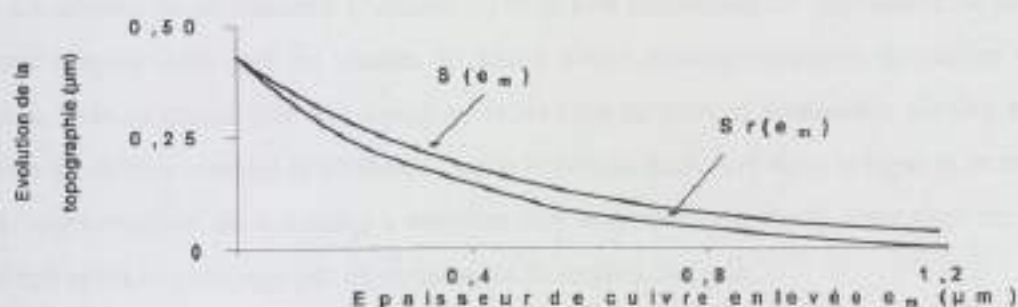


Figure 1-17 Evolution de l'aplanissement d'une marche critique $S(e_m)$ ($w_c=1\text{mm}$; $l_c=500\mu\text{m}$), et d'un réseau $Sr(e_m)$ dont la largeur des lignes, w , est de $10\mu\text{m}$ et espacées, l , de $10\mu\text{m}$.

1.3. Conclusion

La première opération d'aplanissement permet de limiter la topographie de type « dishing » créée durant la seconde opération. Pour cela, elle consiste à aplanir les topographies (marche ou « step » et sur élévation ou « bump ») à la surface du cuivre après le dépôt électrolytique. Le principal objectif est d'effectuer cette opération en consommant un minimum de cuivre.

Les modélisations proposées permettent de simuler l'évolution de l'aplanissement au cours du PMC en fonction des paramètres machines (pression, vitesse de rotation) et des

consommables (module de Young et épaisseur du tissu, la vitesse d'enlèvement de l'abrasif). Elles ont permis également de déterminer, et d'optimiser l'épaisseur de cuivre minimale e_T à déposer avant l'étape de PMC en modifiant par exemple le paramètre machine tel que la pression exercée sur la plaque.

Les modèles ont été effectués uniquement sur les topographies critiques, dont les dimensions sont supérieures à la longueur d'aplanissement X_p , car ces structures nécessitent une plus grande épaisseur de cuivre contrairement à un réseau de lignes.

2. Modélisation de l'opération de « révélation » des interconnexions- Effet « dishing »

L'opération de révélation des interconnexions est la seconde des trois opérations de polissage. Elle s'effectue sur le second plateau avec le même abrasif. Elle consiste à enlever le cuivre restant, dont la surface a été aplanie durant l'opération précédente (Figure 2-1), jusqu'à la barrière en TaN (Figure 2-2).



Figure 2-1 Structure damascène de largeur w et espacée de l , après la première opération précédente d'aplanissement.

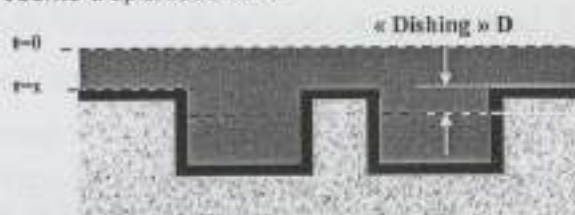


Figure 2-2 Evolution de la révélation des lignes au cours du polissage. Apparition du « dishing ».

La sélectivité de l'abrasif (Annexe G) et la non uniformité de l'épaisseur de cuivre sur la plaque (Figure 2-3) sont les causes en partie d'une surconsommation de cuivre dans les tranchées. Cela se traduit par une topographie de type cuvette, et nommée « dishing » (Figure 2-2). Elle est définie comme la différence entre le niveau de cuivre dans la ligne et le niveau du TaN. L'augmentation du « dishing » entraîne une augmentation de la résistance de la ligne damascène après le polissage par diminution de la section de ligne.

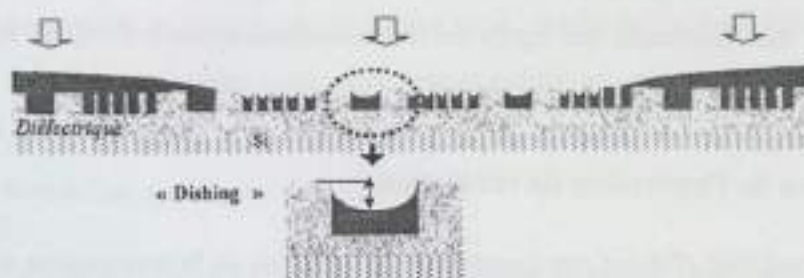


Figure 2-3. Variation topographique de type « dishing » créée par la non uniformité du dépôt cuivre au cours du PMC.

Dans la bibliographie, les articles traitant de la modélisation de l'opération de révélation ou encore de l'évolution de la topographie du type « dishing » concernant les interconnexions damascènes cuivre sont peu nombreux ^{[13] à [16]}. Néanmoins, les auteurs comme Paul E. ^[10], Luo J. ^[11], Yu W. ^[12] proposent des modèles théoriques basés principalement sur la réaction

mécanique et chimique entre la surface du cuivre et respectivement les particules de l'abrasif, le tissu de polissage, et le liquide chimique contenu dans l'abrasif. Ces modèles font appel à certains paramètres difficilement mesurables et contrôlables tels que le nombre, la densité, la taille des particules actives de l'abrasif à la surface du cuivre, le volume du cuivre enlevé par une particule, les constantes des réactions chimiques entre le cuivre et le liquide contenu dans l'abrasif.

Nous proposerons donc ci-dessous un modèle plus macroscopique et basé sur les relations de Hooke et de Preston dont nous rappelons les équations :

- la relation de Hooke ^[1] :

$$\text{Équation 2-1} \quad P = E \frac{L_i - L_f}{L}$$

P : Pression (Pa)

E : Module de Young (Pa)

L : Epaisseur initiale du tissu de polissage sans pression (μm)

L_f : Epaisseur finale du tissu de polissage sous pression (μm)

- la relation de Preston ^[2] :

$$\text{Équation 2-2} \quad V_A = K_p P_o V = \frac{\partial e}{\partial t}$$

V_A : Vitesse d'enlèvement ($\mu\text{m/s}$)

K_p : Constante de Preston

P_o : Pression (Pa)

V : Vitesse relative au point P de la plaque ($\mu\text{m/s}$)

e : Epaisseur de matière enlevée au cours du polissage (μm)

t : Temps de polissage (s)

Le modèle traduira l'évolution de la topographie de type « dishing » durant l'opération de révélation en fonction de la largeur des lignes et du temps de polissage. Ce modèle dépendra des paramètres machines (la pression exercée sur la plaque, la vitesse relative d'un point sur la plaque), des propriétés des consommables (la sélectivité de l'abrasif, le module de Young, et l'épaisseur du tissu de polissage). Quant aux paramètres chimiques, hydrauliques, thermiques, ils sont intégrés dans une constante globale K_p . Cette modélisation permettra de:

- calculer l'amplitude topographique du « dishing » dans les lignes;
- évaluer la valeur des résistances des lignes cuivre damascène après le PMC en fonction de la consommation de cuivre dans les interconnexions due au « dishing ».

2.1. Modélisation de l'opération de révélation

L'étude débutera tout d'abord par l'analyse de l'évolution de la topographie « dishing » $D(t, w_c)$ en fonction du temps de polissage t , et à largeur de ligne critique fixe w_c .

Puis nous analyserons l'évolution du « dishing » $D(w, t_0)$ en fonction de la largeur de la ligne w , et à temps fixe t_0 . Enfin, les relations obtenues de ces deux évolutions nous permettront d'obtenir l'évolution du « dishing » $D(t, w)$ en fonction de la largeur de la ligne et du temps de polissage.

- **Modélisation**

- *Evolution du « dishing » en fonction du temps de polissage*

Le « dishing » évolue en fonction du temps de polissage, comme cela est représenté dans la Figure 2-4.

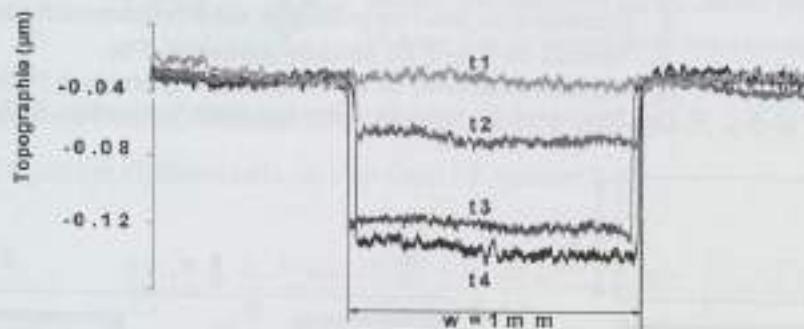


Figure 2-4 Evolution du « dishing » dans la ligne de largeur w_c , par profilométrie pour différents temps de polissage.

Dans cette étude, la largeur de la ligne cuivre sera fixée. Elle correspondra à la largeur critique w_c pour laquelle la valeur du « dishing » est maximale.

Lorsqu'une pression totale P_0 est appliquée sur la surface aplanie (Figure 2-5), elle se distribue au cours du temps en deux pressions à cause de la dépression au-dessus de la tranchée due au « dishing » en fin de polissage (Figure 2-4 (t4)).

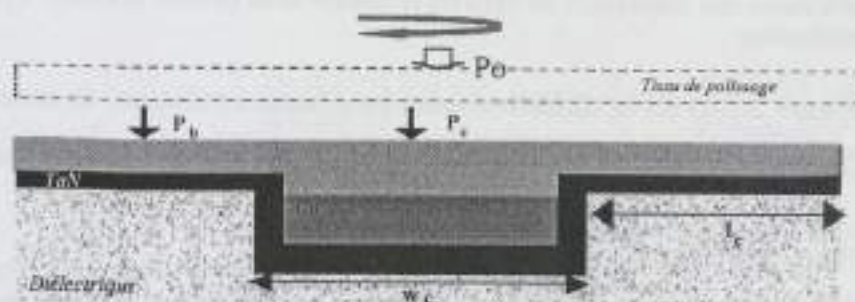


Figure 2-5 Définitions des pressions au-dessus de la barrière en TaN et du cuivre.

La pression située en zone haute au dessus de la couche de TaN est nommée P_b , et celle située en zone basse au dessus du cuivre, ou de la tranchée, est nommée P_c . La distribution de ces pressions P_c et P_b en fonction de la largeur w_c , et des espaces entre les lignes l_c (Figure 2-5) est donnée par la relation de l'Équation 2-3.

Équation 2-3 $P_c w_c + P_b l_c = P_0 (w_c + l_c)$

- P_c : Pression locale au-dessus de la tranchée en zone basse (Pa)
- P_b : Pression locale au-dessus de la barrière en zone haute (Pa)
- P_0 : Pression totale exercée sur la plaque (Pa)
- l_c : Espace entre deux tranchées (μm)
- w_c : Largeur de la tranchée critique (μm)

Nous allons à présent considérer que lorsqu'il n'y a pas de pression exercée (Figure 2-6-a), l'épaisseur du tissu est notée L . Lorsque les pressions P_b et P_c sont appliquées, les

épaisseurs du tissu deviennent respectivement L_b et L_c dans la zone haute et basse (Figure 2-6-b). La relation de Hooke en fonction de ces paramètres nous conduit à l'Équation 2-4.

Équation 2-4
$$P_c - P_b = \frac{E \cdot (L_c - L_b)}{L}$$

P_c : Pression locale au-dessus de la tranchée en zone basse (Pa)
 P_b : Pression locale au-dessus de la barrière en zone haute (Pa)
 L : Epaisseur du tissu de polissage sans compression (μm)
 E : Module de Young du tissu de polissage (Pa)
 L_b : Epaisseur du tissu de polissage sous la pression P_b (μm)
 L_c : Epaisseur du tissu de polissage sous la pression P_c (μm)

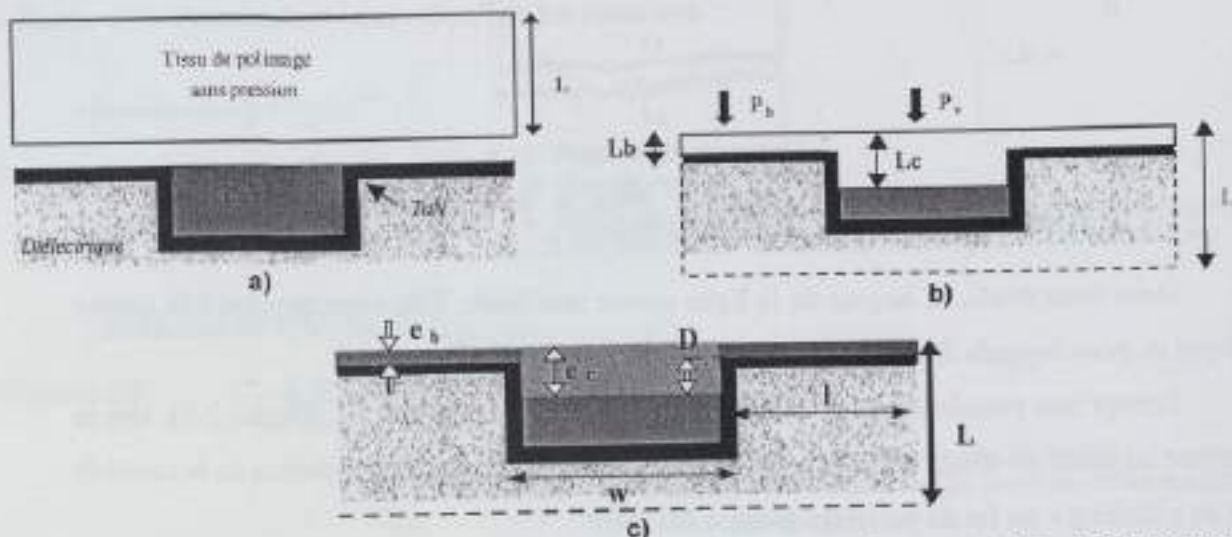


Figure 2-6 a) et b) Définitions des épaisseurs du tissu de polissage avec et sans pression. c) Définitions des paramètres de la modélisation.

Le « dishing » D (Figure 2-6-c) est la différence entre les épaisseurs du tissu en zone basse et haute (Équation 2-5), ou la différence entre les épaisseurs enlevées en zone basse et haute.

Équation 2-5
$$D = L_c - L_b = e_c - e_b$$

D : Hauteur du « dishing » (μm)
 L_b : Epaisseur du tissu de polissage sous la pression P_b (μm)
 L_c : Epaisseur du tissu de polissage sous la pression P_c (μm)
 e_c : Epaisseur de cuivre enlevée en zone basse (μm)
 e_b : Epaisseur de TaN enlevée en zone haute (μm)

Les vitesses d'enlèvement locales du cuivre dans la tranchée en zone basse V_{acc} et du TaN en zone haute V_{aob} sont définies par les dérivées des épaisseurs de matière enlevées localement en fonction du temps selon l'Équation 2-6 et l'Équation 2-7.

Équation 2-6
$$V_{acc} = \frac{V_{accCu}}{P_{oCu}} \cdot P_c = \frac{\partial e_c}{\partial t}$$

V_{acc} : Vitesse d'enlèvement locale du cuivre ($\mu\text{m/s}$)
 V_{accCu} : Vitesse d'enlèvement du cuivre sur pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 P_{oCu} : Pression exercée sur le cuivre sur pleine plaque (Pa)
 P_c : Pression locale sur la tranchée en zone basse (Pa)
 e_c : Epaisseur de cuivre enlevée en zone basse (μm)

Équation 2-7
$$V_{aob} = \frac{V_{aobTaN}}{P_{oTaN}} \cdot P_b = \frac{\partial e_b}{\partial t}$$

V_{aob} : Vitesse d'enlèvement locale du TaN ($\mu\text{m/s}$)
 V_{aobTaN} : Vitesse d'enlèvement du TaN pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 P_{oTaN} : Pression sur le TaN pleine plaque (Pa)
 P_b : Pression locale sur le TaN en zone haute (Pa)
 e_b : Epaisseur de TaN enlevée en zone haute (μm)

L'abrasif est sélectif (Annexe G); il polit plus rapidement le cuivre que le TaN. Sa sélectivité est définie par le rapport de la vitesse d'enlèvement du cuivre sur celle de la barrière en TaN pour une même pression (Équation 2-8).

Équation 2-8

$$S = \frac{V_{AoCu}}{V_{AoTaN}}$$

S : Sélectivité de l'abrasif
 V_{AoCu} : Vitesse d'enlèvement du cuivre sur pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 V_{AoTaN} : Vitesse d'enlèvement de la barrière sur pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)

Les relations exprimées ci-dessus (Equation 2-1, 2-2, 2-3, 2-4, 2-5, 2-6 et 2-7) nous permettent d'obtenir l'équation différentielle décrite dans l'Équation 2-9.

Équation 2-9

$$\frac{\partial D}{\partial t} = - \frac{E \cdot V_{AoCu} \cdot (2S + 1) \cdot D(t)}{L \cdot P_o \cdot S \cdot 3} + \frac{V_{AoCu} \cdot (S - 1)}{S}$$

Dans un but de simplification, nous avons considéré l'espace interligne l_c égal au double de la largeur w_c . La solution $D(t, w_c)$ est donnée par l'Équation 2-10. Elle traduit l'évolution de la valeur de l'amplitude du « dishing », dans une structure de largeur critique fixe w_c , en fonction du temps de polissage, de la pression totale exercée sur la plaque, de la vitesse d'enlèvement et des propriétés des consommables. Dans ce modèle, nous considérons que le « dishing » ne commence à se créer qu'à l'instant t_p correspondant au temps de polissage nécessaire pour enlever l'excès de cuivre e_{PL2} jusqu'à la couche de TaN.

Équation 2-10

$$D(w_c, t) = \frac{3 \cdot P_o \cdot (S - 1) \cdot L}{E \cdot (2S + 1)} \cdot \left(1 - \exp\left(- \frac{V_{AoCu} \cdot E \cdot (2S + 1) \cdot (t - t_p)}{3 \cdot P_o \cdot L \cdot S} \right) \right)$$

$D(w_c, t)$: Variation de l'amplitude du « dishing » en fonction du temps (μm)
 w_c : Largeur supérieure ou égale à 1mm
 t_p : Temps de polissage du cuivre afin d'arriver jusqu'au TaN (s)
 V_{AoCu} : Vitesse d'enlèvement du cuivre sur pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
 P_o : Pression totale exercée sur le cuivre sur pleine plaque (Pa)
 L : Epaisseur du tissu de polissage sans compression (μm)
 E : Module de Young du tissu de polissage (Pa)

Afin de valider ce modèle, une vérification expérimentale a été effectuée. Pour cela, la valeur du « dishing » a été caractérisée par profilométrie dans une structure spécifique, conçue pour cette étude dans le masque H10PMCI A (Annexe-A). Cette structure correspond à un carré damascène isolé, dont les côtés w_c mesurent 1mm.

La Figure 2-7 représente l'évolution du « dishing » en fonction du temps de polissage obtenue d'après la relation de l'Équation 2-10, et les mesures expérimentales par profilométrie.

Ces résultats montrent dans l'ensemble un très bon accord entre les mesures expérimentales et le profil du modèle $D(t, w_c)$. L'expression de l'Équation 2-10 peut donc être utilisée pour simuler les amplitudes du « dishing » en fonction du temps de polissage.

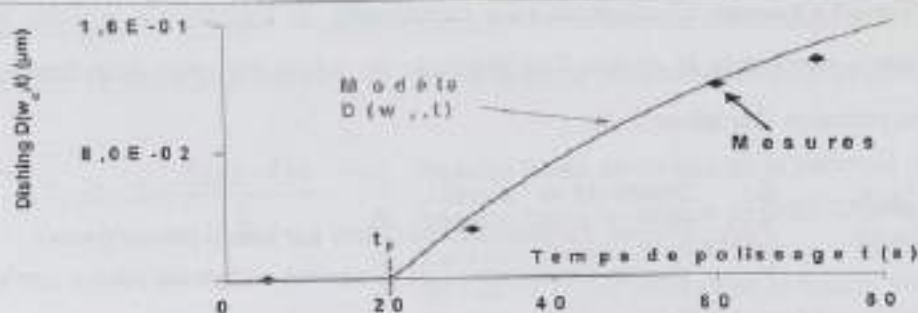


Figure 2-7 Evolution du "dishing" $D(w,t)$ d'une structure critique de largeur w_c en fonction du temps de polissage t .

o Evolution du « dishing » en fonction de la largeur de la ligne cuivre

Les valeurs de « dishing », mesurées par profilométrie dans les lignes isolées (Figure 2-8), après un temps de polissage t_0 , évoluent également en fonction de la largeur de la tranchée damascène w .

Ainsi, dans cette partie nous étudierons et modéliserons l'évolution du « dishing » $D(w,t_0)$ en fonction de la largeur de la ligne pour un temps de polissage fixe t_0 .

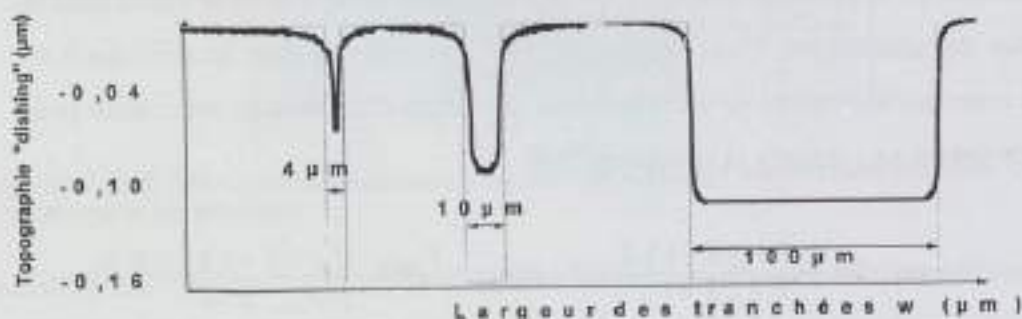


Figure 2-8 Evolution du « dishing », par profilométrie, en fonction des largeurs de ligne w , pour un temps de polissage fixe t_0 .

Cette modélisation empirique sera issue du modèle du « dishing » $D(w_c, t)$ étudiée préalablement et de l'expression mathématique du profil expérimental du « dishing » en fonction de la largeur de ligne w .

La courbe de la Figure 2-9 représente l'évolution de l'amplitude du « dishing » en fonction de la largeur de la ligne w provenant des mesures par profilométrie.

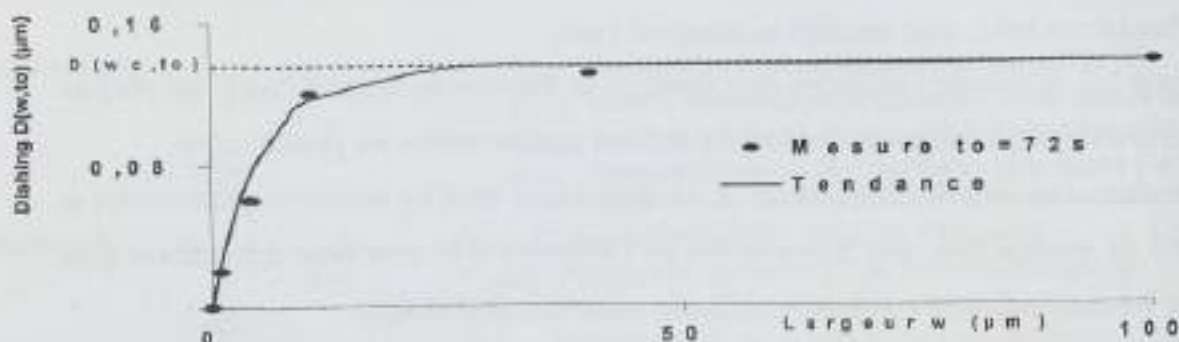


Figure 2-9 Courbe d'après les mesures expérimentales, du « dishing » en fonction de la largeur w .

Le théorème des poutres traduisant la conformité du tissu de polissage en fonction de la pression exercée, des paramètres physiques du tissu de polissage, et de la largeur de la tranchée est détaillé dans l'Annexe K. Mais cette approche sous estime la capacité du tissu à se déformer. Nous considérerons donc que l'évolution de la courbe de la Figure 2-9 a un comportement exponentielle dont la valeur de saturation correspond à la valeur du « dishing », $D(w_c, t)$ à l'instant t_0 modélisé préalablement (Équation 2-10). L'expression mathématique du profil expérimental de la Figure 2-9 est donc ici traduite par l'Équation 2-11.

Équation 2-10

$$D(w_c, t) = \frac{3 \cdot P_{0c} \cdot (S-1) \cdot L}{E \cdot (2S+1)} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{V_{AcCu} \cdot E \cdot (2S+1) \cdot (t - t_p)}{3 \cdot P_{0c} \cdot L \cdot S}\right)\right)$$

$D(w_c, t)$: Variation de l'amplitude du « dishing » en fonction du temps (μm)

w_c : Largeur supérieure ou égale à 1mm

t_p : Temps de polissage du cuivre afin d'arriver jusqu'au TaN (s)

V_{AcCu} : Vitesse d'enlèvement du cuivre sur pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)

P_{0c} : Pression totale exercée sur le cuivre sur pleine plaque (Pa)

L : Epaisseur du tissu de polissage sans compression (μm)

E : Module de Young du tissu de polissage (Pa)

Équation 2-11 $D(w, t_0) = D(w_c, t_0) \cdot (1 - \exp(-G \cdot w))$ $D(t_0, w_c)$: Hauteur du « dishing » en fonction d'un temps fixe t_0 , pour une largeur w_c infinie (μm)

G : Constante

w : Largeur de la ligne (μm)

En intégrant dans l'Équation 2-11 les valeurs des paramètres (détaillées dans l'Annexe H), nous obtenons l'évolution du « dishing » en fonction de la largeur de tranchée w , représentée dans la Figure 2-10, pour un temps de polissage t_0 . Les points expérimentaux et la courbe provenant du modèle (Équation 2-11) confirment la validité de la modélisation empirique à l'instant t_0 $D(w, t_0)$.

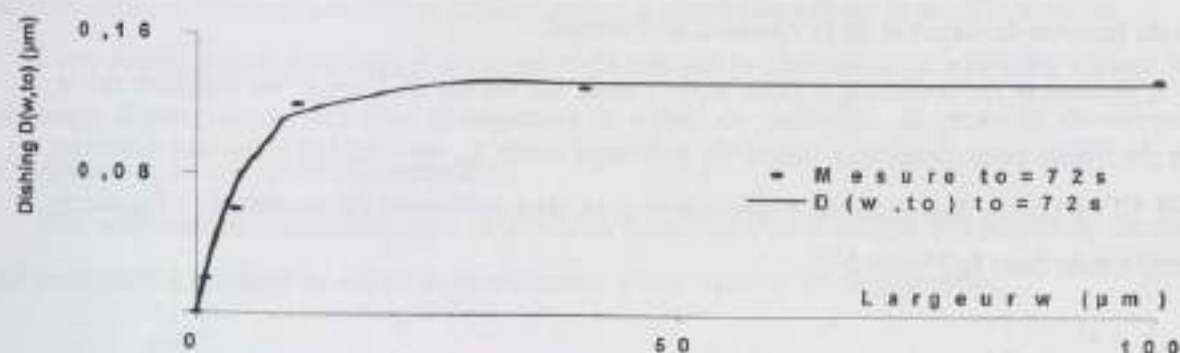


Figure 2-10 Evolution du « dishing » $D(w, t_0)$ en fonction de la largeur w d'après le modèle et les mesures expérimentales.

o Evolution du « dishing » en fonction de la largeur et du temps de polissage

En insérant l'Équation 2-10 dans l'Équation 2-11, nous obtenons l'expression $D(w, t)$ (Équation 2-12). Elle correspond à l'évolution de la dépression créée durant la seconde opération de polissage. Ce modèle prend en compte de nombreux paramètres tels que le temps

de polissage, les largeurs des lignes, les paramètres machines et les propriétés physiques des consommables du procédé, à savoir la sélectivité de l'abrasif, l'épaisseur, le module de Young.

Équation 2-12

$$D(w, t) = \frac{3 \cdot P_{OCu} \cdot (S-1) \cdot L}{E \cdot (2S+1)} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{V_{AcCu} \cdot E \cdot (2S+1) \cdot (t - t_p)}{3 \cdot P_{OCu} \cdot L \cdot S} \right) \right) \cdot \left(1 - \exp(-G \cdot w) \right)$$

V_{AcCu}	Vitesse d'enlèvement du cuivre pleine plaque ($\mu\text{m/s}$)
P_{OCu}	Pression totale exercée sur le cuivre pleine plaque (Pa)
L	Épaisseur du tissu de polissage (μm)
E	Module de Young du tissu de polissage (Pa)
S	Sélectivité de l'abrasif
t_p	Temps de polissage du cuivre afin d'arriver jusqu'au TaN (s)
w	Largeur de ligne (μm)
G	Constante

Nous avons donc modélisé de façon macroscopique la cinétique de polissage qui conduit au phénomène de « dishing ». L'évolution de l'amplitude du « dishing » pourrait être surveillée en utilisant ce modèle lors d'un changement de tissu de polissage, d'abrasif sélectif, de pression, de vitesse relative, du temps de polissage, de largeur de ligne. Nous allons à présent vérifier si cette modélisation est satisfaisante en variant le temps de polissage, la largeur de ligne, et le type de cuivre électrolytique et en comparant les résultats obtenus avec ceux des mesures expérimentales.

- *Vérifications expérimentales*

La caractérisation du « dishing » avec un profilomètre est effectuée à la surface des structures du masque H10PMCIA (Annexe-A). Ces structures sont des lignes damascènes isolées de largeur w variable. Le cuivre nommé ECD_{PEC} se différencie du cuivre ECD_{LT210} au niveau du procédé de dépôt et de la vitesse d'enlèvement.

L'évolution du « dishing » $D(w, t_0)|_{P_1}$, avec un cuivre ECD_{LT210} , en fonction de la largeur de lignes pour différents temps de polissage notée t_0 , est vérifiée pour une pression $P_1 = 1.38 \cdot 10^4 \text{ Pa}$ (2psi). Les résultats expérimentaux et ceux provenant du modèle de l'Équation 2-12 sont tracés dans la Figure 2-11.

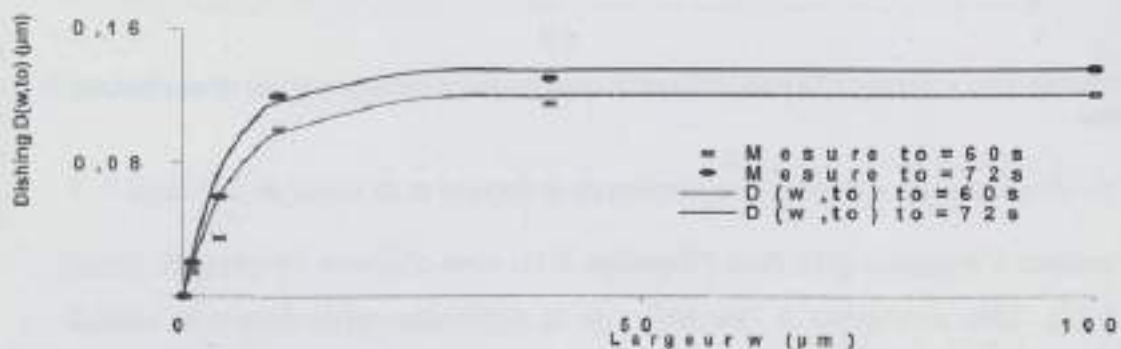


Figure 2-11 Résultats expérimentaux, et ceux de la modélisation $D(w, t_0)|_{P_1}$ pour des temps de polissage t_0 avec le cuivre ECD_{LT210} .

L'évolution du « dishing » est ensuite vérifiée pour le cuivre ECD_{IECP} , de texture et de comportement différent du cuivre ECD_{LT210} . Ainsi, le modèle proposé dans l'Équation 2-12 est appliqué pour ce cuivre en modifiant la vitesse d'enlèvement.

L'application consiste à polir à pression $P_1=1,38 \cdot 10^4 \text{ Pa}$ (2psi) durant un temps t_1 . Les résultats des mesures expérimentales et du modèle $D(w, t_1) |_{t_1}$ sont tracés dans la Figure 2-12.

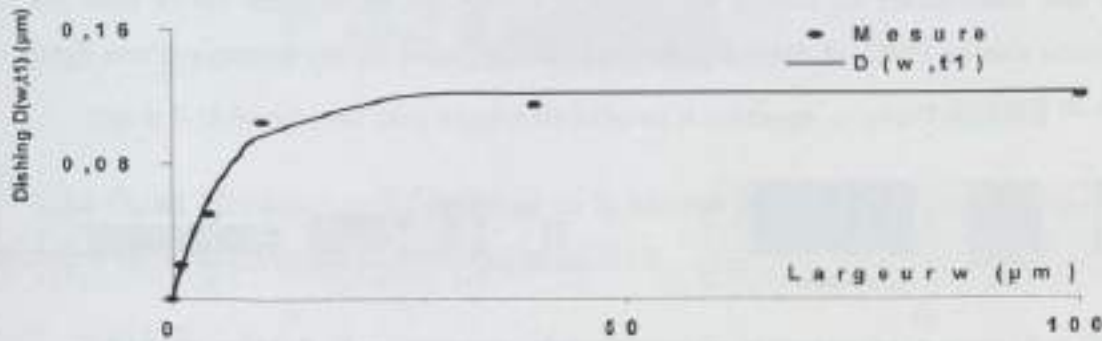


Figure 2-12 Résultats expérimentaux, et ceux de la modélisation $D(w, t_1) |_{t_1}$ pour $t_1=65\text{s}$ avec le cuivre ECD_{IECP} .

2.1.1.1. Conclusion

Nous avons proposé un modèle macroscopique du « dishing » $D(w, t)$ pour traduire l'évolution de son amplitude en fonction du temps de polissage et de la largeur de ligne, des paramètres machine, des propriétés des consommables et du cuivre. Pour cela nous sommes basés sur les relations simples de Hooke, Preston et le profil expérimental.

Le modèle a été comparé avec des mesures expérimentales pour différentes largeurs de ligne, différents temps de polissage, différentes pressions, et deux types de cuivre. Le bon accord entre les résultats calculés et expérimentaux a permis de valider le modèle proposé.

Cette modélisation permettra d'anticiper et de calculer la dépression du « dishing » avant le polissage d'une plaque lors d'un changement de temps de polissage, de pression, de vitesse d'enlèvement ou même de consommables.

Elle sera utilisée également dans le prochain paragraphe pour définir des règles de dessin qui consistent à corriger la valeur de la résistance d'une ligne en fin de polissage.

2.2. Règle de dessin - Correction de la résistance de ligne après le polissage

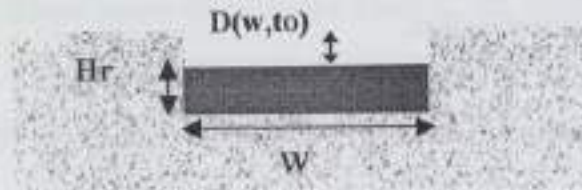
Les concepteurs de circuit intégré ne prennent pas en compte la perte cuivre occasionnée par le « dishing » D (Figure 2-13.a). Pourtant, après l'étape de PMC le « dishing » modifie considérablement la section de la ligne; donc la résistance de ligne, en fonction de sa largeur w (Figure 2-13.b). Ainsi, une correction de cette valeur de résistance de ligne permettrait aux concepteurs de circuit intégré de tenir compte de la perte cuivre dans les interconnexions due au PMC, et donc de prévoir la valeur réelle de la résistance d'une ligne polie en fin de fabrication.



Certes certains auteurs comme S. Smith ^[17] et S. Lakshminarayanan ^[18] proposent une évaluation de la résistance de ligne après le polissage, mais nous proposerons ci-dessous une prédiction de la résistance de ligne en intégrant la modélisation du « dishing » $D(w,t)$ développée précédemment. Pour cela, nous définirons dans un premier temps la hauteur réelle H_r (Figure 2-13-b) d'une interconnexion après le PMC. Puis nous aborderons l'évaluation de la valeur finale et réelle de la résistance de ligne après le PMC.

- *Hauteur de ligne réelle après le PMC*

Après la seconde opération de polissage, la hauteur réelle des interconnexions H_r varie en fonction de la largeur de la ligne w , à cause du « dishing » créé $D(w,t_0)$ (Figure 2-14).



De plus, au cours de la troisième opération de PMC, du cuivre est consommé uniformément dans les lignes durant le polissage du diélectrique, cette consommation de cuivre sera notée C_{p13} . La hauteur finale et réelle de la ligne $H_f(w, t_0)$ (Équation 2-13) est la différence entre la profondeur de la tranchée initiale H_i et la somme de la perte cuivre due au « dishing » $D(w, t_0)$ (provenant de la seconde opération de PMC) et la consommation de cuivre C_{p13} (provenant de la troisième opération de PMC). Ces paramètres sont schématisés dans la Figure 2-15.

Équation 2-13 $H_r(w, t_0) = H_i - D(w, t_0) - C_{p13}$

$H_r(w, t_0)$: Hauteur réelle de la ligne (μm)
 $D(w, t_0)$: Evolution du « dishing » en fonction de la largeur de ligne après un temps de polissage t_0 (μm)
 H_i : Hauteur de la tranchée initiale (μm)
 C_{p13} : Consommation de cuivre durant le polissage du diélectrique (μm)



Figure 2-15 Paramètres de la hauteur réelle après le polissage, et effet « dishing ».

La Figure 2-16 représente l'évolution de la hauteur de cuivre $H_r(w, t_0)$ dans les lignes damascène en fin de polissage d'après l'Équation 2-13.

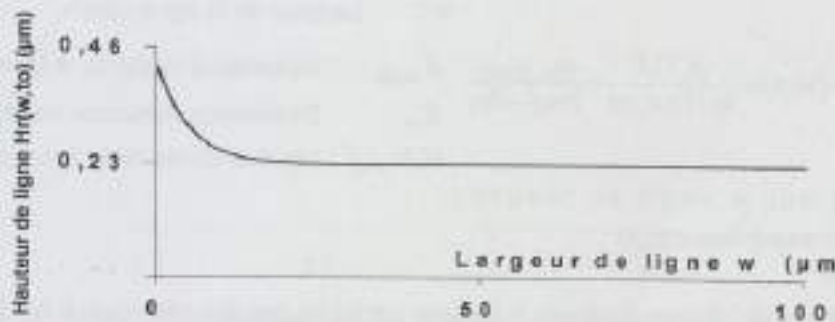


Figure 2-16 Variation de la hauteur réelle $H_r(w, t_0)$ de la ligne en fonction de la largeur de la ligne après le PMC.

• Estimation de la valeur de la résistance réelle de ligne après le PMC

La relation classique de la résistance de ligne est décrite dans l'Équation 2-14, dont les paramètres sont indiqués dans la Figure 2-17.

Équation 2-14 $R_{th} = \frac{\rho(T) \cdot l}{w \cdot H_i}$

R_{th} : Résistance théorique (Ω)
 l : Longueur de la ligne (cm)
 w : Largeur de la ligne (cm)
 H_i : Hauteur de la ligne (cm)
 $\rho(T)$: Résistivité ($\Omega \cdot \text{cm}$)



Figure 2-17 Paramètres de la résistance théorique.

La résistivité des couches minces, $\rho(T)$, d'après la règle de Matthiessen^[9] (Équation 2-15) est la somme de la résistivité dépendante de la température, et la résistivité dite résiduelle due à la diffusion électronique aux interfaces du conducteur, aux joints de grain, sur les défauts intra granulaires, et sur les impuretés. Dans cette étude, nous considérerons que la résistivité $\rho(T)$ reste fixe avec la largeur de la ligne.

Équation 2-15 $\rho(T) = \rho_T(T) + \rho_r$ $\rho_T(T)$: Résistivité liée à la température
 ρ_r : Résistivité résiduelle

En tenant compte de la hauteur réelle de la ligne $H_r(w, t_0)$ la valeur de la résistance du cuivre enlevé par le polissage R_{PMC} est traduite par la relation de l'Équation 2-16. La résistance réelle de la ligne après le polissage en fonction de la résistance théorique et la résistance R_{PMC} peut être facilement déduite par l'Équation 2-17.

Équation 2-16 $R_{PMC}(w, t_0) = \frac{\rho(T).l}{w.(D(w, t_0)_w + C_{p13})}$ R_{PMC} : Résistance du cuivre consommé dans la ligne par le PMC (Ω)
 $D(w, t_0)$: Evolution du « dishing » en fonction de la largeur des lignes pour un temps fixe t_0 (cm)
 C_{p13} : Consommation de cuivre durant l'opération d'isolation (cm)
 $\rho(T)$: Résistivité couche mince ($\Omega.cm$)
 l : Longueur de la ligne (cm)
 w : Largeur de la ligne (cm)

Équation 2-17 $R_{réelle}(w, t_0) = \frac{\rho(T).l}{w.H_r(w, t_0)} = \frac{R_{th}.R_{PMC}}{R_{PMC} - R_{th}}$ $R_{réelle}$: Résistance réelle de la ligne (Ω)
 R_{th} : Résistance théorique de la ligne(Ω)
 $H_r(w, t_0)$: Hauteur réelle de la ligne (cm)

• **Vérifications expérimentales**

Des mesures de résistance de ligne à largeur variable ont été effectuées sur le masque HI0PMClA (Annexe A) par la méthode des quatre pointes dans les structures appropriées. L'évolution de la résistance, en fonction de la largeur de la ligne w , mesurée, et celle obtenue par la relation de l'Équation 2-17 sont tracées dans la Figure 2-18. Les paramètres physiques pris en compte dans le calcul sont détaillés dans le Tableau 2-1.

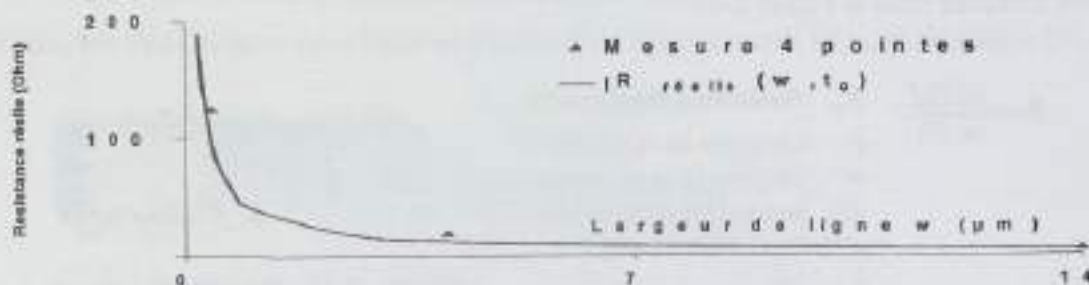


Figure 2-18 Evolution de la résistance réelle mesurée par la méthode des quatre pointes et du modèle.

Résistivité $\rho(T)$ ($\mu\Omega.cm$)	Consommation de cuivre C_{p13} (μm)	Longueur de la ligne l (μm)
1,69	0,02	800

Tableau 2-1 Paramètres des interconnexions cuivre mesurées.

La décroissance de la résistance en fonction de la largeur de ligne provenant de l'expression de l'Équation 2-17 et celle des mesures expérimentales sont en bon agrément.

Nous pouvons constater que la valeur de la résistance diminue considérablement avec l'augmentation de la largeur de la ligne. Dans cette étude, cette diminution est due uniquement à la perte cuivre dans les lignes causée par le « dishing », et non pas à la variation de la résistivité $\rho(T)$ que nous avons supposé constante. Or d'après Qing-Jiang^[20], elle peut varier en fonction de la largeur de la ligne, ce qui n'est donc pas le cas dans notre procédé.

Nous avons reporté sur la Figure 2-19, l'erreur sur la résistance d'une ligne dans le cas où nous négligeons l'effet « dishing », et où nous nous en tiendrions à la résistance géométrique théorique. Nous pouvons constater que cette erreur tend vers 50% dès que la largeur de ligne dépasse 25 μm .

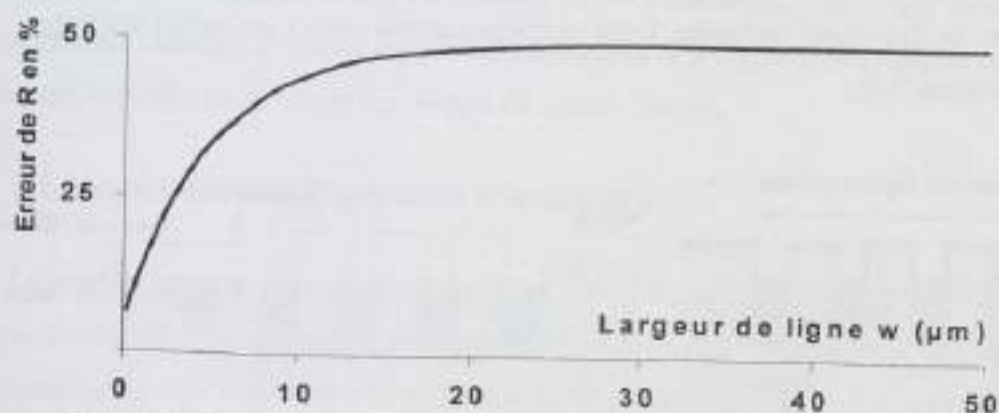


Figure 2-19 Erreur en pourcentage sur la résistance d'une ligne en négligeant R_{PMC} .

2.3. Conclusion

La modélisation du « dishing » $D(w, t)$ basée sur les relations de Hooke, Preston, et le profil expérimental permet dans un premier temps de simuler, avant le polissage des plaques, l'amplitude du « dishing » lors des changements réguliers des valeurs des paramètres machines (pression, vitesse d'enlèvement, tissu de polissage, abrasif).

Dans un second temps, elle permet d'en déduire la hauteur réelle $H_r(w, t_0)$ des interconnexions après le PMC en fonction de la largeur des lignes et des paramètres machines. Cela nous a conduit à l'expression de la valeur de la résistance réelle de ligne $R_{réelle}(w, t_0)$ en fonction de ces paramètres. Ceci permet de réajuster la largeur des lignes d'interconnexions durant leur conception afin d'obtenir la valeur de la résistance voulue.

Le bon accord entre les résultats des modèles proposés et les mesures expérimentales nous a permis de valider l'expression du « dishing » $D(w, t)$ et de la résistance de ligne réelle $R_{réelle}(w, t_0)$ après le polissage.

3. Modélisations de l'opération d'« isolation » des interconnexions – Effet « érosion »

L'opération d'isolation des interconnexions est la troisième et la dernière opération de polissage des interconnexions en cuivre d'architecture damascène. Elle s'effectue sur le troisième plateau avec un second abrasif qui a une sélectivité telle que la vitesse d'enlèvement du cuivre est très basse, contrairement à celle du TaN et du diélectrique (Annexe G). Cette opération d'isolation des interconnexions consiste à retirer la totalité de l'épaisseur de TaN restante (Figure 3-1), et une faible épaisseur de diélectrique de façon à enlever toutes les particules de cuivre, de TaN entre les lignes. Cette opération assure ainsi l'isolement des lignes cuivre entre elles (Figure 3-2).



Figure 3-1 Structures damascènes en réseau, après l'opération de révélation des interconnexions

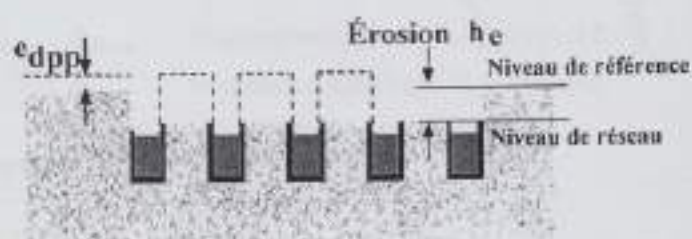


Figure 3-2 Evolution topographique des lignes au cours de l'opération d'isolation des interconnexions. Apparition de l'érosion h_e de l'espace interligne en diélectrique.

Le polissage du diélectrique enlève, uniformément à la surface de la plaque, une épaisseur de diélectrique notée e_{dpp} , représentée dans la Figure 3-2. Mais la vitesse d'enlèvement du diélectrique augmente avec la diminution de la largeur de l'espace inter ligne, l , donc avec l'augmentation de la densité des lignes cuivre du réseau. A la fin du polissage, le niveau du diélectrique dans un réseau est inférieur aux niveaux de référence représentés par ses bords. Cette différence de niveau génère une topographie nommée « érosion », notée h_e dans la Figure 3-2. L'érosion est définie comme l'amplitude entre le niveau de référence (Figure 3-3) et le niveau de la ligne de diélectrique érodée dans le réseau.

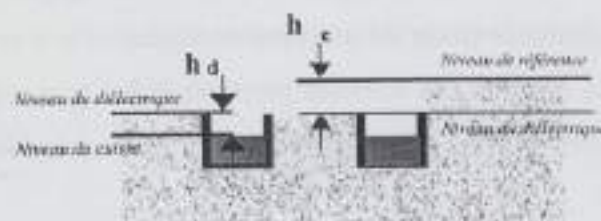


Figure 3-3 Définitions de l'érosion h_e , et du « dishing » h_d après l'opération d'isolation des interconnexions.

Au cours de cette opération, malgré la sélectivité de l'abrasif, le cuivre est consommé dans les interconnexions. Par conséquent, la topographie de type « dishing », notée h_d créée au cours de

l'opération précédente est toujours présente. Elle est définie, dans ce cas, comme l'amplitude entre le niveau des lignes diélectriques érodées dans le réseau avec celui du cuivre des interconnexions (Figure 3-3).

A la fin de l'étape de PMC, les réseaux présentent donc deux topographies : « *dishing* » h_d et *érosion* h_e . Selon la valeur de leur amplitude, elles peuvent générer des courts circuits au niveau de métal supérieur dus aux résidus de cuivre restant. Ce point sera détaillé prochainement.

Les modèles que nous allons proposer correspondront à l'évolution de ces topographies en fin du PMC, en fonction de la densité de ligne cuivre des réseaux et de la largeur des lignes, de façon à établir une règle de dessin en fonction de ces paramètres. Cette règle de dessin consiste à intégrer des densités d'inserts à proximité des réseaux présentant des valeurs topographiques critiques, ceci afin de diminuer les risques de courts circuits.

3.1. Modélisation de l'opération d'isolation

Le modèle proposé concernant l'évolution de la topographie de type *érosion* h_e sera issu d'une identification d'un profil expérimental donné (MATHCAD). Et celui de l'évolution de la topographie de type « *dishing* » h_d sera basé sur la modélisation du « *dishing* » $D(w,t)$ au cours de l'opération de révélation précédemment étudiée.

3.1.1. Modélisation de la topographie de type *érosion* h_e

La variation de la topographie de type *érosion* h_e provient de l'érosion des espaces de diélectrique à largeur variable dans les réseaux. La Figure 3-4 représente la variation de l'érosion des réseaux h_e en fonction de la largeur des espaces interlignes l . Elle provient des résultats expérimentaux obtenus par profilométrie au dessus les structures du réticule H10PMC1A (Annexe-A) après la dernière opération de polissage. Ce sont des réseaux de 1mm de côté comportant chacun une densité et une largeur de ligne cuivre différente, respectivement de 0 à 90% et de 0.2 à 40 μ m.

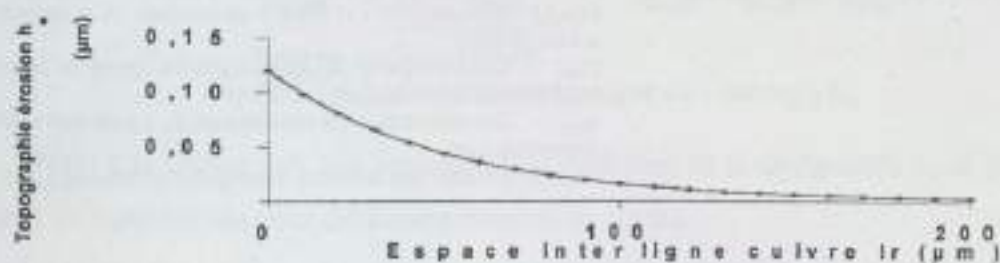


Figure 3-4 Evolution de l'érosion h_e en fonction de la largeur de l'espace interligne l .

Nous pouvons constater que l'érosion h_e diminue lorsque la largeur de l'espace inter ligne l augmente. L'origine de cette érosion est due en partie à la longueur d'aplanissement X_p

qui est de $100\mu\text{m}$ dans le cas du diélectrique après caractérisation. Si la largeur de l'espace de diélectrique « l » est supérieure ou égale au double de la longueur d'aplanissement X_p (Figure 3-5-a), l'érosion caractérisée dans le réseau est nulle (Figure 3-4).



Figure 3-5 Représentation de l'augmentation de l'érosion h_e avec la largeur d'espace l . a)-L'érosion h_e du réseau est nulle si l est supérieure ou égale à $2X_p$. b)-L'érosion h_e du réseau varie si l est inférieure à $2X_p$.

Par contre, si elle est inférieure, l'érosion h_e créée provient de la convolution des deux longueurs d'aplanissement de part et d'autre des bords de l'espace l (Figure 3-5-b).

La courbe de la Figure 3-4 peut être exprimée correctement par approximation mathématique par l'exponentielle décroissante de l'Équation 3-1. D'après la relation entre la largeur d'espace interligne l , la densité des réseaux d et la largeur des lignes cuivre w (Équation 3-2), nous obtenons finalement la relation de l'érosion h_e en fonction de la densité et de la largeur de ligne cuivre (Équation 3-3).

$$\text{Équation 3-1} \quad h_e(l) = 0,12 \cdot \exp(-0,02 \cdot l) \quad \begin{array}{l} h_e : \text{Erosion dans un réseau } (\mu\text{m}) \\ l : \text{Largeur de l'espace interligne cuivre } (\mu\text{m}) \end{array}$$

$$\text{Équation 3-2} \quad l = w \left(\frac{100}{d} - 1 \right) \quad \begin{array}{l} l : \text{Espace diélectrique entre les lignes de cuivre } (\mu\text{m}) \\ d : \text{Densité de lignes en cuivre d'un réseau } (\%) \\ w : \text{Largeur de la ligne damascène en cuivre } (\mu\text{m}) \end{array}$$

$$\text{Équation 3-3} \quad h_e(d, w) = 0,12 \cdot \exp(-0,02 \cdot w \cdot \left(\frac{100}{d} - 1 \right)) \quad \begin{array}{l} h_e : \text{Erosion de l'espace interligne d'un} \\ \text{réseau } (\mu\text{m}) \end{array}$$

3.1.2. Modélisation de la topographie de type « dishing » h_d

L'amplitude du « dishing » h_d varie en fonction de la largeur w des lignes cuivre, et de la densité d . Elle est traduite par la relation exprimée dans l'Équation 3-4, dont les paramètres figurent dans la Figure 3-6.

$$\text{Équation 3-4} \quad h_d(d, w) = D(w, t_0) + C_{pd} - e_{app} - h_e(w, d) \quad \begin{array}{l} h_d : \text{« Dishing » des lignes cuivre des réseaux } (\mu\text{m}) \\ D(w, t_0) : \text{Evolution du « dishing » en fonction de la largeur de la ligne} \\ \text{cuivre, } w \text{ } (\mu\text{m}) \\ C_{pd} : \text{Consommation de cuivre dans les lignes au cours de} \\ \text{l'opération d'isolation } (\mu\text{m}) \\ e_{app} : \text{Consommation de diélectrique au cours de l'opération} \\ \text{d'isolation } (\mu\text{m}) \\ h_e(w, d) : \text{Erosion des espaces interligne d'un réseau } (\mu\text{m}) \end{array}$$

Elle est liée à :

- la topographie « dishing » $D(w, t_0)$ créée au cours l'opération de révélation,
- la quantité de cuivre enlevée C_{pd} dans les lignes durant l'opération d'isolation malgré la haute sélectivité de l'abrasif vis à vis du cuivre,

- la perte de diélectrique ϵ_{app} sur tout la surface de la plaque au cours de l'opération d'isolation,

- l'érosion $h_e(w,d)$ de l'espace interligne que nous venons de définir.



Figure 3-6 Définitions des paramètres de l'expression de la topographie créée par le « dishing », h_d , en fin de polissage.

Nous avons vérifié la validité de l'expression de la topographie h_d (Équation 3-4) avec les résultats des mesures expérimentales par profilométrie dans les mêmes réseaux qui ont permis de caractériser l'érosion h_e .

La Figure 3-7 représente l'évolution de la topographie h_d en fin de polissage en fonction de la densité d des réseaux pour différentes largeurs de ligne cuivre.

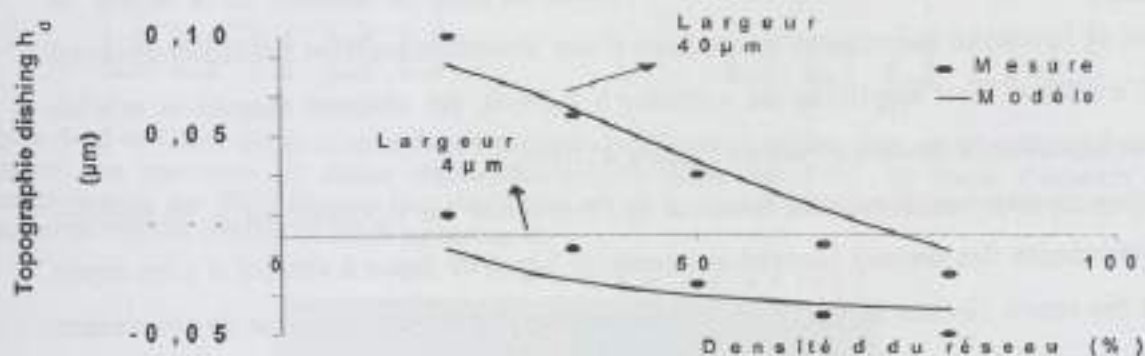


Figure 3-7 Evolution du « dishing » h_d en fonction de la densité d des réseaux.

Les valeurs « négatives » de la topographie h_d proviennent d'une sur élévation de cuivre dans les lignes par rapport au niveau des espaces de diélectrique. Ce phénomène survient principalement dans les réseaux à forte densité de ligne cuivre (Figure 3-8).

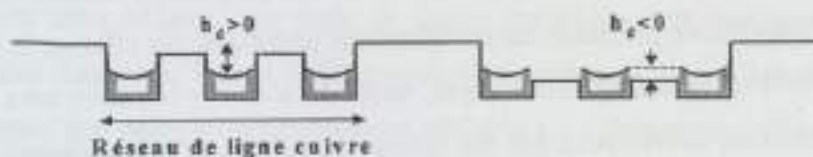


Figure 3-8 Schéma définissant le signe du « dishing » h_d .

Quant à la Figure 3-9, elle correspond à l'évolution de la topographie h_d en fonction de la largeur de ligne cuivre pour différentes densités de réseau.

La valeur du « dishing » augmente avec la largeur de la ligne cuivre w quelle que soit la densité des réseaux de lignes (Figure 3-8), mais elle diminue lorsque sa densité augmente (Figure 3-7). Cette diminution est principalement due à l'augmentation de l'érosion du diélectrique entre les interconnexions cuivre (Figure 3-4).

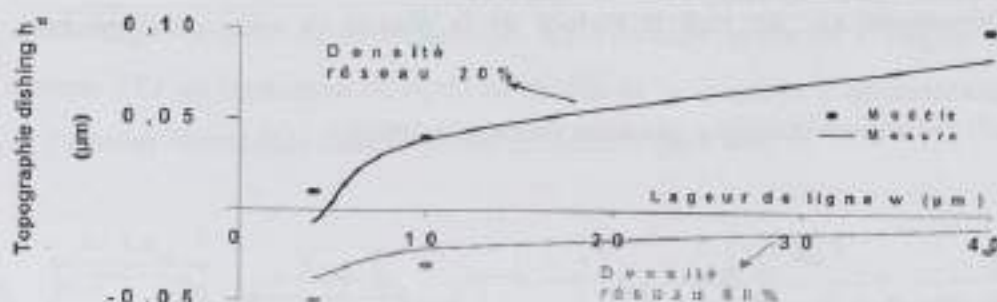


Figure 3-9 Evolution du « dishing » h_d en fonction de la largeur w des lignes cuivre.

Le bon agrément entre les résultats obtenus avec la relation de l'Équation 3-4, et les résultats expérimentaux, nous permet de traduire l'évolution de l'amplitude du « dishing » avec l'expression $h_d(w,d)$.

3.1.3. Conclusion

A la fin des trois opérations de PMC, les réseaux de lignes d'interconnexion présentent donc des topographies provenant à la fois de l'érosion du réseau h_e , et du « dishing » h_d des lignes cuivre. L'évolution de l'amplitude de l'érosion $h_e(w,d)$, en fonction de la largeur de ligne w et de la densité des réseaux d , est issue d'une identification d'un profil expérimental donné. L'évolution de l'amplitude du « dishing » $h_d(w,d)$, est obtenue d'après la relation précédente $h_e(w,d)$ et la modélisation du « dishing » $D(w,t_0)$.

Ces relations permettront de calculer la valeur de l'amplitude des topographies, h , en fonction des caractéristiques des réseaux (densité et largeur de ligne) de façon à vérifier si elles seront sujettes à des courts circuits en fin de PMC. Dans ce cas, durant la conception de ces réseaux des inserts seront à intégrer afin de diminuer ces risques.

3.2. Règle de dessin - Intégration d'inserts au contour des réseaux de lignes critiques

Dans un réseau, le contrôle de l'amplitude de la topographie ou hauteur de marche h ($h_e(w,d)$ ou $h_d(w,d)$) en fin de polissage est extrêmement important. En effet, si la valeur de la hauteur de marche h d'un réseau est dit *critique*, notée dans ce cas h_c , alors tous les réseaux situés au-dessus seront en court-circuit par des résidus de cuivre restant au dessus de l'espace inter-ligne l , après le PMC.

En effet, un réseau de lignes qui présente, après le polissage, une hauteur de marche critique h_c au niveau de métal N (Figure 3-10-a), voit sa topographie h_c reproduite après le dépôt de la couche de diélectrique du niveau supérieur $N+1$. Après l'opération de photolithographie, et de gravure (Figure 3-10-b), le niveau du réseau créé est donc déjà plus bas que ses bords avec un dénivelé h_c . Après le dépôt de la couche de cuivre électrolytique

(Figure 3-10-c), le polissage de l'excès de cuivre devient difficilement réalisable puisque le tissu de polissage n'a pas accès au fond de la marche critique h_c . Cela laisse des résidus de cuivre en fin de polissage (Figure 3-10-d) qui engendrent des courts circuits. Ces résidus sont visibles sur la photographie de la Figure 3-11.

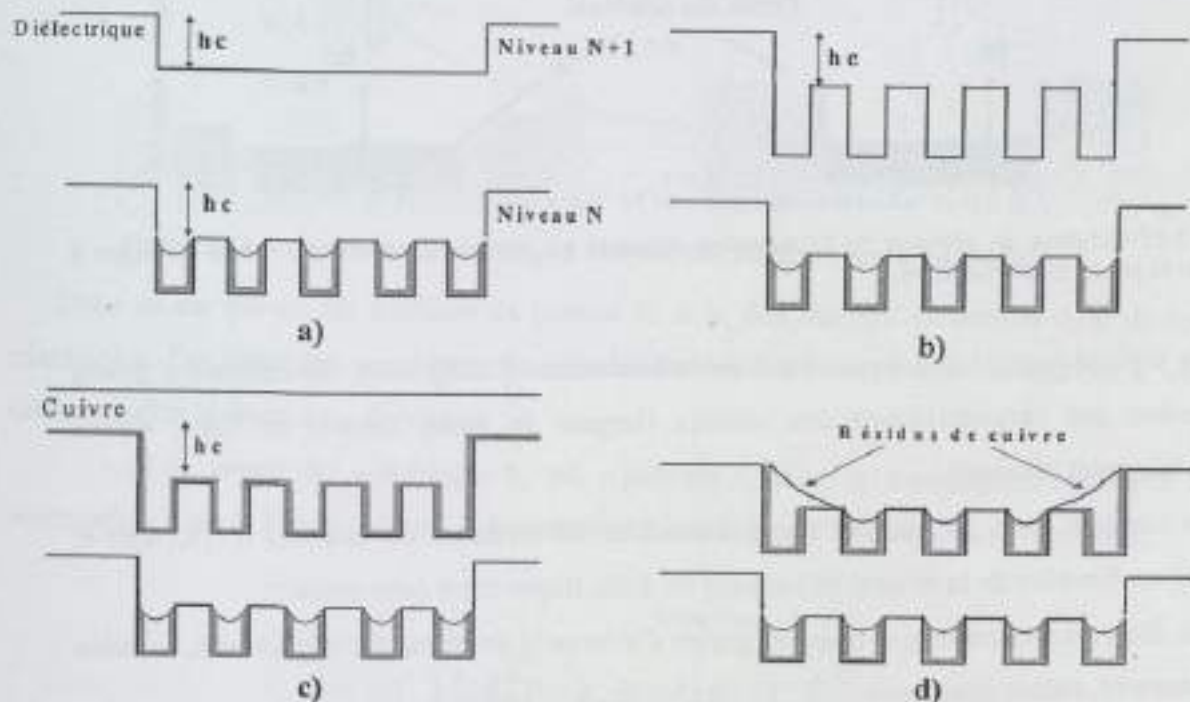


Figure 3-10 a) Dépôt de la couche de diélectrique constituant le niveau N+1. b) Photolithographie et gravure des tranchées. c) Etape d'aplanissement du cuivre par PMC. d) Etape d'isolation des interconnexions par PMC laissant des résidus de cuivre au niveau N+1 provenant de la pente de la hauteur de marche critique h_c créée au niveau N.



Figure 3-11 Photographie par microscope optique des résidus de cuivre laissés à un niveau de métal supérieur d'un circuit après le polissage.

Pour prévenir de cet effet néfaste, une règle de dessin spécifique doit être envisagée. Elle consiste à intégrer des densités d'inserts d_i [22], constitués de carrés de cuivre, près des contours des réseaux présentant des valeurs topographiques critiques h_c . L'intégration d'inserts permet de diminuer la pente de la marche critique h_c de façon à permettre au tissu de polissage d'accéder plus facilement au fond du réseau et par conséquent de ne pas laisser de résidus de cuivre au dessus du diélectrique à la fin du polissage. Ceci est schématisé dans la Figure 3-12.

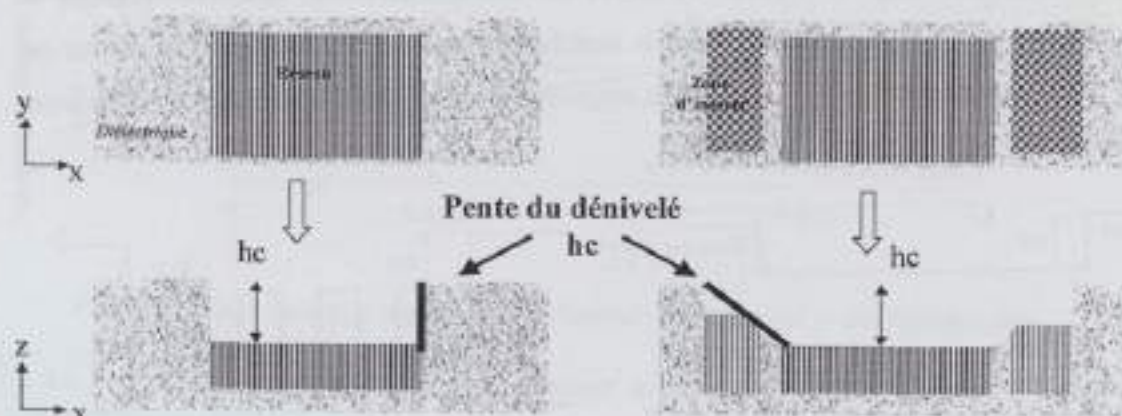


Figure 3-12 Schéma de principe de l'intégration d'inserts au contour d'un réseau érodé de façon à diminuer la pente du dénivelé h_c .

Une méthodologie est ci-dessous présentée concernant l'intégration des densités d'inserts en fonction des caractéristiques des réseaux (largeur de ligne, densité de ligne, espace diélectrique inter réseaux).

Elle consiste dans un premier temps à calculer les hauteurs de marches h ($(h_c(w,d)$ et $h_d(w,d))$) en fonction de la largeur de l'espace de diélectrique entre deux réseaux.

Puis, dans un second temps, trois catégories d'intervalle de valeur de la hauteur h , calculée précédemment, seront distinguées.

Ceci nous conduira enfin aux densités d'inserts à intégrer en fonction de ces catégories et de la largeur du diélectrique entre deux réseaux.

3.2.1. Calculs des hauteurs de marche h en fonction des caractéristiques du réseau

Cette partie consiste tout d'abord à formaliser les hauteurs de marche h_1 et h_2 , créées dans deux réseaux de lignes cuivre de densité respective d_1 et d_2 , en fonction de la largeur de l'espace diélectrique l_r entre ces deux réseaux.

3.2.1.1. Espace de diélectrique l_r supérieur au double de la longueur d'aplanissement X_p

Le premier cas de figure analysé est schématisé dans la Figure 3-13.

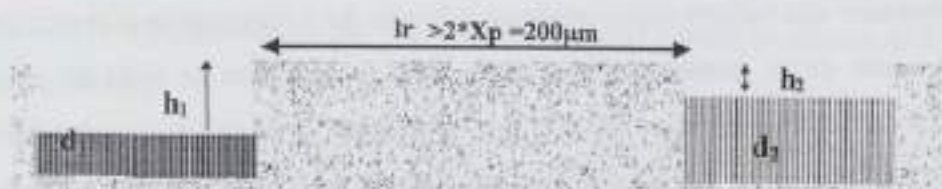


Figure 3-13- Schéma définissant le cas de figure analysé lorsque l'espace diélectrique est supérieur au double de la longueur d'aplanissement $2 \cdot X_p = 200 \mu\text{m}$.

Dans ce cas, l'espace de diélectrique l_r est supérieur au double de la longueur d'aplanissement ($X_p = 100\mu\text{m}$). Cet espace n'est donc pas érodé comme cela est indiqué dans la Figure 3-14.

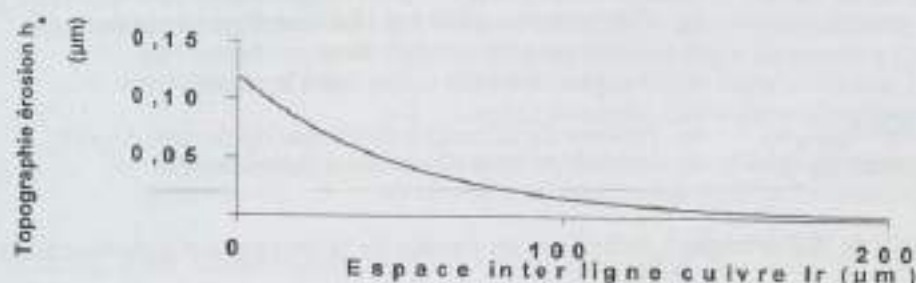


Figure 3-14 Evolution de l'érosion h_e en fonction de l'espace l_r entre les réseaux.

Dans ce cas précis, les hauteurs de marche h_1 et h_2 des réseaux de densité d_1 et d_2 sont maximales. Les relations permettant de calculer les hauteurs maximales de marche h sont déduites selon le signe du « dishing ».

- Si la valeur du « dishing » h_d est « positive », alors la topographie résultante h , schématisée dans la Figure 3-15 est la somme des topographies « dishing » h_d et érosion h_e .

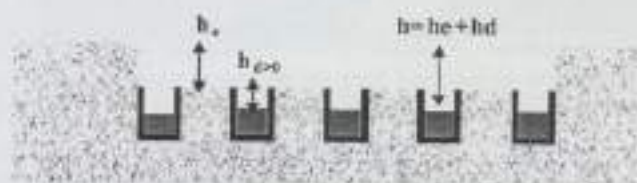


Figure 3-15 Schéma de la topographie maximale h dans un réseau de lignes cuivre après l'opération d'isolation des lignes, si le « dishing » est « positif ».

Les valeurs de la hauteur de marches h_1 et h_2 sont donc respectivement celle de l'Équation 3-5 et l'Équation 3-6.

Équation 3-5
$$h_1 = h_e(d_1, w) + h_d(d_1, w) \quad \text{pour } h_d > 0$$

h_1 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_1 (μm)
 h_e : Topographie créée par l'érosion dans un réseau (μm)
 h_d : Topographie créée par le « dishing » dans un réseau (μm)
 d_1 : Densité de ligne cuivre dans un réseau (%)
 w : Largeur des lignes cuivre dans le réseau (μm)

Équation 3-6
$$h_2 = h_e(d_2, w) + h_d(d_2, w) \quad \text{pour } h_d > 0$$

h_2 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_2 (μm)
 d_2 : Densité de ligne cuivre du réseau (%)

- Si la valeur du « dishing » h_d est « négative », alors la topographie résultante h , schématisée dans la Figure 3-16 est la topographie érosion h_e .

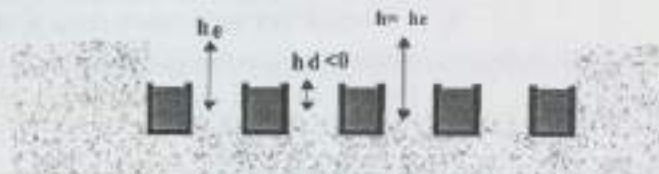


Figure 3-16 Schéma de la topographie maximale h dans un réseau de lignes cuivre après l'opération d'isolation des lignes, si le « dishing » est « négatif ».

Les expressions des hauteurs de marches h_1 et h_2 deviennent donc respectivement l'Équation 3-7 et l'Équation 3-8.

Équation 3-7 $h_1 = h_e(d_1, w)$ pour $h_d < 0$

h_1 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_1 (μm)
 h_e : Topographie créée par l'érosion dans un réseau (μm)
 d_1 : Densité de ligne cuivre dans un réseau (%)
 w : Largeur des ligne cuivre dans le réseau (μm)

Équation 3-8 $h_2 = h_e(d_2, w)$ pour $h_d < 0$

h_2 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_2 (μm)
 d_2 : Densité de ligne cuivre dans un réseau (%)

3.2.1.2. Espace de diélectrique l_r inférieure au double de la longueur d'aplanissement X_p

Le second cas de figure analysé est schématisé dans la Figure 3-17. Dans ce cas, la longueur l_r de l'espace de diélectrique l_r est inférieure au double de la longueur d'aplanissement X_p . Cela entraîne donc une érosion h_e (Figure 3-14) qui varie en fonction de la largeur de l'espace du diélectrique l_r selon l'Équation 3-9.

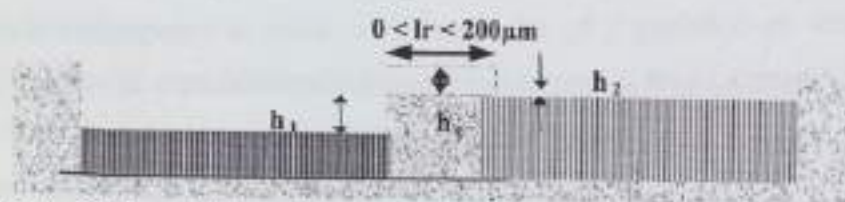


Figure 3-17 -Schéma définissant le second cas de figure analysé lorsque l'espace diélectrique est inférieure au double de la longueur d'aplanissement $2 \cdot X_p = 200 \mu\text{m}$.

Équation 3-9 $h_e(l_r) = 0,12 \cdot \exp(-0,02 \cdot l_r)$

$h_e(l_r)$: Erosion dans un réseau (μm)
 l_r : Largeur de l'espace de diélectrique entre deux réseaux (μm)

Dans ce second cas de figure, les hauteurs de marche h_1 et h_2 des réseaux de densité d_1 et d_2 sont diminuées par rapport au cas précédent dues à l'érosion $h_e(l_r)$. Selon les conditions, détaillées ci-dessous, sur le signe de la valeur du « dishing » h_d , les relations permettant de calculer ces hauteurs maximales de marche h sont déduites.

-Si la valeur du « dishing » h_d est « positive », alors la topographie résultante h dépend de la valeur des topographies « dishing » h_d , érosion h_e , et de l'érosion $h_e(l_r)$. Les valeurs de la hauteur de marches h_1 et h_2 deviennent celle de l'Équation 3-10 et l'Équation 3-11.

Équation 3-10 $h_1 = h_e(d_1, w) + h_d(d_1, w) - h_e(l_r)$ pour $h_d > 0$

h_1 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_1 (μm)
 h_e : Erosion dans un réseau (μm)
 h_d : « Dishing » dans un réseau (μm)
 $h_e(l_r)$: Erosion de l'espace l_r entre deux réseaux (μm)
 d_1 : Densité de ligne cuivre dans un réseau (%)
 w : Largeur des ligne cuivre dans le réseau (μm)

Équation 3-11 $h_2 = h_e(d_2, w) + h_d(d_2, w) - h_e(l_r)$ pour $h_d > 0$

h_2 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_2 (μm)
 d_2 : Densité de ligne cuivre du réseau (%)

- Si la valeur du « dishing » h_d est « négative », alors la topographie résultante h est la différence entre la topographie érosion h_e et l'érosion de l'espace entre les réseaux $h_e(l_r)$. Les

expressions des hauteurs de marches h_1 et h_2 deviennent respectivement l'Équation 3-12 et Équation 3-13.

Equation 3-12
$$h_1 = h_e(d_1, w) - h_d(lr) \quad \text{pour } h_d < 0$$

h_1 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_1 (μm)
 h_e : Topographie créée par l'érosion dans un réseau (μm)
 $h_d(lr)$: Erosion de l'espace entre les réseaux (μm)
 d_1 : Densité de ligne cuivre dans un réseau (%)
 w : Largeur des ligne cuivre dans le réseau (μm)

Equation 3-13
$$h_2 = h_e(d_2, w) - h_d(lr) \quad \text{pour } h_d < 0$$

h_2 : Hauteur de la marche du réseau de densité d_2 (μm)
 d_2 : Densité de ligne cuivre dans un réseau (%)

A présent, nous allons différencier des catégories selon la valeur de ces hauteurs de marche h .

3.2.2. Catégorie selon la valeur de la hauteur de marche h

Ci-dessous (Tableau 3-1) différentes catégories sont distinguées. Elles sont classées selon des intervalles de valeur des hauteurs h distinctes et précédemment calculées. La hauteur maximale de l'érosion h_e (Figure 2-11) et du dishing h_d (Figure 3-14) est d'environ $0,15\mu\text{m}$. De plus, la valeur de la hauteur de marche critique h_c , à partir de laquelle des résidus de cuivre seraient laissés au niveau $N+1$, est estimée à $0,05\mu\text{m}$ [22]. Ces deux points nous permettent de différencier trois types de catégories récapitulés dans le Tableau 3-1. Les catégories notées A, B, et C correspondent aux valeurs topographiques h comprises respectivement entre 0 et $0,05\mu\text{m}$, $0,05$ et $0,1\mu\text{m}$, et $0,1$ et $0,15\mu\text{m}$. Ainsi, pour chaque catégorie des densités d'inserts seront proposées.

Catégorie	Intervalle des valeurs topographiques (μm)
A	$0 < h < 0,05$
B	$0,05 < h < 0,1$
C	$0,1 < h < 0,15$

Tableau 3-1 Intervalle de valeur de chaque catégorie de topographie nommée A, B ou C.

3.2.3. Densités d'inserts requises en fonction des catégories

L'objectif principal des zones d'inserts au contour des réseaux est de diminuer le dénivelé de la hauteur de marche h_c , afin d'éviter tout risque de court-circuit en fin de fabrication (Figure 3-12). Pour cela, une densité d'inserts est proposée pour chaque catégorie et en fonction de la largeur du diélectrique entre les réseaux.

Les mesures portant sur l'impact de la densité des inserts d_i à proximité de la hauteur de marche, ont été effectuées à l'aide du masque d'étude H10PMC1A (Annexe-A). Ce masque comporte différents réseaux de lignes damascène, mesurant 1mm de côté, et espacés entre eux de $300\mu\text{m}$ de diélectrique, et à densité et largeur de ligne cuivre variables comportant un

périmètre d'inserts (représentés par des carrés de cuivre de $2\mu\text{m}$ de côté) à densité de cuivre variable. Cela permet d'étudier le comportement des environnements d'inserts en fonction de la densité des réseaux de lignes cuivre et la densité de cuivre des zones d'inserts.

Dans le premier cas de figure où l'espace de diélectrique l_r est supérieur au double de la longueur d'aplanissement X_p , les densités d'inserts d_i [22] nécessaires sont récapitulées dans le Tableau 3-2. Ainsi, pour chaque catégorie, une zone constituée d'inserts de $2\mu\text{m}$ de côté, de largeur minimale de $50\mu\text{m}$ et située sur le contour des réseaux doit être intégrée.

Dans le second cas de figure où l'espace de diélectrique l_r est inférieure au double de la longueur d'aplanissement X_p , selon la proximité de deux réseaux appartenant à des catégories différentes (A, B ou C) un gradient de densité d'insert d_i est nécessaire. Les densités d'inserts d_i à intégrer pour tous les cas envisageables [22] sont récapitulées dans le Tableau 3-2.

<i>Largeur du diélectriques l_r supérieure à $2 \cdot X_p$</i>		
Catégories	Densité d'inserts d_i à intégrer au contour du réseau (%)	
A	0 à 10	
B	30	
C	60	
<i>Largeur du diélectriques l_r inférieure à $2 \cdot X_p$</i>		
Catégories	A proximité des catégories :	Densité d'inserts d_i à intégrer entre les deux réseaux (%)
A	A	0 à 10
	B	30
	C	60
B	A	30
	B	30
	C	30
C	A	60
	B	30
	C	30

Tableau 3-2 Récapitulatif des densités d'inserts d_i requises au contour ou entre les réseaux appartenant aux catégories A, B ou C.

3.2.4. Conclusion

Les expressions des hauteurs de marche h de deux réseaux selon leur proximité ont été proposées en fonction de la densité des réseaux et de la largeur des lignes. Cela permettra au concepteurs de classer leur réseaux d'interconnexions selon les catégories proposées et d'insérer la densité d'inserts requise selon le cas de figure. L'objectif étant de diminuer tout risque de court-circuit, dû au PMC, en fin de fabrication de leur circuit intégré.

3.3. Conclusion

Les formalisations portant sur l'intégration d'un gradient de densité de métal, afin de diminuer la hauteur de marche critique h_c des réseaux d'interconnexions cuivre, sont appliquées aujourd'hui dans les circuits intégrés conçus à ST Microelectronics. En effet, les

cartographies des circuits intégrés, représentant la répartition des densités de cuivre des interconnexions damascènes, sont effectuées pour chaque niveau de métal (Figure 3-18).

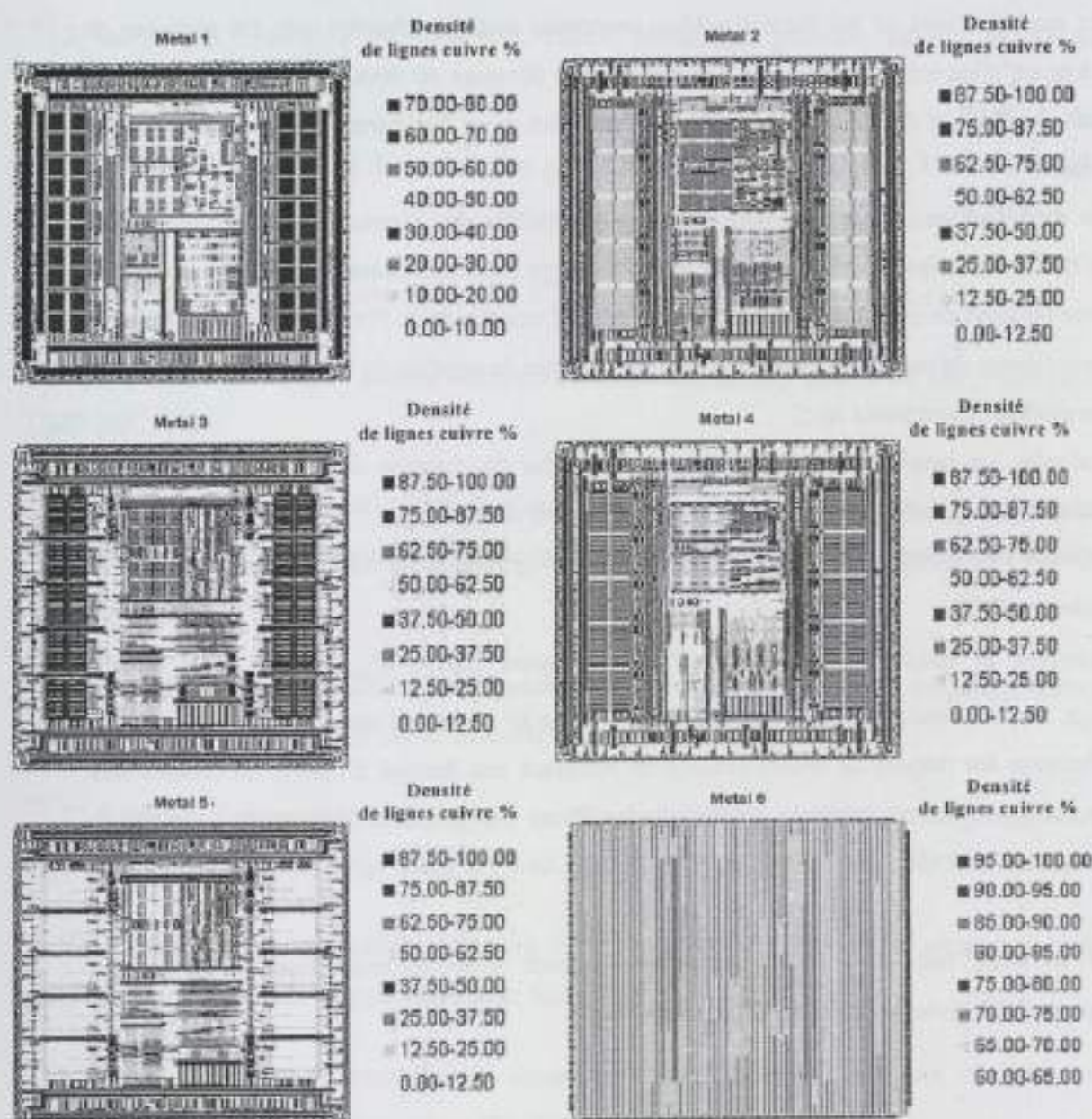


Figure 3-18 Cartographie des gradients de densité de cuivre à chaque niveau de métal d'un circuit intégré.

Si les règles établies dans l'étude précédente ne sont pas respectées, alors les gradients de densité de chaque niveau sont vérifiés et corrigés. Par exemple, si un fort gradient de densité de cuivre est présent dans une zone du circuit, alors les corrections consistent tout d'abord à situer cette zone critique, puis à y intégrer les densités d'inserts requises de l'étude précédente.

Néanmoins, ils restent des cas particuliers auxquels ces règles de dessin ne peuvent être appliquées. Les circuits intégrés comportant des inductances, des circuits analogiques logiques, par exemple, sont constitués principalement de réseaux de catégories A et C, créant une hauteur de marche critique très importante. Ces circuits sont très sensibles électriquement et aux bruits générés par les zones d'inserts, ils ne peuvent donc pas avoir des inserts à proximité, cela reste des cas particuliers à étudier.

4. Conclusion

Les modélisations et les formalisations proposées dans ce chapitre ont été réalisées de façon à ce qu'elles soient accessibles à la fois dans le domaine du développement de nouveaux procédés de PMC et dans le domaine de la conception, pour l'intégration de nouvelles règles de dessin.

Ces modélisations dépendent pour cela des paramètres des réseaux de lignes (largeur de lignes, densité de ligne), des propriétés physiques des consommables (module de Young et épaisseur du tissu de polissage, sélectivité de l'abrasif, constante de Preston), et des paramètres machines (temps de polissage, pression de la tête, vitesse de rotation de la tête et du plateau).

Ces modèles permettent de :

- calculer les amplitudes des topographies à la fin de chacune des opérations de PMC (marche de cuivre, surélévation du cuivre, « dishing », et érosion),
- déduire l'épaisseur de la couche de cuivre électrolytique ECD minimale e_T à déposer et nécessaire au PMC,
- corriger la résistance des lignes d'interconnexion cuivre $R_{résist}(w, r0)$ à la fin du polissage, due à la topographie de type « dishing » créée au cours de l'opération de révélation,
- diminuer les risques de courts-circuits en intégrant une densité d'inserts au contour des réseaux de lignes cuivre critiques provenant des fortes topographies (érosion et « dishing ») créées au cours du PMC.

Ces modèles ont été vérifiés expérimentalement avec la métallisation TaN/cuivre PVD/cuivre ECD, avec le polissage dit Prestonien.

Bibliographie du Chapitre III

- [1] J. Bernard, A. Michel, J. Philibert et J. Talbot, *Métallurgie générale*, Edition MASSON, 1984
- [2] F. Preston, The theory and design of plate glass polishing machines, *J. Soc. Glass. Technol.*, vol.11, pp214-256, 1927
- [3] Timoshenko, *Theory of plates and shells*, 2nd ed., Mc Graw-Hill, New York, 1959
- [4] D. P. Goetz, The effect of subpad construction on pattern density effects for slurry free cmp, *CMP-MIC*, 1995.
- [5] E. Perrin, « Etude et modélisation de l'aplanissement par polissage mécano-chimique des diélectriques dans les interconnexions des circuits intégrés », Thèse de doctorat de l'école Centrale de Lyon, 2000
- [6] J. Luo, D. Dornfeld, Material removal mechanism in chemical mechanical polishing: theory and modeling, *IEEE Trans. On Semi. Manufact.*, vol.14, 2, 2001
- [7] T. Ritzdorf, Pattern-dependent surface profile evolution of electrochemically deposited copper, *Conference Proceedings ULSI XV Mat. Res. Soc.*, pp101-107, 2000
- [8] E. Richard, Roles of additives during filling process of damascene structures with electrochemical deposited copper, *Mat. Res. Soc.*, 2000
- [9] S. Miura, ULSI Wiring formation by copper electroplating in the presence of additives, *Electrochemistry (Tokyo)*, vol.69,10, pp773-777, 1999
- [10] E. Paul, A model of chemical mechanical polishing, *J. of Electrochem. Soc.*, vol.148, 6, ppG355-G358, 2001
- [11] J. Luo, Material removal mechanism in chemical mechanical polishing: theory and modeling, *IEEE Trans. on Semi. Manufact.*, vol.14, 2, pp112-132, 2001
- [12] W. Yu, Modeling of chemical mechanical polishing process, *Conference Proceedings ULSI-X^c Mat. Res. Soc.*, pp:187-194, 1995
- [13] L. Yang, Modeling CMP for copper dual damascenes interconnects, *Solids State Technology*, pp:111-121, 2000

- [14] T. K. Yu, Saka, et al., Evolution of copper-oxide damascene structures in chemical mechanical polishing, *J. of Electrochem. Soc.*, vol.149, (1), ppG31-G40, 2002
- [15] D. Bonning, T. Tugbawa, Characterisation and modelling of pattern dependencies in copper CMP, *Semiconductor Fabtech*, 13th Edition, pp295-268, 1999
- [16] E. Tamba, T. Tugbawa, Integrated chip-scale simulation of pattern dependencies in copper electroplating and copper chemical mechanical polishing processes, *IEEE*, pp167-169, 2002
- [17] S. Smith, Evaluation of sheet resistance and electrical linewidth measurement techniques for copper damascene interconnect, *IEEE Trans. on Semi. Manufact.*, vol.15, 2, pp214-222, 2002
- [18] S. Lakshminarayanan, Design rule methodology to improve the manufacturability of the copper cmp process, *IEEE*, pp99-101, 2002
- [19] C. R. Tellier, Review Effect of defect structure on the electrical conduction mechanism in metallic thin film, *J. of Mat. Sci.*, vol.20, pp1901-1919, 1985
- [20] Qing-Jiang, Line width dependence of copper resistivity, *IEEE*, 2001
- [21] S. Kordic, C. Roussel, et A. Inard, Formalism for design verification based on an empirical model for cu-cmp-created topography, *Rapport interne de Philips et de STMicroelectronics*, 2001
- [22] C. Roussel, Dummies - Règle de dessin afin de diminuer les courts circuits après le polissage mécano chimique des interconnexions en cuivre d'architecture damascène., *Rapport interne ST Microelectronics*, 2001
- [23] S. Siravam, H. Bath, E. Lee, R. Leggett et R. Tolles, Measurement and modelling of pattern sensitivity during CMP of interlevel dielectrics, *Adv. Met. For ULSI App. Mat. Res. Soc.*, pp511-517, 1992

Chapter IV

Caractérisation microscopique des matériaux constituants les interconnexions en poly- ϵ -caprolactone

La caractérisation de la microstructure d'un matériau permet de déterminer sa nature et son comportement vis-à-vis d'un milieu à une température donnée, en particulier son comportement en déformation.

Ce chapitre présente la caractérisation de la microstructure des matériaux constituants les interconnexions en poly- ϵ -caprolactone. Les résultats obtenus sont comparés à ceux obtenus sur des échantillons de poly- ϵ -caprolactone pur et sur des échantillons de poly- ϵ -caprolactone mélangés avec des particules de poly- ϵ -caprolactone.

Il est montré que la microstructure des matériaux constituants les interconnexions est caractérisée par la présence de zones riches en poly- ϵ -caprolactone, et que la structure est fortement influencée par la composition chimique et la nature des particules de poly- ϵ -caprolactone mélangées.

19. T. K. V. Vaidyanathan, *Estimation of unobservable common components in short-run macroeconomic modelling*, *J. of Business Econ.*, vol. 18(1), pp. 241–256, 2002.

20. D. Guoqing, T. Tapani, *The distribution and dynamics of public expenditures in OECD*, *International Journal of Public Econ.*, pp. 201–218, 1997.

21. F. Tuzlak, S. Tapani, *Impacted short-run dynamics of public expenditures in major European and major financial and fiscal policy announcements*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

22. A. K. Singh, *Estimation of short-run and short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

23. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

24. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

25. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

26. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

27. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

28. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

29. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

30. M. C. C. Silva, *Short-run dynamics of public expenditures in major European countries*, *IEER*, vol. 1(1), pp. 1–10, 2007.

Chapitre IV

Caractérisations microstructurales des matériaux constituant les interconnexions en cuivre d'architecture damascène

La connaissance de la microstructure d'un matériau permet de comprendre, de prédire son comportement lorsqu'il est soumis à des contraintes extérieures qui engendrent des contraintes et des déformations.

Ce chapitre présente les caractérisations de la microstructure des matériaux constituant les interconnexions cuivre damascène. Les résultats permettront d'interpréter l'analyse du chapitre suivant portant sur la formation de cavités sous contraintes thermiques dans les structures en cuivre d'architecture damascène.

Ainsi, dans ce chapitre il sera détaillé respectivement la détermination de la texture réalisée par diffraction des rayons X, du module de Young réalisé par nanoindentation, et de la densité réalisée par spectroscopie de particules rétrodiffusées, par faisceau d'ions focalisés et par microscopie électronique à balayage.

1. Détermination de la texture du cuivre électrolytique des lignes d'interconnexion damascène

1.1. Introduction

La détermination de la texture d'un matériau en couche mince est essentielle dans la compréhension de ses mécanismes de croissance. Dans notre cas, la texture de croissance des couches de cuivre électrolytique est directement liée à la texture de la couche inférieure, c'est à dire la barrière de diffusion en TaN, et aux temps et à la température du recuit de recristallisation de ce cuivre. Par conséquent, il a été nécessaire de déterminer directement la texture du cuivre afin de discuter les propriétés mécaniques déduites des essais de nanoindentation et de déterminer les plans cristallins et les directions de mesure des contraintes mécaniques. De plus, elles permettent aussi de vérifier tout effet relié à la microstructure pouvant agir sur les propriétés mécaniques du matériau.

1.2. Méthodes expérimentales

Les expériences ont été réalisées sur des échantillons constitués de couches fines pleine plaque et de ligne d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène. Ils sont détaillés ci-dessous.

1.1.1. Description des échantillons

• Échantillons constitués de couches fines pleine plaque

Ces échantillons sont constitués d'un empilement de différentes couches de matériaux sur pleine plaque constituant les ensembles associés aux lignes d'architecture damascène.

Cet empilement est décrit dans la Figure 1-1 et détaillé dans le Tableau 1-1. Plus exactement, il est constitué d'une fine couche de TaN de $0,025\mu\text{m}$ d'épaisseur, déposée par IMP (Ionized-Metal-Plasma) sur une épaisseur d'oxyde (SiO_2) d'environ $0,5\mu\text{m}$. Cette couche de TaN empêche le cuivre de diffuser dans l'oxyde; elle est ainsi nommée « barrière ».

Puis les dépôts des couches de cuivre y sont effectués. Tout d'abord une pré-couche très fine de cuivre est déposée par IMP-PVD, son épaisseur notée E_{pre} est de $0,15\mu\text{m}$. Ensuite une autre couche de cuivre est déposée mais par électrochimie ECD (Electro Chemical Deposition), son épaisseur E_{ecc} est d'environ $1,5\mu\text{m}$. Ce type de dépôt consiste en une réaction redox, alimentée par un échange d'électrons entre une anode et une cathode par l'intermédiaire d'une solution ionique (électrolyte). Cette réaction conduit à une oxydation à l'anode (formation d'ions Cu^{2+}) et à une réduction à la cathode des ions Cu^{2+} (dépôt de cuivre).

L'ensemble subit ensuite un recuit à haute température, 400°C. Il permet de recristalliser et de stabiliser le matériau. La recristallisation du cuivre fait apparaître des joints de grains sur sa surface. Par conséquent l'état de surface de la couche de cuivre électrolytique présente une certaine rugosité qui est représentée dans la Figure 1-2.



Figure 1-1 Description des matériaux de l'empilement des échantillons constitués de couches fines pleine plaque.

Matériau	Paramètres	Épaisseur (µm)
Diélectrique		0,500
TaN IMP	E_{TaN}	0,025
Cu IMP PVD	E_{CuI}	0,150
Cu ECD	E_{CuT}	1,500

Tableau 1-1 Description des épaisseurs de l'empilement des échantillons constitués de couches fines pleine plaque.



Figure 1-2 Etat de la surface du cuivre électrolytique indentée après un recuit de recristallisation. Microscopie optique, grossissement*1000.

• Échantillons constitués de ligne d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène

Ces échantillons comportent des réseaux de ligne d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène. Ces lignes sont élaborées dans des tranchées d'oxyde de 0,4µm de profondeur avec successivement une couche barrière en TaN déposée par IMP PVD, une couche d'amorçage en cuivre déposée par IMP PVD et une couche de cuivre électrolytique. Les descriptions et les épaisseurs des différents matériaux, et les dimensions de la ligne sont indiquées dans la Figure 1-3 et le Tableau 1-2.

Après avoir effectué cet empilement, l'ensemble a subi un recuit de recristallisation à 400°C. Finalement, après avoir poli l'excès de cuivre, l'ensemble est encapsulé sous 0,04µm de SiN et 1µm de SiO₂.



Figure 1-3 Description des matériaux constituant les lignes d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène.

Matériau	Paramètres	Dimensions (µm)
Diélectrique	E_d	0,500
TaN IMP	E_{TaN}	0,025
Cuivre ECD	E_{CuT}	0,400
Largeur cuivre	w	0,5 à 4
Longueur cuivre	l	800

Tableau 1-2 Description des épaisseurs des matériaux et dimensions des lignes d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène.

1.1.2. Méthode de caractérisation par diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X, DRX, est applicable dans le cas des matériaux cristallins. Cette méthode^[1] prend comme jauge de déformation la distance interréticulaire des plans d_{hkl} d'une famille de plans cristallins du film. Cette distance est modifiée en présence de contraintes résiduelles (Figure 1-4) et elle est mesurable par DRX selon de la loi de Bragg (Équation 1-1), où λ est la longueur d'onde des rayons X incidents, θ l'angle de Bragg et d_{hkl} la distance interréticulaire des plans définis par les indices de Miller h, k, et l.

Équation 1-1 $2 \cdot d_{hkl} \sin \theta = \lambda$ d_{hkl} : Distance interréticulaire des plans définis par les indices de Miller h, k, et l
 θ : Angle de Bragg
 λ : Longueur d'onde des rayons X incidents



Figure 1-4 Schéma de la variation de distance interréticulaire en fonction de l'orientation des plans cristallins (hkl) sous l'action d'une force extérieure F.

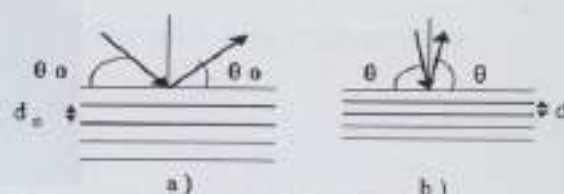


Figure 1-5 Principe de la mesure des déformations par DRX : variation de l'angle d'incidence et de la distance interréticulaire a) le matériau est à l'état neutre, b) le matériau est déformé.

A une variation de la distance interréticulaire sous l'effet d'une contrainte (Figure 1-5) est associée une déformation résultante ϵ (Équation 1-2).

Équation 1-2 $\epsilon = (d - d_0) / d_0$ ϵ : Déformation résultante
 d : Distance inter réticulaire après avoir appliqué la contrainte
 d_0 : Distance inter réticulaire initiale

En remplaçant d par l'expression déduite de la loi de Bragg, nous obtenons la relation de l'Équation 1-3. Cette équation montre que la mesure de la déformation est reliée à la détermination du déplacement $\Delta\theta$ du pic de Bragg, par rapport à l'angle θ_0 .

Équation 1-3 $\epsilon = (\sin \theta / \sin \theta_0) - 1$ ϵ : Déformation résultante
 θ : Angle de Bragg
 θ_0 : Angle de Bragg initial

La précision de la mesure est d'autant plus grande que les angles de Bragg sont grands. Du fait de la faible pénétration des rayons X dans les matériaux, les contraintes résiduelles sont mesurées à la surface du matériau^[2] dans le cas des pièces massives. Dans le cas des films minces sur un substrat épais, la pénétration pourra éventuellement être supérieure ou égale à l'épaisseur du film.

1.1.3. Expérience

Au cours des mesures, l'échantillon a été irradié par un faisceau incident fixe de rayons X monochromatiques de longueur d'onde λ en mode θ - 2θ (Figure 1-6). Dans notre cas, l'échantillon et le détecteur sont inclinés par rapport à un axe perpendiculaire au plan de la figure. Le système de détection est constitué par un monochromateur en graphite et un détecteur à scintillation. L'angle 2θ formé par le rayon incident et la direction de détection est modifié par incréments de 0.05° , l'angle d'incidence θ étant incrémenté par pas de 0.025° .

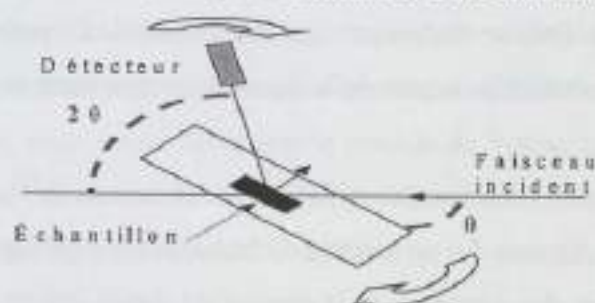


Figure 1-6 Schéma de principe pour l'obtention des spectres θ - 2θ , $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$.

La normale à la plaque reste en permanence la bissectrice de l'angle formé par le faisceau incident et la direction de détection. Les spectres obtenus sont ensuite comparés à un spectre d'un cuivre poly cristallin non texturé (cuivre massif). Ainsi, les intensités relatives des pics de diffraction permettent d'identifier la texture de croissance préférentielle du cuivre en fine couche.

1.3. Résultats expérimentaux

• Echantillons constitués de couches fines pleine plaque

Par la méthode décrite préalablement, nous obtenons, sur l'échantillon pleine plaque (Figure 1-7), une texture de croissance préférentielle pour le cuivre électrolytique de direction $\langle 111 \rangle$ [3].

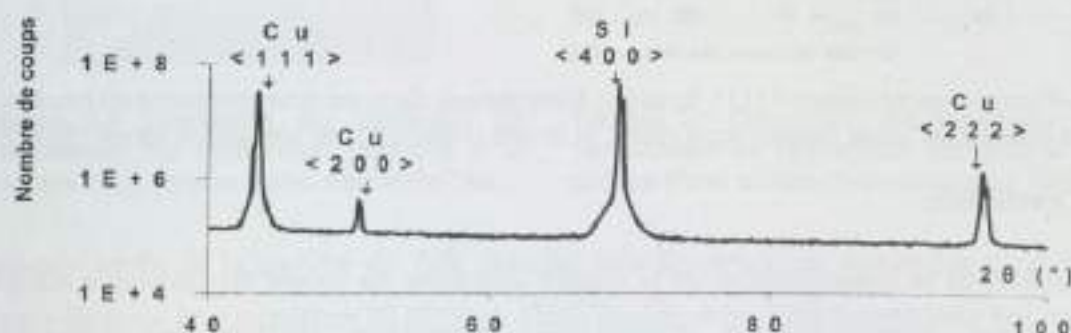


Figure 1-7-Spectres d'intensités correspondant au cuivre électrolytique en mode $\theta - 2\theta$

• **Echantillons constitués de ligne d'interconnexions en cuivre d'architecture damascène**

La texture cristalline varie en fonction de la largeur des lignes d'interconnexion. En effet, des mesures par diffraction des rayons X dans des lignes cuivre électrolytique de différentes largeurs ont été réalisées^[4]. Les figures de pôles <111> ont permis de détecter une différence des intensités diffractées par les plans <111> selon la largeur de la ligne. Cette intensité normalisée permet de quantifier la présence de la texture <111> dans les lignes (Tableau 1-3). Nous constatons qu'au fur et à mesure que la largeur diminue, des renforcements azimutaux des pôles <100> sont observés. Cela se traduit par une diminution de l'intensité d'une texture en <111>. Cependant, quelle que soit la largeur de la ligne, la texture reste majoritaire selon la direction en <111>.

De plus d'autres expériences réalisées par diffraction des rayons X^[5], avec le masque d'étude « H10PMC1A », (voir Annexe-A) permettent d'obtenir le pourcentage de la texture en <111> en fonction de la largeur des lignes et de la densité de lignes cuivre dans les réseaux (Figure 1-8).

Malgré la variation de la texture en fonction de la largeur, la texture du cuivre électrolytique reste majoritaire en <111>, comme cela est souligné dans la littérature^{[6],[7]}.

Largeur des lignes damascène cuivre ECD (μm)	Texture	Intensité normalisée représentant la présence d'une texture <111>
	Non texturé	
0,5	<111>	16
	<111>	33
	<111>	62

Tableau 1-3 Texture des lignes cuivre électrolytique en fonction de la largeur, pour une densité de réseaux de 50%^[4]

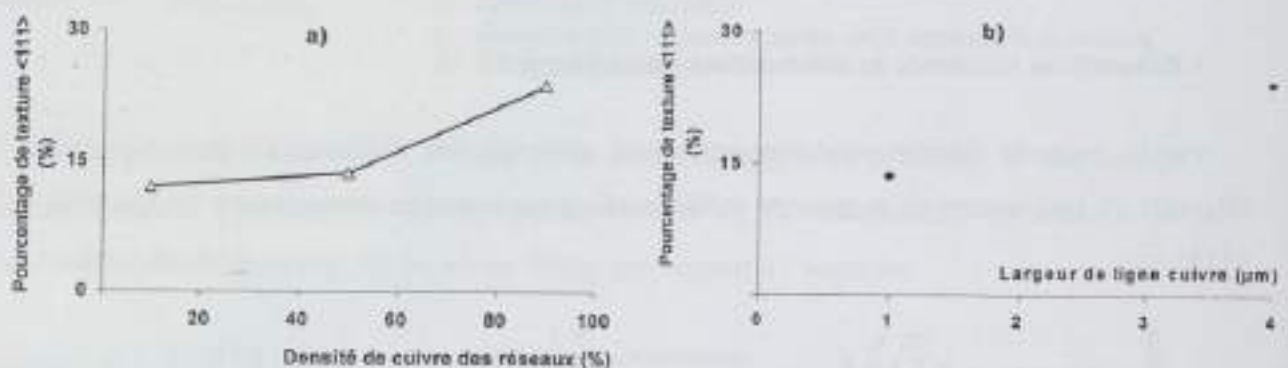


Figure 1-8-Pourcentage de texture <111> du cuivre électrolytique dans les interconnexions en fonction a)-de la densité des réseaux de lignes (largeur ligne : $1\mu\text{m}$), et b)-des largeurs lignes (densité de lignes : 50%)^[5].

1.4. Conclusion

Les résultats de la caractérisation de la texture cristalline du cuivre électrolytique intégré dans les lignes d'interconnexion d'architecture damascène révèlent une croissance préférentielle de type <111>. Néanmoins des légères variations de la texture du cuivre ont été soulignées en fonction de la largeur des lignes et de la densité des réseaux de lignes.

2. Détermination du module de Young des matériaux constituant les lignes d'interconnexion damascène

2.1. Introduction

Afin de connaître la valeur du module de Young des matériaux en couches minces (TaN et Cu ECD) destinés aux lignes d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène, des mesures par nanoindentation ont été réalisées. Ces valeurs sont nécessaires aux simulations numériques permettant de déterminer les champs de contrainte mécanique pouvant se développer au sein d'une structure damascène lors d'une sollicitation thermique.

Tout d'abord, nous avons déterminé le module de Young sur des couches déposées sur pleine plaque de TaN et de cuivre électrolytique. Ensuite, afin de vérifier d'éventuels effets d'interface pouvant survenir à la surface et au bord de la ligne damascène, les indentations ont été réalisées à l'intérieur de celle-ci et comparées aux précédentes valeurs.

2.2. Méthodes expérimentales

2.2.1. Description des échantillons

Les méthodes de dépôt de chaque matériau constituant l'empilement sont décrites dans la partie 1.1.1.

- Echantillons constitués de couches fines pleine plaque

- Fine couche de la barrière de diffusion en TaN

Afin de déterminer le module de Young de la couche de TaN, ce matériau a été déposé sur toute la surface de la plaque sur un empilement de couches minces décrit dans la Figure 2-1 et détaillé dans le Tableau 2-1.



Figure 2-1 Description des matériaux de l'empilement de l'échantillon constitué à la surface d'une couche pleine plaque de TaN.

Matériau	Paramètres	Épaisseur (µm)
Diélectrique		0,1
TaN IMP	E_{TaN}	0,1

Tableau 2-1 Description des épaisseurs de l'empilement de l'échantillon constitué à la surface d'une couche pleine plaque de TaN.

L'épaisseur réelle de la barrière de TaN déposée dans les structures damascène n'est que de quelques dizaines de nanomètres (0,025µm). Cette épaisseur est insuffisante pour des mesures d'indentation, ainsi l'épaisseur de dépôt sur pleine plaque de la barrière a été augmentée afin de préserver les propriétés des couches minces.

- Fine couche de cuivre électrolytique

Afin de mesurer le module de Young du cuivre électrolytique, une couche de cuivre est déposée pleine plaque sur un empilement de couches. Cet empilement est défini et décrit respectivement dans la Figure 1-1 et le Tableau 2-2.

Matériau	Paramètres	Épaisseur (μm)
Diélectrique		0,500
TaN IMP	E_{TaN}	0,025
Cu IMP PVD	E_{imp}	0,150
Cu ECD	E_{ecd}	0,830

Tableau 2-2 Description des épaisseurs de l'empilement des échantillons constitués de couches fines pleine plaque.

• Échantillons constitués de ligne d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène

Les échantillons constitués de ligne d'interconnexions permettront de réaliser des indentations au sein d'une structure en cuivre d'architecture damascène. Le détail des matériaux utilisés, leur épaisseur, et les dimensions de la structure sont définis dans le Tableau 2-3 et la Figure 1-3. Après le polissage mécano-chimique, la surface du cuivre de la ligne indentée présente une topographie de type « cuvette », elle est détaillée dans la Figure 2-2.

Matériau	Paramètres	Dimensions (μm)
Diélectrique	E_d	0,500
TaN IMP	E_{TaN}	0,025
Cuivre ECD	E_{CuT}	0,300
Largeur cuivre	w	75,00
Longueur cuivre	l	1000

Tableau 2-3 Description des épaisseurs matériaux et dimensions des lignes d'interconnexion en cuivre d'architecture damascène.

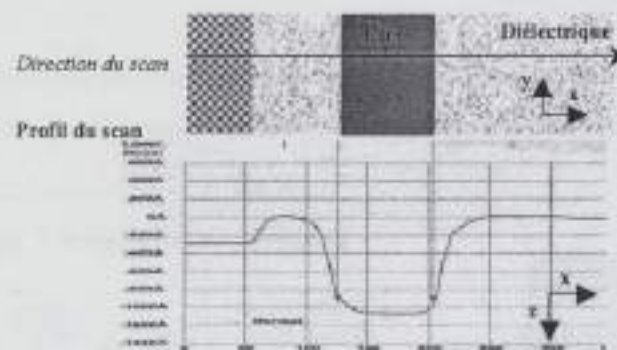


Figure 2-2 Topographie de la surface d'une interconnexions en cuivre, par profilométrie.

2.2.2. Méthode de caractérisation par nanoindentation

Les mesures de nanoindentation à contact sphérique ont été réalisées sur les échantillons détaillés précédemment. Le détail de cette technique est décrite par M. Swain^[8].

Rappelons que la méthode de charge et décharge partielle, utilisée dans les expériences de nanoindentation, permet de séparer la réponse élastique du matériau indenté de sa réponse

plastique. Cela permet d'obtenir les évolutions de la dureté et du module élastique apparent en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur sphérique.

Mais avant tout précisons ci-dessous les principaux avantages d'un indenteur sphérique par rapport à un indenteur pyramidal de type Berkovich ^{[9], [10]} :

- le choix du rayon, pour une charge donnée, permet de contrôler la profondeur de pénétration du matériau,
- techniquement il est possible de réaliser une surface sphérique avec un rayon de l'ordre du micromètre,
- les incertitudes sur la mesure de la profondeur de pénétration sont moins importantes,
- le niveau de contraintes, induit en début d'application d'une charge, reste suffisamment bas pour engendrer initialement des déformations purement élastiques dans le matériau,
- dans un même film et pour une même charge appliquée, un indenteur sphérique pénètre moins profondément.

Ainsi, la surface des échantillons subit des séries d'indentations en ligne droite par une pointe de $1\mu\text{m}$ de diamètre. L'espace entre deux indentations est de $30\mu\text{m}$. Les forces minimale et maximale de la pointe sont respectivement $0,05\text{mN}$ et 200mN , et la profondeur de pénétration maximale est de $2\mu\text{m}$. Chaque point représente une indentation comme celle reportée sur la Figure 2-3. Chaque série permet alors de tracer une courbe expérimentale de charges et de décharges partielles. Pour un échantillon nous obtenons donc plusieurs courbes de charges et décharges parmi lesquelles sont retenues les plus significatives, qui sont par la suite moyennées.

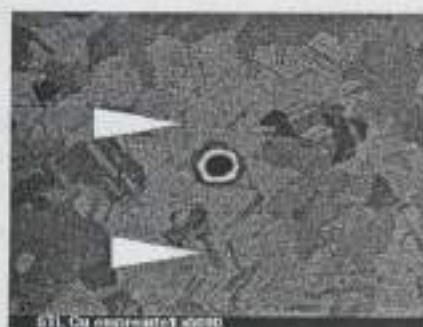


Figure 2-3 Photographie montrant une indentation dans du cuivre. Les contrastes correspondent à diverses orientations relatives des grains ; et les microstructures allongées (flèches) à des macles.

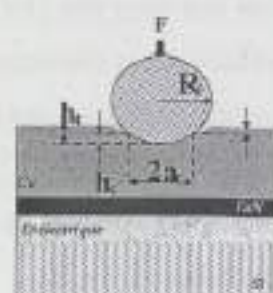


Figure 2-4 Définition des paramètres du Tableau 2-4.

Les données de ces courbes sont traitées selon les approches théoriques présentées ci-dessous dans la Tableau 2-4 et dont les paramètres sont définis dans la Figure 2-4. Cela permet d'obtenir de façon théorique la dureté du matériau, et ensuite son module élastique biaxial.

L'Equation 2-1, les valeurs du module biaxial et la valeur théorique du coefficient de Poisson permettent d'accéder aux valeurs du module de Young de chaque matériau.

Equation 2-1 $E_p = E_b(1-\gamma^2)$ E_b : Module Biaxial expérimental
 γ : Coefficient de Poisson
 E_p : Module de Young

	Charge	Décharge
Force	F	F' < F
Profondeur totale de pénétration	h_t	h_t'
Profondeur rémanente	$h_r = \frac{h_t' \left(\left(\frac{F}{F'} \right)^{2/3} - h_t \right)}{\left(\left(\frac{F}{F'} \right)^{2/3} - 1 \right)}$	$h_r = \frac{h_t' \left(\left(\frac{F}{F'} \right)^{2/3} - h_t \right)}{\left(\left(\frac{F}{F'} \right)^{2/3} - 1 \right)}$
Profondeur de contact	$h_c = \frac{1}{2}(h_t + h_r)$	
Profondeur élastique de pénétration	$h_e = h_t - h_r$	
Rayon de contact	$a_c = \sqrt{(2R)(h_c - h_c^2)}$	R_c : rayon de l'indenteur
Dureté	$H = \frac{F}{a_c^2 \pi}$	
Module élastique composite	$E^* = \frac{1}{\frac{1-\gamma_s^2}{E_s} + \frac{1-\gamma^2}{E}} = \frac{3}{4} \frac{F}{a_c h_t}$	γ : coefficient de Poisson E : module de Young

Tableau 2-4 Relations utilisées dans la méthode de charges et décharges partielles pour déterminer la dureté, le module élastique du matériau indenté en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur sphérique^[11].

Afin de se prémunir des effets de surface (rugosité, oxydation), les valeurs précédemment obtenues sont prises au-delà du dixième de l'épaisseur de la couche indentée. Cependant signalons que pour des profils des couches fines indentées, l'effet du substrat peut également modifier les valeurs obtenues.

Théoriquement, l'influence des propriétés mécaniques d'un substrat sur la mesure de la dureté d'un film mince a été étudiée^[12] en se basant sur la modélisation par éléments finis du champ de contrainte induit par la pénétration d'un indenteur conique dans un film mince déposé sur un substrat épais et rigide.

2.2.3. Expériences

- **Echantillons constitués de couches fines pleine plaque**

- *Fine couche de la barrière de diffusion en TaN*

Dans les interconnexions cuivre damascène, la couche de TaN, se situe au-dessus du diélectrique et sous le cuivre. Ainsi, les mesures par nanoindentation ont tout d'abord été réalisées sur une couche de TaN afin de connaître son module de Young.

Les indentations perpendiculaires à la surface de l'échantillon permettent d'obtenir des cycles de charges et de décharges partielles en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau (Figure 2-5). Le Tableau 2-4 permet de déterminer la nano dureté H (Figure 2-6), le module biaxial, et le module de Young E_y (Equation 2-1) (Figure 2-7) de la couche de TaN en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

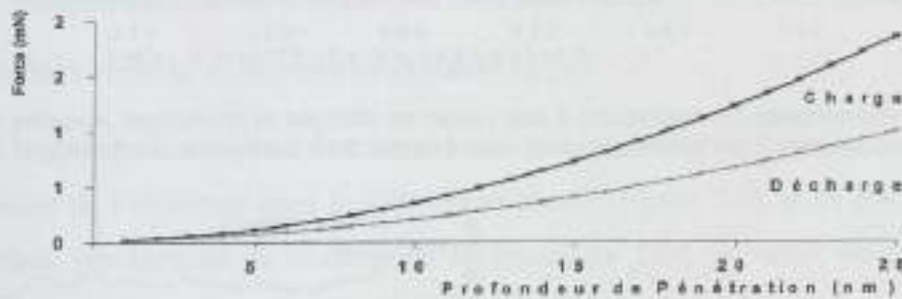


Figure 2-5 Courbes expérimentales correspondant à des cycles de charges et décharges partielles en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans une couche fine de TaN de 0,1 µm d'épaisseur.



Figure 2-6 Evolution de la nano dureté H d'une couche de TaN de 0,1 µm en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

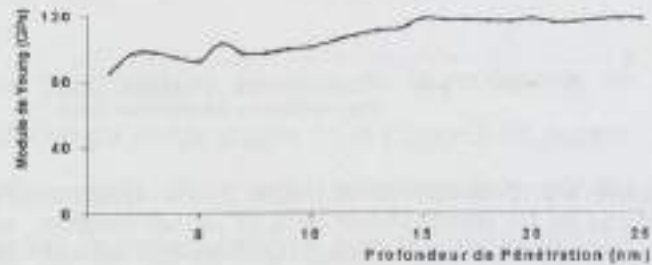


Figure 2-7 Evolution du module de Young E_y d'une couche de TaN de 0,1 µm en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

- *Fine couche de cuivre électrolytique*

Les mesures par nanoindentation ont ensuite été réalisées sur une couche de cuivre déposée par électrolyse. Cette couche de cuivre est de 0,83 µm d'épaisseur. Après un recuit de recristallisation du cuivre à haute température à 400°C, la couche de cuivre présente une taille de grains apparents d'environ 1,45 µm de diamètre^[3] (Figure 1-2), et une orientation cristalline majoritaire selon la direction $\langle 111 \rangle$ (Figure 1-7).

Le cuivre est indenté perpendiculairement au plan de sa surface. Des séries d'indentations en ligne droite sont effectuées par la pointe de l'indenteur. Chaque série permet alors de tracer des courbes correspondant à des cycles de charges et de décharges partielles en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau (Figure 2-8). Le formalisme récapitulé dans le Tableau 2-4 permet de déterminer la nano dureté H (Figure 2-9), le module biaxial, et le module de Young du cuivre E_y (Equation 2-1) (Figure 2-10) établis en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

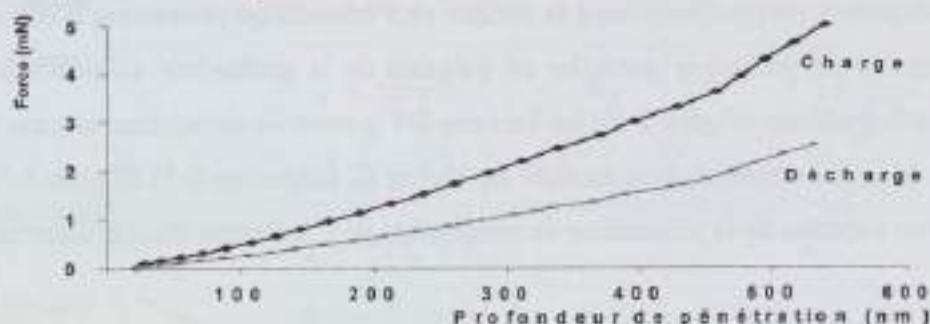


Figure 2-8 Courbes expérimentales correspondant à des cycles de charges et décharges partielles en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans une couche fine de cuivre électrolytique de $0,83\mu\text{m}$ d'épaisseur.

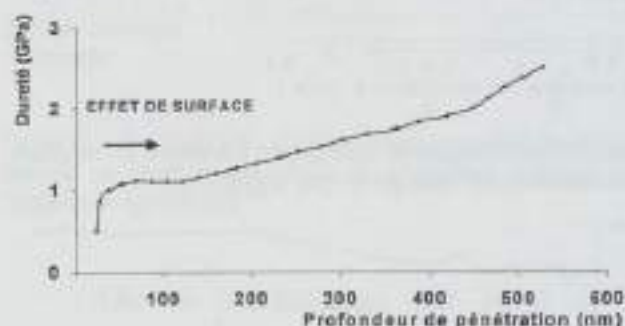


Figure 2-9 Evolution de la nano dureté H d'une couche de Cu électrolytique de $0,83\mu\text{m}$ en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

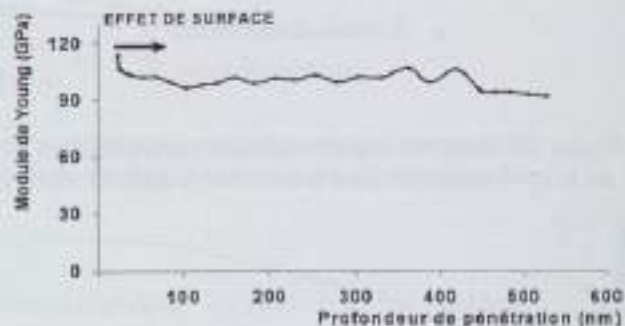


Figure 2-10 Evolution du module de Young E_y d'une couche de Cu électrolytique de $0,83\mu\text{m}$ en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

- Echantillons constitués de ligne d'interconnexions en cuivre d'architecture damascène

L'objectif premier de ces expériences de nanoindentation est de déterminer le module de Young du cuivre électrolytique dans une interconnexion damascène. Les indentations ont été donc réalisées transversalement à la surface d'une ligne cuivre damascène (Figure 2-11) dont les dimensions sont indiquées dans le Tableau 2-3. Elle a été indentée sur sa largeur comme l'indique la Figure 2-11. De même que pour les expériences précédentes, l'évolution du module de Young en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le cuivre, est donnée d'après les cycles de charges et décharges et d'après le formalisme du Tableau 2-4. La courbe est représentée dans la Figure 2-12.

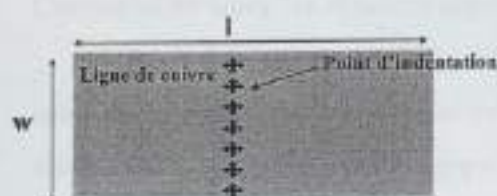


Figure 2-11 Direction des indentations effectuées à la surface de l'interconnexion cuivre damascène.

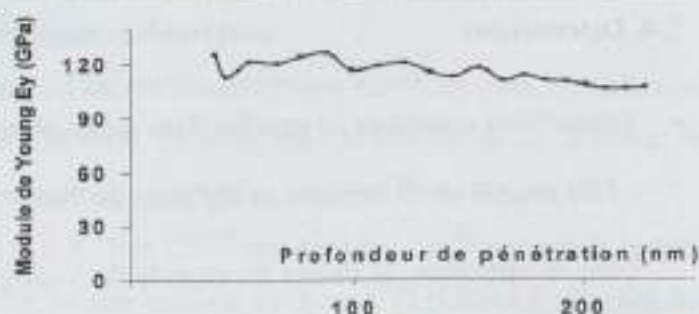


Figure 2-12 Evolution de la valeur du module de Young E_y du cuivre (de $0,3\mu\text{m}$ d'épaisseur) dans une interconnexion cuivre damascène en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

2.3. Résultats expérimentaux

- Echantillons constitués de couches fines pleine plaque

- Fine couche de la barrière de diffusion en TaN

D'après la courbe de l'évolution du module de Young en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le TaN pleine plaque (Figure 2-7), et en s'abstenant de l'effet de surface, représentant un dixième de la couche de TaN, la valeur du module de Young déduite est de : $E_y(\text{TaN}) = 117 \text{ GPa} (\pm 5 \text{ GPa})$.

- Fine couche de cuivre électrolytique

La courbe de l'évolution du module de Young en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le cuivre électrolytique pleine plaque de la Figure 2-10, permet de déterminer la valeur du module de Young du matériau. Pour cela et afin de se prémunir des effets de surface (rugosité, oxydation), les points de cette courbe ne sont pris qu'au-delà du dixième de l'épaisseur de la couche mesurée. Cependant signalons que pour les profils des couches fines indentées, l'effet du substrat peut également modifier les valeurs obtenues. En tenant compte de la valeur bibliographique du coefficient de Poisson du matériau ($0,34^{[13]}$), et en l'intégrant dans l'Equation 2-1, la valeur du module de Young du cuivre électrolytique sur pleine plaque déduite est de : $E_y(\text{CuECD}) = 100 \text{ GPa} (\pm 5 \text{ GPa})$.

- Echantillons constitués de ligne d'interconnexions en cuivre d'architecture damascène

Comparativement, le profil du module de Young déduit, reporté en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le cuivre, est légèrement supérieur aux résultats obtenus sur le cuivre électrolytique pleine plaque. Sa valeur déduite est de : $E_y(\text{CuECD}) = 119 \text{ GPa} (\pm 5 \text{ GPa})$.

2.4. Discussions

- **Echantillons constitués de couches fines pleine plaque**

- *Fine couche de la barrière de diffusion en TaN*

Dans la littérature, la valeur du module de Young du TaN fine couche est de 457GPa. [14], [15], [16]. L'écart observé entre la valeur expérimentale et celle du matériau massif est lié aux modes d'élaboration du dépôt utilisé et à l'épaisseur réduite de la couche. En effet, le dépôt TaN repose sur un substrat de silicium et d'oxyde. L'oxyde présente des caractéristiques mécaniques moins bonnes que celles supposées de la barrière, ainsi l'enfoncement de l'indenteur dans le TaN serait donc sensible à la couche d'oxyde.

- *Fine couche de cuivre électrolytique*

L'effet de surface.

Des effets de surface apparaissent dans la première centaine de nanomètres de la couche indentée. Cela peut être traduit par exemple pour la mesure du module de Young, par une décroissance du module en fonction de la profondeur de pénétration (Figure 2-10).

Ces effets de surface proviennent en partie de la couche d'oxyde natif à l'air ambiant pouvant atteindre quelques nanomètres d'épaisseur [3]. De plus, elles proviennent également de la rugosité en surface du dépôt de cuivre. En effet, après le recuit de recristallisation du cuivre, les joints de grains sont révélés (Figure 1-2). La profondeur de ces craquelures (ou joint de grains) à la surface du cuivre électrolytique atteint plusieurs dizaines de nanomètres, mesurés par microscopie à force atomique AFM [17].

Ainsi, ces effets pouvant se répercuter sur les valeurs du module de Young, les valeurs du module prises en considération sont donc celles situées au-delà du dixième de l'épaisseur de la couche de cuivre, cela afin de s'affranchir de cet effet de surface.

L'évolution de la dureté.

Sur la Figure 2-9, nous observons une augmentation de la valeur de la dureté du matériau avec la profondeur de pénétration. En effet, l'action de l'indenteur impose une déformation plastique au matériau avec écrouissage dans le cas du cuivre. Une conséquence de cette déformation plastique est une augmentation progressive de la dureté apparente du matériau, traduite par la résistance accrue à la pénétration de l'indenteur.

Comparaison entre les résultats expérimentaux et théoriques.

Les valeurs du module de Young du cuivre électrolytique obtenues avec un indenteur sphérique sont inférieures à celles de la littérature. En effet, dans la bibliographie, la valeur du module de Young du cuivre massif non texturé varie entre 130GPa^[18] et 122GPa^[13].

De plus, les auteurs tels que C. N. Reid et J. K. Nye^{[13], [19]} ont souligné l'influence de la texture d'un matériau polycristallin sur la valeur de son module de Young. C.N.Reid a effectué des calculs basés sur la loi de Hooke généralisée (Equation 2-2).

Equation 2-2
$$\sigma_y = c_{yM} \varepsilon_M$$

σ_y : Contrainte générale homogène.
 c_{yM} : Constante élastique ou module de Young pour les matériaux isotropes, homogènes et cristallins.
 ε_M : Déformation générale homogène.

L'orientation cristalline des matériaux influe sur la valeur du module de Young. Plus précisément, le résultat des calculs de C. N. Reid donnent pour un module de Young du cuivre de texture <111> la valeur de 168GPa. Or la valeur expérimentale de notre cuivre électrolytique de texture majoritaire <111> n'est que de 100GPa. Elle ne peut donc pas être expliquée d'un point de vue élasticité mais par la faible densité du cuivre déposé par électrolyse. En effet, une porosité, induite par exemple par la méthode de dépôt, tend à diminuer la résistance mécanique, la rigidité d'un matériau, lors des compressions générées par la nanoindentation. La caractérisation de la densité du cuivre électrolytique est présentée dans le prochain paragraphe.

• Echantillons constitués de ligne d'interconnexions en cuivre d'architecture damascène

Les résultats expérimentaux obtenus sur pleine plaque servent alors de référence par rapport aux éventuels effets de structure tel que l'effet cuvette et par rapport à la texture du cuivre dans une ligne cuivre (Figure 2-13).

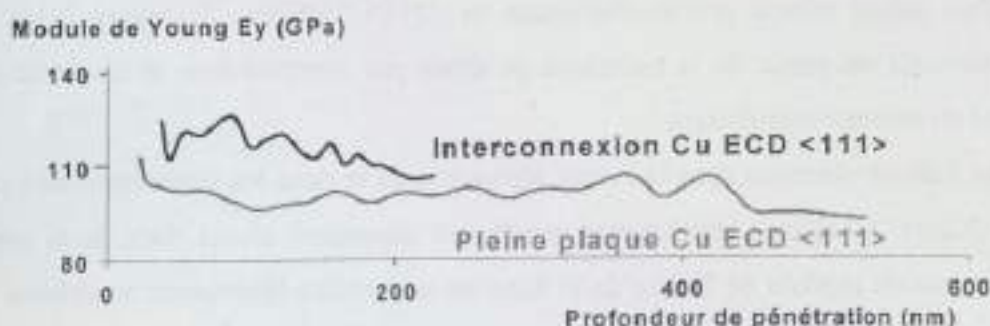


Figure 2-13 Evolution du module de Young dans une interconnexion cuivre damascène de 0,3 μm en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau.

Néanmoins, cette valeur du module de Young se rapproche de la valeur massique du cuivre non texturé 122GPa^[13]. Cela ne peut être expliqué par la texture cristalline de l'interconnexion. Car dans le précédent paragraphe, les résultats de l'étude de la microstructure du cuivre dans les interconnexions révèlent une augmentation du pourcentage de texture en <111> quand la largeur de la ligne augmente. Par conséquent la ligne de cuivre indentée de 75µm de large présenterait une texture moins forte en <111> que la couche de cuivre pleine plaque. Etant donné que la texture en <111> est l'orientation cristalline qui présente le plus fort module de Young (comme cela est expliqué précédemment), le module de Young de la ligne cuivre serait théoriquement moins élevé que celui d'une couche pleine plaque.

Mais, cette légère différence de valeur du module de Young entre une ligne cuivre damascène et le cuivre pleine plaque pourrait provenir des points suivants :

- L'effet de bord, qui n'a pas été pris en compte, est défini par la réduction de la taille des grains aux interfaces, par la première couche de cuivre IMP aux interfaces, par l'influence de la barrière et par celle du diélectrique.
- La zone singulière près des bords qui n'a pas été également prise en compte. Elle est due à l'effet cuvette ou encore « dishing » qui est créé après l'étape de polissage comme l'indique la Figure 2-2. Cette zone inclinée est donc indentée par la pointe sphérique au cours de l'indentation transversale.

2.5. Conclusion

Le résultat obtenu par nanoindentation de la valeur du module de Young du TaN est de 117GPa. Il est très différent de celui de la littérature 457GPa^{[14], [15], [16]}. Cette technique de mesure par indentation est limitée par l'épaisseur très réduite de la couche de ce dépôt

La valeur obtenue dans une couche pleine plaque de cuivre électrolytique, d'une orientation majoritaire en <111>, est de 100GPa (± 5 GPa) (Figure 2-14). Cette valeur est légèrement plus basse que celle d'un cuivre massique 122GPa^[13] (Figure 2-14), et considérablement plus basse que celle d'un cuivre orienté préférentiellement en <111> 168GPa^[13] (Figure 2-14). Cela semblerait provenir en partie de la technique de dépôt par électrochimie et en partie d'une faible densité du cuivre électrolytique.

Enfin, les valeurs obtenues dans le cuivre pleine plaque et dans les interconnexions cuivre damascène (Figure 2-14) sont relativement proches et dépendent toutes deux de la porosité induite. La valeur du module de Young de la ligne est néanmoins légèrement supérieure. Cela s'explique par l'effet de bord, par la topographie de la surface de la ligne damascène après polissage, et par la profondeur de saturation minimale à atteindre pour dépasser l'effet de surface.

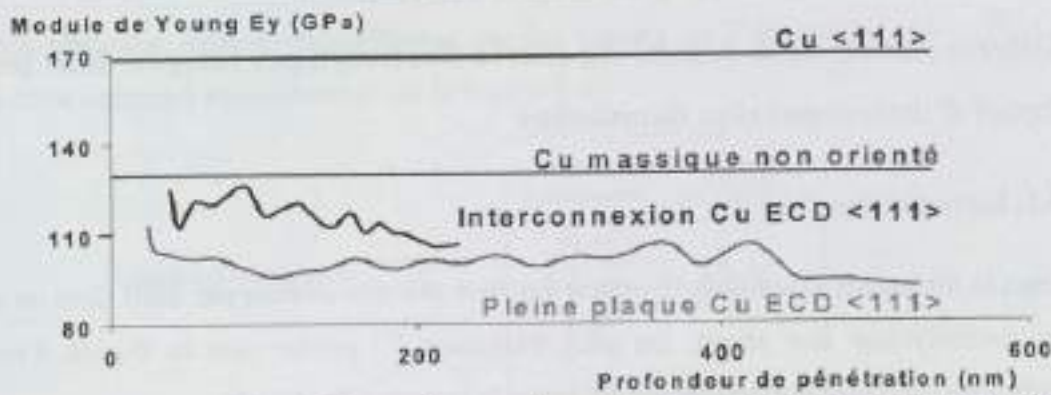


Figure 2-14 Evolution du module de Young d'une couche pleine plaque de Cu électrolytique de $0,83 \mu\text{m}$, du cuivre électrolytique d'une ligne damascène de $0,3 \mu\text{m}$ en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau, pour une série de cycles de charges et de décharges partielles, et des valeurs théoriques du cuivre massif non texturé et texturé en $\langle 111 \rangle$ ^[13].

Le Tableau 2-5 récapitule les résultats du module de Young déterminé dans un dépôt pleine plaque, et dans l'interconnexion cuivre damascène.

Matériau	Module de Young (GPa)	
	Littérature	Expérimental
TaN pleine plaque	457 [14], [15], [16]	117
Cu massif	122 [13]	
Cu ECD pleine plaque	168 [13]	100
Cu ECD ligne damascène		119

Tableau 2-5 Récapitulatif des valeurs expérimentales et de la littérature du module de Young.

3. Détermination de la densité du cuivre électrolytique intégré dans les lignes d'interconnexion damascène

3.1. Introduction

Dans la littérature, Gandikota ^[20] estime à 5 % la porosité déduite par RBS dans un dépôt de cuivre électrolytique non recuit. De plus, Nakahara ^[21] précise que la dureté d'un cuivre électrolytique est considérablement modifiée par la présence de défauts.

Cette faible densité du cuivre électrolytique serait à l'origine de certains défauts constatés dans les interconnexions cuivre telle que la formation de cavité dans le cuivre après un recuit thermique. De plus, elle expliquerait les faibles valeurs du module de Young du cuivre électrolytique par rapport au cuivre massif.

Ainsi, afin d'obtenir la valeur de la densité du cuivre électrolytique, le nombre d'atomes par centimètre carré est dans un premier temps déterminé par la méthode d'analyse par spectroscopie de particules rétrodiffusées, ou RBS. Puis, la détermination de l'épaisseur de cet échantillon est effectuée par faisceau d'ions focalisés FIB et par microscopie électronique à balayage MEB. Ces deux méthodes nous conduisent à la densité du matériau.

3.2. Méthodes expérimentales

3.2.1. Description des échantillons

L'échantillon caractérisé est constitué d'un empilement de différentes couches constituant les interconnexions (Figure 1-1 et Tableau 3-1), dont les méthodes de dépôt sont détaillées dans la partie 1.1.1. L'échantillon a subi un recuit de recristallisation, qui a rendu rugueux la surface du cuivre. Ainsi la surface a été polie pour faciliter les mesures d'épaisseur.

Matériau	Paramètres	Épaisseur (µm)
Diélectrique		0,500
TaN IMP	E_{TaN}	0,025
Cu IMP PVD	E_{CuIMP}	0,150
Cu ECD	E_{CuECD}	0,650

Tableau 3-1 Description des épaisseurs de l'empilement des échantillons pleine plaque.

3.2.2. Méthode de caractérisation par RBS, FIB et MEB

- *Méthode d'analyse par spectroscopie de particules rétrodiffusées ou « Rutherford Backscattering Spectroscopy » RBS*

La méthode d'analyse par spectroscopie de particules rétrodiffusées ou analyse RBS consiste à bombarder la surface de l'échantillon avec des ions légers ($^4\text{He}^+$) et à mesurer

l'énergie des particules neutres rétrodiffusées par les atomes de l'échantillon cible ^[23]. Le principe de cette technique est représenté sur la Figure 3-1.

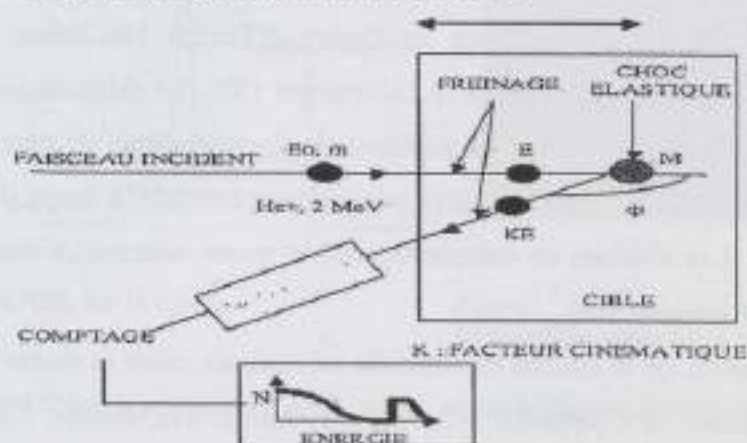


Figure 3-1 Schéma de principe de l'analyse RBS

Lorsqu'une particule de masse m possédant une énergie cinétique incidente E rencontre une particule au repos de masse M , elle est diffusée au cours d'une collision élastique suivant un angle Φ avec une énergie égale à KE . K , appelé facteur cinématique, il ne dépend que des masses m et M , et de l'angle Φ suivant la relation donnée par l'Equation 3-1.

Equation 3-1

$$K = \left[\frac{m \cdot \cos \Phi + \sqrt{M^2 - m^2 \sin^2 \Phi}}{m + M} \right]^2$$

m : Masse de la particule incidente
 M : Masse d'une autre particule au repos
 Φ : Angle de la collision
 K : Facteur cinématique

La mesure de l'énergie de la particule rétrodiffusée à un angle fixé permet ainsi d'identifier la masse des atomes de la cible. Le comptage du nombre de particules rétrodiffusées permet alors d'accéder au nombre d'atomes par centimètre carré d'un élément donné contenu dans la couche analysée.

En outre, l'interaction de l'ion incident lors de son trajet dans l'échantillon analysé avec les électrons conduit à un freinage de ce dernier. La perte d'énergie étant calculable de manière théorique, l'énergie des particules rétrodiffusées est caractéristique de la profondeur à laquelle s'est produit le choc. L'échelle en énergie d'un spectre RBS est donc aussi une échelle en profondeur.

La diffusion élastique, ou encore la conservation de la quantité de mouvement et d'énergie, étant d'autant plus probable que les atomes sont lourds, l'analyse RBS possède une sensibilité élevée pour les masses atomiques lourdes (jusqu'à 10^{13} atomes/cm²) mais faible pour les masses légères (environ 10^{15} atomes/cm²). Cependant la résolution en masse est meilleure pour les faibles masses atomiques. La résolution en profondeur, déterminée par la résolution en énergie du détecteur, est d'environ 20nm. Outre la composition des couches déduite par RBS, le logiciel RUMP utilisé au Laboratoire IXL est un outil qui permet, pour chaque espèce

rencontrée et d'après les résultats expérimentaux de RBS, d'extraire le nombre N_i d'atomes par centimètre carré.

Les analyses RBS ont été réalisées au Centre d'Etudes Nucléaires de Bordeaux Gradignan (CENBG) en collaboration avec le Laboratoire IXL. Le faisceau sonde utilisé se compose d'ions ($^4\text{He}^+$) de 2MeV issus d'un accélérateur électrostatique de type van de Graff. Le faisceau incident frappe la surface de la cible en incidence normale. L'angle de détection est généralement de 160° . Les résultats de composition et de masse volumique sont donnés avec une précision estimée à environ 3%.

Ainsi, si l'épaisseur, e , de la couche caractérisée est connue, alors la masse volumique en est déduite par la relation de l'Equation 3-2. Par conséquent, une mesure d'épaisseur de la couche est nécessaire afin de déterminer la densité du matériau. Pour cela, l'épaisseur du cuivre a été caractérisée par l'utilisation d'une faisceau d'ions focalisés et par microscopie électronique à balayage.

Equation 3-2

$$\rho_{\text{CuECD}} = \frac{N_{\text{CuECD}} \cdot M_{\text{Cu}}}{E_{\text{ECD}} \cdot N_A}$$

ρ_{CuECD} : Masse volumique du cuivre ECD (g/cm^3)

N_{CuECD} : Nombre d'atomes du cuivre ECD (at/cm^2)

M_{Cu} : Masse molaire (g/mol)

E_{ECD} : Epaisseur du dépôt du cuivre ECD (cm)

N_A : Nombre d'Avogadro (mol^{-1})

- -Méthode d'analyse par faisceau d'ions focalisés (FIB : Focused Ion Beam) et par Microscopie Electronique à Balayage MEB.

Ce premier outil permet de réaliser des microsections locales et planes sur un échantillon par usinage grâce à un faisceau d'ions Gallium (Ga^+). Une fois les couches amincies réalisées par FIB, des observations ultérieures au microscope électronique à balayage (MEB) permettent d'observer la microstructure du cuivre et l'épaisseur de la couche de cuivre déposée.

3.3. Résultats expérimentaux et conclusion

La méthode d'analyse par spectroscopie de particules rétrodiffusées ou RBS a été utilisée sur cet échantillon de manière à obtenir le nombre d'atomes par centimètre carré, N_{CuT} , sur la totalité de l'épaisseur de cuivre électrolytique, E_{CuT} (Figure 3-2). Puis des observations complémentaires au MEB ont permis de déterminer l'épaisseur, E_{CuT} , exacte du cuivre (Figure 3-3).

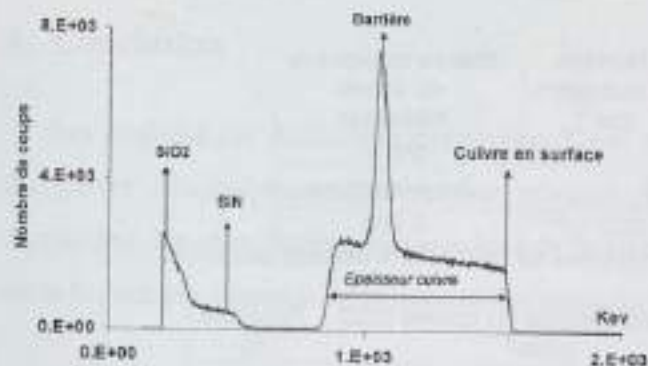


Figure 3-2 Mesure RBS sur le cuivre.



Figure 3-3 Coupe FIB. Section de l'échantillon caractérisé par RBS par MEB.

Le cuivre, nommé Cu_{SEED} , déposé par IMP, est la cathode durant l'électrolyse. Ce cuivre a une masse volumique proche du cuivre massique ($\rho_{CuSEED} = 8,95 \text{ g/cm}^3$)^[23]. La faible densité de l'épaisseur totale de cuivre E_{CuT} provient donc essentiellement du dépôt par électrolyse Cu_{ECD} . Les expressions des masses volumiques du cuivre Cu_{SEED} et du cuivre Cu_{ECD} sont respectivement l'Equation 3-2 et l'Equation 3-3.

Equation 3-3

$$\rho_{CuSEED} = \frac{N_{CuSEED} \cdot M_{Cu}}{E_{SEED} \cdot N_A}$$

 ρ_{CuSEED} : Masse volumique du cuivre IMP (g/cm^3) N_{CuSEED} : Nombre d'atome du cuivre IMP (at/cm^2) M_{Cu} : Masse molaire (g/mol) E_{SEED} : Epaisseur du dépôt du cuivre Seed IMP (cm)

L'épaisseur du cuivre Cu_{SEED} est connue, car elle est maîtrisée (répétitivité de l'épaisseur de cuivre déposé de 96,1%^[23]). Le résultat du nombre d'atomes par centimètre carré, par RBS, N_{CuT} (Equation 3-4) est attribué à l'épaisseur totale de cuivre E_{CuT} (Equation 3-5). Ainsi, en intégrant l'Equation 3-4 dans l'Equation 3-3, et l'Equation 3-5 dans l'Equation 3-2, nous obtenons l'Equation 3-6 donnant l'expression de la masse volumique du cuivre Cu_{ECD} électrolytique. Quant à la porosité de cette couche de cuivre électrolytique, elle se calcule d'après l'Equation 3-7.

Equation 3-4 $N_{CuT} = N_{CuSEED} + N_{CuECD}$ N_{CuT} : Nombre d'atome du cuivre Seed IMP (cm^2)

Equation 3-5 $E_{CuT} = E_{CuSEED} + E_{CuECD}$ E_{CuT} : Epaisseur du dépôt du cuivre totale (cm)

Equation 3-6 $\rho_{CuECD} = \frac{N_{CuT} \cdot M_{Cu}}{(E_{CuT} - E_{CuSEED}) \cdot N_A} \cdot \frac{\rho_{CuSEED} \cdot E_{CuSEED}}{(E_{CuT} - E_{CuSEED})}$

Equation 3-7 $P = 100 \cdot \left(1 - \frac{\rho_{CuECD}}{\rho_{CuMassique}} \right)$ P : Porosité (%)

Dans le Tableau 3-2 et le Tableau 3-3 sont récapitulés les constantes et les résultats des mesures par RBS, FIB et MEB et les résultats correspondants des calculs.

Nombre d'atome par cm^2	Masse molaire g/mol	Nombre d'Avogadro mol^{-1}	Masse volumique du cuivre massique g/cm^3
N_{Cu}	M_{Cu}	N_A	$\rho_{\text{CuMASSIQUE}}$
$5,2 \cdot 10^{18}$	63,55	$6,022 \cdot 10^{23}$	8,951

Tableau 3-2-Détail des valeurs des constantes du calcul de la densité du cuivre.

	Épaisseur nm	Masse volumique du cuivre ECD g/cm^3	Porosité %
	E_{Cu}	ρ_{CuECD}	P
Moyenne	638	8,49	5,04
Maximale	657	8,17	8,69
Minimale	620	8,83	1,39

Tableau 3-3 Résultats obtenus par RBS, FIB, MEB, et du calcul de la densité du cuivre ECD.

Les résultats précis de la détermination de la densité du cuivre fine couche électrolytique des interconnexions cuivre damascène obtenus par RBS, par FIB et MEB révèlent une porosité moyenne de 5,04%. La variation des épaisseurs mesurées est de (+/-) 2,9%, et l'incertitude sur la précision des mesures MEB est de (+/-) 2%.

4. Conclusion

Les analyses par diffraction des rayons X ont révélé une texture cristalline de type $\langle 111 \rangle$ du cuivre électrolytique (sur pleine plaque) intégré dans les lignes d'interconnexion damascène. De plus, de légères variations de la texture du cuivre ont été soulignées en fonction de la largeur des lignes et de la densité des réseaux de lignes d'interconnexion damascène.

Les résultats des indentations réalisées sur ce même cuivre (sur pleine plaque), et au sein d'une interconnexion damascène ont permis de déduire le module de Young de ce cuivre. Théoriquement, le module de Young d'un cuivre qui présente une texture de croissance préférentielle en $\langle 111 \rangle$ devrait atteindre 168GPa. Pourtant les résultats expérimentaux conduisent à un module de Young de 100GPa. Cela semblerait provenir en partie de la technique de dépôt par électrochimie et d'une faible densité du cuivre électrolytique.

Les couches minces de cuivre déposées par électrochimie présentent une plus faible densité que le cuivre massif ^[25], soit une porosité moyenne de 5,04%. Le cuivre électrolytique est poly cristallin, il est donc constitué de nombreux grains d'une centaine de nanomètres de diamètre après le recuit. La présence de ses nombreux joints de grains, et les impuretés provenant du bain chimique durant le dépôt électrochimique seraient en partie les principales causes de diminution de la densité.

Ces résultats permettront d'approfondir et d'appuyer l'analyse portant sur la formation de cavité dans les structures en cuivre d'architecture damascène, sous contraintes thermiques.

Bibliographie du Chapitre IV

- [1] L. Doucet « Caractérisation mécanique et physico-chimique des matériaux métalliques et diélectriques dans des structures d'interconnexions destinées à la micro-électronique », Thèse de doctorat Institut National de Polytechnique de Grenoble et STMicroelectronics de Crolles, 1996
- [2] G. Maeder, Rev. Française de mécanique, vol.82, pp57, 1982
- [3] L. Dumas, Anneal / Copper microstructure, Rapport interne STMicroelectronics, 2001
- [4] O. Sicardy, I. Touet, F. Rieutord, L. Arnaud, Contraintes résiduelles d'interconnexions en cuivre pour circuits intégrés - détermination par rayonnement synchrotron et évolution en température, Colloque du groupement français d'analyse des contraintes, pp125-130, 2002
- [5] K. J Kozaczek, Texture and phase mapping on 200mm damascene copper wafers, Rapport interne STMicroelectronics, 2002
- [6] C. Lingk, M. E. Gross, W. L. Brown, X-Ray diffraction pole figure evidence for <111> sidewall texture of electroplated Cu in submicron damascene trenches, Appl. Phys. Lett, vol.74, 5, pp682-684, 1999
- [7] L. Vanasupa, Y. C Joo, P. R. Besser, Texture analysis of damascene-fabricated Cu lines by X-Ray diffraction and Electron Backscatter Diffraction and its impact on electromigration performance, J. Appl. Phys., vol.85, 5, pp: 2583-2590, 1999
- [8] M. Swain, J. Mencik, Mechanical property characterization of thin films using spherical tipped indenters, Thin Solid Films, vol.253, pp204-211, 1994
- [9] G. M. Pharr, W. C. Olivier, Measurement of thin film mechanical properties using nanoindentation, MRS Bulletin, vol.17, 7, pp28, 1992
- [10] W. D. Nix, Mechanical properties of thin films, Met. Trans. A, vol.20A, pp2217, 1989
- [11] M. Ignat, M. Swain, Indentation submicronique et détermination de la dureté et du module élastique de films minces diélectriques, Rapport interne LTPCM / CNRS, 2001

- [12] A. K. Bhattacharya, W. D. Nix, Analysis of elastic and plastic deformation associated with indentation testing of thin films on substrates, *Int. J. Solids Structures*, vol.24, 12, pp1287, 1988
- [13] C. N. Reid, Deformation geometry for materials scientists, *Int. Series on Mat. Science and Technology*, vol.11, Pergamon Press, 1973
- [14] P. Colpani, G. Carlotti and V. Senez, 1st Report on physical characterization of samples for stress measurements, IST-STREAM project, 2000
- [15] T. Hoffmann, « Modélisation et simulation multidimensionnelle des contraintes mécaniques en technologies silicium avancées », Thèse de doctorat Université des sciences et technologies de Lille, 2000
- [16] C. S. Shin, D. Gall, P. Desjardins, Growth and physical properties of epitaxial metastable cubic TaN(001), *Appl. Phys. Lett.*, vol.75, 24, pp3808-3810, 1999
- [17] P. Motte, « Optimisation du procédé de dépôt CVD du cuivre et intégration de la métallisation cuivre en technologie d'interconnexion 0,18 μ m », Thèse de doctorat Institut National Polytechnique de Grenoble, CEA (LETT) et STMicroelectronics de Crolles, 2000
- [18] J. Bernard, A. Michel, J. Philibert et J. Talbot, *Métallurgie générale*, Edition MASSON, 1984
- [19] J. F. Nye, *Physical properties of crystals*, Clarendon Press, Oxford, 1957
- [20] S. Gandikota, Extension of copper plating to 0,13 μ m nodes by pulse-modulated plating, *Proc. IEEE*, 2000
- [21] S. Nakahara, Y. Okinaka, Microstructure and mechanical properties of electroless copper deposits, *Annu. Rev. Mater. Sci.*, vol.21, pp93-129, 1991
- [22] J. Perrière, Rutherford Backscattering Spectrometry, *Vacuum*, vol.37, 5/6, pp429-432, 1987
- [23] M. Proust, Suivi IMP Cu, Rapport Interne STMicroelectronics, 2000
- [24] C. Roussel, S. Kordic, O. Sicardy, M. Ignat, L. Dumas, S. Orain, J. C. Barbe, Voiding in copper dual damascene metallization due to copper densification during thermal stress, AMC Conference, San Diego, 2002

Chapitre V

Formation de cavités sous activation thermique dans les microstructures par cuivre d'architecture empilée

Dans ce chapitre, l'effet de la température sur la formation de cavités dans les microstructures par cuivre est étudié. Les résultats sont présentés dans les figures 5.1 à 5.4. Les microstructures par cuivre sont caractérisées par une structure à architecture empilée, ce qui signifie que les grains sont empilés les uns sur les autres.

Les résultats montrent que la formation de cavités est favorisée dans les microstructures par cuivre à architecture empilée. Les cavités se forment principalement dans les joints de grains et dans les interfaces entre les grains. Les résultats sont présentés dans les figures 5.1 à 5.4. Les microstructures par cuivre sont caractérisées par une structure à architecture empilée, ce qui signifie que les grains sont empilés les uns sur les autres.

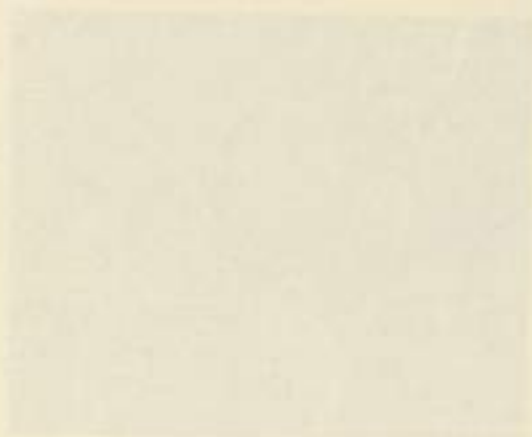


Figure 5.1 : Micrographie montrant la formation de cavités dans une microstructure par cuivre à architecture empilée.



Chapitre V

Formation de cavités sous activation thermique dans les interconnexions en cuivre d'architecture damascène

Dans ce chapitre, l'étude portant sur la formation de cavités (Figure 0-1) dans le cuivre des interconnexions d'architecture damascène sera présentée. Cette étude nous permettra de déterminer l'origine de ce phénomène, afin de limiter les dégradations occasionnées par ces cavités sur les performances électriques et la fiabilité des interconnexions en cuivre d'architecture damascène.

Tout d'abord, les résultats des caractérisations des cavités formées dans le cuivre des interconnexions seront traités. Dans un premier temps, l'hypothèse basée sur le phénomène de formation de ces cavités par la relaxation des contraintes mécaniques (« stress voiding ») sera présentée. Dans un second temps, l'hypothèse de la densification du cuivre et la formation de ces cavités à partir de sites de nucléarisation préférentiels seront abordées. Enfin, nous conclurons par une discussion sur le phénomène de densification et les solutions proposées.

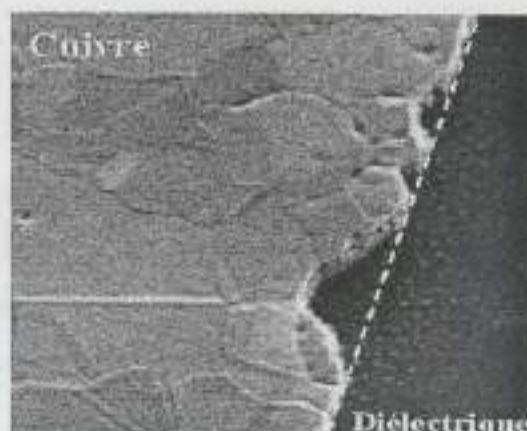


Figure 0-1 Cavités formées à la limite latérale du cuivre dans une interconnexion damascène (MEB).

1. Introduction

Les interconnexions en cuivre d'architecture damascène génèrent des cavités, après le dépôt de la couche de passivation et après avoir subi des contraintes thermiques, un recuit par exemple. Les conditions expérimentales et la morphologie de ces trous dans ces lignes cuivre sont très similaires à celles observées dans les lignes d'aluminium sujettes au phénomène nommé « stress voiding » (SV). Ce phénomène est dû à la relaxation sous activation thermique des contraintes mécaniques présentes dans l'aluminium. Ces contraintes, provenant de la différence des coefficients de dilatation thermique des matériaux, apparaissent au cours du procédé de fabrication.

Du fait des dégradations occasionnées par de telles cavités dans les interconnexions aluminium en fin de fabrication sur l'augmentation de la résistance de ligne^[5] et la diminution de la résistance face à l'électromigration^{[6], [7]}, le phénomène de SV dans les lignes en aluminium est un sujet très abordé dans la bibliographie^{[1], [2], [3], [4]}.

Le phénomène de SV dans les lignes cuivre est cité dans la bibliographie^{[10], [11], [12], [13], [14]} uniquement dans les lignes cuivre fabriquées selon le procédé « lift-off ». Par contre, rares sont les auteurs qui confirment avoir observé ce type de cavités dans le cuivre des lignes d'architecture damascène^[8]. Certains auteurs^[9] soulignent même la faible probabilité de générer des cavités par SV dans les lignes en cuivre damascène. Ceci est expliqué par le différentiel volumique ΔV_r (Figure 1-1-c) (favorisant l'apparition de cavités comme cela sera expliqué plus loin) dans les lignes fabriquées selon le procédé damascène qui est moins important qu'avec le procédé dit « lift-off » ΔV_l (Figure 1-1-c).

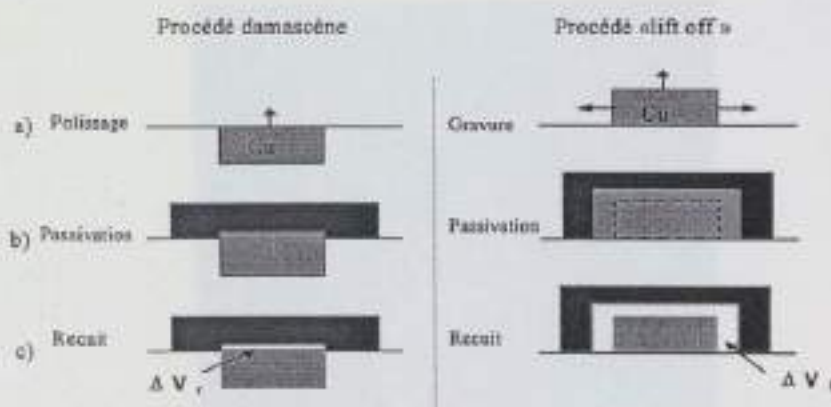


Figure 1-1 Comparaison du différentiel volumique ΔV d'une ligne en cuivre, fabriquée avec le procédé damascène et le procédé « lift-off ».

Du fait de la similarité entre la formation de cavités dans l'aluminium par SV et dans le cuivre, l'étude portant sur l'origine de cette formation débutera avec l'hypothèse d'existence du phénomène de SV dans le cuivre.

2. Caractérisations des cavités dans les interconnexions en cuivre d'architecture damascène

Des cavités apparaissent dans le cuivre des interconnexions au cours du procédé de fabrication. Une inspection au microscope optique à la fin de chaque étape de fabrication a révélé que ces trous apparaissaient après l'étape de dépôt de la passivation et de recuit final.

Les caractérisations de ces cavités à l'interface cuivre et passivation ont consisté tout d'abord à évaluer l'influence de la température de recuit sur la formation de ces trous, puis à déterminer leur volume total par microscopie à force atomique (AFM). Enfin, une comparaison sera effectuée entre les cavités formées dans le cuivre et celles formées dans l'aluminium par SV.

2.1. Influence de la température de recuit sur l'apparition des cavités dans les interconnexions cuivre

Afin de déterminer l'influence de la température de recuit sur l'apparition des trous, des contraintes thermiques à différentes températures et durées ont été appliquées sur des échantillons passivés. La température et la durée maximales ont été respectivement limitées expérimentalement à 300°C et à 48h.

Chaque échantillon à un seul niveau de métal a subi les étapes de fabrication standard jusqu'à l'étape de dépôt de la couche de passivation. Une vérification au microscope optique confirme qu'aucun trou n'est apparu dans les structures en cuivre après cette étape. Le comptage des trous est effectué après le recuit. Seuls ceux observés à l'interface cuivre et passivation ont été pris en compte.

Leur nombre a été déterminé sur des structures de géométrie simple : carré de cuivre de $12 \times 12 \mu\text{m}$ de côté comme l'indique la Figure 2-1, de façon à s'abstenir d'un éventuel effet de géométrie des lignes (longueur, largeur, forme géométrique, épaisseur de cuivre).

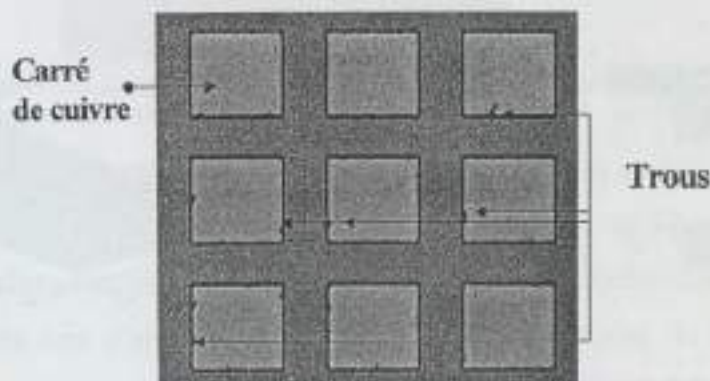


Figure 2-1 Caractérisation par microscope optique, dans les carrés de cuivre de $12 \mu\text{m}$ de côté, du nombre de trous formés entre le cuivre et la couche de passivation.

Les résultats portés sur la Figure 2-2 révèlent que le nombre de trous par unité de surface augmente avec la température et le temps de recuit. La croissance des trous n'est pas terminée au-delà de 48h.

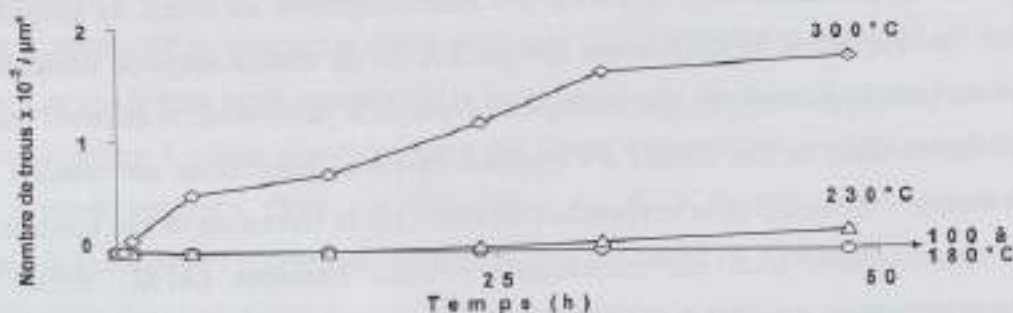


Figure 2-2 Nombre de trous par unité de surface dans les structures en fonction de la température et du temps du recuit.

A 300°C, des trous apparaissent au bout de quelques heures. Cette température sera donc appliquée aux prochains échantillons de façon à analyser facilement et rapidement le phénomène de formation de cavités dans les lignes en cuivre.

2.2. Détermination expérimentale du volume total des cavités dans le cuivre présente à l'interface cuivre passivation

La méthode d'analyse par microscopie à force atomique (AFM) (Annexe I) est ici utilisée, afin de déterminer le volume des trous générés dans les structures en cuivre.

La caractérisation du volume total des trous est réalisée dans des carrés de cuivre de 12μm de côté (Figure 2-1). Après avoir enlevé par attaque chimique la couche de passivation (Figure 2-3-a), la surface de la structure est balayée par la pointe de l'AFM (Figure 2-3-b). Le volume total des cavités est enfin analysé en imagerie AFM (Figure 2-4). Les cavités apparaissent aux limites latérales et à la surface de la structure ; le volume sera donc exprimé par unité de surface.

Ce volume par unité de surface après un recuit à 300°C et 48h est de $1,0 \cdot 10^3 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$.

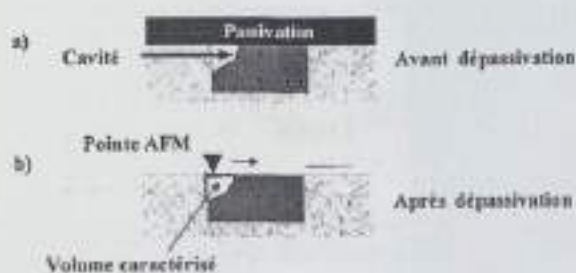


Figure 2-3 Caractérisation du volume des cavités a) après dépassivation, b) par imagerie AFM.

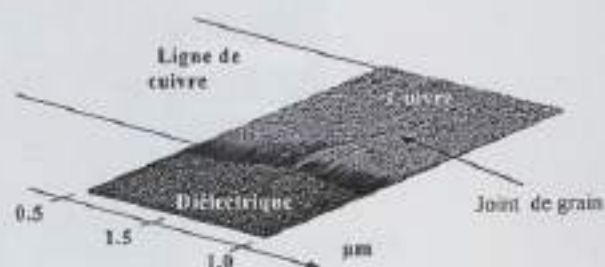


Figure 2-4 Topographie en 3D de la surface d'une ligne cuivre damascène dépassivée. Le trou est généré à l'interface cuivre-diélectrique, sous la couche de passivation (AFM) après un recuit.

2.3. Comparaison entre les cavités formées dans le cuivre et celles dans l'aluminium par SV

Nous allons à présent effectuer une comparaison entre la morphologie des trous générés dans les interconnexions en cuivre et ceux dans les interconnexions en aluminium par SV^[3] (Figure 2-5).



Figure 2-5 Caractérisations des trous dans des lignes en cuivre au microscope optique, et en aluminium (MEB).

Cette observation révèle des similarités:

- dans les deux cas, plusieurs heures de recuit à haute température favorisent l'apparition des trous dans les interconnexions passivées,
- les cavités s'accroissent aux interfaces métal / diélectrique, aux limites latérales et à la surface des métaux,
- les cavités présentent la même morphologie spécifique, à savoir une forme angulaire aux interfaces (Figure 2-6). Cette caractéristique pourrait provenir en partie de la diffusion des lacunes par les joints de grain ou par la surface, vers les sites de nucléarisation favorables : les limites latérales, ou entre deux grains par exemple.

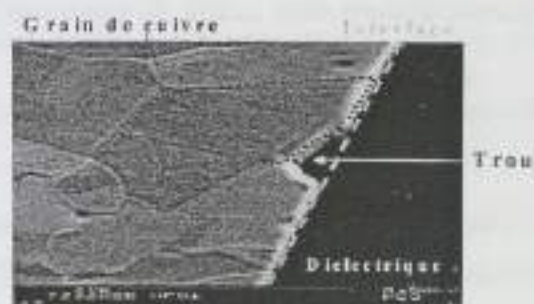


Figure 2-6 Cavité formée aux limites latérales du cuivre après l'étape de passivation et recuit (MEB).

Les conditions de passivation, de recuit et la morphologie des cavités dans les métaux paraissent similaires dans le cas des lignes en aluminium et celles en cuivre. Ainsi, l'hypothèse de la relaxation des contraintes mécaniques dans la métallisation sous activation thermique (SV) sera tout d'abord abordée afin d'expliquer l'origine de la formation des cavités dans le cuivre.

3. Hypothèse de la relaxation des contraintes mécaniques sous activation thermique-Phénomène de « stress voiding »

3.1. « Stress voiding » (SV) dans les lignes en aluminium

3.1.1. Origine de la formation de cavités par SV dans les lignes aluminium

L'origine du phénomène de « stress voiding » (SV) dans les lignes aluminium est la relaxation, sous activation thermique, des contraintes mécaniques en tension présentes dans l'aluminium [3]. La conséquence de ce phénomène est la génération de cavités dans la métallisation après le dépôt d'une couche de passivation, après le recuit final.

Les principales étapes de fabrication d'une ligne en aluminium par le procédé « Reactive Ion Etching » (RIE) sont décrites ci-dessous dans la Figure 3-1, de façon à expliquer la présence des contraintes mécaniques dans l'aluminium à l'origine du SV.

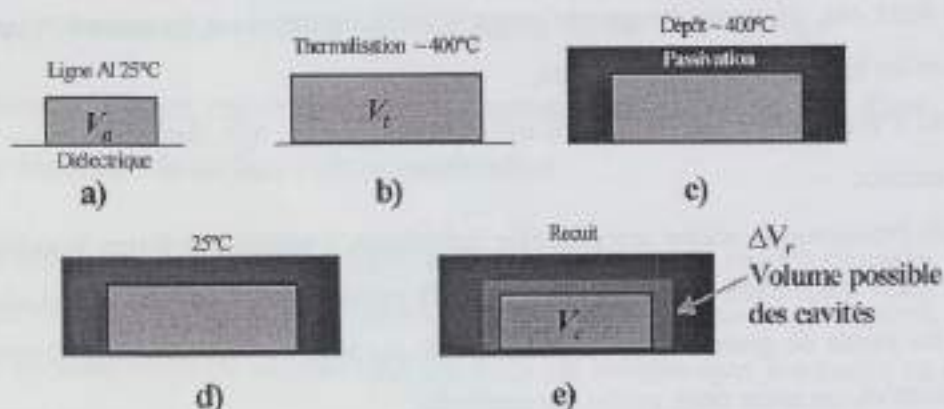


Figure 3-1 Procédé de fabrication d'une ligne en aluminium a)-Étape de gravure RIE (25°C), b)- de thermalisation (400°C) avant le dépôt de la couche de passivation, c)-du dépôt de la couche de passivation (400°C). d)-Sortie de la structure (25°C), e)-recuit final de la structure.

Après l'étape de gravure (RIE), qui permet de réaliser la ligne en aluminium (Figure 3-1.a), la ligne occupe un volume initial V_a à température ambiante.

Elle est ensuite insérée dans un équipement où elle est exposée à haute température (Figure 3-1.b) avant le dépôt de la couche de passivation. Cette étape est dite de thermalisation durant laquelle la ligne se dilate comme l'indique la Figure 3-1.b et occupe un volume V_t supérieur à V_a .

Simultanément, dans la même chambre de l'équipement et sous la même température, la couche de passivation est déposée sur la ligne dilatée de volume V_t (Figure 3-1.c).

De retour à l'ambiante, l'aluminium de volume V_t tend à retrouver son volume initial V_a mais il est lié et retenu par le diélectrique. L'aluminium reste figé du fait de la différence des coefficients de dilatation des matériaux ($\alpha_{SiN}=2,25 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, $\alpha_{Al}=23 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) (Figure 3-1.d). Cela se traduit par la présence de contraintes mécaniques en tension dans l'aluminium [4].

Puis au cours d'un recuit (Figure 3-1.e), l'activation thermique accélère la diffusion des lacunes du métal vers les sites de nucléarisation, aux limites latérales par exemple (Figure 3-2). Cela se traduit par la relaxation des contraintes dans l'aluminium.

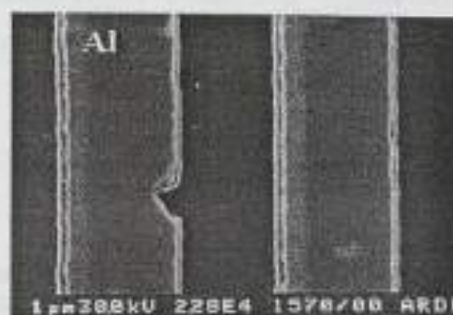


Figure 3-2 Trou formé après passivation et recuit dans une ligne en aluminium (MEB)

Les trous générés par SV dans l'aluminium proviennent donc de la différence volumique notée ΔV_r (Figure 3-1.e). Ce différentiel volumique est en fait obtenu en soustrayant les volumes dilatés de la ligne en aluminium durant l'étape de thermalisation V_i et celle du recuit V_c (Équation 3-1)^[4].

Équation 3-1 $\Delta V_r = V_i - V_c$

ΔV_r : Différentiel volumique (μm^3)
 V_i : Volume de la ligne à la température de thermalisation (μm^3)
 V_c : Volume de la ligne à la température du recuit (μm^3)

Le phénomène du SV évolue en fonction du temps selon la relation dite d'Avrami^{[3],[4],[15]} (Équation 3-2) détaillé dans l'Annexe L.

Équation 3-2 $V(t) = V_T(1 - \exp(-k \cdot t^n))$

$V(t)$: Evolution du volume total des trous générés ($\mu\text{m}^3/\text{mm}$)
 V_T : Volume total des trous après saturation de leur croissance ($\mu\text{m}^3/\text{mm}$)
 t : Temps de recuit (s)
 k : Coefficient dépendant de la vitesse de nucléarisation des trous
 n : Coefficient dépendant du mécanisme de nucléarisation

Ce phénomène est défini comme une accélération par activation thermique de la relaxation *des contraintes mécaniques du métal*. Cela se traduit par la formation de cavités dans ce métal, par diffusion des lacunes, dont le volume total tend vers le *différentiel volumique* ΔV_r , provenant de la *différence des coefficients de dilatation thermique* des matériaux.

Du fait des similarités constatées dans le paragraphe précédent entre la formation des cavités dans les lignes aluminium et cuivre, nous allons à présent appliquer l'hypothèse du SV dans le cas des lignes cuivre damascène.

3.1.2. Hypothèse de la génération de cavités par la relaxation des contraintes dans le cuivre en comparaison avec l'aluminium

Les principales étapes de fabrication des lignes cuivre damascène sont décrites, ci-dessous, de façon à étudier les possibles analogies dans les origines des trous générés dans le cuivre et l'aluminium (Figure 3-3-I et -II).

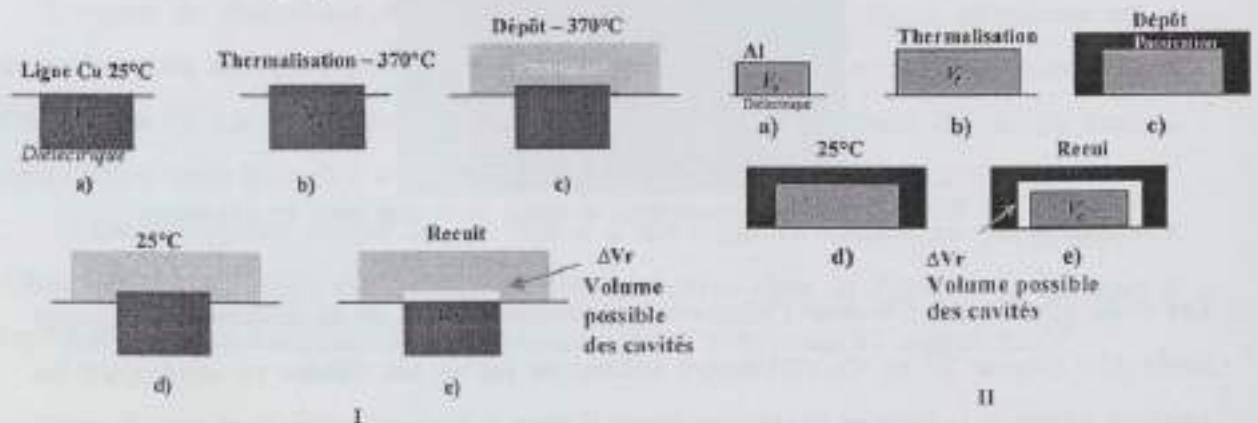


Figure 3-3 I- Procédé de fabrication d'une interconnexion cuivre damascène a)-Etape de PMC (25°C), b)-de thermalisation (370°C), c)-du dépôt de la couche de passivation (370°C), d)-Sortie de la structure (25°C), e)-recuit final de la structure. II- Rappel du procédé de fabrication d'une interconnexion aluminium RIE

Après l'étape de PMC (Figure 3-3-I-a), le volume du cuivre est noté V_0 .

De même que pour l'aluminium au cours de l'étape de thermalisation (Figure 3-3-I-b), la ligne cuivre se dilate à cause de la différence des valeurs des coefficients de dilatation thermique des matériaux ($\alpha_{SiO_2}=0.5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, $\alpha_{Cu}=16 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$). Le cuivre a un degré de liberté pour se dilater car il est engagé dans le diélectrique, il porte donc son extension vers le haut et occupe le volume V_1 supérieur à V_0 .

Après le dépôt de la couche de passivation (Figure 3-3-I-c) et le retour à l'ambiante (Figure 3-3-I-d), le cuivre veut retrouver son volume initial V_0 alors qu'il occupe un volume V_1 . Cela se traduit par des contraintes mécaniques en tension dans le cuivre.

L'application d'une activation thermique (Figure 3-3-I-e), un recuit par exemple, permettrait la relaxation du matériau en formant des trous dans le cuivre.

Le coefficient de dilatation thermique du cuivre étant inférieur à celui de l'aluminium ($\alpha_{Cu}=16 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, $\alpha_{Al}=23 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$), la valeur du différentiel volumique ΔV_r , dans le cas du cuivre est plus petit (Figure 3-3-I-e et II-e). Cela entraîne probablement un plus faible niveau de contraintes mécaniques dans le cuivre, donc une plus faible probabilité de générer des trous dans les interconnexions d'architecture damascène.

En effet, Besser^[9] et Kasthurirangan^[16] ont mesuré, par diffraction des rayons X (DRX), les contraintes mécaniques dans des lignes en aluminium et en cuivre. Leurs résultats,

récapitulés dans le Figure 3-4, confirment que les valeurs des contraintes mécaniques dans une ligne cuivre damascène sont inférieures à celles d'une ligne en aluminium damascène et RIE.

Métal	Type de procédé utilisé	Schéma	Contraintes résiduelles (MPa) ^[91]	Contraintes hydrostatiques (MPa) ^[92]
Aluminium	Gravure RIE		1000	537
Aluminium	Damascène			441
Cuivre	Damascène		750	286

Figure 3-4 Valeurs des contraintes mécaniques obtenues par DRX, dans les interconnexions d'après Kasthurirangan^[105] et Besser^[96].

Afin de vérifier l'hypothèse de la génération de cavités par la relaxation des contraintes (SV) dans le cuivre des lignes damascène, le différentiel volumique ΔV_r , et les contraintes mécaniques dans le cuivre seront évalués dans le prochain paragraphe.

3.2. Evaluation du différentiel volumique à l'aide de simulation par éléments finis dans les lignes cuivre damascène

De façon à déterminer la différence volumique ΔV_r du cuivre en trois dimensions, des calculs par éléments finis ont été effectués avec le code CASTEM^[177]. Cette méthode de calcul tient compte des paramètres géométriques de la structure en trois dimensions, du budget thermique de fabrication, des paramètres physiques, des comportements et des contraintes intrinsèques des matériaux de la structure. Chacun de ces points est détaillé ci dessous :

- les paramètres géométriques de la structure sont détaillés dans la Figure 3-5 ;

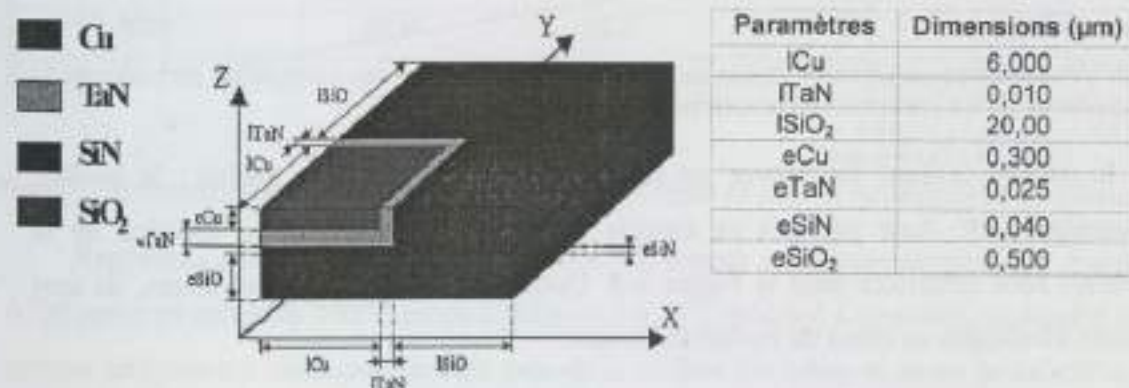


Figure 3-5 Définitions, dimensions du quart de la structure damascène simulée en trois dimensions.

• le **budget thermique** de fabrication est pris en compte entre l'étape de dépôt de la couche de TaN jusqu'à celle de thermalisation. Cela permet de reproduire un état de déformation et de contraintes cohérent avec le procédé mis en œuvre pour construire cette configuration. Les étapes suivantes ont été mises en place avant la simulation (Figure 3-6) :

- .a. Calcul de l'équilibre mécanique à température ambiante sur la structure sans le cuivre,
- .b. Rampe de température de 25°C à 400°C sans le cuivre,
- .c. Ajout du cuivre non contraint à 400°C (champs de déformation et de contrainte nuls),
- .d. Rampe thermique de 400°C à 25°C en tenant compte de l'évolution de la limite d'élasticité du cuivre en fonction de la température, puis remontée en température jusqu'à 370°C.

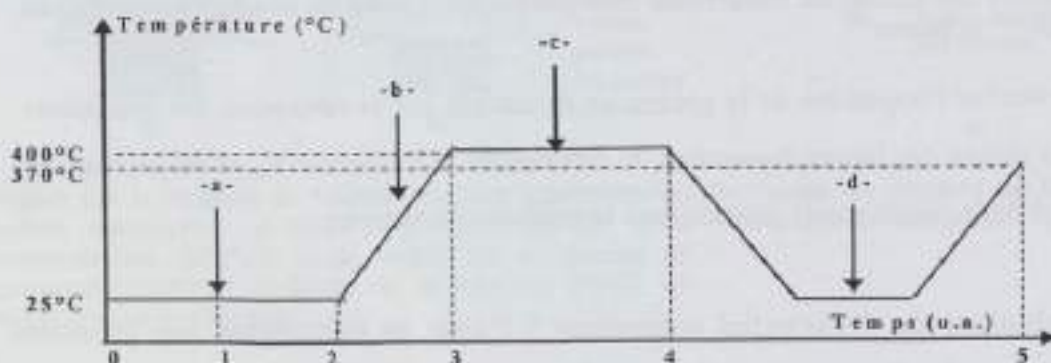


Figure 3-6 Détail de chaque étape mise en place afin de calculer la dilatation volumique du cuivre.

• les **paramètres physiques et thermomécaniques** des matériaux environnants et du cuivre tels que le module de Young, les coefficients de dilatation thermique et de Poisson sont récapitulés dans le Figure 3-7 ;

Matériaux	Module de Young (GPa)	Coefficient de dilatation ($10^{-6}K^{-1}$)	Coefficient de Poisson	Contraintes intrinsèques (MPa)
Cuivre (Cu)	100*	16,60	0,33	
Barrière (TaN)	457	6,50	0,30	-1850*
Diélectrique (SiO_2)	70	0,50	0,17	
Passivation (SiN)	360	2,25	0,33	-150*

Figure 3-7 Valeurs des paramètres physiques des matériaux, et celles des contraintes intrinsèques.* : valeurs provenant des mesures de caractérisation.

• le **comportement du cuivre** est considéré élastique-plastique parfait ; le module d'érouissage n'est donc pas pris en compte. Les limites d'élasticité en fonction de la température sont détaillées dans le Figure 3-8. Quant aux matériaux environnants, ils sont considérés élastiques au cours du budget thermique.

Température (°C)	25	100	200	300	400
Limite d'élasticité (MPa)	380	300	100	10	0,1

Figure 3-8 Evolution de la limite d'élasticité du cuivre en fonction de la température.

• les contraintes intrinsèques des matériaux environnants de la structure, avant le dépôt de la couche de cuivre, ont été caractérisées sur pleine plaque par la méthode de la flèche (Annexe J). Leur valeurs sont inscrites dans le Figure 3-7.

A partir des conditions précisées ci-dessus, un calcul est réalisé en chaque point du maillage illustré dans la Figure 3-9.

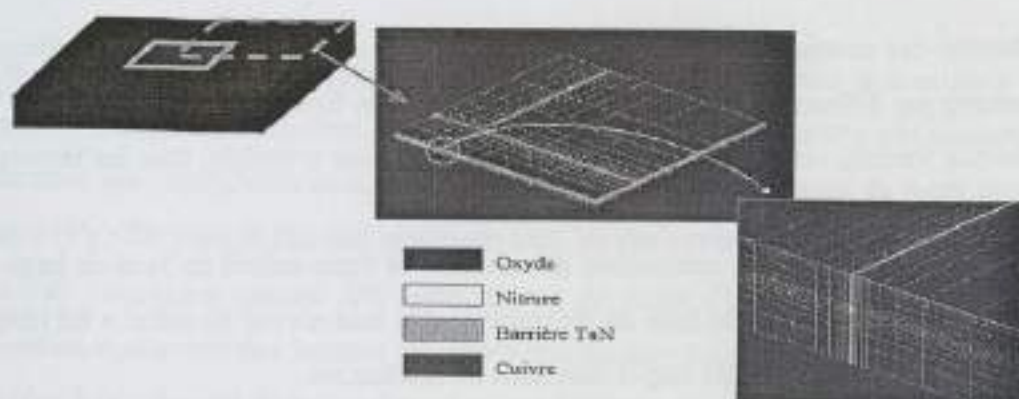


Figure 3-9 Illustration du maillage du quart de la structure mis en place sous CASTEM 2002.

Cela permet d'obtenir l'évolution du volume du cuivre en fonction de la température (Figure 3-10) ; le différentiel volumique ΔV_r est déduit en soustrayant le volume du cuivre V_i durant l'étape de thermalisation à 370°C avec celui du cuivre V_r durant le recuit expérimental à 300°C.

Ce différentiel volumique calculé par unité de surface ΔV_r est de $6,94 \cdot 10^{-4} \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$

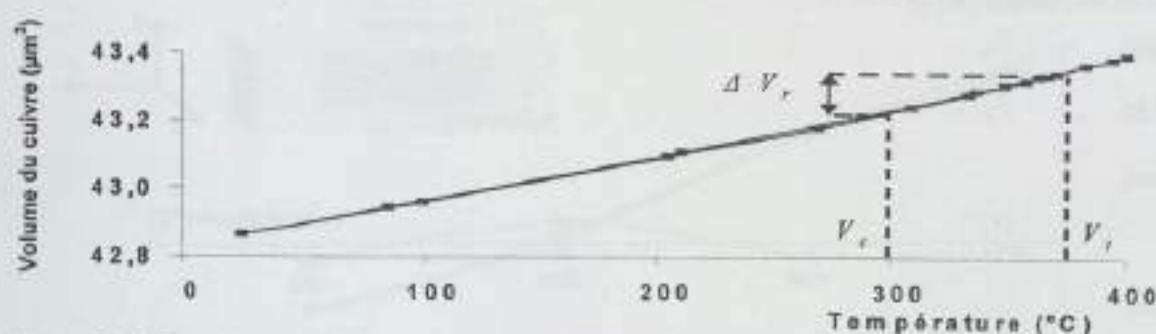


Figure 3-10 Evolution du volume du cuivre d'un carré de 12µm de côté en fonction de la température.

Rappelons que le volume total de trous V_T évalué expérimentalement par imagerie AFM après un recuit de 300°C est de l'ordre de $1,0 \cdot 10^{-3} \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$. Cependant, ce résultat tient compte uniquement des trous générés près de la surface du cuivre et avant la saturation de

leur croissance. Ainsi, il ne représente pas le pire des cas mais il est néanmoins déjà supérieur à la différence de volume ΔV_r , calculée de $6,9 \cdot 10^4 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$.

Contrairement à l'aluminium, le volume total des trous V_T observé dans une structure cuivre est donc supérieur au différentiel volumique calculé ΔV_r . La formation des trous dans le matériau ne peut donc pas être expliquée seulement par la différence des coefficients de dilatation thermique au cours de l'étape de thermalisation et du recuit.

3.3. Evaluation des contraintes mécaniques par analyse cristallographique dans les lignes cuivre damascène

L'évaluation des contraintes mécaniques dans les lignes cuivre passivées a été effectuée par des mesures par diffraction des rayons X (DRX) in situ en fonction de la température [18]. Cette technique fournit, via l'étude des déformations du réseau cristallin, tous les termes du tenseur des contraintes.

Les échantillons caractérisés comportent des réseaux de ligne cuivre de $3\mu\text{m}$ de large, de $0,4\mu\text{m}$ d'épaisseur, et espacées de $3\mu\text{m}$ de diélectrique. Un seul niveau de métal a été réalisé, et tous les échantillons ont subi les étapes standards de fabrication.

Tout d'abord, les textures cristallographiques du cuivre ont été identifiées ; elles sont détaillées dans le Chapitre IV. Les résultats des mesures de texture révèlent une croissance majoritaire selon le plan $\langle 111 \rangle$ donc selon l'axe « normal ». Les directions selon l'axe des x (axiale), y (transverse), z (normale) sont représentées dans la Figure 3-11.

Les résultats des mesures de diffraction en fonction de la température sont récapitulés dans la Figure 3-11.

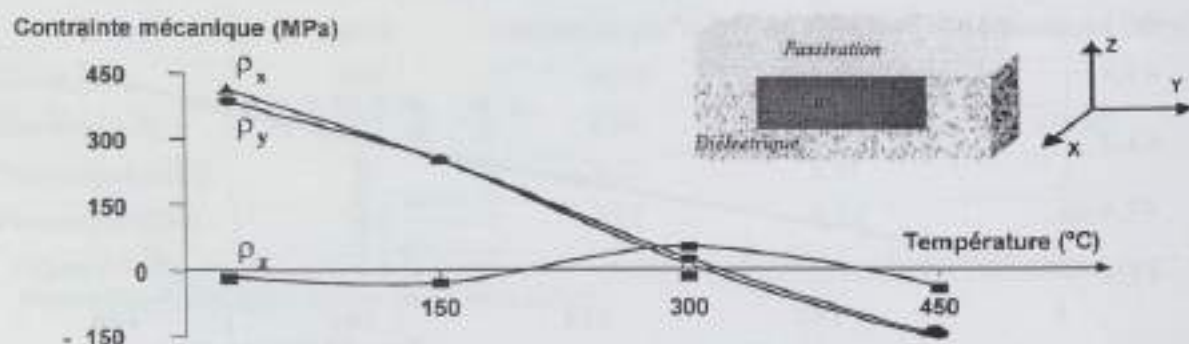


Figure 3-11 Mesures par DRX, selon les trois axes x , y , z des contraintes mécaniques dans une ligne cuivre passivée de $3\mu\text{m}$ de large en fonction de la température in situ [18].

A température ambiante, le cuivre est en traction biaxiale. Lorsque la température augmente, le niveau de contraintes mécaniques dans la ligne diminue, du fait de la différence des coefficients de dilatation thermique des matériaux. Il s'annule aux environs de 300°C .

Au-delà de cette température, le cuivre passe en compression pour atteindre un niveau minimum de -200 MPa à 450°C pour les directions axiale et transverse.

Ces résultats (Figure 3-11) montrent clairement qu'à la température de recuit de 300°C , les contraintes mécaniques moyennées dans la ligne cuivre selon les trois directions sont négligeables, de l'ordre de 17 MPa. Cela ne répond donc pas à l'une des conditions nécessaires à l'apparition du phénomène classique de SV précédemment décrit, car à 300°C les trous apparaissent alors que les contraintes mécaniques sont négligeables.

3.4. Conclusion sur l'hypothèse de « stress voiding » dans les interconnexions en cuivre

Les évaluations du différentiel volumique ΔV_r et des contraintes mécaniques dans le cuivre nous conduisent à conclure que la formation de cavités ne provient pas uniquement de la différence des coefficients de dilatation thermique au cours de l'étape de thermalisation et du recuit (SV). De plus, le fait que le volume total V_T des cavités soit supérieur à la valeur du différentiel volumique calculé ΔV_r nous permet de poser l'hypothèse que leur formation proviendrait également des lacunes présentes initialement dans le cuivre, et par conséquent d'une plus faible densité du cuivre électrolytique ECD par rapport au matériau massif.

4. Hypothèse basée sur le phénomène de densification du cuivre et sur la formation des cavités à partir de sites préférentiels

D'après la conclusion précédente, la faible densité du cuivre électrolytique serait en partie à l'origine de l'apparition des cavités dans le cuivre. Au cours du recuit, le cuivre subirait un phénomène de densification durant lequel les lacunes migreraient préférentiellement vers des sites de nucléarisation afin de former un trou. Ces sites sont définis comme des zones à fort gradient de contraintes, ou des défauts de surface du cuivre.

Afin de confirmer cette hypothèse, la densité du cuivre, la distribution des contraintes mécaniques locales dans la section d'une ligne cuivre, et l'influence de la configuration des réseaux de lignes sur la formation des cavités ont été évaluées.

4.1. Evaluation de la densité du cuivre électrolytique par RBS

La méthode d'analyse par spectroscopie de particules rétrodiffusées (RBS) a été utilisée. Elle a permis de déterminer la densité du cuivre électrolytique dont les résultats des mesures et des calculs sont détaillés dans le Chapitre IV.

A partir de ces mesures, la valeur moyenne de la densité du cuivre, après le recuit de recristallisation et le polissage, est estimée à $8,49 \text{ g/cm}^3$ contre $8,95 \text{ g/cm}^3$ pour le cuivre massif. Cela correspond à une porosité du cuivre d'environ 5%.

De plus, des mesures par nano-indentation décrites dans le Chapitre IV ont été effectuées pour obtenir la valeur du module de Young du cuivre électrolytique. La faible valeur du module de Young du cuivre électrolytique (100GPa), par rapport à celle relevée dans la bibliographie^[27] (168GPa), révèle également une faible densité dans la couche de cuivre. Ceci est expliqué dans le Chapitre IV par la diminution de la résistance mécanique, et de la rigidité d'un matériau poreux lors des compressions générées par la nanoindentation.

Cette porosité pourrait provenir en partie d'une contamination durant la dépôt du cuivre par des éléments contenus dans le bain électrolytique. En effet, des analyses TOF SIMS (Time Of Flight Secondary Ion Mass Spectrometry)^[19] ont montré une contamination en soufre (S_0_3), en azote (NO_3) présente en surface et en volume dans le cuivre électrolytique, qui a subi le recuit de cristallisation standard avant le polissage.

La porosité du cuivre électrolytique étant estimée à 5% environ, elle pourrait être en partie à l'origine de la formation de cavités dans le cuivre

4.2. Distribution des contraintes mécaniques locales à l'aide de simulation par éléments finis

Nous avons précédemment évalué les contraintes mécaniques moyennes dans les lignes cuivre damascène par diffraction des rayons X in situ en fonction de la température (Figure 3-11). Néanmoins, l'évolution des contraintes mécaniques *locales* dans une section de ligne cuivre damascène reste à être déterminée. Pour cela, des simulations numériques par éléments finis avec le code ANSYS ont été réalisées^[20]. Elles permettent de calculer et de cartographier en deux dimensions la distribution et le gradient des contraintes mécaniques dans une section de ligne au cours des étapes de fabrication.

Les conditions initiales nécessaires aux simulations numériques sont tout d'abord décrites. Puis l'évolution des contraintes locales au cours des étapes de fabrication est ensuite abordée. Cette partie permettra d'interpréter le comportement du cuivre au cours du budget thermique. Enfin l'évolution des contraintes locales au cours et après le recuit final est traitée afin d'étudier la localisation des sites de nucléarisation préférentiels des cavités.

4.2.1. Conditions initiales de la simulation

4.2.1.1. Structure et maillage

La structure considérée est une ligne en cuivre damascène de $12\mu\text{m}$ de largeur et de longueur infinie (Figure 4-1). La valeur de la hauteur du cuivre dans la structure tient compte de la perte de cuivre occasionnée par le polissage. De plus, la non conformité du dépôt de la barrière est prise en compte. Ainsi, l'épaisseur du TaN en fond de ligne est plus grande que sur les flancs.

Un nœud du maillage correspond à un calcul. Le maillage (30000 nœuds) est volontairement plus resserré aux interfaces de la section (Figure 4-2).

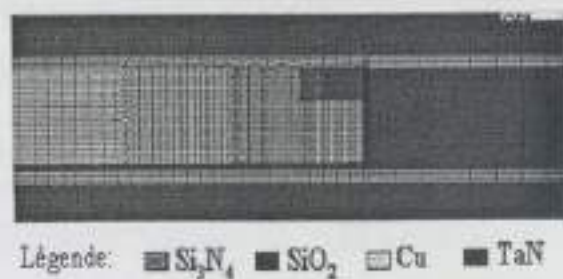
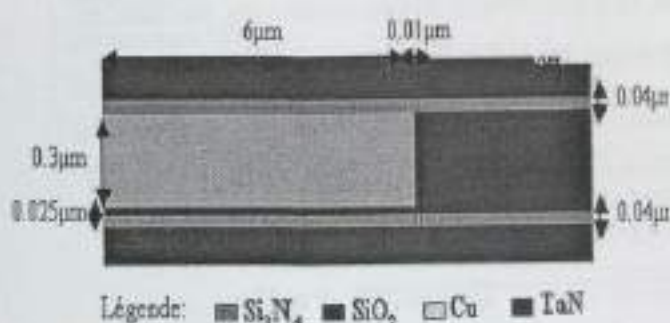


Figure 4-1-Symétrie de la structure simulée et détail des épaisseurs des couches et dimensions de la ligne.

Figure 4-2 Détail du maillage de la section de la ligne.

4.2.1.2. Budget thermique

Le budget thermique au cours du procédé de fabrication est pris en compte dans la simulation. Il est schématisé dans la Figure 4-3 dont les états sont détaillés ci-dessous :

- l'état 1 : recuit (400°C) du dépôt électrolytique du cuivre,
- l'état 2 : retour à température ambiante de la plaque, après l'état 1,
- l'état 3 : étape de montée en température de la plaque, ou l'étape de thermalisation (370°C), et celle du dépôt de la couche de passivation à cette même température,
- l'état 4 : retour à température ambiante de la plaque, avec la couche de passivation ;
- l'état 5 : étape de recuit final expérimental (300°C) ;
- l'état 6 : retour à température ambiante, après l'état 5.

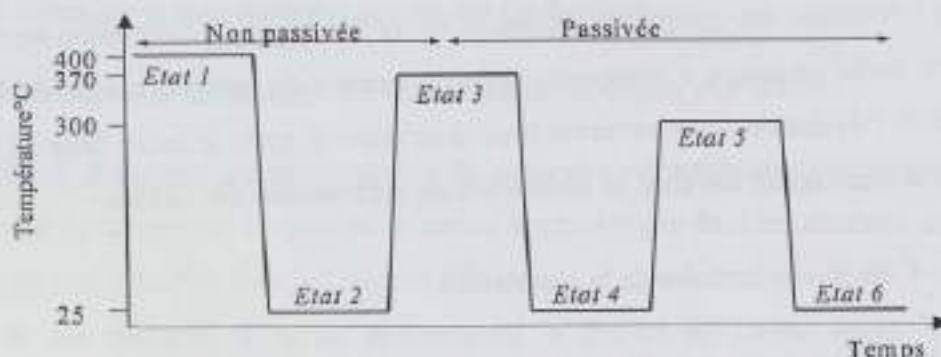


Figure 4-3 Budget thermique pris en compte dans la simulation de la ligne cuivre damascène.

Pour chaque état de la Figure 4-3, les calculs ont été lancés. Les résultats du calcul précédent servent de conditions initiales au calcul suivant. Ainsi, l'évolution des distributions des contraintes mécaniques locales du cuivre dans la section est étudiée au cours du budget thermique.

4.2.1.3. Comportements des matériaux

Au cours de notre budget thermique, les comportements du cuivre électrolytique et des matériaux environnants seront considérés respectivement élasto-plastiques parfaits et élastiques. Le comportement du cuivre est schématisé par la Figure 4-4.

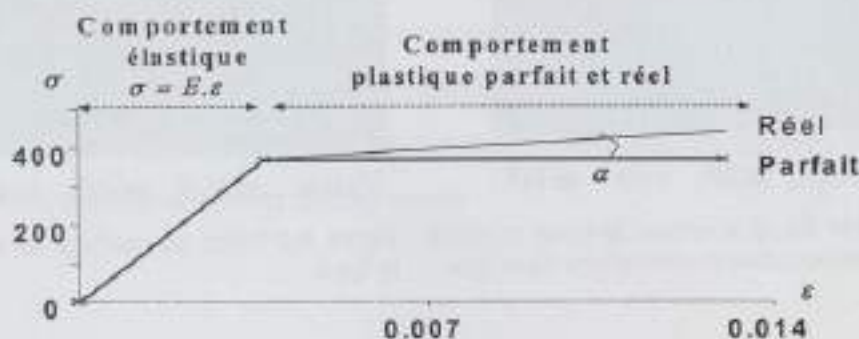


Figure 4-4 Comportement élasto-plastique parfait et réel du cuivre.

La pente de la courbe correspond au comportement élastique, elle est obtenue avec la valeur du module de Young du cuivre électrolytique (déduite des mesures de nanoindentation- Chapitre IV). La valeur du palier correspond au comportement plastique parfait, le module d'érouissage α n'étant pas pris en compte (Figure 4-4).

Les valeurs des contraintes mécaniques du cuivre électrolytique sans la passivation sur pleine plaque en fonction de la température ont été caractérisées par Mauro^[21] (Figure 4-5 a)). D'après ces valeurs, nous en déduisons le comportement du cuivre élasto plastique parfait en fonction de la température (Figure 4-5 b)) qui sera pris en compte au cours de la simulation.

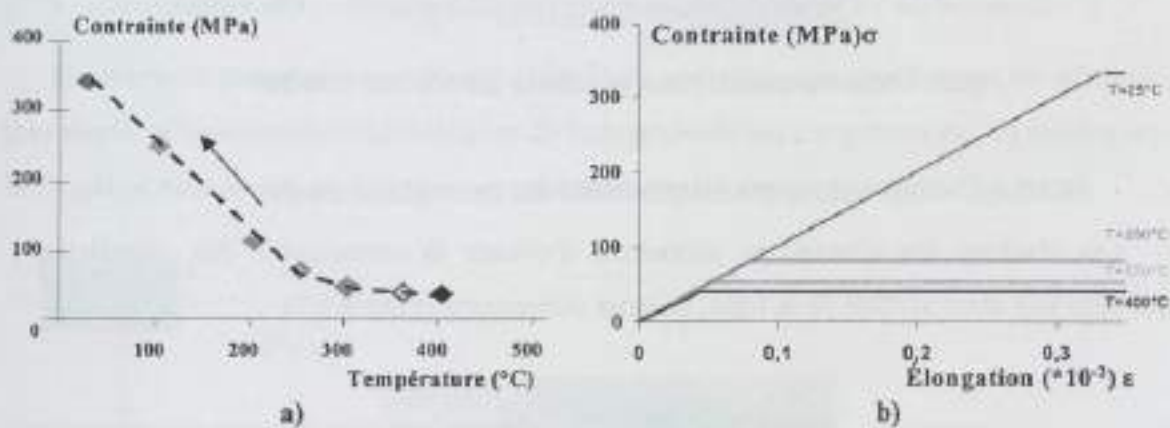


Figure 4-5 a) Contraintes mécaniques en fonction de la température d'une couche de cuivre électrolytique non passivée. [21]. b) Comportement élasto-plastique parfait du cuivre en fonction de la température.

4.2.1.4. Paramètres physiques des matériaux

Les paramètres physiques et thermomécaniques des matériaux environnant et du cuivre nécessaire aux calculs des simulations sont détaillés dans le Tableau 4-1.

Matériaux	Module de Young (GPa)	Coefficient de Poisson	Coefficient de dilatation ($10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)	Contraintes intrinsèques (MPa)
Cuivre (Cu)	100*	0,33	16,6	0
Barrière (TaN)	457	0,3	6,5	-1850*
Diélectrique (SiO_2)	70	0,17	0,5	0
Passivation (SiN)	380	0,33	2,25	-150*

Tableau 4-1 Récapitulatifs des constantes physiques des matériaux, et des contraintes intrinsèques. * : valeurs provenant des mesures de caractérisation.

4.2.1.5. Contraintes intrinsèques des matériaux environnants

Les couches de la barrière en TaN et du nitrure SiN génèrent des contraintes sur la plaque. Elles proviennent de la technique de dépôt et de la différence des coefficients de dilatation thermique entre les matériaux (Erreur ! Source du renvoi introuvable.) et le substrat ($\alpha_{\text{Si}}=3,10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$). Nous avons caractérisé expérimentalement ces contraintes sur

pleine plaque par la méthode de la flèche (Annexe J). Les valeurs des contraintes obtenues sont intégrées dans la simulation en tant que contraintes intrinsèques des matériaux environnant tels que la barrière TaN (x et y), la passivation SiN(x) représentés dans la Figure 4-6. La valeur de ces contraintes intrinsèques est récapitulée dans le Tableau 4-1.

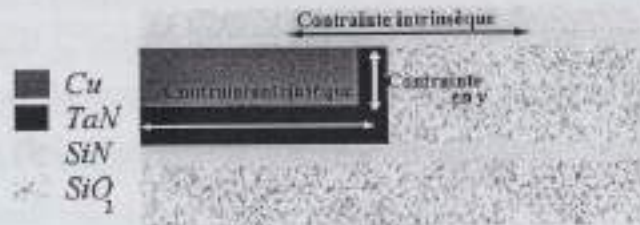


Figure 4-6 Contraintes intrinsèques initiales dans le TaN et le SiN

4.2.1.6. Cartographies des distributions des contraintes locales

Les résultats des simulations permettent d'obtenir la cartographie des contraintes locales dans une demi section de la ligne, en deux dimensions (Figure 4-7).



Figure 4-7 Directions des contraintes mécaniques locales selon les axes « x » et « y ».

Les résultats des simulations présentés correspondront aux distributions des contraintes mécaniques locales de Von Mises σ_{vm} (Equation 4-1). Elles permettent de visualiser en une cartographie la valeur des distributions des contraintes selon les axes « x » et « y ».

$$\text{Equation 4-1} \quad \sigma_{vm} = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y + 3 \cdot \sigma_{xy}^2} \quad \begin{array}{l} \sigma_{xx}: \text{Contraintes horizontales selon } x \\ \sigma_{yy}: \text{Contraintes verticales selon } y \end{array}$$

Toutes les valeurs des contraintes positives et négatives présentées correspondront respectivement à des contraintes σ_{vm} en tension et en compression.

4.2.2. Evolution de la distribution des contraintes locales au cours des étapes de fabrication

Dans ce paragraphe, nous étudierons l'évolution des contraintes locales dans une section de ligne cuivre damascène depuis l'étape de dépôt du cuivre électrolytique jusqu'à celle de la passivation. La distribution des contraintes locales σ_{vm} sera détaillée durant chaque

état du budget thermique : de l'état 1 à l'état 4 (Figure 4-3). Ils correspondront aux étapes de fabrication standard des interconnexions cuivre damascène.

- *Distribution des contraintes σ_{vm} du cuivre durant le recuit de recristallisation-Etat 1*

Le procédé de dépôt du cuivre se déroule dans le bain électrolytique à température ambiante. Après ce dépôt, les contraintes σ_{vm} sont donc considérées nulles et le resteront jusqu'au cours du recuit de recristallisation du cuivre (état 1).

- *Distribution des contraintes σ_{vm} du cuivre durant le retour à l'ambiante-Etat 2*

De retour à température ambiante (état 2), la variation des coefficients de dilatation thermique, et les contraintes intrinsèques du TaN génèrent des contraintes σ_{vm} en tension non homogènes dans le cuivre. Elles sont représentées par la cartographie de la Figure 4-8.

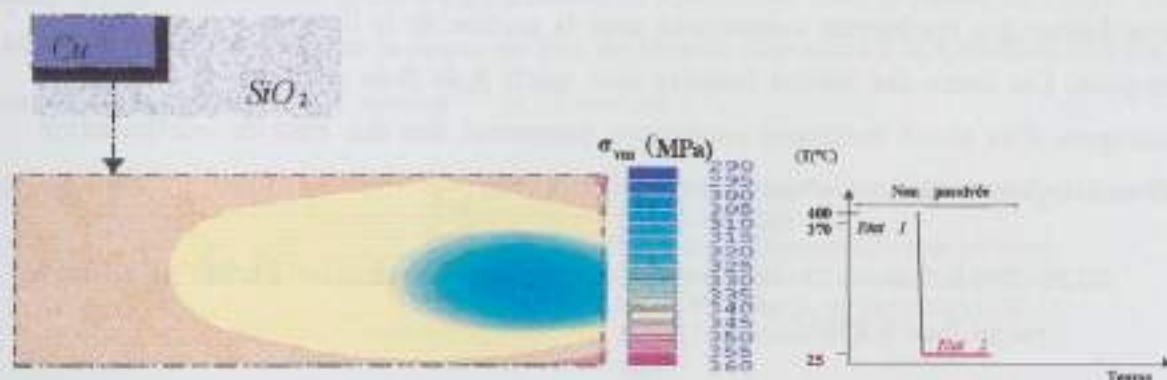


Figure 4-8 Cartographie des contraintes de Von Mises σ_{vm} dans une section de ligne cuivre (état 2) après le recuit de recristallisation du cuivre et de retour à l'ambiante.

- *Distribution des contraintes σ_{vm} du cuivre durant la passivation-Etat 3*

Après le polissage, les interconnexions sont passivées. Cette étape se déroule en deux temps. Tout d'abord la plaque est exposée à une forte température (370°C) durant plusieurs secondes (état 3 sans la couche de passivation). Le cuivre se dilate immédiatement, les contraintes σ_{vm} et leur distribution, similaire à l'état 1, s'estompent avec la relaxation du matériau sous haute température. Puis à cette même température, le dépôt du nitrure a lieu (état 3 avec la couche de passivation).

- *Distribution des contraintes σ_{vm} du cuivre durant le retour à l'ambiante-Etat 4*

De retour à l'ambiante (état 4) les contraintes σ_{vm} sont faiblement supérieures^[20] à celles de l'état 2. En effet, le cuivre ne se dilate que selon un degré de liberté durant l'étape de thermalisation. Par conséquent, la différence de contraintes avant et après passivation est faible. Ces contraintes σ_{vm} moyennes dans la ligne sont de l'ordre de 345MPa (Figure 4-9),

très proches de celles déduites des mesures par DRX de 370 MPa, dont les résultats ont été présentés dans la Figure 3-11.

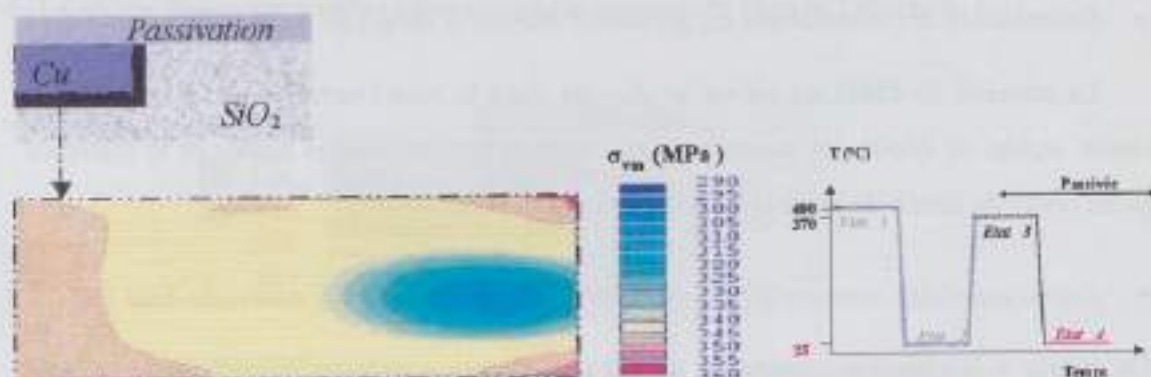


Figure 4-9 Cartographie des contraintes de Von Mises σ_{vm} dans une section de ligne cuivre (état 4) après la passivation et de retour à l'ambiante.

Au cours du budget thermique du procédé de fabrication, nous pouvons constater que la distribution des contraintes mécaniques dans la section de la ligne de cuivre n'est pas homogène. Les coins des limites latérales sont sujets à de forts gradients de contraintes mécaniques. Ces zones fortement contraintes pourraient être des sites de nucléarisation préférentiels pour les lacunes au cours du recuit à 300°C.

4.2.3. Evolution de la distribution des contraintes locales durant et après le recuit final à 300°C

A la température de recuit de 300°C, les résultats déduits des mesures par DRX (Figure 3-11) in situ ont montré clairement qu'à cette température, les contraintes mécaniques moyennées dans la ligne cuivre sont négligeables de l'ordre de 17 MPa. Mais nous allons ci-dessous vérifier localement la distribution de ces faibles contraintes mécaniques dans une section de ligne cuivre au cours de ce recuit et de retour à l'ambiante. Cela nous permettra de localiser les sites de nucléarisation à l'origine de la formation des trous.

- *Distribution des contraintes σ_m du cuivre durant le recuit à 300°C-Etat 5*

L'étape de recuit à 300°C correspond l'état 5. D'après la cartographie de la Figure 4-10, les contraintes σ_m moyennes à 300°C (Figure 4-10) dans la section sont négligeables de l'ordre de 25 à 55 MPa. Ces résultats confirment ceux obtenus par les mesures DRX (Figure 3-11). A cette température le matériau s'est relaxé au cours de sa dilatation, ce qui libère les contraintes mécaniques initiales. Néanmoins, la distribution des contraintes est non homogène et un gradient de contraintes (Figure 4-10) reste présent aux limites latérales du cuivre. Nous allons à présent aborder l'influence d'un tel gradient sur la formation de cavités.

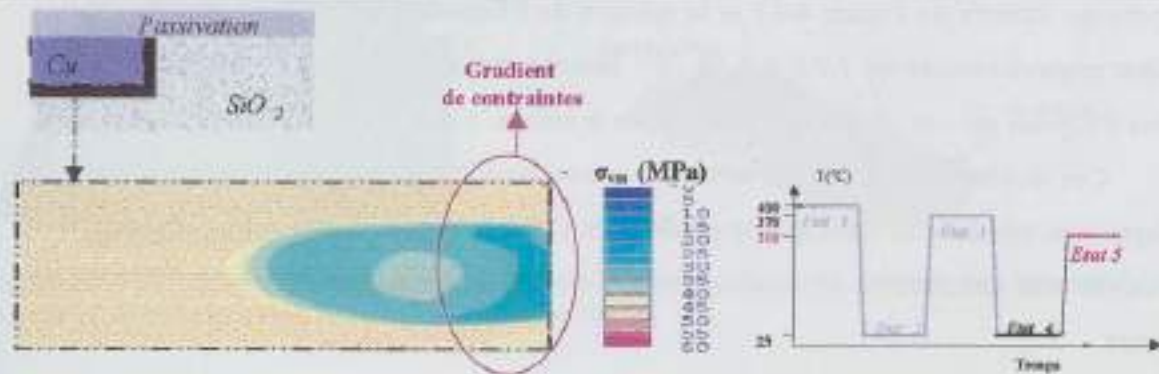


Figure 4-10 Cartographie des contraintes de Von Mises σ_{vm} dans une section de ligne cuivre (état 5) au cours du recuit final de 300°C.

Dans la bibliographie, après un recuit à 200°C Ogawa^[8] a constaté expérimentalement des cavités dans le cuivre des interconnexions d'architecture damascène et de métallisation Ta/Cu (IMP-PVD)/ Cu (ECD). Ses résultats des simulations numériques à 200°C révèlent, dans la région présentant la cavité, un gradient de contraintes dans le cuivre de l'ordre de 44MPa/ μm . Afin de calculer la valeur du flux de lacunes nécessaire à la formation de cette cavité, il s'est appuyé sur la relation^[24] de l'Équation 4-1.

Équation 4-1

$$J_{SV} = f \cdot \left(\frac{D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_{eff}}{k_B \cdot T}\right)}{k_B \cdot T}\right) \frac{\Delta\sigma}{\Delta x}$$

- JSIV : Flux de lacunes (Lacunes/m².s)
- f : Coefficient
- D₀ : Coefficient de diffusion (m²/sec)
- Q_{eff} : Energie d'activation de diffusion (J)
- K_B : Constante de Boltzman (J/K)
- T : Température (K)
- $\frac{\Delta\sigma}{\Delta x}$: Gradient de contraintes (J/m4)

Cette expression dépend en partie de la température, du gradient local de contraintes, du coefficient de diffusion, de l'énergie d'activation thermique (Figure 4-11).

K _B (J/K) ^[20]	f ^[8]	D ₀ (m ² /sec) ^[8]	Q _{eff} (J) ^[8]
1,38 10 ⁻²³	1	0,3 10 ⁻⁴	0,74*1,6 10 ¹⁹

Figure 4-11 Tableau des valeurs du calcul du flux de lacunes JSIV.

Le coefficient, noté f et estimé à 1 par Ogawa, correspond au produit de la concentration de lacunes et du volume atomique.

La valeur du flux de lacunes calculée par unité de surface et de temps (Équation 4-1) à l'origine de la formation de la cavité est de 2,63 10⁹ lacunes/m².s, ceci pour une température de recuit de 200°C^[8], un gradient de contraintes de l'ordre de 44MPa/ μm ^[8], et les valeurs du Figure 4-11.

Concernant les résultats de nos simulations, nous mesurons un gradient de contraintes de 138 à 475MPa/ μm dans la cartographie de la Figure 4-10. Pour une température de 300°C et

d'après les valeurs du Figure 4-11 et la relation de l'Équation 4-1, nous obtenons un flux variant respectivement de $1,62$ à $5,58 \cdot 10^{11}$ lacunes / $m^2.s$. Ces valeurs sont supérieures à celles d'Ogawa qui ont révélé des cavités dans le cuivre.

Ces résultats de simulation montrent que certes à 300°C les contraintes moyennes de la ligne sont très faibles, mais que le gradient de contraintes locales situé à la limite latérale du cuivre et la température de recuit sont suffisants pour former une cavité par diffusion de lacunes.

- *Distribution des contraintes σ_m du cuivre durant le retour à l'ambiante-Etat 6*

De retour à l'ambiante, l'état 6 (Figure 4-12), le matériau se rétracte, ce qui génère d'importantes contraintes en tension non homogènes dans toute la section de la ligne.

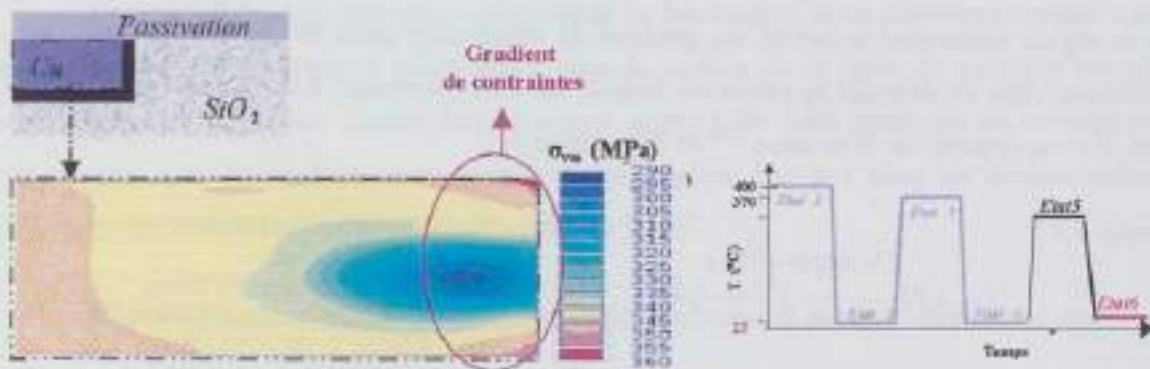


Figure 4-12 Cartographie des contraintes de Von Mises σ_m dans une section de ligne cuivre (état 6) après le recuit final de 300°C et de retour à température ambiante.

La limite latérale du cuivre est une zone fortement contrainte (Figure 4-12). Nous pouvons y localiser un gradient important allant de 182 jusqu'à $610 \text{ MPa}/\mu\text{m}$. Mais la valeur du flux calculé par unité de surface et de temps (d'après le Figure 4-11 et l'Équation 4-1) à température ambiante étant de $2,5$ à $5,6 \cdot 10^5 \text{ lacunes}/m^2.s$, elle s'avèrerait insuffisante afin de former une cavité dans le cuivre à température ambiante.

Cette partie a mis en évidence que les valeurs des contraintes moyennes dans le cuivre obtenues par simulation numériques sont en accord avec celles obtenues par DRX. De plus les résultats des simulations ont révélé que certes à 300°C les contraintes moyennes dans la lignes étaient faibles, mais qu'un gradient de contraintes situé aux limites latérales de cuivre était suffisant afin de former une cavité à 300°C . Les résultats expérimentaux montrent d'ailleurs des trous dans cette même région après un recuit à 300°C (Figure 4-13).

Par conséquent, nous pouvons considérer que le gradient de contraintes présent à 300°C dans la section de nos interconnexions est un site de nucléarisation préférentiel des lacunes.

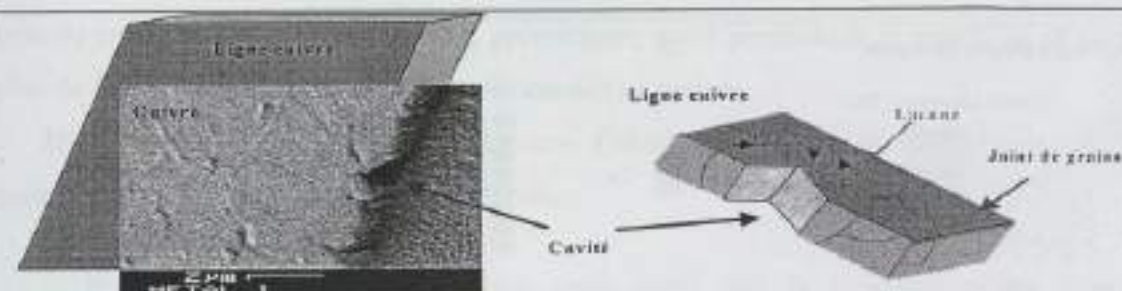


Figure 4-13 Formation d'une cavité aux limites latérales du cuivre après diffusion des lacunes par les joints de grains vers les sites de nucléarisation.

4.3. Influence de la configuration des réseaux de lignes cuivre sur la localisation des cavités

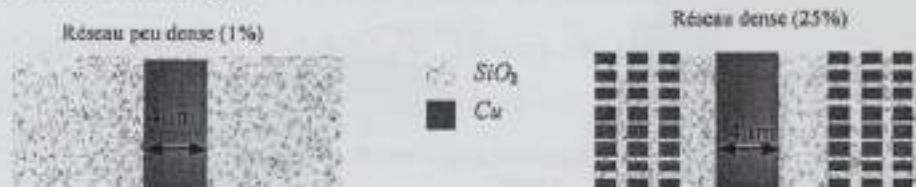
Tout défaut dans un métal est un site favorable pour l'accumulation des lacunes donc la formation d'un trou au cours du temps. Sekiguchi ^[22] a constaté que les trous se formaient préférentiellement aux interfaces des plans incohérents $\langle 322 \rangle$ du cuivre. Puis, N.E.Meier ^[23] souligne que le polissage des lignes cuivre damascène crée des sites de nucléarisation à la surface du cuivre. En effet, l'état de surface (corrosion, rayure, résidus), et la topographie des lignes cuivre après le polissage sont des défauts sur lesquels les lacunes pourraient s'accumuler préférentiellement.

Expérimentalement, il a été clairement observé que la localisation des sites de nucléarisation des lacunes changeait en fonction de la configuration des réseaux de lignes cuivre de dimensions (largeur, longueur, épaisseur) et de topographies identiques.

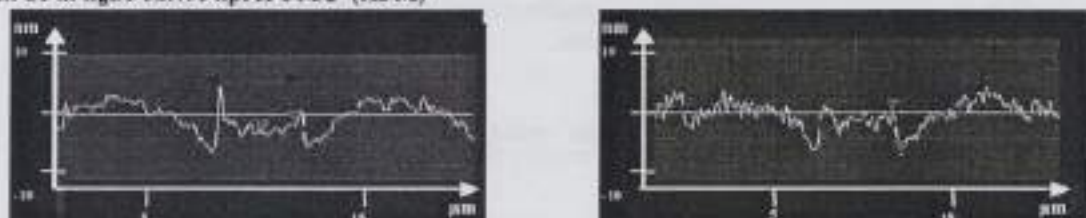
En effet, la première configuration (Figure 4-13-a), correspondant à un réseau peu dense en ligne cuivre, présente des cavités préférentiellement en surface (Figure 4-13-c). L'inspection au microscope optique révèle un nombre important de ces cavités dont les volumes, caractérisés par AFM (Figure 4-13-d), peuvent atteindre de $8,2$ à $11 \cdot 10^3 \mu\text{m}^3$.

Quant à la seconde configuration (Figure 4-13-b) correspondant à un réseau dense en ligne cuivre et de même topographie que la première (Figure 4-13-b), elle présente des cavités préférentiellement aux limites latérales (Figure 4-13-c). Leur nombre est moins important mais leurs volumes, caractérisés par AFM (Figure 4-13-d), peuvent atteindre de 9 à $22,5 \cdot 10^2 \mu\text{m}^3$.

a) Configuration des réseaux de lignes



b) Profil de la ligne cuivre après PMC (AFM)



c) Surface du cuivre après PMC passivation et recuit (Microscope Optique)



d) Profil de la ligne cuivre après PMC passivation, recuit et dépassivation (AFM)

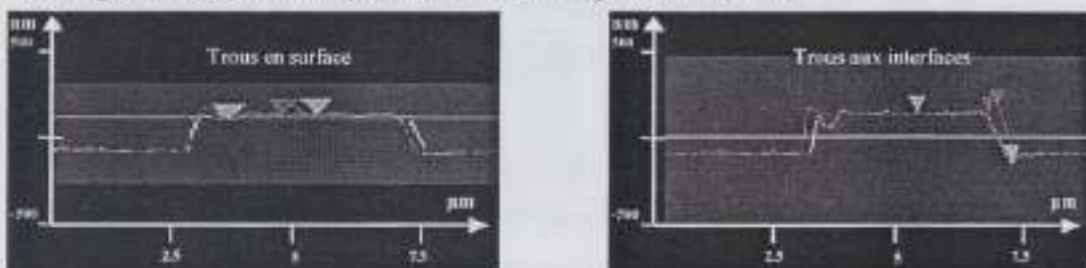


Figure 4-14 a) Configurations des réseaux de lignes b) Profils de la surface des lignes cuivre après le polissage, c) Photographies des trous dans les lignes polies, passivées, et recuites, d) Profils de la surface des lignes cuivre, et des cavités après dépassivation.

Le changement de la localisation des cavités est en partie expliqué par la qualité du nettoyage à la surface du cuivre durant l'étape du dépôt de la couche de passivation qui se déroule en trois opérations successives :

1) l'étape de thermalisation durant laquelle la plaque est déposée sur un socle chauffant dans une chambre sous N_2 . La température de la plaque atteint $370^\circ C$ essentiellement par conduction. Durant cette opération, la configuration des réseaux faiblement dense en lignes cuivre présenterait, par conduction de la chaleur, une température inférieure à la seconde configuration des réseaux de lignes fortement denses en ligne cuivre,

2) à $370^\circ C$, un plasma de NH_3 est déclenché sous N_2 de façon à nettoyer la surface du cuivre de la couche d'oxydation qui s'est formée à atmosphère ambiante. Durant cette opération, le réseau qui présente une forte densité en ligne cuivre voit sa surface de cuivre mieux nettoyée car la température a activé la réaction chimique. Cela explique que l'autre

type de configuration, moins nettoyée, présenterait, après passivation et recuit, en sa surface plus de défauts favorisant l'apparition des cavités en surface,

3) la couche de passivation est déposée à cette température par dépôt plasma CVD constitué d'un mélange de gaz N_2 , NH_3 , SiH_4 .

Nous avons donc souligné dans cette partie que la localisation des sites de nucléarisation des lacunes dans le cuivre peuvent changer en fonction de l'état de surface du cuivre. Indirectement, il en découle une différence de comportement suivant la densité des réseaux d'interconnexions :

- les lacunes moins nombreuses mais les plus volumiques étant obtenues dans les réseaux de lignes cuivre denses,
- les lacunes moins volumiques mais les plus nombreuses étant obtenues dans les réseaux de lignes cuivre peu denses.

Néanmoins quelque soit la configuration des réseaux de lignes le volume total des cavités reste proche, et le risque de dégradations reste le même.

4.4. Conclusion

Les résultats de simulations et de caractérisations physiques des cavités ont mis en évidence qu'un gradient de contraintes local dans le cuivre durant le recuit est un site de nucléarisation préférentiel pour les lacunes si leur flux est suffisant.

De plus, une caractérisation approfondie de l'état de surface avant et après le recuit a révélé que des défauts de surface peuvent être également des sites de nucléarisation préférentiels.

La compréhension de l'origine de la localisation des cavités dans le cuivre permettrait de mettre en place des solutions afin de diminuer les dégradations des performances électriques occasionnées par ces cavités dans la métallisation.

5. Conclusion générale

Les résultats expérimentaux font apparaître une formation de cavités dans les interconnexions cuivre damascène après passivation et recuit à haute température.

En effet, un recuit entraîne une augmentation des coefficients de diffusion des atomes et de la vitesse de déformation du matériau. Ainsi, au cours d'un recuit et sous contraintes mécaniques, les lacunes du cuivre migrent vers les sites de nucléarisation préférentiels, formant ainsi une cavité. Ces sites sont soit des défauts à la surface du cuivre (plan incohérent, impuretés, dégradation topographique), soit des régions qui présentent un fort gradient de contraintes mécaniques, situées majoritairement aux limites latérales du cuivre.

Les résultats des caractérisations, des calculs et des simulations nous conduisent à conclure que la cause principale de la formation de ces trous n'est pas uniquement liée à la différence des coefficients de dilatation thermique mais également à la densification du cuivre électrolytique initialement peu dense ^{[25],[24]}. Par conséquent, le volume total des cavités après saturation de leur croissance correspond donc au différentiel volumique ΔV_r et au volume occupé par la porosité initiale du cuivre V_p .

De telles cavités dans les lignes ou dans les vias des interconnexions peuvent être sources de circuits ouverts comme le confirme Ogawa ^[8]. Puis, leur présence, avant même le passage du courant (Figure 4-14), peut interférer et diminuer la durée de vie des structures par électromigration dans les circuits intégrés, comme l'affirme H. Schroeder ^[26].

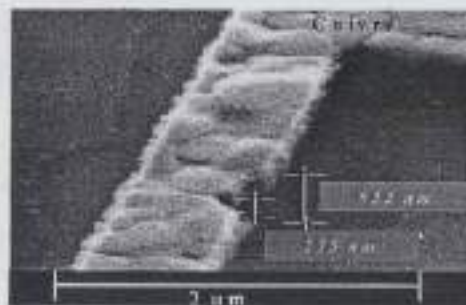


Figure 5-1 Cavité dans une ligne de cuivre avant le passage du courant (MEB).

L'apparition de ces cavités (Figure 5-1) remet en question le budget thermique du procédé de fabrication. Et elle révèle également que le recuit de recristallisation du cuivre électrolytique n'a pas exo-diffusé toutes ses lacunes. Ainsi, un changement de température, de durée, et de l'emplacement de cette étape serait envisageable afin de réduire la génération de cavités. De plus, un second moyen, permettant de réduire l'impact de telles cavités sur les performances électriques, serait la conception de nouvelles interconnexions à géométrie spécifique qui diminueraient la formation de trous dans le cuivre. Ceci a d'ailleurs fait l'objet d'un dépôt de brevet.

Bibliographie du Chapitre V

- [1] D. Jawarani, Plastic deformation and stress-induced voiding in Al-Cu interconnects, AIP Conf. Proc., pp32-46, 1996
- [2] D. S. Gardner, Mechanical stress as a function of temperature in aluminium films, IEEE Transac. on on E. D., vol.35, 12, pp782-788, 1988
- [3] S. Kordic, Stress voiding and electro migration phenomena in aluminium alloys, Appl. Surf. Sci., vol.91, pp197-207, 1995
- [4] S. Kordic, et E. J. H. Collart, A growth model of stress voids in integrated circuit metallization, Mat. Res. Soc. Symp. ,vol. 73, pp343-348, 1997
- [5] J. C. Doan, The relation ship between resistance changes and void volume changes in passivated aluminium interconnects, IEEE 37th Annual International Reliability Physics Symp., California, pp206-212, 1999
- [6] H. Okabayashi, An analytical open-failure lifetime model for stress-induced voiding in aluminium lines, IEEE Transac. on E. D., vol.40, 4, pp782-788, 1993
- [7] C. A. Minor, On the propensity of electromigration void growth from preexisting stress-voids in metal interconnects, Scripta Materiala, Edition Permagon, vol.41, 4, pp347-352, 1999
- [8] E. T. Ogawa, J. W. McPherson, J. A. Rosal, K. J. Dickerson, T. C. Chiu, L. Y. Tsung, M. K. Jain, T. D. Bonifield, J. C. Ondrusek, and W. R. Mc Kee, Stress induced voiding under vias connected to wide Cu metal lead, IEEE, Ann. Int. Rel. Phys. Symp., 2002
- [9] P. R. Besser, Mechanical strains and stresses in aluminum and copper interconnect lines for 0,18 μ m logic technologies, Stress Induced Phenomena in Metallization: 5th Int. Workshop, Edited by O. Kraft, American Institute of Physics, pp229-239, 1999
- [10] P. Borgesen, J. K. Lee, R. Gleixner, and C. Y. Li, Thermal-stress-induced voiding in narrowpassivated Cu lines, Appl.Phys.Let., vol.60, pp1706-1706, 1992

- [11] R. R. Keller, C. E. Kalnas, and J. M. Phelps, Local crystallography and stress voiding in Al-Si-Cu versus copper interconnects, *J. Appl. Phys.*, vol.86, pp1167, 1999
- [12] J. A. Nucci, R. R. Keller, J. E. Sanchez, and Y. Shacham-Diamand, Local crystallography texture and voiding in passivated copper interconnects, *Appl. Phys Let.*, vol.69, pp4017, 1996
- [13] J. A. Nucci, R. R. Keller, D. P. Field, and Y. Shacham-Diamand, Grain boundary misorientation angles and stress-induced voiding in oxide passivated copper interconnects, *Appl. Phys. Let.*, vol.70, pp1242, 1997
- [14] J. A. Nucci, Effect of line width, microstructure, and grain growth on voiding in passivated copper lines, *Appl. Phys. Let.*, vol. 66, 26, pp3585-3587, 1995
- [15] D. A. Porter, K. E. Eastering, Phase transformation in metals and alloys, Edition Chapman and Hall, 1990
- [16] J. Kasthurirangan, Y. Du, Thermal stresses in Cu Damascene submicron line structure, Stress Induced Phenomena in Metallization:Fifth International Workshop, edited by Olivier Kraft, American institute of Physics, pp304-314, 1999
- [17] J. C. Barbe, Calcul de la dilatation volumique d'un motif de cuivre dual damascène à l'aide du code éléments finis CASTEM 2002, Rapport interne CEA, LETI, 2002
- [18] O. Sicardy, I. Touet, F. Rieutord, and L. Arnaud, Contraintes résiduelles d'interconnexions en cuivre pour circuits intégrés, détermination par rayonnement synchrotron et évolution en température, Colloque du groupement français d'analyse des contraintes, pp 125, 2002
- [19] P. Motte , «Optimisation du procédé de dépôt CVD du cuivre et intégration de la métallisation cuivre en technologie d'interconnexion 0,18 μ m », Thèse de doctorat Institut National Polytechnique de Grenoble, CEA (LETI) & STMicroelectronics de Crolles, 2000
- [20] S. Orain, Voiding in Cu dual damascene metallization-Effect Stress ANSYS, Sept 2002

[21] Mauro, J. Kobrinsky, Diffusional creep in damascene Cu line, *J. Appl. Phys.*, vol.89, 1, pp91-98, 2001

[22] Sekiguchi, Void formation by thermal stress concentration at twin interfaces in Cu thin films, *Appl. Phys. Lett.*, vol.79, 9, pp1264-1266, 2001

[23] N. E. Meier, In situ studies of electromigration voiding in passivated copper interconnects, *Stress Induced Phenomena in Metallization: Fifth International Workshop*, edited by O. Kraft, pp180-185, 1999

[24] Y. Adda et al, Montée des dislocations et fluage des métaux, « Déformation plastique des métaux et alliages », Ed :Masson & CIE, pp161-189

[25] C. Roussel, S. Kordic, O. Sicardy, M. Ignat, L. Dumas, S. Orain, J. C. Barbe, Voiding in copper dual damascene metallization due to copper densification during thermal stress, AMC conference, San Diego, 2002

[26] H. Schroeder, D. Beckers, Combined effect of stress and electromigration induced void growth, *Conf. Proc. ULSI XII, MRS*, vol.97, 1997

[27] C. N. Reid, *Deformation geometry for materials scientists*, Int Series on Mat Science and Technology, vol.11, Pergamon Press, 1973

[28] K. D. Tu, J. W. Mayer, L. C. Feldman, *Electronic Thin Film Science*, New York, Macmillan Publishing Compagny, Ch.3, pp77-97, 1992

[29] D. François, A. Pineau, A. Zaoui, *Comportement mécanique des matériaux*, Edition Hermès, 1995

Le premier effet observé est la formation de cavités dans le cuivre, qui se traduit par une diminution de la densité et une augmentation de la porosité. Cette formation de cavités est due à la présence de défauts cristallins, tels que les dislocations, les joints de grains et les lacunes, qui agissent comme des sites de nucléation pour la formation de cavités.

En outre, la formation de cavités est favorisée par l'augmentation de la température et la diminution de la pression. Ces conditions favorisent la diffusion des atomes de cuivre vers les sites de nucléation, ce qui accélère la croissance des cavités.

Il est important de noter que la formation de cavités dans le cuivre peut avoir des conséquences néfastes sur ses propriétés mécaniques et physiques. En effet, la présence de cavités diminue la résistance mécanique et la ductilité du matériau, ce qui peut entraîner une rupture prématurée sous charge.

Par conséquent, il est essentiel de contrôler les conditions de fabrication et de traitement du cuivre afin de minimiser la formation de cavités. Des techniques telles que le recuit et le traitement thermique peuvent être utilisées pour éliminer les défauts cristallins et améliorer la qualité du matériau.

En conclusion, la formation de cavités dans le cuivre est un phénomène complexe qui dépend de plusieurs facteurs, tels que la température, la pression et la présence de défauts cristallins. Une meilleure compréhension de ce phénomène est essentielle pour optimiser les propriétés du cuivre et éviter les problèmes de fiabilité dans les applications industrielles.

Les résultats obtenus dans cette étude montrent que la formation de cavités dans le cuivre est favorisée par l'augmentation de la température et la diminution de la pression. Ces conditions favorisent la diffusion des atomes de cuivre vers les sites de nucléation, ce qui accélère la croissance des cavités.

Il est important de noter que la formation de cavités dans le cuivre peut avoir des conséquences néfastes sur ses propriétés mécaniques et physiques. En effet, la présence de cavités diminue la résistance mécanique et la ductilité du matériau, ce qui peut entraîner une rupture prématurée sous charge.

Par conséquent, il est essentiel de contrôler les conditions de fabrication et de traitement du cuivre afin de minimiser la formation de cavités. Des techniques telles que le recuit et le traitement thermique peuvent être utilisées pour éliminer les défauts cristallins et améliorer la qualité du matériau.

En conclusion, la formation de cavités dans le cuivre est un phénomène complexe qui dépend de plusieurs facteurs, tels que la température, la pression et la présence de défauts cristallins. Une meilleure compréhension de ce phénomène est essentielle pour optimiser les propriétés du cuivre et éviter les problèmes de fiabilité dans les applications industrielles.

Conférence générale

La conférence de presse qui précède est l'acte le plus important de la journée de l'élection des députés. Elle permet de rassembler et de présenter au public les candidats. C'est souvent le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes. C'est aussi le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes.

La conférence de presse est un acte important de la journée de l'élection des députés. Elle permet de rassembler et de présenter au public les candidats. C'est souvent le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes. C'est aussi le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes.

La conférence de presse est un acte important de la journée de l'élection des députés. Elle permet de rassembler et de présenter au public les candidats. C'est souvent le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes. C'est aussi le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes.

La conférence de presse est un acte important de la journée de l'élection des députés. Elle permet de rassembler et de présenter au public les candidats. C'est souvent le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes. C'est aussi le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes.

La conférence de presse est un acte important de la journée de l'élection des députés. Elle permet de rassembler et de présenter au public les candidats. C'est souvent le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes. C'est aussi le moment où les candidats se présentent à la presse et où ils sont interrogés par les journalistes.

Conclusion générale

La complexité du procédé de polissage par PMC est due au progrès technologique en terme de fabrication des circuits intégrés. Elle provient de l'augmentation de la précision du polissage, de l'intégration de nouveaux matériaux, et de la diminution des dimensions des interconnexions. Du fait de cette complexité, le polissage fait référence à de nombreux domaines scientifiques dont la tribologie, la mécanique des fluides, la science des matériaux et la physico-chimie.

La contribution industrielle de ce travail réside en premier lieu dans une première approche empirique du polissage par PMC des interconnexions en cuivre d'architecture damascène de métallisation TaN / Cu IMP / Cu ECD. Ces modèles empiriques ont été étudiés et présentés pour chaque étape de polissage, compte tenu des limites des travaux et de la complexité du procédé. Ils sont tous basés sur la relation de Preston qui, malgré son aspect phénoménologique et macroscopique, a été validée à l'échelle microscopique. Chaque modèle approprié à chaque opération de polissage a été vérifié expérimentalement.

En second lieu, ces modélisations ont conduit à des règles de dessins nécessaires aux concepteurs des circuits. Elles leurs permettront dans un premier temps de corriger la valeur de résistance de ligne afin de se rapprocher de celle en fin de fabrication puis dans un second temps de diminuer les risques de courts circuits créés par le polissage en fin de fabrication de leur circuit. Ces dernières règles ont fait l'objet d'un dépôt de brevet.

Les perspectives à court terme seraient d'affiner les modèles proposés du point de vue des comportements des consommables au cours du polissage. De plus, ils pourraient servir de base afin d'effectuer des simulations numériques de l'évolution de la topographie durant le polissage. Ces modèles seront à remanier lors des changements de type de procédé, non Prestonien par exemple. Mais compte tenu du nombre de domaines scientifiques concernant le polissage par CMP, les perspectives d'études restent également très larges.

La caractérisation de la fiabilité des interconnexions consiste à soumettre à la fois des contraintes thermiques et de fortes densités de courant dans ces interconnexions entraînant leur dégradation par électromigration. Mais d'autres mécanismes de défaillance rentrent en compétition avec l'électromigration et en amont de celle-ci. Ces mécanismes sont déclenchés uniquement sous contraintes thermiques et ils seraient dus à la relaxation des contraintes mécaniques, à la diffusion des lacunes dans le matériau.

En effet, au cours de ces travaux, des inspections au microscope optique, à force atomique et à balayage électronique ont été effectuées sur des échantillons qui ont subi essentiellement des contraintes thermiques. Elles ont mis en évidence d'importantes dégradations dans le cuivre des interconnexions telles que l'apparition de cavités dans ce matériau. Cela confirme qu'à densité de courant nulle les interconnexions sont déjà dégradées.

Les caractérisations par DRX, RBS et les calculs numériques des simulations ont permis de déterminer les origines de ces dégradations et leurs sites préférentiels de nucléarisation. Ces cavités proviennent d'une part de la différence des coefficients de dilatation thermique entre les matériaux, et d'autre part de la densification d'un cuivre électrolytique initialement poreux. De plus, elles apparaissent majoritairement dans les régions à fort gradient de contraintes mécaniques dans le cuivre, et à la surface du cuivre.

Ces dégradations occasionnées uniquement par les contraintes thermiques apparaîtraient durant l'électromigration. La conception de nouvelles structures qui diminueraient l'impact de ces cavités sur les performances électriques fait l'objet d'un dépôt de brevet. Enfin, ce phénomène remet en question la température, la durée, et l'emplacement de l'étape de recuit de recristallisation du cuivre électrolytique qui permet de stabiliser le matériau.

Les perspectives à court terme concernant l'étude de ce phénomène consisteraient à déterminer un moyen fiable de caractérisation des dégradations. L'étude statistique par l'analyse physique de ces cavités a été limitée dans ces travaux par la résolution et la rapidité des équipements usuels de caractérisation (MEB et AFM). Ainsi, l'utilisation des méthodes d'analyses de défaillances, telles que les mesures de la variation de la résistance et du niveau de bruit en excès aux basses fréquences avant et après les recuits expérimentaux, permettrait d'établir des méthodes de caractérisations utiles.

Les perspectives à long terme seraient de dissocier les dégradations après les tests d'électromigration de celles générées uniquement par les contraintes thermiques. Les réflexions, et les caractérisations issues de ces travaux peuvent être applicables à des changements de procédés de dépôts du cuivre.

1	Annexe 1 - Chapitre 1.1.1. Principes de la géométrie	1
2	Annexe 2 - Chapitre 1.1.2. Principes de la géométrie	2
3	Annexe 3 - Chapitre 1.1.3. Principes de la géométrie	3
4	Annexe 4 - Chapitre 1.1.4. Principes de la géométrie	4
5	Annexe 5 - Chapitre 1.1.5. Principes de la géométrie	5
6	Annexe 6 - Chapitre 1.1.6. Principes de la géométrie	6
7	Annexe 7 - Chapitre 1.1.7. Principes de la géométrie	7
8	Annexe 8 - Chapitre 1.1.8. Principes de la géométrie	8
9	Annexe 9 - Chapitre 1.1.9. Principes de la géométrie	9
10	Annexe 10 - Chapitre 1.1.10. Principes de la géométrie	10
11	Annexe 11 - Chapitre 1.1.11. Principes de la géométrie	11
12	Annexe 12 - Chapitre 1.1.12. Principes de la géométrie	12
13	Annexe 13 - Chapitre 1.1.13. Principes de la géométrie	13
14	Annexe 14 - Chapitre 1.1.14. Principes de la géométrie	14
15	Annexe 15 - Chapitre 1.1.15. Principes de la géométrie	15
16	Annexe 16 - Chapitre 1.1.16. Principes de la géométrie	16
17	Annexe 17 - Chapitre 1.1.17. Principes de la géométrie	17
18	Annexe 18 - Chapitre 1.1.18. Principes de la géométrie	18
19	Annexe 19 - Chapitre 1.1.19. Principes de la géométrie	19
20	Annexe 20 - Chapitre 1.1.20. Principes de la géométrie	20
21	Annexe 21 - Chapitre 1.1.21. Principes de la géométrie	21
22	Annexe 22 - Chapitre 1.1.22. Principes de la géométrie	22
23	Annexe 23 - Chapitre 1.1.23. Principes de la géométrie	23
24	Annexe 24 - Chapitre 1.1.24. Principes de la géométrie	24
25	Annexe 25 - Chapitre 1.1.25. Principes de la géométrie	25
26	Annexe 26 - Chapitre 1.1.26. Principes de la géométrie	26
27	Annexe 27 - Chapitre 1.1.27. Principes de la géométrie	27
28	Annexe 28 - Chapitre 1.1.28. Principes de la géométrie	28
29	Annexe 29 - Chapitre 1.1.29. Principes de la géométrie	29
30	Annexe 30 - Chapitre 1.1.30. Principes de la géométrie	30
31	Annexe 31 - Chapitre 1.1.31. Principes de la géométrie	31
32	Annexe 32 - Chapitre 1.1.32. Principes de la géométrie	32
33	Annexe 33 - Chapitre 1.1.33. Principes de la géométrie	33
34	Annexe 34 - Chapitre 1.1.34. Principes de la géométrie	34
35	Annexe 35 - Chapitre 1.1.35. Principes de la géométrie	35
36	Annexe 36 - Chapitre 1.1.36. Principes de la géométrie	36
37	Annexe 37 - Chapitre 1.1.37. Principes de la géométrie	37
38	Annexe 38 - Chapitre 1.1.38. Principes de la géométrie	38
39	Annexe 39 - Chapitre 1.1.39. Principes de la géométrie	39
40	Annexe 40 - Chapitre 1.1.40. Principes de la géométrie	40
41	Annexe 41 - Chapitre 1.1.41. Principes de la géométrie	41
42	Annexe 42 - Chapitre 1.1.42. Principes de la géométrie	42
43	Annexe 43 - Chapitre 1.1.43. Principes de la géométrie	43
44	Annexe 44 - Chapitre 1.1.44. Principes de la géométrie	44
45	Annexe 45 - Chapitre 1.1.45. Principes de la géométrie	45
46	Annexe 46 - Chapitre 1.1.46. Principes de la géométrie	46
47	Annexe 47 - Chapitre 1.1.47. Principes de la géométrie	47
48	Annexe 48 - Chapitre 1.1.48. Principes de la géométrie	48
49	Annexe 49 - Chapitre 1.1.49. Principes de la géométrie	49
50	Annexe 50 - Chapitre 1.1.50. Principes de la géométrie	50

➤	<i>Annexe A – Description du masque d'étude H10PMClA</i>	<i>i</i>
➤	<i>Annexe B – Chap II-2.2.1. Principe du profilomètre</i>	<i>viii</i>
➤	<i>Annexe C - ChapIII-1.1.2. Influence des réseaux et de l'épaisseur de cuivre déposée sur la sur-élévation « bump »</i>	<i>ix</i>
➤	<i>Annexe D - ChapIII-1.1.2 Epaisseur de cuivre totale à déposer et nécessaire au PMC.</i>	<i>x</i>
➤	<i>Annexe E – Chap III-1.2. Aplanissement d'un réseau de lignes</i>	<i>xi</i>
➤	<i>Annexe F - ChapIII-1.2. Expression mathématique de l'évolution du profil de marche, ou « step », en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée $f(x, e_m)$</i>	<i>xiv</i>
➤	<i>Annexe G - ChapIII-Sélectivités des abrasifs utilisés du PMC</i>	<i>xvii</i>
➤	<i>Annexe H – Chap III- Applications numériques des modélisations</i>	<i>xviii</i>
➤	<i>Annexe I - ChapV-2.2. Principe du Microscope à Force Atomique</i>	<i>xix</i>
➤	<i>Annexe J - ChapV-4.2.1.4. Principe de la méthode de la flèche</i>	<i>xx</i>
➤	<i>Annexe K - ChapIII-2.1. Evolution du profil du tissu de polissage</i>	<i>xxi</i>
➤	<i>Annexe L - ChapV-3.1.1. Evolution selon Avrami du volume total et des sites de nucléarisation des trous générés par SV dans l'aluminium</i>	<i>xxiii</i>

➤ Annexe A – Description du masque d'étude H10PMC1A

Le procédé de polissage mécano chimique (PMC) laisse des amplitudes topographiques à la surface de la plaque en fonction de la densité des réseaux de ligne et de la largeur des lignes cuivre. Un masque d'étude a été conçu au début des travaux de thèse afin de caractériser correctement ces amplitudes. Il a donc permis de caractériser les topographies en fonction de la densité des réseaux et des largeurs de ligne et l'influence de ces topographies sur les performances électriques et la fiabilité. Il comporte donc deux parties principales :

• Amplitudes des topographies en fonction des densités et des dimensions des lignes

Des caractérisations complètes sur les variations topographiques (« dishing », érosion, longueur d'aplanissement, non uniformité), l'état de surface (rugosité, rayure, résidus de cuivre) et les pertes cuivre dans les interconnexions sont effectuées sur les réseaux de ligne de 1mm de côté dont les caractéristiques sont les suivantes :

- largeur des lignes de 0.2 à 40 μ m,
- longueur des lignes de 50 μ m à 4000 μ m,
- densité des réseaux de ligne cuivre (0% à 90%),
- densité de l'environnement d'inserts (0% à 64%).

Cette partie du réticule permettra de :

- qualifier le PMC au cours des développements de procédé,
- modéliser les variations topographiques du PMC,
- établir des règles de dessin.

• Performances électriques et fiabilité en fonction des densités et des dimensions des lignes

Dans ce réticule des structures permettent de corréler les résultats obtenus dans la partie précédente avec les performances électriques et la fiabilité des interconnexions. Ces structures spécifiques sont les suivantes :

- mesures de résistances. Elles permettent de corréler les variations topographiques, la perte cuivre et la résistance de la ligne,
- tests d'électromigration. Ils permettent de déterminer la durée de vie des interconnexions polies en fonction de la largeur et de la densité des lignes cuivre,
- mesure de bruit. Elles permettent de caractériser le bruit en excès dans les lignes cuivre.

Ainsi ce réticule permettra de caractériser, d'optimiser, de modéliser et de qualifier les procédés de PMC afin d'améliorer les performances électriques et la fiabilité des interconnexions cuivre double damascène.

1. Description générale du masque d'étude

Nous allons à présent décrire brièvement le rôle de chaque bloc conçu, détaillé dans le Tableau 1 :

- les blocs 1, 2, 3, 6, 7 et 10 permettent de caractériser les topographies (« dishing », érosion) au-dessus des interconnexions en fonction de la largeur des lignes et de la densité des réseaux de lignes,
- les blocs 4 et 8 permettent de caractériser les topographies de type marche critique (« step ») au cours de l'étape d'aplanissement,
- le bloc 5 permet de caractériser les topographies (« dishing », érosion) au-dessus des réseaux de lignes, en fonction de la densité d'inserts situés autour de ces réseaux,
- le bloc 9 permet de réaliser des mesures de bruit basses fréquences et de caractériser les topographies de type sur élévation du cuivre (« bump ») au cours de l'étape d'aplanissement,
- les blocs 11 et 12 permettent de réaliser des tests d'électromigration en fonction de la largeur des lignes et la densité des réseaux de lignes,
- le bloc 13 permet de caractériser les topographies (« dishing », érosion) au-dessus des interconnexions en fonction de la longueur des lignes,
- le bloc 14 permet de réaliser des mesures de résistances quatre pointes en fonction de la largeur des lignes et la densité des réseaux de lignes,
- le bloc 15 permet de caractériser les topographies (« dishing », érosion) au-dessus d'inserts de diélectrique situés au milieu des réseaux de lignes en fonction des côtés de ces inserts,
- le bloc 16 permet de caractériser les topographies (« dishing », érosion) des réseaux de lignes cuivre en fonction de leurs dimensions.

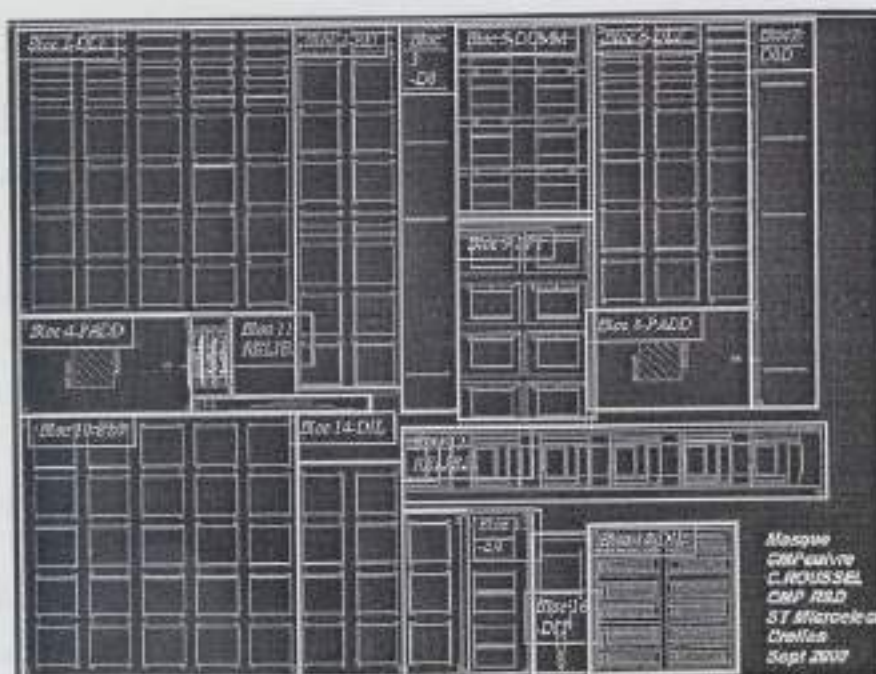


Figure 1-Détail des différents blocs qui constituent le masque d'étude.

N° Blocs Fig 1	But	Nom des Blocs	Commentaires	Courbes
1-2-3	Influence de la densité et largeur de ligne sur les variations topographiques (sans inserts).	DL1=BLOC1 : Densité ligne de 20 à 80%. Largeur ligne de 0,2 à 40µm. RD=BLOC2 : Règle de dessin densité de 10 à 90% Ligne de 0,2 à 20 µm D0=BLOC3 : Densité 0% Largeur ligne de 0,2 à 40µm	Longueurs des lignes :1mm Largeur des réseaux variable selon la densité et largeur des lignes (50µm-200µm-1mm)	X=Largeur ligne de 0,2 à 40µm X=Densité de 1 à 90% Y=« dishing »-érosion
4	Influence de la conformité du tissu de polissage en fonction des côtés des carrés de cuivre.(avec inserts)	PADD=BLOC4 : Inserts (côté de 2µm et espace de 1µm) Carré de cuivre (côté de 1000 à 1µm)		X=Côté 1mm à 10µm Y=« dishing »-Coût planarisation.
5	Influence de la densité des inserts sur la topographie.	DUM=BLOC5 :Densité inserts de 16 à 64%.		X=Densité inserts de 0 à 64% Y=« dishing »-érosion
6-7	Influence de la densité et largeur de ligne sur les variations topographiques (avec inserts).	DL2=BLOC6 :Inserts Densité ligne de 20 à 80% Largeur ligne de 0,2 à 40µm D0D=BLOC7 :inserts Densité 0% Largeur ligne de 0,2 à 40µm		X=Ligne de 0,2 à 40 µm X=Densité de 20 à 80% Y=« dishing »-érosion
8	Influence de la conformité du tissu de polissage en fonction des côtés des carrés de cuivre.(sans inserts)	PADD=BLOC8 : Carré de cuivre, côté de 1mm à 1µm		X=Côté de 1mm à 10µm Y=« dishing »-Coût planarisation.
9	Structure pour mesure de bruit.	SP1=BLOC9 :Structure Peigne/Serpentin	Ligne serpentín : Largeur : 0,26µm Espace : 0,26µm. Longueur : 1m	
10	Influence de la densité et largeur de ligne sur l'érosion.	EL01=BLOC10 : Densité ligne de 20 à 80% Largeur ligne de 0,2 à 40µm	Longueur=1mm Largeurs= 1mm	X=Ligne de 0,2 à 40 µm X=Densité de 1 à 90% Y « dishing »-érosion
11	Influence des largeurs de ligne et de la densité des inserts sur l'électromigration.	RELIB1=BLOC11:Densité ligne de 0 à 90% Largeur ligne de 0,2 à 14µm	Longueur 0,8mm	X=Largeur de ligne. X=Densité dummies Y=Résistance face à l'électromigration.
12	Influence des largeurs de ligne sur l'électromigration.	RELIB2=BLOC12 :Densité ligne0%. Largeur ligne de 0,14 à 14µm		X=Largeur de ligne. Y=Résistance face à l'électromigration.
13	Influence de la densité des inserts sur des mesures de résistance.	TESDUM=BLOC13 : Densité inserts de 0 à 69%	Largeur des lignes 0,14µm à 20µm Longueur 1mm	Y=Mesure résistance. X=Densité inserts
14	Influence du tissu de polissage et de l'attaque chimique sur la longueur des lignes	DIL=BLOC14 : longueur de 50µm à 4mm	Longueur variable Largeur de 10µm	
15	Influence des carrés d'oxyde dans les réseaux. Mesures d'érosion avec l'UV.	EO=BLOC15 :carré d'oxyde de 8 à 20 µm	Longueur=1mm Largeur=1mm Largeur et densité ligne : 0,4µm 65%	X=Côté du carré d'oxyde au centre des réseaux Y=Erosion
16	Influence des consommables(tissu de polissage et abrasif) sur les dimensions des réseaux.	DIT=BLOC 16 : côté des réseaux de 1mm à 50µm		X=Côté des sous blocs Y=Erosion-« dishing »- Coût planarisation.
4-8	Influence des inserts sur le comportement du tissu			
1-2-3-6-7	Influence des inserts sur le « dishing »			
1-10	Influence des dimensions des réseaux sur les variations topographiques.			X=Largeur du réseau de 50µm à 1mm Y="dishing"-érosion

Tableau 1 But, descriptif de chaque bloc du masque, et les courbes obtenues grâce à ces structures.

2. Programme de mesure sur le profilomètre (HRP)

- Caractérisation détaillée de la topographie (érosion) en fonction de la largeur des lignes fines (0,2 à 4 μ m) et de la densité de réseaux (10 à 90%). H0PMCDOEB10ERO

Le programme H0PMCDOEB10ERO mesure l'érosion en fonction des largeurs des lignes de 0,2 à 4 μ m et de densité de 10 à 90%. La largeur et la longueur du réseau sont de 1mm. Le Tableau 2 détaille le programme.

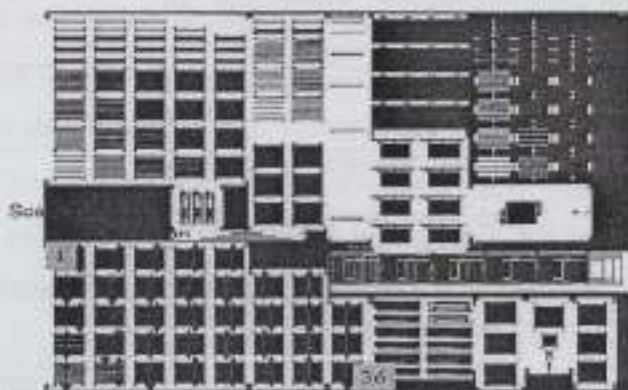


Figure 2-Détail des différents scans sur le masque.

N° scans Fig2	N° des sites de mesure	Nom des recettes des scans	Longueur scanne (μ m)	Largeur ligne(μ m)	Densité ligne (%)	Détail
Scan 1	Site 1	EROSION-1000	1000	0,2	10	Erosion réseau
Scan 2	Site 2	EROSION-1000	1000	0,2	15	Erosion réseau
Scan 3	Site 3	EROSION-1000	1000	0,2	20	Erosion réseau
Scan 4	Site 4	EROSION-1000	1000	0,2	35	Erosion réseau
Scan 5	Site 5	EROSION-1000	1000	0,2	50	Erosion réseau
Scan 6	Site 6	EROSION-1000	1000	0,4	10	Erosion réseau
Scan 7	Site 7	EROSION-1000	1000	0,4	15	Erosion réseau
Scan 8	Site 8	EROSION-1000	1000	0,4	20	Erosion réseau
Scan 9	Site 9	EROSION-1000	1000	0,4	35	Erosion réseau
Scan 10	Site 10	EROSION-1000	1000	0,4	50	Erosion réseau
Scan 11	Site 11	EROSION-1000	1000	0,4	65	Erosion réseau
Scan 12	Site 12	EROSION-1000	1000	2	85	Erosion réseau
Scan 13	Site 13	EROSION-1000	1000	1	10	Erosion réseau
Scan 14	Site 14	EROSION-1000	1000	1	15	Erosion réseau
Scan 15	Site 15	EROSION-1000	1000	1	20	Erosion réseau
Scan 16	Site 16	EROSION-1000	1000	1	35	Erosion réseau
Scan 17	Site 17	EROSION-1000	1000	1	50	Erosion réseau
Scan 18	Site 18	EROSION-1000	1000	1	65	Erosion réseau
Scan 19	Site 19	EROSION-1000	1000	4	85	Erosion réseau
Scan 20	Site 20	EROSION-1000	1000	1	80	Erosion réseau
Scan 21	Site 21	EROSION-1000	1000	2	10	Erosion réseau
Scan 22	Site 22	EROSION-1000	1000	2	15	Erosion réseau
Scan 23	Site 23	EROSION-1000	1000	2	20	Erosion réseau
Scan 24	Site 24	EROSION-1000	1000	2	35	Erosion réseau
Scan 25	Site 25	EROSION-1000	1000	2	50	Erosion réseau
Scan 26	Site 26	EROSION-1000	1000	2	65	Erosion réseau
Scan 27	Site 27	EROSION-1000	1000	2	90	Erosion réseau
Scan 28	Site 28	EROSION-1000	1000	2	80	Erosion réseau
Scan 29	Site 29	EROSION-1000	1000	4	10	Erosion réseau
Scan 30	Site 30	EROSION-1000	1000	4	15	Erosion réseau
Scan 31	Site 31	EROSION-1000	1000	4	20	Erosion réseau
Scan 32	Site 32	EROSION-1000	1000	4	35	Erosion réseau
Scan 33	Site 33	EROSION-1000	1000	4	50	Erosion réseau
Scan 34	Site 34	EROSION-1000	1000	4	65	Erosion réseau
Scan 35	Site 35	EROSION-1000	1000	4	90	Erosion réseau
Scan 36	Site 36	EROSION-1000	1000	4	80	Erosion réseau

Tableau2 Détail du programme des mesures par profilométrie.

• **Caractérisation des topographies (érosion et dishing) en fonction de la densité et largeur de lignes. H10DOERC16**

Le programme de mesure H10DOERC16 permet d'obtenir l'évolution des topographies (« dishing » et érosion) en fonction de la densité et la largeur des lignes dans les réseaux. Les largeurs des lignes varient de 1 à 40µm et la densité de 0 à 80%. Les longueurs des lignes sont de 1mm, et la largeur des réseaux de 1mm. La Figure 2 détaille les positions des scannes sur les réseaux et les lignes caractérisés. Dans le Tableau 4, les sites de 1 à 6 et les sites 13 à 18 mesurent l'érosion du réseau, quant aux sites de 7 à 12 ils mesurent le « dishing » dans le réseau. Les sites de 19 à 22 mesurent le « dishing » des lignes isolées (densité 0%), et le site 23 correspond au « dishing » d'une boîte de mesure standard des lots.

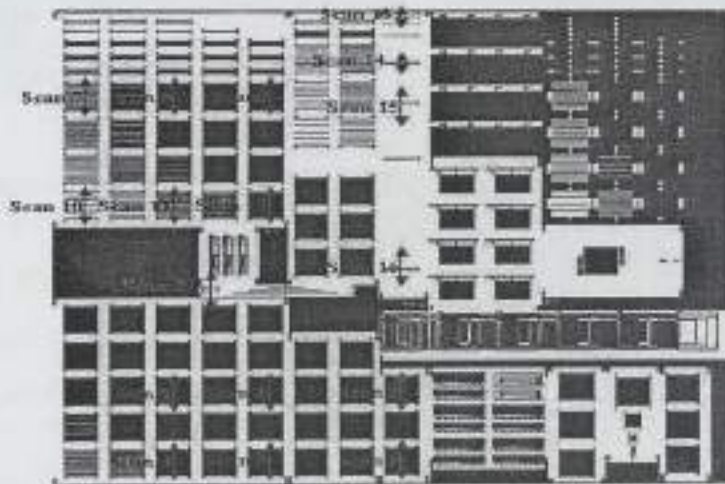


Figure 4-Détail des différents scannes sur le masque.

N° scannes Fig4	N° des sites de mesure	Nom des recettes des scannes	Longueur scanne (µm)	Largeur ligne(µm)	Densité ligne (%)	Détail
Scan 1	Site 1	EROSION-1000	1000	1	20	Erosion réseau
Scan 2	Site 2	EROSION-1000	1000	1	50	Erosion réseau
Scan 3	Site 3	EROSION-1000	1000	1	80	Erosion réseau
Scan 4	Site 4	EROSION-1000	1000	4	20	Erosion réseau
Scan 5	Site 5	EROSION-1000	1000	4	50	Erosion réseau
Scan 6	Site 6	EROSION-1000	1000	4	80	Erosion réseau
Scan 1	Site 7	H10DIH50	50	1	20	Dishing réseau
Scan 2	Site 8	H10DIH50	50	1	50	Dishing réseau
Scan 3	Site 9	H10DIH50	50	1	80	Dishing réseau
Scan 4	Site 10	H10DIH50	50	4	20	Dishing réseau
Scan 5	Site 11	H10DIH50	50	4	50	Dishing réseau
Scan 6	Site 12	H10DIH50	50	4	80	Dishing réseau
Scan 7	Site 13	EROSION-1000	1000	10	20	Erosion réseau
Scan 8	Site 14	EROSION-1000	1000	10	50	Erosion réseau
Scan 9	Site 15	EROSION-1000	1000	10	80	Erosion réseau
Scan 10	Site 16	EROSION-1000	1000	40	20	Erosion réseau
Scan 11	Site 17	EROSION-1000	1000	40	50	Erosion réseau
Scan 12	Site 18	EROSION-1000	1000	40	80	Erosion réseau
Scan 13	Site 19	H10DIH50	50	1	0	Dishing ligne
Scan 14	Site 20	H10DIH50	50	4	0	Dishing ligne
Scan 15	Site 21	H10DIH100	100	10	0	Dishing ligne
Scan 16	Site 22	H10B1ER250	250	40	0	Dishing ligne
Scan 17	Site 23	H10DIS600	600	70*100	0	Dishing box

Tableau4 Détail du programme des mesures par profilométrie.

- **Caractérisation détaillée de la topographie (érosion) en fonction de la largeur des réseaux, de la largeur des lignes larges (10 à 40 μ m) et de la densité de réseaux (20 à 80%) et en fonction des inserts. H10PMCB1ERORC16**

Le programme H10PMCB1ERORC16 mesure en premier temps l'érosion des réseaux en fonction de la largeur des réseaux (de 50 μ m à 1mm). Puis il mesure l'érosion en fonction des largeurs des lignes de 10 à 40 μ m et de densité de 20 à 80% pour une largeur de réseau fixe de 1mm. Et enfin, l'érosion des réseaux dans un environnement d'inserts de 2 μ m de côté et espacés de 1 μ m. Le Tableau 3 détaille le programme. La longueur du réseau est de 1mm.

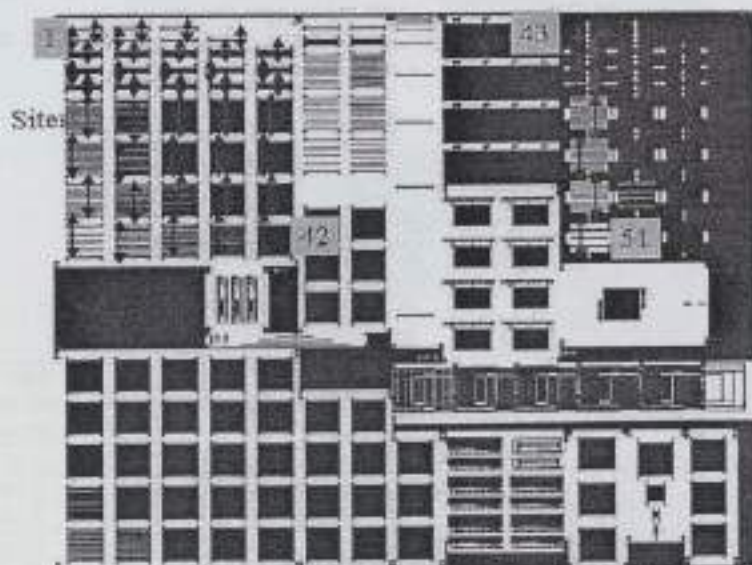


Figure 3-Détail des différents scans sur le masque.

N° sites et mesures Fig 3	Nom des recettes des scans	Longueur scanne (μ m)	Largeur ligne(μ m)	Largeur du réseau(μ m)	Densité ligne (%)	Détail
Site 1	H10B1ER250	250	0,2	50	20	Erosion sans insert
Site 2	H10B1ER250	250	0,2	50	35	Erosion sans insert
Site 3	H10B1ER250	250	0,2	50	50	Erosion sans insert
Site 4	H10B1ER250	250	0,4	50	20	Erosion sans insert
Site 5	H10B1ER250	250	0,4	50	35	Erosion sans insert
Site 6	H10B1ER250	250	0,4	50	50	Erosion sans insert
Site 7	H10B1ER250	250	0,4	50	65	Erosion sans insert
Site 8	H10B1ER700	700	1	200	20	Erosion sans insert
Site 9	H10B1ER700	700	1	200	35	Erosion sans insert
Site 10	H10B1ER700	700	1	200	50	Erosion sans insert
Site 11	H10B1ER700	700	1	200	65	Erosion sans insert
Site 12	H10B1ER700	700	1	200	80	Erosion sans insert
Site 13	H10B1ER700	700	2	200	20	Erosion sans insert
Site 14	H10B1ER700	700	2	200	35	Erosion sans insert
Site 15	H10B1ER700	700	2	200	50	Erosion sans insert
Site 16	H10B1ER700	700	2	200	65	Erosion sans insert
Site 17	H10B1ER700	700	2	200	80	Erosion sans insert
Site 18	H10B1ER700	700	4	200	20	Erosion sans insert
Site 19	H10B1ER700	700	4	200	35	Erosion sans insert
Site 20	H10B1ER700	700	4	200	50	Erosion sans insert
Site 21	H10B1ER700	700	4	200	65	Erosion sans insert
Site 22	H10B1ER700	700	4	200	80	Erosion sans insert
Site 23	H10B1ER1300	1300	10	1000	20	Erosion sans insert
Site 24	H10B1ER1300	1300	10	1000	35	Erosion sans insert
Site 25	H10B1ER1300	1300	10	1000	50	Erosion sans insert
Site 26	H10B1ER1300	1300	10	1000	65	Erosion sans insert
Site 27	H10B1ER1300	1300	10	1000	80	Erosion sans insert
Site 28	H10B1ER1300	1300	14	1000	20	Erosion sans insert

Site 29	H10B1ER1300	1300	14	1000	35	Erosion sans insert
Site 30	H10B1ER1300	1300	14	1000	50	Erosion sans insert
Site 31	H10B1ER1300	1300	14	1000	65	Erosion sans insert
Site 32	H10B1ER1300	1300	14	1000	80	Erosion sans insert
Site 33	H10B1ER1300	1300	20	1000	20	Erosion sans insert
Site 34	H10B1ER1300	1300	20	1000	35	Erosion sans insert
Site 35	H10B1ER1300	1300	20	1000	50	Erosion sans insert
Site 36	H10B1ER1300	1300	20	1000	65	Erosion sans insert
Site 37	H10B1ER1300	1300	20	1000	80	Erosion sans insert
Site 38	H10B1ER1300	1300	40	1000	20	Erosion sans insert
Site 39	H10B1ER1300	1300	40	1000	35	Erosion sans insert
Site 40	H10B1ER1300	1300	40	1000	50	Erosion sans insert
Site 41	H10B1ER1300	1300	40	1000	65	Erosion sans insert
Site 42	H10B1ER1300	1300	40	1000	80	Erosion sans insert
Site 43	H10B1ER250	250	0.2	50	20	Erosion avec inserts
Site 44	H10B1ER250	250	0.4	50	20	Erosion avec inserts
Site 45	H10B1ER700	700	1	200	20	Erosion avec inserts
Site 46	H10B1ER700	700	2	200	20	Erosion avec inserts
Site 47	H10B1ER700	700	4	200	20	Erosion avec inserts
Site 48	H10B1ER1300	1300	10	1000	20	Erosion avec inserts
Site 49	H10B1ER1300	1300	14	1000	20	Erosion avec inserts
Site 50	H10B1ER1300	1300	20	1000	20	Erosion avec inserts
Site 51	H10B1ER1300	1300	40	1000	20	Erosion avec inserts

Tableau3 Détail du programme des mesures par profilométrie.

- **Caractérisation détaillée de la topographie (« dishing ») en fonction de la largeur des lignes (0.2 à 40µm). ESSAISH10DIS**

Le programme ESSAISH10DIS mesure le « dishing » des lignes isolées. La largeur des lignes varie de 0,2 à 40µm et la longueur reste fixée à 1mm. Le site 11 du Tableau 1 correspond à un boîtier de 70*100µm standard.

N° sites de mesure	Nom des recettes des scannes	Longueur scanne(µm)	Largeur ligne (µm)	Densité ligne (%)	Détail
Site 1	H10DIS30	30	0,2	0	Dishing ligne
Site 2	H10DIS30	30	0,4	0	Dishing ligne
Site 3	H10DIS30	30	1	0	Dishing ligne
Site 4	H10DIS30	30	2	0	Dishing ligne
Site 5	H10DIS30	30	4	0	Dishing ligne
Site 6	H10DIS50	50	10	0	Dishing ligne
Site 7	H10DIS100	100	14	0	Dishing ligne
Site 8	H10DIH100	100	20	0	Dishing ligne
Site 9	H10DIS600	600	40	0	Dishing ligne
Site 11	H10DIS450	450	70*100	0	Dishing ligne

Tableau1 Détail du programme des mesures par profilométrie.

➤ **Annexe B – Chap II-2.2.1. Principe du profilomètre**

Les topographies à la surface des lignes d'interconnexion damascène avant et après polissage sont caractérisées avec un profilomètre à haute résolution nommé HRP 220 de KLA Tencor (High Resolution Profilometre).

Cet équipement est constitué d'une pointe reliée à un bras, lui-même relié à une plaque située sous deux capacités comme l'indique la Figure 1.

La précision de la mesure dépend des dimensions de la pointe (Figure 2) et de la sensibilité de la détection du mouvement vertical de la pointe.

Le mouvement vertical de la pointe provient de la variation topographique de la surface caractérisée. Ce mouvement est alors associé à un mouvement opposé de la plaque située sous les deux capacités. Par conséquent, la variation topographique est détectée par la mesure de la variation de la capacité. Finalement, le signal analogique est traduit par un signal numérique donnant un profil topographique (Figure 3).

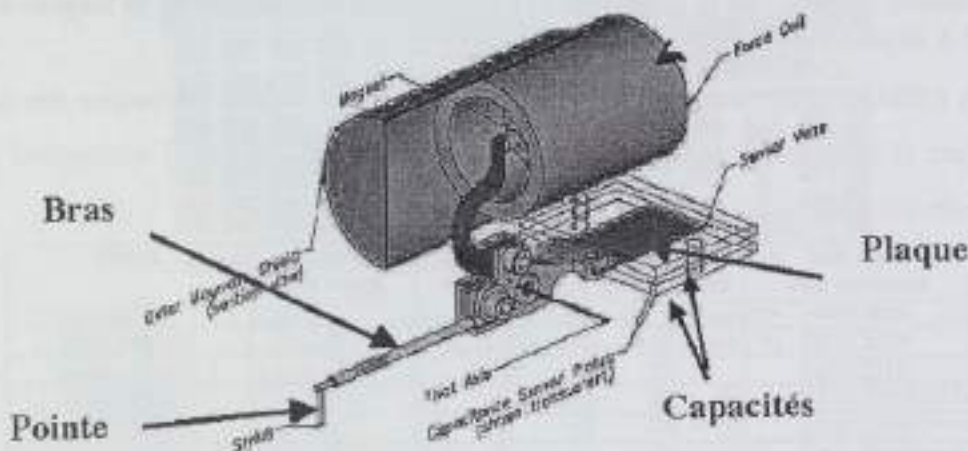


Figure 1 Principe du profilomètre à haute résolution HRP220.

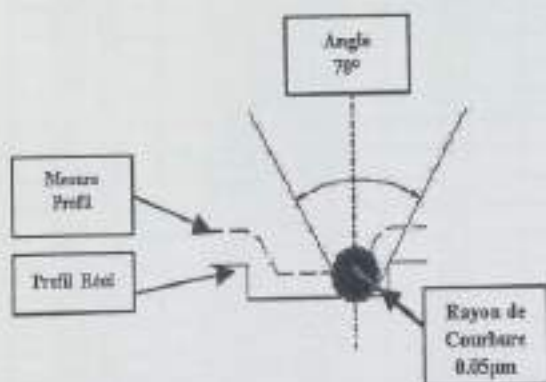


Figure 2 Détail de la pointe du profilomètre

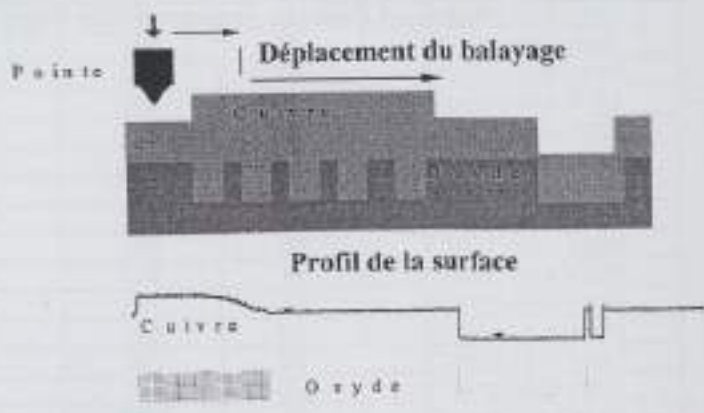


Figure 3 Profil obtenu par le profilomètre à haute résolution au-dessus des lignes d'interconnexion avant le polissage.

➤ Annexe C - Chapitre 1.1.2. Influence des réseaux et de l'épaisseur de cuivre déposée sur la sur-élévation « bump »

La sur-élévation de la couche de cuivre électrolytique, nommée « bump », est située principalement au-dessus des réseaux de tranchées damascènes. Et plus exactement, Elle se crée au-dessus des réseaux de forte densité et de largeur de tranchées fines. Elle est dépendante de la densité des tranchées d'un réseau (Figure 1), de l'épaisseur de cuivre déposée (Figure 2) et de la largeur des réseaux (Figure 3).

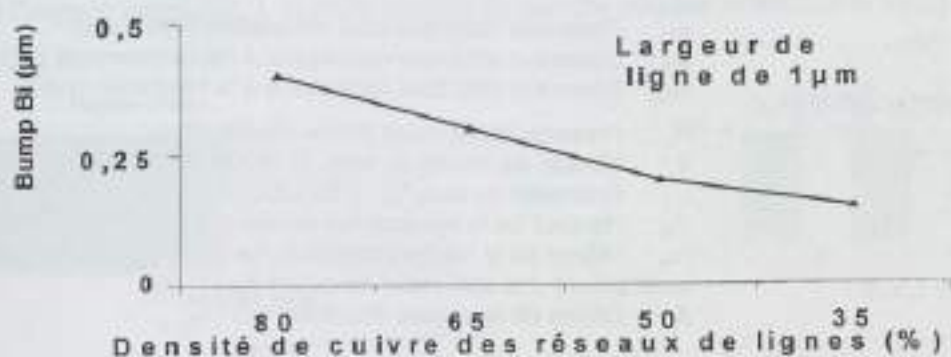


Figure 1 Evolution de la hauteur initiale du « bump », Bi, du cuivre électrolytique en fonction de la densité du réseau - Largeur de ligne fixe à 1 µm avant le polissage.

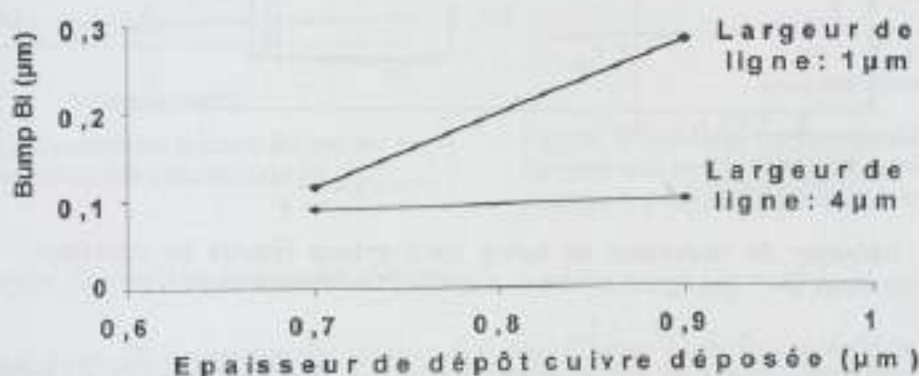


Figure 2 Evolution de la hauteur initiale du « bump », Bi, en fonction de l'épaisseur du dépôt cuivre électrolytique. - Densité du réseau fixe de 50% avant le polissage.

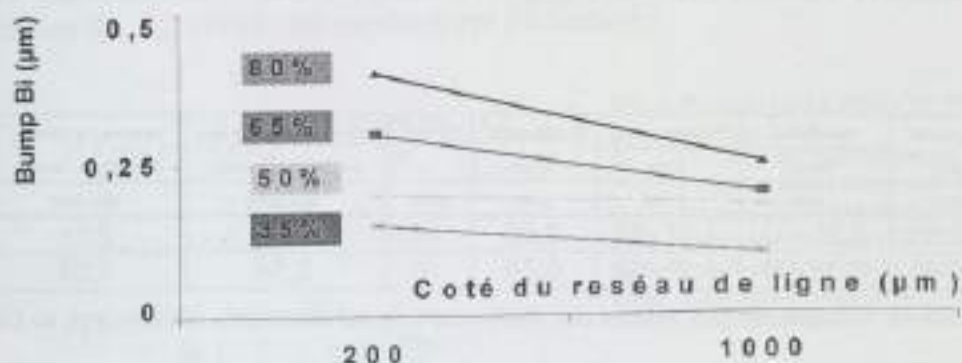


Figure 3 Evolution de la hauteur initiale du « bump », Bi, du cuivre électrolytique en fonction de la largeur du réseau pour différentes densités avant le polissage.

➤ Annexe D - ChapIII-1.1.2 Epaisseur de cuivre totale à déposer et nécessaire au PMC.

L'excès de cuivre déposé au-dessus des tranchées correspond à une épaisseur totale. L'épaisseur totale, minimale de cuivre électrolytique à déposer et nécessaire au polissage est notée e_T (Equation 1). Elle est constituée tout d'abord de l'épaisseur minimale requise à la première étape d'aplanissement afin d'effacer toutes les topographies (marche et sur élévation) du dépôt cuivre notée e_{PL1} et celle nécessaire à la seconde étape de révélation des interconnexions notée e_{PL2} (Figure 1).

Equation 1

$$e_T = e_{PL1} + e_{PL2}$$

$$e_T = \frac{P_0 \cdot L}{E} \cdot \ln\left(\frac{T_M}{H_m}\right) \cdot (1+d)$$

e_T : Epaisseur minimale total nécessaire PMC (μm)

e_{PL1} : Epaisseur minimale nécessaire à l'aplanissement (μm)

e_{PL2} : Epaisseur minimale nécessaire à la révélation (μm)

P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)

E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)

L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)

T_M : Hauteur de la topographie initiale avant polissage (μm)

H_m : Valeur de la hauteur minimale de la topographie après avoir enlevé une épaisseur de cuivre e_{PL1} (μm)

d : Dérive de la vitesse d'enlèvement (%)

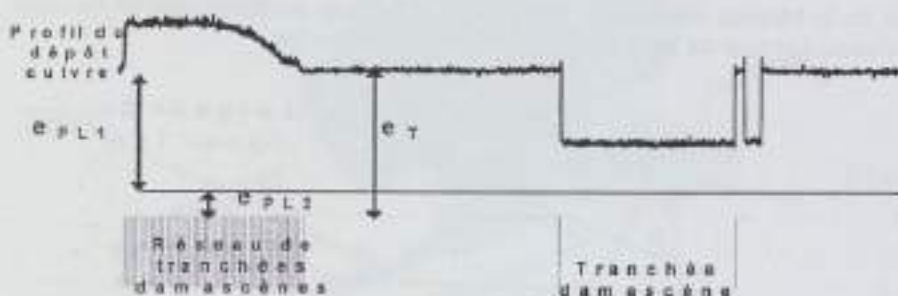


Figure 1 Définition de l'épaisseur de cuivre électrolytique requise au polissage mécano chimique CMP des lignes en cuivre d'architecture damascène.

Cette épaisseur totale e_T est en partie proportionnelle à la pression totale P_0 exercée à la surface du cuivre. En effet les applications numériques (Tableau 1) confirment que la diminution de la pression P_0 diminue considérablement l'épaisseur totale de cuivre électrolytique e_T à déposer.

Pression Aplanissement P_0 (Pa)	Topographie Initiale T_M (μm)	Epaisseur		Module Young tissu E (Pa)	Topographie finale (μm)	Dérive d (%)	Epaisseur minimale de Cu pour aplanir e_{PL1} (μm)	Epaisseur minimale de Cu pour révéler e_{PL2} (μm)	Epaisseur totale de Cu e_T (μm)
		tissu L (μm)	tissu						
2,76E+04 (4 psi)	4,3E-01	2,5E+03	1,7E+08	0,03	10	1,08	0,11	1,19	
1,38E+04 (2 psi)	4,3E-01	2,5E+03	1,7E+08	0,03	10	0,54	0,05	0,59	

Tableau 1 Applications numériques des calculs des épaisseurs de cuivre totales nécessaires au CMP.

➤ Annexe E – Chap III-1.2. Aplanissement d'un réseau de lignes

Nous allons approfondir ci dessous l'évolution de la hauteur topographique d'un réseau de ligne en fonction des paramètres w et l .

Dans un premier temps, l'expression du profil d'une seule marche critique en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée et de la longueur $f(e_m, x)$ sera étudiée (Figure 1).

D'après cette fonction mathématique, nous en déduisons dans un second temps l'expression de la hauteur topographique $S_r(e_m)$ dans un réseau de ligne en fonction de la largeur de la ligne cuivre, w , et de l'espace interligne, l , et de la hauteur de marche critique référentielle $S(e_m)$ (Figure 2).

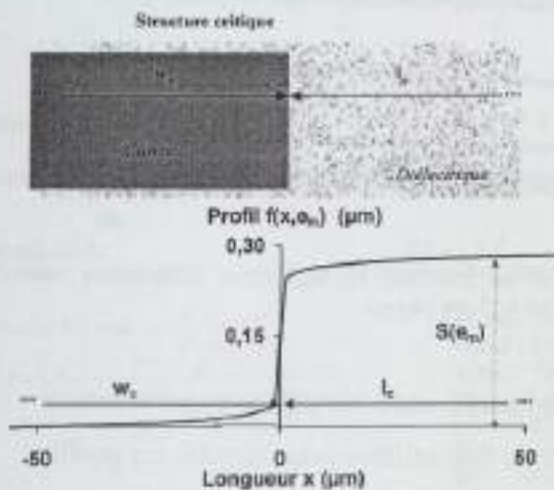


Figure 1 Profil d'une marche critique de largeur w_0 et espacé de l_0 et traduit par l'expression $f(e_m, x)$.

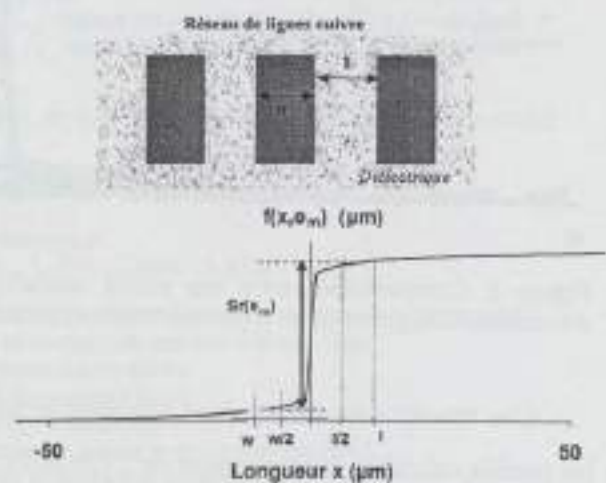


Figure 2 Hauteur topographique $S_r(e_m)$ d'un réseau (largeur des lignes cuivre w , espace interligne l) déduite d'après le profil d'une marche critique $f(e_m, x)$.

• Evolution du profil de la marche critique

L'évolution du profil d'une marche critique $f(x, e_m)$ (Figure 1) en fonction de la longueur x et de l'épaisseur de cuivre enlevée e_m a été déterminée mathématiquement à partir des courbes expérimentales et en utilisant le logiciel « mathcad ». La méthodologie est détaillée dans l'Annexe F. La fonction $f(x, e_m)$ déduite est exprimée par l'Equation 1.

Equation 1

$$f(x, e_m) = S(e_m) \left(\frac{\text{Arsh}(a(e_m) \cdot x)}{F} + \frac{1}{2} \right)$$

$$S(e_m) = S_r \cdot \exp\left(-\frac{E_c \cdot e_m}{P_o \cdot L}\right)$$

$$a(e_m) = \frac{D}{\text{sh}\left(-C \cdot A \cdot \exp\left(\frac{e_m}{B}\right)\right)}$$

$S(e_m)$: Evolution du « step » en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée (μm)
 S_r : Hauteur de marche initiale avant polissage (μm)
 P_o : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)
 L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)
 e_m : Epaisseur enlevée au cours du polissage (μm)
 $a(e_m)$: Expression dépendante de e_m
 F, A, B, C, D : Constantes

Afin de valider ce modèle mathématique issue d'une identification d'un profil expérimental donné, une vérification avec d'autres résultats expérimentaux a été effectuée. Pour cela, le profil

de la marche critique a été caractérisé par profilométrie après différentes épaisseurs de cuivre enlevées. Nous obtenons ainsi expérimentalement l'évolution de profil de la marche critique en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée et en fonction de x . Pour une pression P_0 de $2,76 \cdot 10^4$ Pa (4psi) et pour différentes épaisseurs de cuivre enlevées, la Figure 3 représente les profils obtenus par profilométrie et ceux obtenus par le modèle mathématique de l'Equation 1.

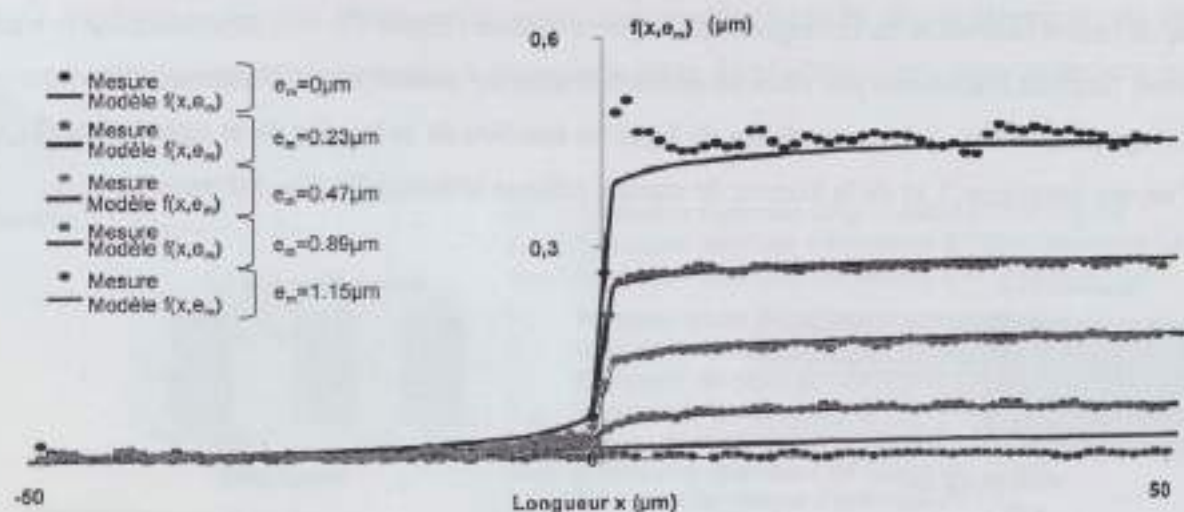


Figure 3 Comparaison entre les profils expérimentaux, et la fonction $f(x, e_m)$ pour différentes valeurs d'épaisseurs e_m données - Pression totale appliquée $P_0 = 2,76 \cdot 10^4$ Pa (4psi).

Ces résultats montrent dans l'ensemble un très bon accord entre les profils expérimentaux et les profils calculés. L'expression de l'Equation 1 peut donc être utilisée pour simuler les profils de marche en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée.

- *Evolution de la hauteur topographique d'un réseau*

Depuis l'expression de l'évolution du profil d'une marche critique nous pouvons déduire (Figure 4) la valeur de la hauteur topographique $Sr(e_m)$ d'une ligne de largeur w , et d'espace l , d'un réseau.

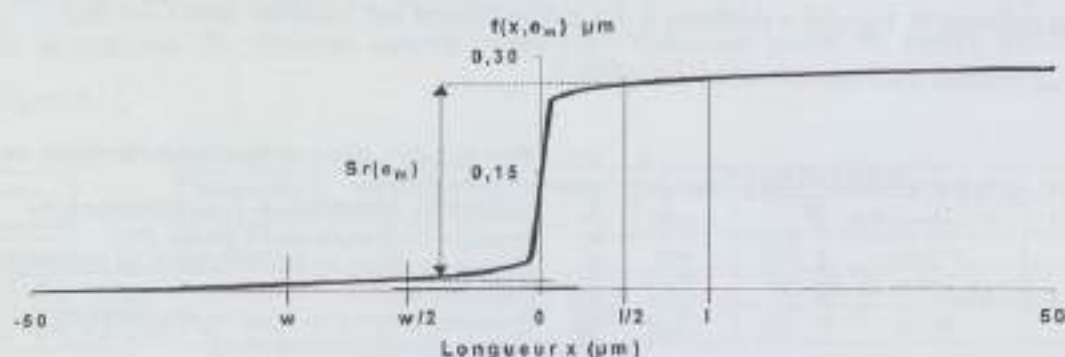


Figure 4 Hauteur $Sr(e_m)$ d'une ligne de largeur w et espacée de l d'après le profil d'une marche $f(e_m, x)$.

En considérant que la longueur d'aplanissement de part et d'autre de l , par exemple, est symétrique par rapport au centre de $l/2$ (Figure 5), l'expression de la hauteur $Sr(e_m)$ en fonction du profil d'une marche critique $f(e_m, x)$ devient celle décrite dans l'Equation 2.

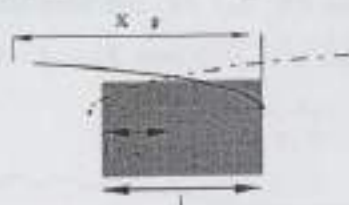


Figure 5 Condition posée sur la symétrie de la longueur d'aplanissement sur une structure de dimension l .

Equation 2
$$Sr(e_m) = f\left(-\frac{w}{2}, e_m\right) - f\left(\frac{l}{2}, e_m\right)$$

$Sr(e_m)$: Evolution de la hauteur topographique du réseau (μm)
 $f(-w/2, e_m)$: Valeur de l'expression $f(x, e_m)$ à $x = -w/2$ (μm)
 $f(l/2, e_m)$: Valeur de l'expression $f(x, e_m)$ à $x = l/2$ (μm)

Finalement, la relation entre $Sr(e_m)$ relative à l'évolution de la topographie du réseau, et la hauteur d'une marche critique isolée $S(e_m)$ est exprimée par l'Equation 3.

Equation 3
$$Sr(e_m) = \frac{S(e_m)}{F} \left(\text{Arsh} \left(-a(e_m) \cdot \frac{w}{2} \right) - \text{Arsh} \left(a(e_m) \cdot \frac{l}{2} \right) \right)$$

$S(e_m)$: Evolution de la hauteur topographique du réseau de ligne (μm)
 $Sr(e_m)$: Evolution de la hauteur de marche critique (μm)
 $a(e_m)$: Expression dépendante de e_m
 w : Largeur de la ligne cuivre (μm)
 l : Espace inter ligne cuivre (μm)
 S_T : Hauteur de marche initiale avant polissage (μm)
 P_c : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)
 E : Module de Young du tissu IC1000/Sube IV (Pa)
 L : Epaisseur du tissu IC1000/Sube IV (μm)
 e_m : Epaisseur de cuivre enlevée au cours du polissage (μm)
 A, B, C, D, F : Constantes

$S(e_m) = S_T \cdot \exp\left(-\frac{E \cdot e_m}{P_c \cdot L}\right)$
 $a(e_m) = \frac{D}{\text{sh}\left(-C \cdot A \cdot \exp\left(\frac{E \cdot e_m}{P_c \cdot L}\right)\right)}$

A titre d'exemple, en appliquant à l'Equation 3, une largeur de ligne et un espace de $10\mu\text{m}$, l'évolution de la topographie $Sr(e_m)$ d'un réseau en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée est donnée par la Figure 6. Nous pouvons constater qu'elle varie très peu par rapport à celle d'une marche critique $S(e_m)$. Par conséquent, l'étude portant sur les topographies critiques (le pire cas) est suffisante afin de traduire l'évolution des topographies à la surface du cuivre quelque soit les réseaux de lignes.

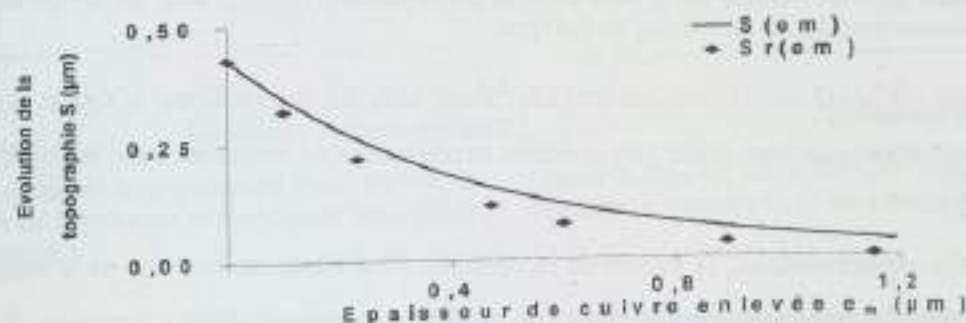


Figure 6 Evolution de la hauteur d'une marche critique $S(e_m)$ ($w_c=1\text{mm}$; $l_c=500\mu\text{m}$), et l'évolution de la topographie d'un réseau $Sr(e_m)$ dont la largeur des lignes, w , est de $10\mu\text{m}$ et espacées, l , de $10\mu\text{m}$.

> **Annexe F - Chapitre 1.2. Expression mathématique de l'évolution du profil de marche, ou « step », en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée $f(x, e_m)$**

Le profil expérimental d'une marche $f(x, e_m)$ sur une longueur x est représenté dans la Figure 1 par profilométrie, au bout d'un temps t_0 de polissage donc d'une épaisseur enlevée e_{m0} .

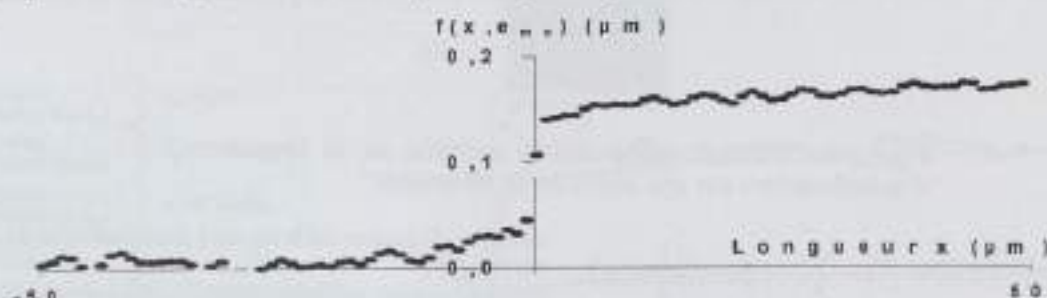


Figure 1 Profil expérimental par profilométrie de la marche après un temps t_0 de 20s de polissage ou une épaisseur de cuivre enlevée e_{m0} de $0,47\mu\text{m}$.

Ce profil peut être exprimé en fonction de la longueur, x , et pour une épaisseur fixe e_{m0} par la fonction mathématique de l'Equation 1. Pour une valeur donnée à la fonction $a(e_{m0})$ dans cette équation, nous obtenons la courbe suivante représentée dans la Figure 2.

Equation 1

$$f(x, e_{m0}) = S(e_{m0}) \left(\frac{\text{Arsh}(a(e_{m0}) \cdot x)}{F} + \frac{1}{2} \right)$$

$S(e_{m0})$: Hauteur de marche pour une épaisseur enlevée e_{m0}
 $F = \text{Arsh}(-\infty) - \text{Arsh}(+\infty)$: Constante
 $a(e_{m0})$: Fonction constante pour une épaisseur enlevée e_{m0}

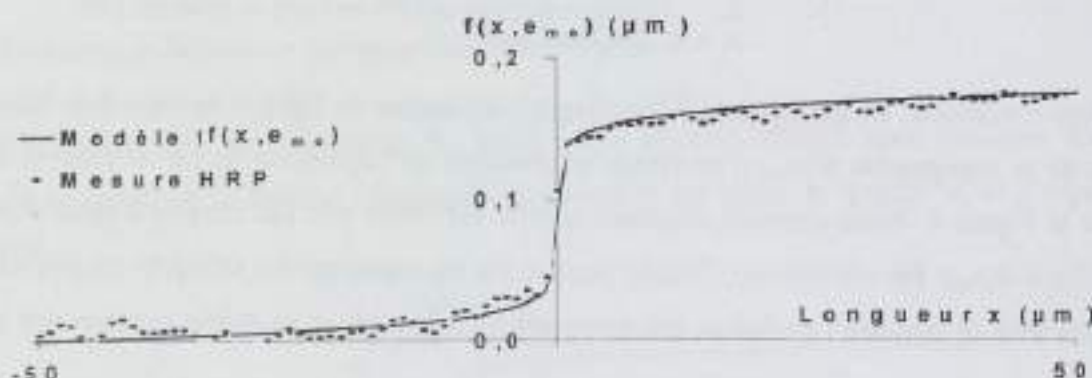


Figure 2 Comparaison du profil mesuré par profilométrie et par la fonction $f(x, e_{m0})$, pour un temps de polissage de 20s et une épaisseur enlevée de cuivre e_{m0} de $0,47\mu\text{m}$.

L'expression de $a(e_m)$ est ci-dessous étudiée. Pour cela les expressions $a(X_p)$ et $X_p(e_m)$ seront traduites mathématiquement grâce aux courbes expérimentales obtenues avec les différents temps de polissage.

D'après les profils expérimentaux, la valeur de la variable « a » varie en fonction de la longueur de planarisation X_p . Cette expression est traduite mathématiquement dans l'Equation 2. Les valeurs caractérisées par profilométrie sur la marche et celles obtenues par l'expression de l'Equation 2 pour les valeurs expérimentales X_p données, sont tracées dans la Figure 3.

Équation 2

$$a(X_p) = \frac{D}{sh(-X_p \cdot C)}$$

C=1,5 : Constante
D=2 10⁵ : Constante

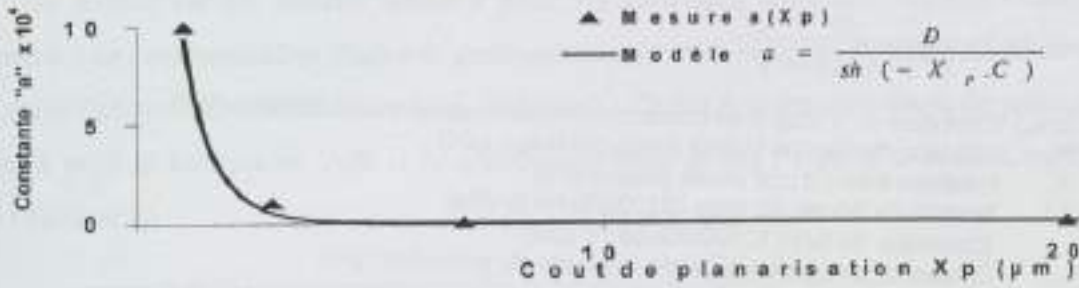


Figure 3 Courbe de la variable « a » en fonction de la longueur de planarisation X_p , et les valeurs expérimentales.

De même, d'après les profils expérimentaux, la valeur de X_p varie en fonction de l'épaisseur enlevée e_m . Cela est traduit mathématiquement dans l'Equation 3. L'application de cette fonction pour les valeurs expérimentales e_m données, et les mesures expérimentales de X_p sont représentées dans la Figure 4.

Equation 3

$$X_p(e_m) = A \cdot e_m^B$$

A=1 : Constante
B=0,25 : Constante

L'Equation 2 et l'Equation 3 permettent d'établir le lien entre la variable « a » et l'épaisseur de matière enlevée e_m . Cette relation est donnée par l'Equation 4, elle est comparée et vérifiée avec les mesures expérimentales dans la Figure 3.

Equation 4

$$a(e_m) = \frac{D}{sh(-C \cdot A \cdot e_m^B)}$$

C=1,5 : Constante
D=2 10⁵ : Constante

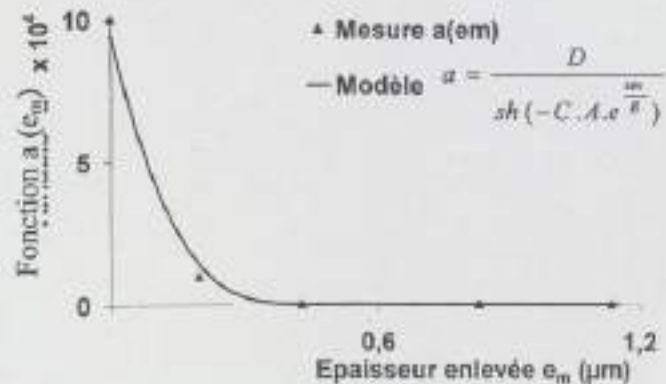
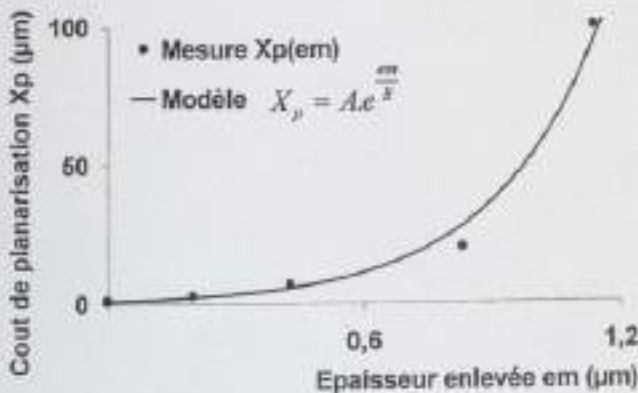


Figure 4 Courbe de la longueur de planarisation X_p en fonction de l'épaisseur enlevée e_m et les valeurs expérimentales.

Figure 3 Courbe de la fonction $a(e_m)$ en fonction de l'épaisseur enlevée e_m et les valeurs expérimentales.

Ainsi, d'après l'Equation 1 et l'Equation 4, nous obtenons la fonction mathématique de l'Equation 5. Celle ci traduit l'évolution du profil de la marche en fonction de l'épaisseur enlevée e_m .

Equation 5

$$f(x, e_m) = S(e_m) \left(\frac{\text{Arsh}(a(e_m) \cdot x)}{F} + \frac{1}{2} \right)$$

$$S(e_m) = S_T \cdot e^{-\left(\frac{E}{P_0 \cdot L} e_m\right)}$$

$$a(e_m) = \frac{D}{\text{sh}\left(-C \cdot A \cdot e^{-\frac{e_m}{B}}\right)}$$

$S(e_m)$: Evolution du « step » en fonction de l'épaisseur de cuivre enlevée (μm)

S_T : Hauteur de marche initiale avant polissage (μm)

P_0 : Pression totale d'une pleine plaque (Pa)

E : Module de Young du tissu IC1000/Suba IV (Pa)

L : Epaisseur du tissu IC1000/Suba IV (μm)

e_m : Epaisseur de matière enlevée au cours du polissage (μm)

$a(e_m)$: Expression dépendante de e_m

$F = \text{Arsh}(-\infty) - \text{Arsh}(+\infty)$: Constante

$A=1$: Constante

$B=0,25$: Constante

$C=1,5$: Constante

$D=2 \cdot 10^3$: Constante

➤ Annexe G - ChapIII-Sélectivités des abrasifs utilisés du PMC

Un abrasif est dit sélectif lorsqu'il polit les matériaux avec des vitesses d'enlèvement différentes. Les deux premières étapes de polissage consistent à polir principalement le cuivre pour cela l'abrasif sélectif iCue5003 sera utilisé (Tableau 1). Quant à la dernière étape de polissage, elle consiste à polir la barrière en TaN et le diélectrique dans ce cas l'abrasif sélectif iCue5220 sera utilisé (Tableau 2).

Matériaux	Vitesse d'enlèvement, RR, iCue5003 PL2 $\mu\text{m}/\text{min}$	Sélectivité
		$\frac{RR_{\text{Cu}}}{RR_{\text{barrière ou diélectrique}}}$
Cuivre	0,3400	1
Barrière	0,0066	57
Diélectrique	0,0013	262

Tableau 1 Sélectivité de l'abrasif iCue 5003 à $1,38 \cdot 10^4$ Pa.

Matériaux	Vitesse d'enlèvement, RR, iCue5220 PL3 $\mu\text{m}/\text{min}$	Sélectivité
		$\frac{RR_{\text{barrière}}}{RR_{\text{Cu ou diélectrique}}}$
Barrière TaN	0,12	1
Diélectrique	0,08	1,3
Cuivre	0,05	2,4

Tableau 2 Sélectivité de l'abrasif iCue 5220 à $2,07 \cdot 10^4$ Pa.

➤ Annexe H – Chap III- Applications numériques des modélisations

-Les paramètres physiques pris en compte dans les applications numériques des modélisation sont détaillées ci-dessous ^[1].

Tissu	Epaisseur ^[1] L (mm)	Module de Young ^[1] E (MPa) 25°C-10°C	Coefficient de Poisson ^[1]
IC1000	1,25	549-653	0,3-0,4
SubalV	1,25	40-58	0,1-0,2
IC1000/SubalV	2,50	150-209	

- Les paramètres de la modélisation du "dishing" en fonction du temps $D(w_c, t)$ à largeur de ligne critique w_c , sont cités ci dessous :

Pression P_o (Pa)	Largeur critique w_c (mm)	Sélectivité S	Temps mort t_m (s)
2.8E+04	1	27,5	20

- Les paramètres de la modélisation du "dishing" en fonction de la largeur de ligne w , $D(w, t)$ sont détaillés ci dessous :

Pression P_o (Pa)	Constant A
1,38E+04	0,2

^[1]Thèse de doctorat de l'école Centrale de Lyon de E. Perrin « Etude et modélisation de l'aplanissement par polissage mécanochimique des diélectriques dans les interconnexions des circuits intégrés », 2000

➤ Annexe I - ChapV-2.2. Principe du Microscope à Force Atomique

Afin de déterminer le volume des trous générés dans les interconnexions en cuivre, la méthode d'analyse par microscopie à force atomique est ici utilisée.

Cet équipement est muni d'une pointe fine montée sur un support flexible (Figure 1). Cette pointe balaie la surface de l'échantillon. Elle est fixée sur un cantilever qui est fixé sur un cylindre piezo-électrique. Les tensions appliquées sur les électrodes X et Y du tube piezo fléchissent le tube horizontalement pour scanner la surface. La hauteur de la pointe est contrôlée par une tension appliquée sur l'électrode Z du tube piezo. Ainsi, les variations d'altitudes rencontrées sont enregistrées, formant ainsi une image en trois dimensions de la topographie de la surface comme l'indique la Figure 2.

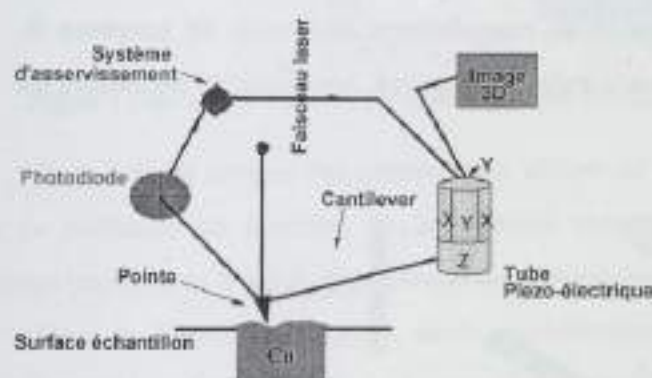


Figure 1 Schéma de principe du Microscope à Force Atomique AFM.

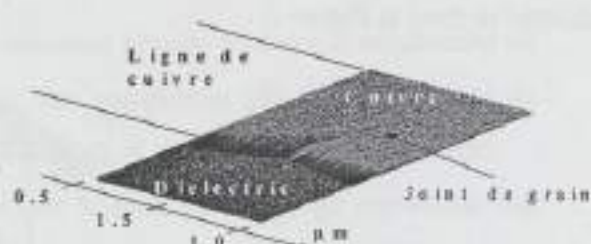


Figure 2 Topographie en 3D, par AFM, de la surface d'une ligne cuivre damascène dépassivée. Le trou est généré après un recuit à l'interface cuivre-diélectriques, sous la couche de passivation.

➤ Annexe J - ChapV-4.2.1.4. Principe de la méthode de la flèche

La méthode de la flèche est ici utilisée afin de déterminer les contraintes occasionnées par le dépôt pleine plaque d'un matériau. Elle s'appuie sur l'équation de Stoney^[1] (Équation 1) qui traduit la relation entre le rayon de courbure R et la contrainte résiduelle σ_f dans le film mince déposé sur un substrat épais. La démarche de Stoney se fonde sur l'équilibre des forces et des moments au sein du film et du substrat.

Équation 1

$$\sigma_f = \frac{E_s \cdot t_f^3}{6 \cdot R \cdot (1 - \gamma_s) \cdot t_s}$$

σ_f : Contrainte résiduelle du film (MPa)
 E_s : Module de Young du substrat (MPa)
 t_f : Epaisseur du film (μm)
 R : Rayon de courbure (μm)
 t_s : Epaisseur du substrat (μm)
 γ_s : Coefficient de Poisson du substrat

La détermination de la contrainte nécessite la connaissance du rayon de courbure R. L'équipement nommé « Flexus »^[2] de KLA Tencor a donc été utilisé, son principe de mesure est schématisé dans la Figure 1.

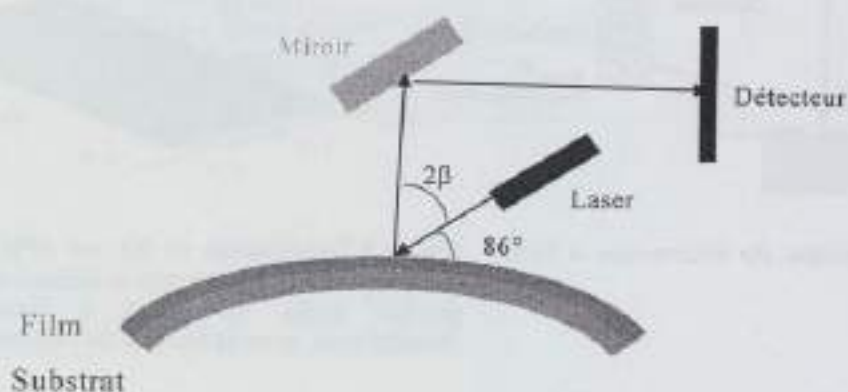


Figure 1 Principe de mesure du rayon de courbure dans le cas du système déformé avec le « Flexus ».

Le laser, le miroir et le détecteur sont solidaires les uns des autres et se déplacent grâce à un moteur pas à pas. Le faisceau laser est dirigé sur la surface du substrat et balaye une distance correspondant à son diamètre. A chaque position du laser sur le diamètre de la surface déformée correspond un angle 2β . Le rayon réfléchi est dirigé sur un détecteur sensible à la position qui le traduit en une tension électrique. Le logiciel associé au dispositif comprend un programme qui relie chaque valeur de tension à une valeur de la courbure.

^[1] G.G.Stoney, Proc.Roy.Soc.A82, pp:172,1909

^[2] Tencor Instrument, Opération Manual Model FLX2300, 1992

➤ Annexe K - ChapIII-2.1. Evolution du profil du tissu de polissage

L'amplitude du « dishing » en fonction de la largeur de la tranchée w pourrait provenir de la conformité du tissu de polissage donc du profil du tissu en fonction de la largeur w des tranchées (Figure 1). En effet, lorsque la largeur de la tranchée w est peu large, le tissu de polissage n'est pas conforme du fait du module de flexion F et de la largeur de la tranchée. Par conséquent le « dishing » est minimum. Par contre plus la tranchée est large, plus le tissu est conforme et le « dishing » augmente.

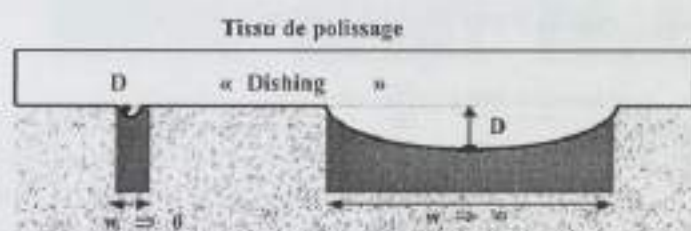


Figure 1 Conformité du tissu de polissage dans les tranchées à l'origine du « dishing ».

Pour cela, la théorie des poutres sera utilisée ci-dessous afin de traduire la conformité du tissu de polissage en fonction de la pression exercée, des paramètres physiques du tissu de polissage (module de Young, épaisseur et coefficient de Poisson), et de la largeur de la tranchée.

Dans la théorie des poutres, nous considérerons que le tissu de polissage représente une poutre reposant sur les motifs de la plaque, et encadrée à ses deux extrémités⁽¹⁾ (Figure 2).

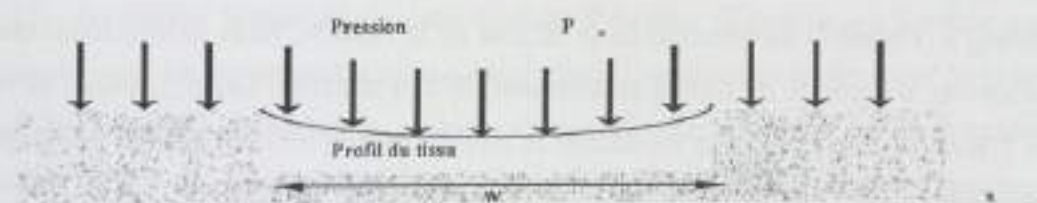


Figure 2 Schéma représentant le profil du tissu de polissage par encastrement au dessus d'une tranchée de largeur w et sous la pression P_0 .

Le tissu se déforme sous l'action des efforts verticaux résultant de la réaction du support du tissu à la pression de polissage P_0 . Le profil de déformation $p(x)$ de la poutre s'écrit en fonction des caractéristiques mécaniques du tissu de polissage et de la largeur w de la tranchée⁽²³⁾ (Équation 1).

Équation 1

$$p(x) = \frac{P_0}{12.F} (-x^4 + 2.w.x^3 - w^3.x)$$

$p(x)$: Profil de déformation (μm)
 P_0 : Pression sur la plaque (Pa)
 F : Module de flexion du tissu ($\text{Pa}/\mu\text{m}^3$)
 w : Largeur de la tranchée (μm)
 x : Longueur (μm)

Le module de flexion du tissu de polissage F s'exprime en fonction du module de Young E , du coefficient de Poisson γ et de l'épaisseur L du tissu de polissage (Équation 2).

Équation 2
$$F = \frac{E.L^3}{12.(1-\gamma^2)}$$

F : Module de flexion du tissu (Pa/μm³)
 E : Module de Young du tissu (Pa)
 L : Epaisseur du tissu (μm)
 γ : Coefficient de Poisson du tissu

En appliquant dans l'Équation 2, les valeurs inscrites dans le Tableau 1, nous obtenons les profils du tissu de polissage, tracés dans la Figure 3, en fonction de la longueur x.

Pression Po (Pa)	1,38E+04
Module de Flexion du tissu SubaV/IC1000 F (Pa/μm ³) ^[5]	5,00E+16

Tableau 1 Valeurs prises pour l'application numérique.

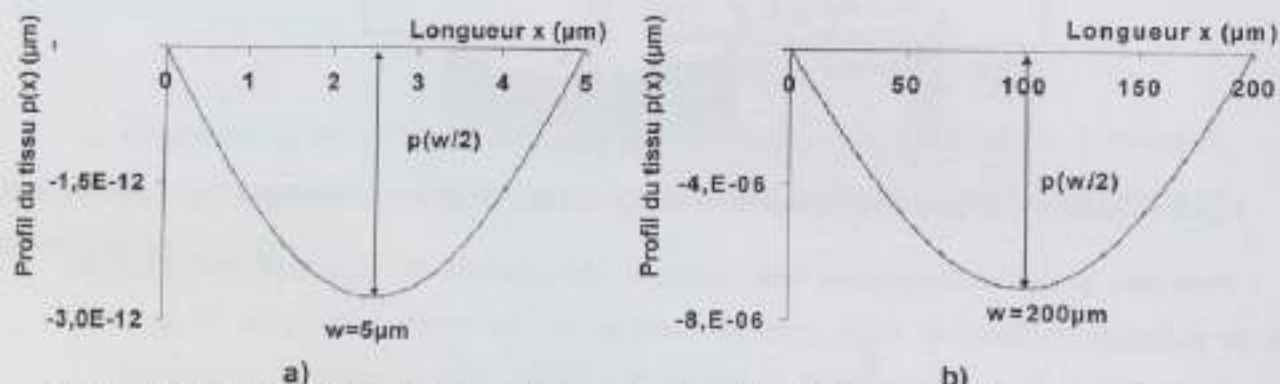


Figure 3 Profil du tissu de polissage au dessus d'une tranchée de largeur w de a) 5μm et b) 200μm

La Figure 4 représente en partie l'évolution de la déformation maximale du tissu de polissage $p(w/2) \cdot 10^8$ (Figure 3) en fonction de la largeur w de la tranchée. En la comparant à l'évolution de la valeur du « dishing » (Figure 4) en fonction de la largeur de la ligne w, nous en concluons que cette théorie sous estime la capacité du tissu à se déformer dans la tranchée. Les hypothèses de ce modèle Equation 1 seraient trop forte afin de décrire le comportement réel du tissu de polissage dans les interconnexions cuivre.

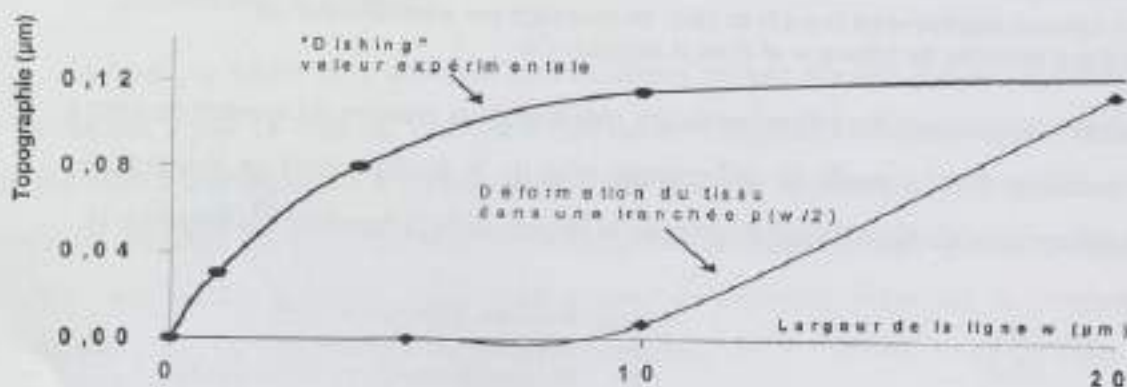


Figure 4 Evolution des valeurs expérimentales du « dishing » en fonction de la largeur de la ligne w, et celle des valeurs maximales du profil $p(w/2)$ en fonction de la largeur de la tranchée w.

[5] S. Siravan, H. Bath, E. Lee, R. Leggett, R. Tolles, Measurement and modelling of pattern sensitivity during CMP of interlevel dielectrics, Adv. Met. For ULSI App. Mat. Res. Soc., pp511-517, 1992

➤ Annexe L - ChapV-3.1.1. Evolution selon Avrami du volume total et des sites de nucléarisation des trous générés par SV dans l'aluminium

L'évolution du volume total des trous générés par SV a été étudiée par S.Kordic dans le cas de l'aluminium^[1]. Dans cette étude, l'auteur considère la formation des trous comme une phase de transformation isothermale dans laquelle les trous sont formés initialement dans le matériau (Figure 1).



Figure 1 Schéma de principe de la transformation des trous dans un matériau avant et après un recuit^[2].

La cinétique de la croissance des volumes des trous peut être donc décrite par l'équation dite d'Avrami (Equation 1). Elle correspond à une croissance exponentielle du volume total en fonction des coefficients n dépendant du mécanisme de nucléarisation, et k de la vitesse de nucléarisation des trous^[2].

Equation 1 $V_r(t) = V_r(1 - e^{-kt^n})$

$V_r(t)$: Evolution du volume total des trous générés ($\mu\text{m}^3/\text{mm}$)
 V_r : Volume total des trous générés après saturation de leur croissance (μm^3)
 t : Temps de recuit (s)
 k, n : Coefficients

Afin de vérifier la validité de cette relation d'Avrami (Equation 1), l'auteur a caractérisé expérimentalement les volumes des trous générés dans l'aluminium en fonction de la température de recuit. Il a ensuite appliqué la relation d'Avrami pour chacune de ces températures, en modifiant la valeur des coefficients n , et k . Les résultats expérimentaux, et théoriques selon la relation d'Avrami, sont récapitulés dans la Figure 2.

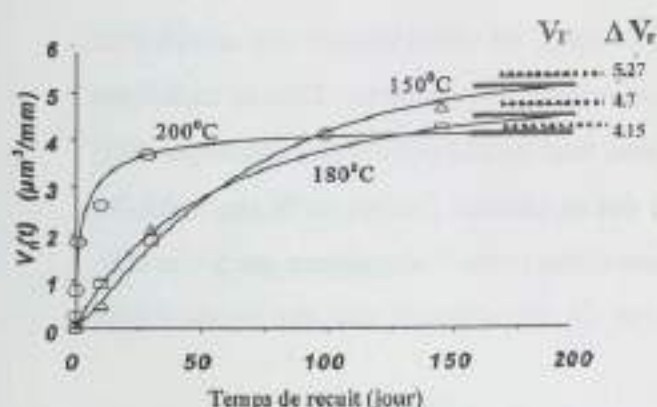


Figure 2 Evolution du volume total des trous, $V_r(t)$, des lignes aluminium (largeur : $1\mu\text{m}$) en fonction de la durée, la température du recuit^[1].

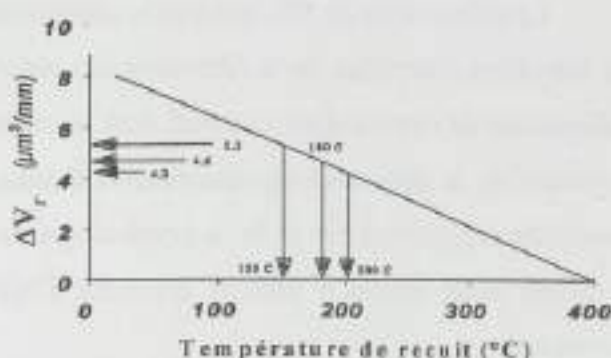


Figure 3 Résultats des calculs du différentiel volumique ΔV_r des lignes aluminium de $1\mu\text{m}$ de large en fonction de la température^[1].

Le volume total des cavités formées sature au bout d'un certains temps de recuit (200 jours) vers un volume total V_T . Ce volume total tend vers la valeur calculée de la variation volumique ΔV_r . Cette différence volumique par unité de longueur est obtenue d'après le calcul de l'Equation 2. Les résultats de ces calculs en fonction de la température de recuit sont récapitulés dans la Figure 3

Equation 2

$$\Delta V_r = 10^3 dw \left[\left(\frac{(1 + \alpha_{Al} T_r)(1 + \alpha_{SiO_2} T_r)}{(1 + \alpha_{SiO_2} T_i)} \right)^2 - (1 + \alpha_{Al} T_r)^2 \right]$$

ΔV_r : Différence volumique ($\mu\text{m}^3/\text{mm}$)
 d : Largeur de la ligne aluminium (μm)
 w : Epaisseur de la ligne aluminium (μm)
 α_{Al} : Coefficient de dilatation de l'aluminium ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)
 α_{SiO_2} : Coefficient de dilatation de la passivation ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)
 T_i : Température de thermalisation ($^{\circ}\text{C}$)
 T_r : Température de recuit ($^{\circ}\text{C}$)

En ce qui concerne l'évolution du nombre de sites de nucléarisation dans l'aluminium, en fonction du temps de recuit, elle est traduite par l'Equation 3 et vérifiée expérimentalement par S. Kordic^[1], dans la Figure 4.

Equation 3

$$N_t(t) = N_0 (1 - e^{-vt})$$

$N_t(t)$: Evolution du nombre de sites de nucléarisation (1/mm)
 N_0 : Nombre de sites de nucléarisation à l'instant $t=0$
 v : Fréquence durant laquelle des sites de nucléarisation sont actifs (1/s)
 t : Temps (s)

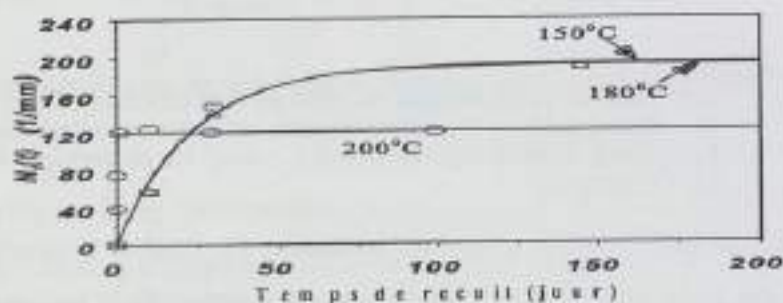


Figure 4 Evolution du nombre de sites de nucléarisation, N_t , dans des lignes en Al, de $1\mu\text{m}$ de large, en fonction de la durée et de la température du recuit après le dépôt de la couche de passivation. ^[1]

La comparaison entre les résultats expérimentaux, et théoriques, confirme que l'évolution des trous par SV dans l'aluminium peut être traduit par la relation simple d'Avrami.

Le phénomène de SV, qui suit la relation dite d'Avrami, est défini comme une accélération par activation thermique de la relaxation des contraintes mécaniques du métal. Cela se traduit par la formation de cavités dans ce métal dont le volume total tend vers le différentiel volumique ΔV_r , provenant de la différence des coefficients thermiques des matériaux. Du fait de la similarité des conditions expérimentales et de la morphologie des trous formés dans l'aluminium par SV et dans le cuivre, nous allons à présent appliquer l'hypothèse du SV dans le cas des lignes cuivre damascène.

^[1] S. Kordic, E. J. H. Collart, A growth model of stress voids in integrated circuit metallization, Mat. Res. Soc. Symp., vol.73, pp343-348, 1997

^[2] D. A. Porter, K. E. Eastering, Phase transformation in metals and alloys, Edition Chapman and Hall, 1990







Interconnexions en cuivre d'architecture damascène : Modélisation du Polissage Mécano-Chimique (PMC) et Étude du phénomène de formation de cavités dans le cuivre

La fabrication des circuits intégrés est réalisable en maîtrisant la planéité des couches de matériaux. Ainsi, le procédé de polissage mécano chimique s'avère indispensable afin d'aplanir, révéler, isoler les interconnexions et d'optimiser les performances électriques, coûts de fabrication.

Les travaux de thèse ont consisté à caractériser, modéliser les évolutions topographiques à la surface des interconnexions après le PMC, et à proposer des règles de dessin pour la conception des circuits.

De plus, du fait de la réduction des dimensions et l'augmentation de la rapidité des circuits, la fiabilité des interconnexions devient un facteur limitant pour leur durée de vie. Une des défaillances est la formation de cavités dans le cuivre.

Les travaux ont consisté à caractériser le cuivre électrolytique et les cavités formées, calculer la dilatation volumique des matériaux, et simuler leur comportement thermo-mécanique. Ceci nous a conduit à déterminer la cause de la formation de ces cavités.

Copper dual damascene interconnects: Modeling of Chemical Mechanical Polishing (CMP) and Voiding in copper metallization due to densification

The fabrication of integrated circuits requires a control of material planarization. Thus Chemical Mechanical Polishing (CMP) process appears necessary to planarize, to reveal and insulate copper interconnections, and to optimize electrical performance and fabrication cost.

The aim of this study is to characterize, to build a model of copper planarization, evolution of dishing copper lines and erosion dielectric lines after CMP, and then to propose design rules.

Moreover, electromigration and stress-induced voiding are becoming key issues to determine the reliability of copper dual damascene metallization of integrated circuits. However, stress voiding has been observed in the copper lines after their fabrication.

Therefore, copper voids and materials of interconnects have been characterized. In addition, mechanical stress distribution and volume dilatation in a copper line are determined. This results brings to light the probable cause of the void in the copper line.

Mots clés:

Interconnexions en cuivre d'architecture damascène - Polissage mécano-chimique - Modélisation - Amplitude topographique - Règles de dessin - Résistance de ligne - Intégrations d'inserts.

« Stress Voiding » - Densification du cuivre électrolytique - Cavités dans le cuivre - Contraintes mécaniques et thermique - Relaxation des contraintes mécaniques - Sites de nucléation.