



UNIVERSITÉ DE NANTES
UFR SCIENCES ET TECHNIQUES

ÉCOLE POLYTECHNIQUE

N° attribué par la bibliothèque

--	--	--	--	--	--	--	--	--	--

Mise au point de nouvelles techniques de diagnostic fiabilité et de qualification pour les composants électroniques dédiés à l'environnement automobile haute température

THÈSE DE DOCTORAT

Discipline : Microélectronique
Spécialité : Electronique

*Présentée
et soutenue publiquement par*

Manoubi Auguste BAH

Le 3 mars 2010 à l'école Polytechnique de Nantes, devant le jury composé de :

Président, Rapporteur	Madame DUCHAMP Geneviève, PU à l'IMS, Université de Bordeaux 1
Rapporteur	Monsieur COLLOT Philippe, PU à l'ENSM Saint-Etienne
Directeur de thèse	Monsieur LANDESMAN Jean-Pierre, PU à l'IMN, Université de Nantes
Co Directeur de thèse	Madame FREMONT Hélène, MC à l'IMS, Université de Bordeaux 1
Autres membres	Monsieur CHRISTIEN Frédéric, MC au LGMPA, Université de Nantes
	Monsieur LECUYER Pascal, Ingénieur à ATMEL Nantes SA

*Directeurs de thèses : Jean-Pierre LANDESMAN
Hélène FREMONT*

ED : 3MPL

ATMEL Nantes SA

La Chantrerie - route de GACHET BP70602, 44300 Nantes cedex 3-France

Laboratoire de l'Institut des Matériaux de Nantes (IMN)

Université de Nantes UMR 6502 - 2 rue de la Houssinière B.P. 32229, 44322 Nantes cedex 3 - France

Laboratoire de l'Intégration du Matériau au Système de Bordeaux (IMS)

Université Bordeaux 1 - UMR 5218 - 351 cours de la Libération, 33405 Talence cedex France

Remerciements

Cette thèse a été réalisée au sein d'ATMEL Nantes, dirigée par Monsieur Philippe GARNIER Directeur des Finances, à travers un partenariat de recherche avec les laboratoires Institut des Matériaux de Nantes (IMN), dirigé par Monsieur le Directeur Guy OUVRARD, et le laboratoire de l'Intégration du Matériau au Système de Bordeaux (IMS), dirigé par Monsieur le Directeur Pascal FOUILLAT.

A cette occasion, je tiens à exprimer ma reconnaissance à tous mes encadrants et à tous ceux qui ont de près ou de loin permis la réalisation de ce mémoire.

La codirection de ces travaux a été assurée par Monsieur le Professeur Jean-Pierre LANDESMAN (IMN Nantes - Département Plasmas et Couches Minces), et par Madame Hélène FREMONT (IMS Bordeaux – Département COFI), Maître de Conférences. Leur disponibilité et la complémentarité de leurs approches scientifiques m'ont permis de profiter d'une formation de grande qualité. Je tiens à les remercier pour la confiance qu'ils m'ont témoignée tout au long de ces années et leurs contributions au développement et à la présentation de cette thèse et surtout pour leurs soutiens continus.

J'exprime ma profonde reconnaissance à Monsieur Philippe COLLOT, Professeur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, et à Madame Geneviève DUCHAMP, Professeur à l'IMS de Bordeaux, pour avoir accepté de prendre en charge la relecture de mon document et d'en être les rapporteurs.

Je tiens à exprimer mes plus vifs remerciements à Monsieur Pascal LECUYER, Chef du Service Qualité Automobile d'ATMEL Nantes, il fut pour moi un encadreur attentif et disponible malgré ses nombreuses responsabilités. Je lui suis très reconnaissant pour la liberté qu'il a bien voulu me laisser. Sa compétence, sa clairvoyance, son humanisme, m'ont beaucoup appris.

Je tiens à adresser mes remerciements les plus distingués et à exprimer toute ma considération à Monsieur François FAES, Directeur de la Qualité Globale d'ATMEL Nantes, pour la confiance qu'il m'a accordée en m'accueillant au sein de son service et pour le grand intérêt qu'il a porté à mon travail.

Je tiens à exprimer ma sincère gratitude à Monsieur Pierre HOUZE, Directeur Qualité Produits et responsable du Laboratoire Environnement et à Monsieur Bernard BIJIERE, Directeur Qualité Fonderie et responsable du Laboratoire Analyse Technologie d'ATMEL Nantes pour la confiance et l'aide qu'ils ont bien voulu m'accorder et pour l'accueil chaleureux au sein de leur équipe respective.

Je tiens à remercier l'ensemble de l'équipe du Service Qualité Automobile, Monsieur René BORDIEC et Mademoiselle Annabelle GENTIL pour la bonne ambiance de travail et le soutien qu'ils m'ont apporté. Je tiens particulièrement à remercier Annabelle pour le grand intérêt qu'elle a porté à mon travail, pour son aide, ses conseils et ses encouragements.

Je tiens à remercier toute l'équipe du Laboratoire Environnement pour les diverses formations (microscopie acoustique, méthodes de test Wire Pull et Ball Shear, tests électriques etc...) que j'ai suivies afin de mieux appréhender mes travaux de recherches, pour leurs soutiens dans la mise en œuvre de mes essais expérimentaux et pour l'utilisation des matériels de tests dédiés à l'évaluation de la fiabilité. Je tiens ici à remercier en particulier Thibault MAUGE pour la formation sur la microscopie acoustique et Michel PAILLARD pour l'aide apportée sur la réalisation du véhicule de test de "l'Indicateur Précoce de Dégradation".

Je remercie aussi l'ensemble du personnel du Laboratoire Analyse Technologie pour leurs aides et conseils et pour la qualité des informations échangées sur les méthodes de diagnostic, ce qui m'a permis de mener à bien mes analyses de défaillance. Les diverses formations que j'ai suivies (technique d'ouverture boîtier, technique de préparation de

micro-sections et de polissage des échantillons, microscope optique et à balayage électronique, analyses physico-chimiques (microanalyses EDX, etc. ...) m'ont permis de mieux accorder mes travaux d'analyse de défaillance et de mieux comprendre les mécanismes de dégradation. Je tiens ici à remercier en particulier Marie-Christine PAGEAUD et Yves COLIN pour leur support technique en microanalyse EDX pendant mes travaux de thèse.

Une partie de mes travaux de recherche m'a amené à solliciter l'aide de nombreuses personnes. Je pense en particulier à Monsieur le Professeur René LEGAL qui m'a permis de bénéficier de l'aide et du matériel du Laboratoire de Génie des Matériaux et Procédés Associés de Nantes (LGMPA) et à Monsieur Frédéric CHRISTIEN (LGMPA de Nantes), Maître de Conférences, pour les diverses études EDX réalisées (Identifications des phases intermétalliques Au-Al, réalisation de cartographies EDX, compréhension des effets de l'addition des éléments d'alliage, le Pd et le Cu, sur les réactions inter-faciales Au-Al) principalement liées au sujet portant sur "l'amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or" et la grande qualité des échanges d'informations et de l'apport scientifique apporté. Je tiens à leur transmettre mes sincères remerciements pour cette aide si immense et généreuse.

Je tiens à remercier Messieurs Marc CIFRE et Olivier TALLEC de l'équipe Ingénierie Test et Production d'ATMEL Nantes, pour leurs aides et conseils (Programmation du système de test sur Agilent VEE et Commande d'appareils d'analyse via bus GPIB) se rapportant directement au développement et à la mise en place de la nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité "l'Indicateur Précoce de Dégradation".

Je tiens entre-autre à remercier Madame Claudie VAILLANT et Monsieur Thierry SAUNIER de l'équipe Ingénierie Assemblage d'ATMEL Nantes, sur la qualité des informations échangées portant principalement sur les données de construction "Design" et matériaux des produits d'ATMEL Nantes.

Mille et un remerciements à Monsieur Antoine GOULLET et Mademoiselle Michèle CARETTE, tous deux professeurs à l'Ecole Polytechnique de Nantes, pour l'intérêt qu'ils ont manifesté à mon travail, pour leurs questions et remarques constructives et intéressantes. Leurs commentaires et leurs recommandations m'ont été d'une grande importance dans l'amélioration de la qualité de ce manuscrit.

Je tiens entre-autre à remercier Monsieur Ahmed RHALLABI, professeur à la faculté des Sciences de Nantes, pour l'intérêt qu'il a porté à mon travail et à ses encouragements.

Merci à l'ensemble des personnes que j'ai côtoyées au cours de ma thèse que ce soit au sein d'ATMEL Nantes ou à l'école Polytechnique de Nantes pour leur amitié et leur soutien.

Je remercie Nabil NAOUAR, Tarek EL HERROUF, Meredith STECK ... pour leur amitié et leur soutien.

J'adresse mon affection à mon père « Ismaïl » et à son admirable femme « Raja ». Malgré mon éloignement depuis de nombreuses années, leur amour, leur soutien, leur confiance me portent et me guident tous les jours.

Je remercie ma tante Colette qui m'a soutenu et supporté durant la période bordelaise.

Enfin je tiens à remercier du fond du cœur ma famille (Tunisienne et Française) qui m'a soutenue au cours de ces années.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE.....	19
CHAPITRE I: ENJEUX ET ETAT DE L'ART	23
1. Contexte et objectifs de l'étude	23
2. Introduction/Définitions.....	26
2.1. Fiabilité [1,2]	26
2.2. Probabilités, relations et caractéristiques liées à la défaillance [1,2]	26
2.3. Evolution du taux de défaillance des composants en fonction du temps.....	27
2.4. Définition du Mode et du mécanisme de défaillance	28
3. Estimation et analyse de la fiabilité [1,2].....	28
4. Les différents mécanismes de défaillance au niveau « Packaging »	30
4.1. Les différents mécanismes de dégradation au niveau « Packaging » à haute température (liés à la diversité des contraintes environnementales : Pré-conditionnement (PR), chocs thermiques (TS), cycles thermiques (TC), stockage à haute température (HTS) et humidité sous pression (HAST))	30
4.1.1. Les divers mécanismes de défaillances au voisinage et à l'interface Puce/adhésif [4]	30
4.1.2. Fissuration de la passivation et déplacement des lignes de métal [4].....	30
4.1.3. Fissuration de la résine [4].....	31
4.1.3.1. A partir de l'interface résine/die-paddle.....	31
4.1.3.2. A partir de l'interface résine/puce.....	32
4.1.3.3. Les facteurs prédominants.....	32
4.1.4. Dégradation de l'adhérence interfaciale et délamination des interfaces.....	33
4.1.5. Rupture des interconnexions Au-Al :.....	34
5. Fiabilité des interconnexions Or/Aluminium et Vue d'ensemble sur le mécanisme de formation/croissance de composé intermétallique Au-Al.....	36
5.1. Vue d'ensemble sur le mécanisme de formation/ croissance des intermétalliques.....	37
5.1.1. Mécanisme de formation des trous en stockage à haute température (HTS) [15,16] :.....	37
5.1.2. Origine et mécanisme de formation des petits trous [15] :.....	37
5.1.3. Mécanisme de formation des trous périphériques et des trous initiaux :	38
5.1.4. Mécanisme de formation du composé intermétallique Au-Al en HTS [16]	38
5.1.5. Impact de la corrosion sur l'évolution de l'intermétallique :	40
5.2. Analyse de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al.....	40
5.3. Influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en stockage à haute température	41
5.4. Dégradation de la résine d'enrobage.....	42
5.4.1. Introduction sur les EMC :.....	42
5.4.2. Dégradation de la résine :.....	43
5.4.3. Effet du dépassement du Tg de la résine sur ses caractéristiques thermomécaniques ainsi que son impact sur le mécanisme de dégradation prépondérant :.....	44
5.4.4. Effet des conditions environnementales sévères (HTS, TC, TS, et HAST) sur la dégradation de la résine et impact sur les mécanismes de dégradation :.....	44
5.4.5. Effet des contraintes combinées [31] :.....	45
5.5. Amélioration de la technologie d'assemblage	46
6. Nouvelles approches d'évaluation de la fiabilité.....	48
BIBLIOGRAPHIE.....	50

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES.....53

1. Les moyens de test (Techniques expérimentales).....	53
1.1. Le test électrique :.....	54
1.2. Les tests de Wire Pull (WP) et de Ball Shear (BS) :.....	55
1.2.1. Les différents modes de défaillance observées par les tests de WP et BS et les critères de rejet qui leur sont associés :.....	56
1.2.2. Endommagement et fatigue : analyse du vieillissement sur la courbe de Wöhler.....	58
1.3. Microscope électronique à balayage (SEM) :.....	65
1.4. Microscope Acoustique à balayage (SAM) :.....	65
1.4.1. Introduction	65
1.4.2. Analyse du mode de défaillance [8].....	66
1.4.3. Description de la nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité par le suivi de l'évolution de la délamination.....	69
1.4.3.1. Configuration initiale du balayage.....	69
1.4.3.2. Analyse de l'évolution de la délamination	70
1.4.3.3. Détermination du pourcentage réel de la surface (ou région) délaminiée.....	70
1.4.3.4. Processus de l'analyse de l'évolution de la délamination après vieillissement	71
1.4.3.5. Estimation de l'incertitude de mesure.....	72
2. les moyens d'analyses de la fiabilité (méthodes statistiques) : définition des plans d'expériences utilisés	73
BIBLIOGRAPHIE.....	75

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS.....77

1. Introduction.....	77
2. Influence des paramètres géométriques sur la tenue en vieillissement en HTS.....	79
2.1. Procédure expérimentale.....	79
2.2. Résultats et discussion	79
➤ Effet de la température [2].....	79
➤ Effet de la géométrie des boîtiers [2]	82
▪ Comparaison entre le SOIC20 et le TQFP64	82
▪ Comparaison entre le TQFP32 et le TQFP64	82
▪ Analyse de la défaillance	82
▪ Pas de changement sur la tenue en vieillissement thermique par comparaison entre lots de fabrication	84
▪ Précision de la méthodologie d'analyse de la fiabilité des interconnexions par les tests WP et BS	84
▪ Modélisation analytique et simulations par FEM [2]	84
3. Conclusion	91
BIBLIOGRAPHIE.....	93

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or..... 95

1. Introduction.....	95
2. Procédure expérimentale	95
2.1. Etude technologique et conditions de vieillissement	95
2.2. Les méthodes d'analyse et d'évaluation de la fiabilité des interconnexions	96

3. Résultats et discussion	97
3.1. Etude comparative sur la tenue mécanique des interconnexions au cours du vieillissement à haute température entre le fil 4N, le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu.....	97
3.1.1. Comparaison de la tenue entre le fil 4N et le fil 2N_Pd [4].....	97
3.1.2. Comparaison de la tenue entre le fil 4N (assembleur n°1) et le fil 2N_Cu (assembleur n°2)....	98
3.1.3. Comparaison de la tenue entre le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu.....	98
3.1.4. Analyse comparative avec les résultats issus de la bibliographie.....	98
3.2. Etude de l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al.....	99
3.3. Influence de l'apport des impuretés (Pd, Cu) sur le mécanisme de formation des phases intermétalliques Au-Al : analyse des résultats des cartographies des éléments constituant les interconnexions.....	101
3.3.1. Analyse des cartographies EDX pour le fil 4N [4].....	101
3.3.2. Analyse des cartographies EDX pour le fil 2N_Pd [4].....	102
3.3.3. Analyse des cartographies EDX pour le fil 2N_Cu.....	105
3.3.4. Impact de l'apport des impuretés (Pd, Cu) sur l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al.....	107
3.4. Analyse du mécanisme de défaillance des interconnexions.....	107
3.4.1. Analyse des états de surface du côté du plot de report et du côté de la boule d'attache pour le fil 4N [4].....	107
3.4.2. Analyse des états de surface du côté du plot de report et du côté de la boule d'attache pour le fil 2N_Pd [4].....	110
3.4.3. Analyse des états de surface du côté du plot de report et du côté de la boule d'attache pour le fil 2N_Cu.....	113
3.4.4. Comparaison du mécanisme de défaillance entre les trois types de fil.....	119
3.4.5. Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre les deux assembleurs pour le fil 2N_Pa [4].....	121
4. Conclusion	123
BIBLIOGRAPHIE	124
CHAPITRE.V : APPORT DE LA COMBINAISON DES ESSAIS ENVIRONNEMENTAUX POUR LA QUALIFICATION DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES	125
1. Introduction	125
2. Validité et apport de la nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité	127
2.1. Amélioration de l'ensemble de tests dédié à l'analyse de défaillance.....	127
▪ Conditions de vieillissement :.....	127
▪ Ensemble de tests proposé dans la procédure ATMEL actuelle :.....	127
▪ Proposition et description du nouvel ensemble de tests dédié à l'analyse de défaillance.....	127
2.2. Résultats et discussions.....	128
3. Application à l'évaluation de l'impact des différentes conditions de test	135
3.1. Apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques.....	135
3.1.1. Méthodologie d'analyse utilisée.....	135
3.1.2. Conditions de vieillissement.....	135
3.1.3. Résultats et discussion.....	136
3.1.3.1. Analyse du DOE1 (Pr, TS et HAST).....	136
3.1.3.2. Analyse du DOE2 (Pr, HAST et HTS).....	139
3.2. Evaluation du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère.....	140
3.2.1. Procédure expérimentale.....	140
3.3. Résultats et discussion.....	142

3.3.1.	<i>Analyse des résultats du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère pour le QFN32</i>	142
3.3.1.1.	Test électrique	142
3.3.1.2.	Evolution de la délamination.....	142
3.3.1.3.	Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par les méthodes de test WP et BS	149
3.3.2.	<i>Analyse des résultats du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère pour le TQFP64</i>	150
3.3.2.1.	Test électrique	150
3.3.2.2.	Délamination.....	150
3.3.2.3.	Tenue mécanique des interconnexions par les méthodes de test WP et BS	154
3.3.3.	Conclusion (1 ^{ière} partie) :.....	155
3.3.4.	Essais complémentaires :	157
3.3.4.1.	Conditions de vieillissement.....	157
3.3.4.2.	Méthodes d'analyse.....	157
3.3.4.3.	Analyse des essais complémentaires pour le QFN32.....	157
3.3.4.4.	Analyse des essais complémentaires pour le TQFP64.....	158
3.3.5.	Conclusion (2 ^{ème} partie) :.....	160
	BIBLIOGRAPHIE	162
	CHAPITRE.VI : INDICATEUR PRECOCE DE DEGRADATION	163
1.	Introduction	163
2.	Choix de la méthodologie de mesure	163
2.1.	Choix de la méthodologie	163
2.2.	Amélioration de la méthodologie de mesure	164
2.2.1.	Description de la chaîne de mesure	164
2.2.2.	Choix du courant de mesure (ou de polarisation).....	166
2.2.3.	Influence de la température.....	168
3.	Descriptif du banc de mesure	168
3.1.	Choix du composant	168
4.	Principe de la mesure	170
4.1.	Principe.....	170
4.2.	Analyse du mode de mesure de $V_F(t,T)$ avec la méthode des 4 fils (Théorie)	170
4.3.	Détermination de la variation de la résistance R_{bb} et apport de la courbe d'étalonnage.....	172
4.4.	Concept de la courbe d'étalonnage en température pour la mesure de la variabilité de la tension V_F à un instant donné t et une température donnée T	172
4.4.1.	Etalonnage du thermocouple utilisé pour l'expérimentation	172
4.4.2.	Analyse de la courbe d'étalonnage.....	174
4.4.3.	Validité de la courbe d'étalonnage.....	179
5.	Méthodologie de la mesure de l'IPD	180
5.1.	Méthode de mesure (descriptif de la séquence de mesure) :	180
5.2.	Estimation de l'incertitude de mesure.....	180
5.3.	Critère de défaillance	181
5.4.	Importance du temps d'échantillonnage sur le suivi de la dégradation	181
6.	Procédure de validation des résultats de l'IPD (analyse comparative)	182
7.	Résultats et discussions	183
7.1.	Analyse du premier rejet.....	183
7.2.	Analyse des résultats de la variation de la résistance R_{bb} pour chacune des interconnexions Au-Au	184
7.3.	Comparaison des résultats de l'IPD, au test d'Open/short	184

7.4.	<i>Analyse de l'évolution de la dégradation des interconnexions Au-Al tout au long du vieillissement thermique.....</i>	187
7.5.	<i>Effet de la dilatation thermique de la résine</i>	189
7.6.	<i>Analyse de la cartographie des défaillances.....</i>	192
7.7.	<i>Comparatif des résultats de l'IPD avec ceux issus des méthodes de test WP et BS</i>	192
7.7.1.	<i>Étude de l'évolution de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al par les méthodes de test WP et BS au fur et à mesure du vieillissement</i>	192
7.7.2.	<i>Analyse du mécanisme de défaillance en WP test.....</i>	193
7.7.3.	<i>Analyse du taux de défaillance (discussion).....</i>	196
7.7.4.	<i>Identification des mécanismes de défaillance observés au fur et à mesure du vieillissement pour l'IPD</i>	198
8.	<i>Conclusion</i>	198
	<i>BIBLIOGRAPHIE.....</i>	200
	<i>CONCLUSION GENERALE.....</i>	201
	<i>ANNEXES.....</i>	205

Acronymes

<i>Al</i>	<i>Aluminium</i>
<i>Au</i>	<i>Or</i>
<i>Au-Al</i>	<i>Composé intermétallique or-aluminium</i>
<i>BP</i>	<i>Résine époxy Bi-Phenyl</i>
<i>CO</i>	<i>Circuit Ouvert</i>
<i>C-Scan</i>	<i>Mode d'analyse acoustique</i>
<i>Cu</i>	<i>Cuivre</i>
<i>DOE</i>	<i>Design Of Experiment</i>
<i>EDX</i>	<i>Energie Dispersive X-Ray</i>
<i>EMC</i>	<i>Epoxy Molding Compounds</i>
<i>ESD</i>	<i>Electrical Static Discharge</i>
<i>FEM</i>	<i>Simulation par éléments finis</i>
<i>FIB</i>	<i>Focused Ion Beam</i>
<i>HAST</i>	<i>High accelerated stress test</i>
<i>HTS</i>	<i>Stockage à haute température</i>
<i>IPD</i>	<i>Indicateur Précoce de Dégradation</i>
<i>IT</i>	<i>intervalle de confiance</i>
<i>MAR</i>	<i>Résine multi-aromatique</i>
<i>OCN</i>	<i>Résine O-Cresol Novelac</i>
<i>PCB</i>	<i>Carte de circuit imprimé</i>
<i>Pd</i>	<i>Palladium</i>
<i>PEMs</i>	<i>Plastic Encapsulated Microcircuits</i>
<i>Pr</i>	<i>Pré-conditionnement</i>
<i>QFN</i>	<i>Quad Flat No leads</i>
<i>SAM</i>	<i>Scanning Acoustic Microscopy</i>
<i>SEM</i>	<i>Scanning Electron Microscopy</i>

Grandeurs et notation diverses

$CTE1$	<i>Coefficient de dilatation thermique de l'état vitreux (ppm/°C)</i>
ΔCTE	<i>Différentiel de dilatation thermique (ppm/°C)</i>
ΔR_{bb}	<i>Variation de la résistance R_{bb} (Ω)</i>
ΔT	<i>Excursion thermique (°C)</i>
ΔV_F	<i>Variation de la tension mesurée aux de la chaîne de mesure de l'IPD</i>
BS	<i>Ball Shear (gF)</i>
$CTE2$	<i>Coefficient de dilatation thermique de l'état caoutchouteux (ppm/°C)</i>
E	<i>Module d'Young (GPa)</i>
$F(t)$	<i>Distribution de la probabilité de défaillance</i>
$\lambda(t)$	<i>Taux de défaillance</i>
M_e	<i>La médiane des temps de bon fonctionnement</i>
$R0$	<i>Résistance statique d'une diode à jonction PN (Ω)</i>
ρ_0	<i>Résistivité d'un matériau à 0°C ($10^{-8} \Omega m$)</i>
R_{bb}	<i>Résistance d'une interconnexion Au-Al (Ω)</i>
R_{br}	<i>Résistance d'une broche en cuivre d'un composant (Ω)</i>
R_c	<i>Résistance de contact entre la broche et le PCB (Ω)</i>
RD	<i>Résistance dynamique de la diode (Ω)</i>
R_f	<i>Résistance du câblage filaire en or (Ω)</i>
RL	<i>Résistance des fils de connexion (Ω)</i>

R_r	Résistance de relais de la matrice de Switch (Ω)
R_s	Résistance série de la diode (Ω)
T	Température en degré Celsius ($^{\circ}\text{K}$)
t_D	Durée de la phase de dégradation (heures)
T_g	Température de transition vitreuse ($^{\circ}\text{C}$)
t_i	Durée de la phase d'induction (heures)
V_D	Tension mesurée aux bornes d'une diode
V_F	Tension mesurée aux bornes de la chaîne de mesure de l'IPD (mV)
V_i	Tension de commande intrinsèque (V)
WP	Wire Pull (gm)
Z_s	Impédance interne du source-metteur (Keithley 2400) (Ω)
a	Paramètre de forme de la loi de Weibull
$a (= \Delta V / \Delta T)$	Coefficient de température d'une diode de circuit de protection ESD (mV/ $^{\circ}\text{C}$)
a_T	Coefficient de température d'un matériau ($10^{-3} \text{ } ^{\circ}\text{C}^{-1}$)
β	Paramètre d'échelle de la loi de Weibull

LISTE DES FIGURES

CHAPITRE.I: Enjeux et état de l'art

Figure I.1 : Evolution du λ en fonction du temps pour un niveau de contrainte donnée [1].....	27
Figure I.2 : Fissuration de la résine initiée à partir de l'interface résine/ die-paddle, exemples sur le (a) TQFP et le (b) SOJ. (c) Les différentes étapes de l'effet « Pop Corn » [4,5].	32
Figure I.3 : Boîtier TQFP (a, b et c) délamination à l'interface résine/ lead-frame, (d) délamination à l'interface résine/ die-paddle.	33
Figure I.4 : Evolution de la force d'adhérence ou de la délamination (après la phase de simulation de soudage) pour l'interface résine/ lead-frame en fonction de la teneur en humidité atteinte pour deux types de résines différentes [4].	34
Figure I.5 : Facteurs contrôlant la qualité de la liaison métallurgique (Au/ Al) [8].....	36
Figure I.6 : Exemple de l'effet de la couverture d'intermétallique sur le taux en Ball bond Lift pour les interconnexions Au-Al à 175°C [11].	37
Figure I.7 : Origine et mécanisme de formation des petits trous par : (a) création de régions passives par contamination du plot de report (soit par une fine couche d'oxyde ou soit par résidu chimique) [15], (b) conditions techniques inappropriées du soudage de la boule d'attache [15] et (c) les traces laissées par les pointes de sonde. ...	38
Figure I.8 : Croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al à 175°C jusqu'à 1000 heures [16].	39
Figure I.9 : Analyse par imagerie SEM de la structure métallurgique de l'intermétallique Au-Al sur un échantillon ayant subis un stockage thermique à 175°C après (a) 2h (b) 20h, (c)200h et (d) 500h [16].	40
Figure I.10 : Croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al à 180 et 200°C jusqu'à 500 heures [7]. ...	43
Figure I.11 : Evolution de la force de tirage des interconnexions par le test Wire Pull à 175°C jusqu'à 1000 heures [14]. (a) Fil de type 2N et (b) fil de type 3N.	46
Figure I.12 : Analyse par imagerie SEM en mode rétrodiffusé (BE) de la structure métallurgique de l'intermétallique Au-Al sur un échantillon ayant subis un stockage thermique à 175°C 1000 heures (a) 2N (b) 3N [14].	47
Figure I.13 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre fil or pur, fil Au-1% en poids Pd et fil Au-1% en poids Cu après un stockage thermique à 175°C 1000 heures. (a) Evolution du taux de Ball Bond Lift et (b) évolution de la force de tirage des interconnexions par le test WP [27].....	48

CHAPITRE.II: Les moyens mis en œuvre pour l'étude de la fiabilité des composants électroniques

Figure II.1 : MAVERICK PT de NEXTEST system corporation.	55
Figure II.2 : Testeur Dage BT-2400PC.	56
Figure II.3 : Vue d'ensemble d'un fil de connexion.	56
Figure II.4 : les différents modes de défaillances observés en WP et BS tests.	57
Figure II.5 : Comparaison de la tenue en fatigue de quelques matériaux [6].....	59
Figure II.6 : Description de l'endommagement par fatigue. (a) Epreuve lisse, (b) cycle de contrainte et (c) courbe de Wöhler [5,6].	60
Figure II.7 : Description de l'endommagement par fatigue thermomécanique sur la courbe de Wöhler [7].	61
Figure II.8 : (a) éprouvette : alliage Au/ Al et (b) cycle de contraintes thermomécaniques.	62
Figure II.9 : Description de l'endommagement par vieillissement thermique sur la courbe de Wöhler pour les interconnexions Au-Al (les caractéristiques thermomécaniques du matériau évoluent avec le temps sous l'influence de la température).	64
Figure II.10 : Microscope acoustique (HS1000W de SONIX®).	66
Figure II.11 : Principe du fonctionnement de la microscopie acoustique.	67
Figure II.12 : Analyse du mode de défaillance sur un boîtier QFN32.	68

Figure II.13 : Configuration du balayage pour un boîtier QFN32. (a) Image du mode A-Scan, (b) image du mode C-Scan et (c) analyse de la porte de phase.	70
Figure II.14 : Image C-Scan d'un boîtier QFN32. (a) Image C-Scan munie des différents gabarits réalisés (surfaces rectangulaires) et la surface hachurée correspondant à l'interface résine/puce; (b) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/lead-frame; (c) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/die-paddle ana (d) Surface hachurée correspondant à l'ensemble du boîtier.....	71

CHAPITRE.III : Influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en HTS

Figure III.1 : Présentation des boîtiers de l'étude.....	77
Figure III.2 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique à diverses températures (150, 165 et 175°C) pour divers boîtiers par les méthodes de tests WP et BS (valeurs moyennes). (a), (c) et (e) évolution de la valeur de la force de tirage et (b, (d) et (f) évolution de la valeur de la force de cisaillement, respectivement pour le SIOC20, le TQFP32 et le TQFP64.....	80
Figure III.3 : (a)Micrographie SEM d'une interconnexion « wire bond » soudé sur un plot de report (Al 1%Si 0,5%Cu) après un stockage thermique à 165°C 1000h.....	81
Figure III.4 : (a) Evolution du taux de Ball Bond Lift à diverses températures de stockage thermique pour le TQFP64, (b) analyse du changement du mode de défaillance durant le vieillissement à 175°C pour le TQFP64.	81
Figure III.5 : Analyse du mode de défaillance suite au test de tirage après 1500h à 165°C.	83
Figure III.6 : Analyse du mode de défaillance suite au test de cisaillement après 1500h à 165°C.....	83
Figure III.7 : Analyse du mode de défaillance suite au test de cisaillement après 2500h à 150°C, pour le SOIC20. (a) mode.4 avec plus de 90% d'or : interconnexion puce de dessous, (b) mode.4 avec moins de 50% d'or : interconnexion puce de dessus.	84
Figure III.8 : Modèle de dilatation simplifié d'un boîtier constitué d'une seule puce.	85
Figure III.9 : (a) Profil thermique de la simulation de soudage pour le sans plomb [3] et (b) exemple d'un profil thermique pour un stockage à 175°C.....	86
Figure III.10 : Modèle de dilatation simplifié d'un boîtier constitué de deux puces empilées.....	87
Figure III.11 : Simulations FEM. Déplacement total (μm) pour les boîtiers (a) TQFP32, (b) TQFP64 et (c) SOIC20 durant un cycle de la simulation de soudage.....	90

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

Figure IV.1 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre le fil 4N et le fil 2N_Pd pour un vieillissement jusqu'à 1000h à 200°C par la méthode WP test (valeur moyenne et écart type) [4] : (a) évolution de la valeur de la force de tirage et (b) évolution du taux de Ball Bond Lift.	97
Figure IV.2 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu pour un vieillissement jusqu'à 1000h à 200°C par la méthode de WP test (valeur moyenne et écart type) : (a) évolution de la valeur de la force de tirage et (b) évolution du taux de Ball Bond Lift.	98
Figure IV.3 : Evolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al à 175°C (entre les trois types de fil). [4,6].....	100
Figure IV.4 : Cartographies EDX pour le fil 4N à 175°C. (a) t=0h et (b) t=50h [4].....	102
Figure IV.5 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Pd à 175°C. (a) t=0h, (b) t=50h et (c) t=100h [4]....	104
Figure IV.6-partie1 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Cu à 175°C. (a) t=0h, (b) t=10h.....	105
Figure IV.6-partie2 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Cu à 175°C. (c) t=50h, (d) t=100h.....	106
Figure IV.7 : Micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 4N.....	108
Figure IV.8 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.7.	108

Figure IV.9 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report (à gauche) et sur la boule d'attache (à droite), pour le fil 4N.	109
Figure IV.10 : Cartographies EDX pour le fil 4N à 200°C 1000h.....	120
Figure IV.11 : Description du mécanisme de défaillance pour le fil 4N (vue générale).	110
Figure IV.12 : Micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 2N_Pd.....	110
Figure IV. 13 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.12.....	110
Figure IV.14 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report (à gauche) et sur la boule d'attache (à droite), pour le fil 2N_Pd.....	120
Figure IV.15 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la zone centrale. (c) Micrographie SEM du plot de report en vue inclinée, illustrant les différentes épaisseurs d l'intermétallique.	111
Figure IV.16 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Pd à 200°C 1000h.....	120
Figure IV.17 : Description du mécanisme de défaillance pour le fil 2N_Pd.....	113
Figure IV.18 : Premier mode - micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 2N_Cu.	114
Figure IV.19 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.18.....	114
Figure IV. 20-partie1 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report pour le fil 2N_Cu.	115
Figure IV.20-partie2 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur la boule d'attache pour le fil 2N_Cu.....	116
Figure IV.21 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Cu à 200°C 1000h.....	120
Figure IV.22 : Premier mode- description du mécanisme de défaillance pour le fil 2N_Cu.....	117
Figure IV.23 : Second mode - micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite à un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 2N_Cu.	117
Figure IV.24 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.23.....	118
Figure IV. 25 : Second mode- description du mécanisme de défaillance pour le fil 2N_Cu.	119
Figure IV.26 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre les deux assembleurs pour le fil 2N_Pa pour un vieillissement jusqu'à 1000h à 200°C par la méthode WP test (valeur moyenne et écart type) [4] : (a) évolution de la valeur de la force de tirage et (b) évolution du taux de Ball Bond Lift. La figure IV.26 n'est autre que la réplique de la figure IV.1.	121
Figure IV.27 : Fil avec 1% en poids de Pd - micrographies SEM de la couverture de l'intermétallique pour (a) le premier assembleur et (b) le second assembleur [4].	122
Figure IV.28 : Image binaire correspondant à la surface de contact de la figure IV.27. Les zones blanches sont les régions d'intermétallique. La couverture d'intermétallique calculée : (a) premier assembleur (~ 76%) et (b) second assembleur (~ 87%) [4].	122

CHAPITRE.V : Apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques

Figure V.1 : Résultats du test électrique (I-V) après le premier (a,c) et le second (b,d) test de confirmation des Pins n°31 (a,b) et n°32 (c,d) de la pièce "rejet" n°1. Chaque figure apporte une comparaison sur les résultats (I-V) entre la pièce "Rejet" et la pièce "Témoin".	129
Figure V.2 : Résultats du test électrique (I-V) après le premier (a) et le second (b) test de confirmation, illustrant l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques sur la Pin n°32 de la pièce "rejet" n°3.....	129

Figure V.3 : Résultats du test électrique (I-V) après le premier (a,c) et le second (b,d) test de confirmation, illustrant l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques sur les Pins n°32 (a,b) et n°49 (c,d) de la pièce "rejet" n°4.....	130
Figure V.4 : Résultats CSAM des pièces "rejets".....	131
Figure V.5 : Micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite au vieillissement à -65/150°C/1000 cycles pour le fil or pur.....	132
Figure V.6 : Localisation des points d'analyses EDX sur (a) le plot de report et (b) la boule d'attache correspondant à la figure V.5. Les compositions correspondantes sont données dans le tableau V.3.....	132
Figure V.7 : Description du mécanisme de défaillance observé pour le fil or pur suite à des cycles thermiques (1000 cycles -65/150°C).....	133
Figure V.8 : Micrographies SEM de la couverture de l'intermétallique pour deux interconnexions différentes (a et b).....	134
Figure V.9 : Image binaire correspondant à la surface de contact de la figure V.8. Les zones blanches sont les régions d'intermétallique. Couverture d'intermétallique calculée pour ces 2 interconnexions : (a) ~ 55%, (b) ~ 57%.....	134
Figure V.10 : Pourcentage de la délamination à l'interface résine/puce pour le DOE1 (moyenne).....	136
Figure V.11 : Graphe d'interaction sur l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce (en %).....	138
Figure V.12 : Pourcentage de la délamination à l'interface résine/puce pour le DOE2 (moyenne).....	139
Figure V.13 : Pareto des effets pour la délamination à l'interface résine/puce –DOE1 et DOE2.....	140
Figure V.14 : Image C-Scan d'un boîtier TQFP64. (a) Image avec les différents gabarits réalisés (surfaces rectangulaires) et la surface hachurée correspondant à l'interface résine/puce, (b) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/lead-frame, (c) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/die-paddle et (d) Surface hachurée correspondant l'ensemble du boîtier.....	142
Figure V.15 : Boîtier QFN32, évolution du pourcentage de la délamination (valeur moyenne) à diverses interfaces : résine/puce, résine/lead-frame et ensemble du boîtier. Résultats du (a) vieillissement contrôlé et ceux du (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans les tableaux V.9 à 11.....	143
Figure V.16 : Boîtier QFN32, évolution du pourcentage de délamination (valeur moyenne) à l'interface résine/die-paddle. (a) vieillissement contrôlé, (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans le tableau V.12.....	146
Figure V.17 : Vue d'ensemble de l'évolution de la délamination aux diverses interfaces correspondant au vieillissement sévère pour le QFN32.....	148
Figure V.18 : Comparaison entre lots de fabrication sur l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce. (a) entre le Vieillissement contrôlé et le lot n°3 (b) entre le vieillissement sévère et le lot n°5.....	148
Figure V.19 : Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par le test WP pour le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère.....	149
Figure V.20 : (a) Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par le test de BS pour le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère, (b) évolution du taux de Ball Bond Lift pour le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère.....	150
Figure V.21 : Boîtier TQFP64, évolution du pourcentage de la délamination (valeur moyenne) à diverses interfaces : résine/puce, résine/lead-frame et ensemble du boîtier. Résultats du (a) vieillissement contrôlé et ceux du (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans les tableaux V.13, 14 et 16.....	150
Figure V.22 : Boîtier TQFP64, évolution du pourcentage de la délamination (valeur moyenne) à l'interface résine/die-paddle. Résultats du (a) vieillissement contrôlé et ceux du (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans le tableau V.15.....	152
Figure V.23 : Vue d'ensemble de l'évolution de la délamination aux diverses interfaces correspondant au vieillissement sévère pour le TQFP64. (a) avant-Pr (b) après-Pr, (c) TS-65/150°C 15cycles (d) HAST 100°C/85%RH 192heures (e) HTS 175°C 100heures et (f) HTS 175°C 2000heures.....	154
Figure V.24 : Analyse de la tenue mécanique des interconnexions pour les deux modes de vieillissement par (a) test WP, (b) test BS.....	155

Figure V.25 : Tenue en vieillissement thermique estimée par le test WP pour deux lots de TQFP64 (provenant d'assembleurs différents).....	155
Figure V.26 : Micrographie SEM du plan de coupe (A-A). Observation de la délamination à l'interface résine/die-paddle pour le TQFP 64pins réalisée à la fin des essais complémentaires du vieillissement sévère sur un échantillon issu du lot.....	159
Figure V.27 : Mesure de l'épaisseur de la délamination à l'interface résine/die-paddle sur micrographie SEM (référence figure V.26.d), épaisseur (moyenne)= 0,38 μm	159
Figure V.28 : Etude de la variabilité sur l'évolution de la délamination entre lots de fabrication.	160

CHAPITRE.VI: INDICATEUR PRECOCE DE DEGRADATION

Figure VI.1 : Description de la chaîne de mesure. (a) Vue d'ensemble d'un boîtier TQFP avec les résistances séries (R_c , R_{br} et R_f) et (b) Schéma électrique équivalent aux bornes d'une interconnexion.	164
Figure VI.2-partie1 : Définition des différents modèles résistif d'une jonction P-N [6].	166
Figure VI.2-partie2 : (a) Schéma électrique équivalent de la diode réelle avec R_s [6]. V_i est la tension de commande intrinsèque. (b) Caractéristiques réelles de la diode tracées pour des valeurs de R_s allant de 0 à 2 Ω (ceci n'illustre qu'un exemple pour une diode donnée) [6]. La chute de tension par rapport à la tension intrinsèque est donnée par le segment de longueur $R_s.I$ indiqué sur la figure.....	167
Figure VI.3 : Schéma équivalent d'une diode à jonction combinant le modèle réel et les modèles résistifs en basse fréquence en régime petits signaux.	168
Figure VI.4 : Courbe théorique illustrant la variation de la résistance R_{bb} en mesure in-situ à une température donnée, sur laquelle on observe le coude de la variation de R_{bb}	168
Figure VI.5 : Descriptif du banc de mesure de l'IPD (Automatisation de l'analyse de défaillance).....	169
Figure VI.6 : (a) Schéma équivalent de la chaîne de mesure avec la méthode des 4 fils et (b) schéma équivalent simplifié.....	170
Figure VI.7 : Banc de mesure d'étalonnage des capteurs thermiques.....	173
Figure VI.8 : Courbe d'étalonnage du thermocouple de type K. L'analyse de la soudure froide (0°C) a été établie par la méthode des cellules points fixes et l'analyse à haute température par la méthode par comparaison.....	173
Figure VI.9 : Analyse des écarts thermocouple (type K)/étalon (PT 100).	174
Figure VI.10: Courbe d'étalonnage de la Pin 18, avec comme coefficients de régression (a)= -0.001966 V/°C et (b)= 0.682162 V et un coefficient de corrélation $\rho=0.9991$	178
Figure VI.11: Variabilité de la variance des points d'échantillonnage en fonction de la température pour la courbe d'étalonnage (illustration d'un exemple de la Pin18).....	178
Figure VI.12 : (a) Courbe d'étalonnage de la Pin 34, avec comme coefficients de régression 183	183
Figure VI.13 : (a) Mesure de la variation de la résistance R_{bb} (noté ΔR_{bb}) pour les interconnexions de la pièce de test (TQFP64 pins) au fur et à mesure du vieillissement thermique sur une durée de 1000 h à 165°C.....	185
Figure VI.14 : (a) Mesure de la variation de la résistance R_{bb} (noté ΔR_{bb}) pour les interconnexions de la pièce de test (TQFP64 pins) au fur et à mesure du vieillissement thermique sur une durée de 1000 h à 165°C.....	186
Figure VI.15 : Suivi dans le temps de l'évolution de la dégradation de l'interconnexion Au-Al au fur et à mesure du vieillissement thermique avec précision décrivant principalement la propagation de la fissuration à travers l'intermétallique Au-Al. (a-b) Augmentation de ΔR_{bb} observée respectivement sur les Pins 16 et 12. (c) Illustration de l'effet de la dilatation thermique de la résine sur l'augmentation de ΔR_{bb} pour la Pin 14.	188
Figure VI.16 : (a et b) Effet de la dilatation thermique de la résine, due à une fine variation de la température, sur la mesure de ΔR_{bb} au fur et à mesure du vieillissement, pour les Pins n°10, 57, 12 et 14. (c) Illustration de l'effet dilatation thermique de la résine sur un point moyen de mesure ($t=1759\text{h}$ et 51min) pour la Pin 10. ...	190
Figure VI.17 : Effet de la dilatation thermique à haute température avec l'analyse du profil réel en température, (a) avant rupture : analyse de la Pin-14, et (b et c) après rupture : analyse des Pin 10 et 12.	191
Figure VI.18 : Cartographie des Pins défaillantes de la pièce de test (TQFP64)	192

Figure VI.19 : (a,b) Etude de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al en WP et BS tests suite à un vieillissement thermique allant jusqu'à 2000 h à 165°C et étude de l'évolution du taux de Ball Bond Lift correspondant. (c,d) Barre-graphes décrivant l'évolution des modes de défaillance observés en WP et BS tests au fur et à mesure du vieillissement.....	193
Figure VI.20 : (a) Micrographie SEM de la fissuration de l'interconnexion du côté du plot de report après 1747h à 165°C, (b) imagerie EDX avec les points d'analyse des régions étudiées et (c) spectres EDX des régions étudiées.....	194
Figure VI.21 : (a) Micrographie SEM de la fissuration de l'interconnexion du côté du plot de report après 1876h à 165°C, (b) imagerie EDX avec les points d'analyse des régions étudiées et (c) spectres EDX des régions étudiées.....	195
Figure VI.22 : (a) Micrographie SEM de la fissuration de l'interconnexion du côté du plot de report après 1970h à 165°C, (b) imagerie EDX avec les points d'analyse des régions étudiées et (c) spectres EDX des régions étudiées.....	196
Figure VI.23 : Analyse Weibull liée à la méthode de test de l'IPD et à celle du test WP.	197
mode.5a et mode.6c (voir Figure VI.24).....	198
mode.6c (voir Figure VI.25) et mode.5c (voir Figure VI.26).....	198

LISTE DES TABLEAUX

CHAPITRE.I : Enjeux et état de l'art

Tableau I.1 : Les systèmes de résine typiques et leurs propriétés [29]	42
--	----

CHAPITRE.II : Les moyens mis en œuvre pour l'étude de la fiabilité des composants électroniques

Tableau II.1 : Evolution du mode défaillance observé, suite aux tests de WP et BS, de la zone de bon fonctionnement vers la zone de rupture	64
Tableau II.2: propriétés des matériaux [8].....	67
Tableau II.3 : Estimation de la variabilité due à l'ajustement du positionnement des gabarits sur la mesure de la délamination, pour diverses interfaces et pour l'ensemble du boîtier.	72
Tableau II.4 : Estimation de la variabilité du système de mesure	73

CHAPITRE.III : Influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en HTS

Tableau III.1 : Dimensions du plot de report, du fil et de la boule d'attache ^(*)	78
Tableau III.2 : Dimensions boîtier et puce	78
Tableau III.3 : Propriétés thermomécaniques	78
Tableau III.4 : Les conditions de vieillissement subi par les boîtiers à l'étude	79
Tableau III.5 : Croissance de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al à diverses températures.....	81
Tableau III.6 : Valeur de l'allongement vu par les interconnexions pour les divers boîtiers par la méthode analytique.....	88
Tableau III.7 : Valeur de l'allongement pour les divers boîtiers par simulation FEM.....	91

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

Tableau IV.1 : Dimension du plot de report, du fil et de la boule d'attache.....	96
Tableau IV.2 : Propriétés thermomécaniques.....	96
Tableau IV.3 : Valeurs mesurées des coefficients de diffusion (valeurs moyennes) et des temps de déflexion pour les trois types de fil correspondant au vieillissement à 175°C.....	101
Tableau IV.4 : Identification des phases intermétalliques Au-Al au fur et à mesure du vieillissement à 175°C par microanalyse EDX pour les trois types de fil étudiés (issus des cartographies EDX réalisées).....	102
Tableau IV.5 : Résultats bibliographiques portant sur les phases intermétalliques Au-Al identifiées à 175°C par microanalyse EDX pour les trois types de fil et les temps de déflexion correspondant, S-A.Gam [2].....	103
Tableau IV.6 : Résultats des spectres d'analyses EDX des régions étudiées de la zone centrale sur le plot de report et sur la boule d'attache	111
Tableau IV.7 : Résultats des spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report.....	114
Tableau IV.8 : Résultats des spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur la boule d'attache	115
Tableau IV.9 : Superposition des points d'analyses EDX.....	116
Tableau IV.10 : Superposition des points d'analyses EDX.....	118

CHAPITRE.V : *Apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques*

Tableau V.1 : Analyse des rejets électriques en CO	129
Tableau V.2 : Evolution de la délamination pour diverses interfaces après le pré-conditionnement et les cycles thermiques.	131
Tableau V.3 : Compositions analysées par EDX aux différents points de la figure V.6.....	132
Tableau V.4 : Plan d'expériences DOE1	136
Tableau V.5 : Plan d'expériences DOE2	136
Tableau V.6 : Dimensions du plot de report, du fil et de la boule d'attache.....	141
Tableau V.7 : Dimensions boîtier et puce	141
Tableau V.8 : Propriétés thermomécaniques.....	141
Tableau V.9-partie1 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce.....	143
Tableau V.9-partie2 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce.....	144
Tableau V.10-partie1 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution la délamination à l'interface résine/lead-frame	144
Tableau V.10-partie2 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/lead-frame.....	145
Tableau V.11-partie1 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination au niveau de l'ensemble du boîtier.....	145
Tableau V.11-partie2 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination au niveau de l'ensemble du boîtier.....	146
Tableau V.12: Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/die-paddle.....	147
Tableau V.13 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce.....	151
Tableau V.14 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/lead-frame	151
Tableau V.15 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/die-paddle.....	152
Tableau V.16 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination au niveau de l'ensemble du boîtier.....	153
Tableau V.17 : Décroissance de la délamination en HTS, entre 500 et 1000 heures à 175°C, pour les deux modes de vieillissement, aux diverses interfaces.....	157

CHAPITRE.VI : *Indicateur précoce de dégradation*

Tableau VI.1 : Ce tableau fournit les valeurs de la résistivité ρ_0 à 0°C et du coefficient de température α_T des principaux matériaux conducteurs constituant la chaîne de mesure.....	165
Tableau VI.2 : Variations des résistances séries (Rbr et Rf) en fonction de la température ainsi que l'estimation de leur incertitude à +/-5°C.....	165
Tableau VI.3 : durée des Pins rejets	192
Tableau VI.4 : Identification des mécanismes de défaillance observés au fur et à mesure du vieillissement pour l'IPD.....	198

Introduction générale

Le marché de l'automobile est très exigeant en termes de fiabilité pour les composants électroniques en boîtiers plastiques, dits PEMs (*Plastic Encapsulated Microcircuits*). A cette contrainte s'ajoutent l'augmentation des exigences de performance, des conditions environnementales de plus en plus sévères et la réduction de la durée du cycle de production de masse. Tous ces facteurs ont complexifié l'obtention de la fiabilité et impactent souvent les délais de développement.

L'électronique automobile est un axe majeur de développement pour les microcontrôleurs conçus par l'unité ATMEL de Nantes. A ce titre cette dernière s'est fortement impliquée dans un projet européen MEDEA+A407 « *Failure mechanism Driven Qualification for reliability and analysis of electronic components (FDQ)* » qui a permis d'adapter la stratégie de qualification de l'électronique automobile aux exigences et à la complexité des technologies composants les plus avancées.

Les impératifs de sûreté de fonctionnement d'une électronique qui tend à s'intégrer à chaque organe des nouveaux véhicules, imposent de revoir les méthodologies de test, les facteurs d'environnement et de mieux anticiper les risques relatifs aux solutions innovantes. Ainsi la mise en place et le développement d'un nouveau système d'assurance fiabilité pour les PEMs s'imposent. Celui-ci doit prendre en compte au plus tôt dans les phases de conception l'évaluation des mécanismes de défaillance potentiels pour les systèmes actuellement en production, et en considérant les limitations technologiques des systèmes en cours de développement.

L'objectif visé par ce travail est la mise au point de nouvelles méthodologies de diagnostic fiabilité et de qualification pour les composants électroniques dédiés à l'environnement automobile haute température et ceci dont le but de satisfaire les objectifs de « zéro tolérance » en matière de non-qualité de l'industrie automobile.

On s'est intéressé dans nos travaux particulièrement à l'étude de la fiabilité au niveau « Packaging ».

Dans cette perspective ATMEL Nantes a mis en œuvre un partenariat de recherche avec les laboratoires IMN Nantes (département Plasmas et Couches minces) et IMS bordeaux (groupe fiabilité du département "COFI") dans le domaine des matériaux, du vieillissement des produits et de l'analyse de défaillance. Ce partenariat vise à l'amélioration de la fiabilité des PEMs et par l'intermédiaire de la coopération au sein du projet MEDEA+, au renforcement de la position européenne dans l'électronique automobile.

L'objectif de la thèse est :

- D'une part d'identifier et de caractériser les mécanismes de dégradation des composants destinés aux applications futures du secteur de l'automobile, de mettre au point de nouvelles techniques de diagnostic fiabilité et de proposer une stratégie de qualification prenant en compte les risques de défaillance et anticipant les exigences de sûreté de fonctionnement de l'électronique automobile de demain,
- Et d'autre part de définir et de développer des méthodologies d'évaluation de la fiabilité pour l'assemblage, adaptées aux exigences nouvelles de ce secteur. En effet, pour tenir leurs objectifs qualité au niveau du véhicule, les constructeurs automobile imposent aux fournisseurs de composants moins de un défaut par million de pièces livrées et par an. Ceci ne peut être ni contrôlé, ni mesuré, mais requiert une estimation au travers de modèles ajustés aux paramètres technologiques. Une attention particulière a été portée sur la mise en œuvre de solutions fiables d'assemblage pour la qualification automobile 150°C (AEC-Q100 grade 0) qu'ATMEL a introduit sur le marché au cours de l'année 2006.

Ce travail propose une méthodologie d'évaluation de la fiabilité déduite de l'observation des défaillances aux conditions limites et de l'étude des risques durant la conception, en complément de l'approche classique basée sur la vérification de la non défaillance sous diverses contraintes environnementales. Les essais accélérés (simples et combinés) ont formé ici une base incontournable de la démarche de la démonstration de la fiabilité.

Les moyens mis en œuvre auxquels nous avons eu recours pour l'étude de la fiabilité et l'analyse des défaillances des composants électroniques au niveau « packaging » sont : les tests électriques, les tests

mécaniques (Wire Pull et Ball Shear), la microscopie optique, acoustique et électronique à balayage, les techniques de préparation de micro-sections, les analyses physico-chimiques (EDX), la simulation thermomécanique par éléments finis FEM (COMSOL Multiphysics) et les outils statistiques telles que l'analyse Weibull et l'analyse de plans d'expériences (CORNESTONE)

L'étude de la fiabilité de l'assemblage plastique a porté sur une série de composants innovants en technologie 0.35um CMOS avec EEPROM embarquée destinés à l'environnement automobile:

- Microcontrôleurs 8-bit AVR assemblés en SOIC 24pins, TQFP 32pins et QFN 32pins pour l'environnement 150°C
- Utilisation des TQFP 64pins de grande dimension au-delà des températures usuelles
- Assemblage double puces microcontrôleur et EEPROM en SOIC 20pins pour l'environnement automobile

Afin de construire un système d'assurance fiabilité, il faut que le fondement d'une approche "active" de la fiabilité passe par l'analyse approfondie et la modélisation des mécanismes de dégradation des composants soumis en fonctionnement à des contraintes internes (technologies), et/ou externes (environnementales). Plusieurs étapes sont à considérer selon le degré de maturité des technologies, chacune doit être construite pour parvenir à ce qu'on appelle la fiabilité opérationnelle c'est-à-dire suivant des conditions spécifiées de production industrielle (variabilité des paramètres technologiques) et d'utilisation (variabilité des profils de mission).

Les principales marches à franchir peuvent être résumées de la façon suivante :

- o L'analyse comportementale sous contraintes accélérées, comportant l'identification et la localisation des zones critiques et les contraintes physiques, chimiques ou électriques actives, la modélisation de l'interaction contrainte - composant. Cette phase s'étend aux choix technologiques, à l'évaluation des risques et des limites fonctionnelles.
- o La modélisation des dégradations avec la détermination des lois d'évolution d'indicateurs de dégradation précoces et l'analyse des mécanismes de défaillance. Cette phase fait partie du développement des nouvelles technologies et génère une rétroaction importante sur la conception et la durée des tests de vieillissement accélérés.
- o Enfin l'évaluation et la prédiction des taux de défaillance et des durées de vie, étape qui suppose un certain degré de maturité des technologies.

Cette thèse s'applique à développer les outils de diagnostic nécessaires à la mise en œuvre de cette démarche pour la construction de la fiabilité de l'assemblage plastique.

Le premier chapitre présentera tout d'abord les objectifs et les contextes visés par l'étude ainsi que l'ensemble des définitions et notions mathématiques nécessaires à l'analyse de la fiabilité. Nous exposerons ensuite un descriptif des différents mécanismes de dégradation spécifiques au « Packaging » à haute température (liés à la diversité des contraintes environnementales : tel que le pré-conditionnement, le stockage thermique à haute température, les cycles et chocs thermiques, l'humidité ...). On identifiera à partir de ce descriptif et on étudiera le mécanisme de dégradation prépondérant, qui est la rupture des interconnexions or-aluminium. En outre, nous apporterons dans ce chapitre une étude détaillée sur la fiabilité des interconnexions Au-Al à haute température avec la prise en compte de l'effet des conditions environnementales sévères en traitant divers sujets tels que l'influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement thermique des interconnexions à haute température, l'impact de la dégradation de la résine sur la fiabilité des interconnexions et l'amélioration de la technologie d'assemblage. Dans la dernière partie de ce chapitre nous introduirons les nouvelles approches d'évaluation de la fiabilité.

Le second chapitre illustrera les moyens mis en œuvre pour l'étude de la fiabilité des composants électroniques : les moyens de tests expérimentaux et les moyens statistiques d'analyse de la fiabilité. En outre, nous apporterons dans ce chapitre une description fine d'une nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité, que nous avons développée, basée sur le suivi de l'évolution de la délamination.

L'évaluation de la fiabilité de l'assemblage dans l'environnement automobile haute température constitue une partie de la qualification des familles de boîtiers des microcontrôleurs AVR à 150°C. A partir d'études antérieures et de résultats d'essais de qualification produits automobile, nous avons constaté que la rupture des interconnexions est plus rapidement obtenue en stockage à haute température. Le mécanisme de dégradation prépondérant est ici lié aux trous Kirkendall qui sont une conséquence de la croissance de

l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al. Le principal facteur d'accélération lié à ce mécanisme de dégradation est la température. Sachant que les composants n'ont pas la même durée de vie en stockage à haute température, le troisième chapitre portera d'une part sur l'étude de l'influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en stockage à haute température et d'autre part sur l'identification des paramètres technologiques les plus significatifs et responsables de ce mécanisme de dégradation. Cette étude a permis d'évaluer la fiabilité de plusieurs familles de boîtiers (SOIC et TQFP). En outre nous démontrerons dans ce chapitre que les boîtiers de grande taille manifestent une moindre fiabilité de l'assemblage à haute température dans l'environnement automobile.

Le quatrième chapitre fera l'objet d'une étude approfondie dont l'objectif est d'étendre le domaine de qualification à haute température (150°C) pour les boîtiers de grande taille et de prolonger la période de sûreté de fonctionnement. On y évaluera l'amélioration prévue pour le processus d'assemblage, qui consiste en l'ajout d'impureté tel le palladium (Pd) ou le cuivre (Cu) au câblage filaire en or, en vérifiant que cette amélioration permet d'assurer une meilleure fiabilité des interconnexions Au-Al. On effectuera dans ce chapitre plusieurs études comparatives entre le fil or pur, le fil or avec 1% en poids de Pd et le fil or avec 1% en poids de Cu portant sur la fiabilité des interconnexions à haute température, sur l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al, sur l'influence de l'apport des impuretés (Pd, Cu) sur le mécanisme de formation des phases intermétalliques Au-Al et enfin sur le mécanisme de dégradation des interconnexions. Nous déduirons de ces diverses études quel est l'élément d'alliage parmi le Pd ou le Cu qui contribue le mieux à renforcer la fiabilité des interconnexions à haute température.

Le cinquième chapitre illustrera l'apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification et l'évaluation de la fiabilité des composants électroniques au niveau « Packaging » utilisant la nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité par le suivi de l'évolution de la délamination. Nous y proposerons une approche efficace de vieillissement accéléré, par la construction de divers profils d'essais, pour détecter de potentielles faiblesses des interconnexions Au-Al. Dans ce chapitre on s'intéressera aussi au développement d'un système d'assurance fiabilité pour les composants électroniques capable à partir de l'évaluation des risques potentiels dès les premières étapes de la conception et de l'observation des défaillances aux conditions limites de vieillissement ou d'utilisation et d'en déduire une prévision fiabilité du composant dans un environnement donné. Cette démarche impose des séquences de tests bien établis, détaillés sous forme de cas d'étude dans la première partie de ce chapitre, pour l'évaluation de la fiabilité durant les essais de vieillissement accélérés et pour l'analyse des défaillances. Dans la seconde et dernière partie de ce chapitre on traitera de l'évaluation de la fiabilité au niveau « Packaging » par l'apport de la combinaison des essais environnementaux : études de divers cas d'applications. Les résultats issus de cette étude ont permis de proposer deux ensembles d'essais séquentiels optimisés, destinés essentiellement à la qualification des composants au niveau « Packaging ». Ces essais seront évalués dans la dernière partie de ce chapitre.

Aux regards des résultats obtenus précédemment on s'est aperçu que les méthodes de test décrites par la norme de qualification automobile AEC-Q100 pour l'étude de la fiabilité des interconnexions Au-Al à haute température sont limitées. Notamment, l'étude classique de la tenue mécanique par les tests de tirage et de cisaillement après ouverture des boîtiers, ou encore la détection électrique du circuit ouvert. Ces méthodes d'analyses ne permettent ni de décrire dans le temps le suivi de la dégradation des interconnexions tout au long du vieillissement thermique avec précision, d'où le principe d'effectuer les mesures in-situ, ni de détecter la dégradation en un délai court, ce qui représente un gain en ressources sur les essais, ni de déterminer avec exactitude la durée de vie moyenne d'une interconnexion (entre celles du composant) et enfin de ne pas garder la fonctionnalité du produit.

Afin de répondre à ces besoins, nous avons réalisé un indicateur précoce de dégradation dont le principe consiste à mesurer la variation de la résistance de chacune des interconnexions au fur et à mesure du vieillissement en stockage à haute température.

Le dernier chapitre détaillera d'abord la méthodologie de mesure puis le principe de fonctionnement et la réalisation du banc de test de cet indicateur et présentera dans sa dernière partie les résultats obtenus grâce à cet indicateur.

1. Contexte et objectifs de l'étude

“La fiabilité est l'aptitude d'un produit à accomplir une fonction requise dans des conditions données et pendant une période donnée” référence Afnor (NF X 06-501).

L'analyse de la fiabilité d'un produit au cours de son cycle de développement se fait en trois grandes phases :

- Estimation prévisionnelle de la fiabilité : elle concerne “la phase de conception”.
- Estimation expérimentale de la fiabilité. Elle concerne :
 - 1) les phases de développement du produit (intégration/validation) correspondant, dans le cycle de maturation des produits, au confinement de la robustesse,
 - 2) la phase de qualification faisant référence à l'estimation de la fiabilité, une fois que le produit est mature,
 - 3) et la phase de production pour l'élimination des défauts de jeunesse (déverminage).
- Estimation opérationnelle de la fiabilité (vérification), elle concerne “la mise en service du produit”, c'est une estimation de la fiabilité réalisée à partir des données de retour d'expériences.

Les essais de fiabilité sont réalisés au cours du cycle de vie du produit, ils interviennent dans les études conceptuelles, les programmes de développement et les processus de fabrication.

Il existe de nos jours un certain nombre d'essais pour la construction de la fiabilité de plus en plus efficaces et très utilisés, retraçant le cycle de développement d'un produit, il s'agit des essais aggravés et des essais accélérés.

- Les essais aggravés sont des essais d'analyse de robustesse permettant d'obtenir les limites inhérentes aux technologies utilisées (1), de mettre en évidence des défaillances en dehors des spécifications (2), d'apporter des corrections au produit en phase de conception (2), d'obtenir un produit stabilisé et mature dès les premiers prototypes du produit dans des délais réduits (3) et de présenter en qualification un produit de robustesse améliorée (4).
- Les essais accélérés permettent principalement d'accélérer les mécanismes d'endommagement (1), de réduire la durée nécessaire pour estimer certaines caractéristiques comportementales du produit dans les conditions normales d'utilisation (accès rapide à la fiabilité opérationnelle du produit) (2), de mesurer l'influence des contraintes d'utilisation et d'environnement sur le produit pendant son cycle de vie (3) et de s'assurer des marges de conception (4).

Les essais de fiabilité sont destinés à vérifier ou compléter les données de fiabilité existantes ou à les élaborer lorsqu'elles ne sont pas disponibles et ceci en procédant à des tests sur un certain nombre d'entités.

La construction de la fiabilité d'un produit à travers les essais permet le suivi de son évolution dans les divers stades de son développement afin de le rendre plus mature. Cette procédure nécessite une collaboration entre l'ingénierie de l'environnement (conditions d'emploi/ou d'utilisation, modèles de dégradation, ...) et l'ingénierie de fiabilité (caractéristiques de Sûreté De Fonctionnement).

Contrairement aux essais classiques de la fiabilité, la méthodologie des essais de robustesse (aggravés et accélérés) constitue à ce jour un outil indispensable pour les industriels qui souhaitent améliorer leur produits; elle permet de rendre accessible la construction d'un produit robuste ainsi que de réduire le temps de développement entre le début du projet et la qualification finale.

Les essais accélérés sont en particulier importants dans le processus du développement du produit à longue durée de vie; en effet ils permettent d'une part de s'assurer de la conformité du produit aux exigences de qualité et d'autre part de réduire sa durée de vie afin d'estimer sa fiabilité dans des conditions normales d'utilisation à partir des conditions accélérées. Contrairement aux essais aggravés, les niveaux de contraintes appliquées dans les essais accélérés doivent rester inférieurs aux valeurs limites technologiques. Les essais accélérés interviennent dans les deux phases de qualification et de production du projet de développement du produit.

L'évaluation de la fiabilité des composants, circuits intégrés ou micro-assemblages, est clairement identifiée comme un des facteurs majeurs du développement de la microélectronique. Toutefois l'évolution de la complexité des produits et des procédés de fabrication nécessitent un renouvellement complet des méthodes de construction et de démonstration de la fiabilité. Les bases de la haute fiabilité se situent au niveau de la conception, des choix technologiques, de la maîtrise des procédés et de la modélisation

physique des mécanismes de défaillances; un des objectifs est de garantir des distributions de défaillances aussi resserrées que possible en fin de durée de vie.

Ceci implique la nécessité d'apporter de nouvelles approches pour l'évaluation de la fiabilité et ce dans un seul objectif : le développement d'un nouveau système d'assurance fiabilité.

Le marché de l'automobile est très exigeant pour la fiabilité des composants électroniques en boîtiers plastiques, dits PEMs (Plastic Encapsulated Microcircuits). A cette contrainte s'ajoutent l'augmentation des exigences de performance, des conditions environnementales de plus en plus sévères et la réduction de la durée de cycle de production de masse. Tous ces facteurs ont complexifié l'obtention de la fiabilité et impactent souvent les délais de développement.

L'électronique automobile est un axe majeur de développement pour les microcontrôleurs conçus par l'unité ATMEL de Nantes. A ce titre elle s'est fortement impliquée dans un projet européen MEDEA+A407 « *Failure Driven Qualification* » qui visait à adapter la stratégie de qualification de l'électronique automobile aux exigences et à la complexité des technologies composants les plus avancées. Les impératifs de sûreté de fonctionnement d'une électronique qui tend à s'intégrer à chaque organe des nouveaux véhicules, imposent de revoir les méthodologies de test, les facteurs d'environnement et de mieux anticiper les risques relatifs aux solutions innovantes. Ainsi la mise en place et le développement d'un nouveau système d'assurance fiabilité pour les PEMs s'imposent. Ce système doit prendre en compte au plus tôt dans les phases de conception l'évaluation des mécanismes de défaillance potentiels pour les systèmes actuellement en production et en considérant les limitations technologiques des systèmes en cours de développement.

L'objet de cette thèse est la mise au point de nouvelles techniques de diagnostic fiabilité et de qualification pour les composants électroniques dédiés à l'environnement automobile haute température. Cette thèse est principalement axée sur l'étude de la fiabilité au niveau « Packaging ».

L'innovation est une condition essentielle du développement de l'industrie du semi conducteur. Elle se caractérise par l'augmentation de la densité d'intégration et par la recherche de meilleurs rendements. L'évolution actuelle de la microélectronique l'amène à relever le défi de l'augmentation du nombre de fonctions associée à une constante diminution du volume utile de l'assemblage final. Parallèlement à l'évolution des circuits intégrés, cette forte complexification se retrouve aussi au niveau des boîtiers et des assemblages : nombre accru d'entrées/sorties, meilleures performances électriques, miniaturisation et densification de plus en plus poussées. L'ensemble des technologies évolue très rapidement vers les dimensions nanométriques et une complexité accrue, ce qui rend leur susceptibilité aux contraintes technologiques et environnementales d'autant plus délicate à gérer en termes de robustesse et de fiabilité. Parallèlement à la miniaturisation des composants, l'intégration au niveau du système augmente régulièrement, offrant à l'utilisateur des fonctions sans cesse renouvelées. Cette tendance s'accompagne pour le fiabiliste de la nécessité d'une réduction du risque de défaillance pour chaque composant élémentaire de telle façon que la solidité perçue ne se dégrade pas. La répartition statistique des modes de défaillance a montré selon les familles de produit, jusqu'à 50% des défauts sont liées aux dégradations induites par l'encapsulation et d'assemblage (notamment pour les interconnexions Au-Al).

Par ailleurs l'utilisation de dispositifs électroniques nécessite d'adapter les choix technologiques aux contraintes environnementales des différents domaines d'applications (haute température, cycles/chocs thermiques, humidité (sous pression), vibration...), afin de respecter les prescriptions en terme de fiabilité et de durée de vie. Or, la haute température et les cycles/ chocs thermiques sont les principaux facteurs réduisant la durée de vie de ces dispositifs électroniques jusqu'à mener à la perte de leur fonctionnalité.

Toutes ces considérations ont conduit le secteur de l'automobile à s'orienter vers la création de nouvelles approches pour l'évaluation de la fiabilité au niveau assemblage pour la haute température et ce dans l'objectif de développer un nouveau système d'assurance fiabilité pour les PEMs.

Ce travail propose une méthodologie d'évaluation de la fiabilité déduite de l'observation des défaillances aux conditions limites et de l'étude des risques durant la conception, en complément de l'approche classique basée sur la vérification de la non défaillance sous diverses contraintes environnementales. Les essais accélérés ont formé ici une base incontournable de la démarche de la démonstration de la fiabilité.

Ce travail répond à plusieurs objectifs :

- A l'identification et à la caractérisation des mécanismes de dégradation de composants critiques en termes d'encapsulation en gamme automobile haute température (150°C),

- A la mise au point de nouvelles techniques de diagnostic fiabilité et à la proposition d'une stratégie de qualification prenant en compte les risques de défaillance et anticipant les exigences de sûreté de fonctionnement de l'électronique automobile de demain,
- A la définition et au développement d'une méthodologie d'évaluation de la fiabilité au niveau « Packaging », déduite de l'analyse des risques potentiels dès les premières étapes de conception et de l'observation des défaillances aux conditions limites de vieillissement ou d'utilisation.
- A la mise en œuvre de solutions fiables d'assemblage pour la qualification automobile 150°C (AEC-Q100 grade 0) et à l'évolution du système d'assurance fiabilité au niveau « Packaging ».

Il est important de souligner que pour construire un système d'assurance fiabilité, il faut que le fondement d'une approche "active" de la fiabilité passe par l'analyse approfondie et la modélisation des mécanismes de dégradation des composants soumis en fonctionnement à des contraintes internes (technologies), et/ou externes (environnementales). Plusieurs étapes sont à considérer selon le degré de maturité des technologies, chacune doit être construite pour parvenir à ce qu'on appelle la fiabilité opérationnelle c'est-à-dire suivant des conditions spécifiées de production industrielle (variabilité des paramètres technologiques) et d'utilisation (variabilité des profils de mission). Cela doit se faire dans une démarche de croissance de la fiabilité du produit au cours de son développement jusqu'à sa production pour atteindre un niveau de fiabilité opérationnelle compatible avec les critères de mise en service des produits visés. La fiabilité opérationnelle correspond au niveau de fiabilité maximum, lorsque la technologie de fabrication a été optimisée et stabilisée.

Les principales marches à franchir pour construire un système d'assurance fiabilité peuvent être résumées de la façon suivante :

- L'analyse comportementale sous contraintes accélérées, comportant l'identification et la localisation des zones critiques et les contraintes physiques, chimiques ou électriques actives, la modélisation de l'interaction contrainte- composant. Cette phase s'étend aux choix technologiques, à l'évaluation des risques et des limites fonctionnelles.
- La modélisation des dégradations avec la détermination des lois d'évolution d'indicateurs de dégradation précoces et l'analyse des mécanismes de défaillance. Cette phase fait partie du développement des nouvelles technologies et génère une rétroaction importante sur la conception et la durée des tests de vieillissement accélérés.
- Enfin l'évaluation et la prédiction des taux de défaillance et des durées de vie, étape qui suppose un certain degré de maturité des technologies.

2. Introduction/Définitions

2.1. Fiabilité [1,2]

- La fiabilité est un terme qui désigne la science des défaillances.
- La définition **qualitative** retenue par l'Afnor est la suivante :
 « Probabilité qu'une entité accomplisse une fonction requise, dans des conditions données pendant une durée déterminée »
 On admet l'entité en état d'accomplir cette fonction au début de l'intervalle de temps et que ce dernier constitue la variable fondamentale.
 La définition ne précise ni l'effet de l'âge de l'entité, ni le fait que cette probabilité de survie (ou de non-défaillance) notée $R(t)$ dans la suite, soit une fonction décroissante du temps.
- Si l'on considère la mesure de la fiabilité de point de vue **expérimental** :
 Le rapport $N(t)/N_0$ est l'estimation de la fiabilité d'une population de N_0 entités mises en fonctionnement, lorsqu'il en reste encore $N(t)$ opérationnelles au temps t .
- On distingue dans le cycle de vie d'une entité, selon l'état de développement considéré, trois types de fiabilité :
 - *Fiabilité prévisionnelle : phase de conception*
 - *Fiabilité expérimentale (intrinsèque ou estimée) : phases de développement / qualification / production*
 - *Fiabilité opérationnelle : phase d'exploitation*

Pour en savoir plus sur les notions de fiabilité prévisionnelle, expérimentale et opérationnelle se référer à [1].

2.2. Probabilités, relations et caractéristiques liées à la défaillance [1,2]

La défaillance, définissant la perte de fonctionnalité d'un système, est la conséquence d'un mécanisme de défaillance, activé à partir d'un seuil critique d'origine mécanique, chimique ou électrique.

- *Fonction de fiabilité* : $R(t) = P\{T < t\}$ (probabilité de fonctionnement à la date t); avec T : instant de défaillance.
 La fonction $R(t)$ est une fonction qui associe, à chaque instant t , le pourcentage de composants fonctionnels sur le lot testé.
- *Fonction de défaillance* : $F(t) = P\{T > t\}$ (probabilité de panne avant la date t).
 C'est la fonction « défiabilité », dont le chiffrage, plus « parlant » que celui de la fiabilité $R(t)$, est relatif au temps jusqu'à défaillance d'une entité non réparée. La fonction $F(t)$ est une fonction qui associe le pourcentage de composants défectueux au temps d'exposition à la contrainte, tel que :

$$F(t) = 1 - R(t) \quad (1)$$

Les deux fonctions $R(t)$ et $F(t)$ sont, de par leur expression, complémentaires : $F(t) + R(t) = 1$.

- *Densité de probabilité de défaillance* : $f(t)$
 C'est la dérivée par rapport au temps de la probabilité de défaillance; elle exprime la probabilité de voir une entité cesser de fonctionner entre t et $t + dt$; c'est donc un taux absolu, on a :

$$f(t) = dF(t)/dt \quad (2)$$

- *Taux instantané de défaillance, ou force de mortalité* : $\lambda(t)$
 Limite, entre t et $t + dt$, du quotient de la densité de probabilité de défaillance par la probabilité de non défaillance avant t .

$$\lambda(t) = dF(t)/R(t).dt = - dR(t)/R(t).dt \quad (3)$$

Le taux de défaillance est exprimé en (sec^{-1} ou h^{-1}).

Le taux de défaillance $\lambda(t)$ se rapporte à la première et unique défaillance pour les composants et entités non réparables, ou à chaque intervalle entre défaillances pour les systèmes réparés. Il s'agit d'un taux relatif, puisque normé par la probabilité de survie, exprimé souvent en FIT (Failure In Time), avec $1 \text{ FIT} \equiv 10^{-9} \text{ h}^{-1}$.

- *Moyenne des temps jusqu'à défaillance MTTF (Mean Time To Failure)*
 MTTF représente la durée de vie moyenne de bon fonctionnement, elle est fréquemment utilisée tout comme le taux de défaillance.

Par définition : $MTTF = \int_0^{\infty} t \cdot f(t) \cdot dt = \int_0^{\infty} R(t) \cdot dt$

- *Moyenne des temps entre défaillances MTBF (Mean Time Between Failure)*
 MTBF représente la moyenne des temps entre défaillances (consécutives, dans le cas d'une entité réparée) et non pas la médiane des temps de bon fonctionnement, qu'on notera de préférence M_e
 M_e représente la durée pour laquelle la moitié des composants est tombée en panne :
 $M_e \equiv t_{50\%}$ (4) et $R(M_e) = F(M_e) = 0,5$ (5)

2.3. Evolution du taux de défaillance des composants en fonction du temps

Le taux de défaillance est souvent employé pour représenter la fiabilité des semi-conducteurs. Ce dernier suit l'allure de la courbe de la Figure I.1, dite courbe en baignoire en raison de sa forme. Cette courbe met en évidence que pour la plupart des systèmes, circuits ou composants électroniques étudiés leur durée de vie peut être répartie sur 3 périodes (trois phases successives dans l'évolution du taux de défaillance) :

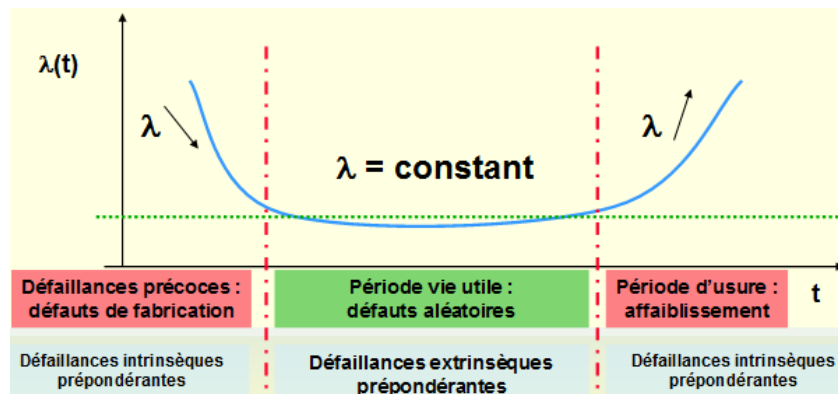


Figure I.1 : Evolution du λ en fonction du temps pour un niveau de contrainte donnée [1].

- *Période des défaillances précoces [1,3] :*

Initialement, le taux de défaillance naturel décroît régulièrement, mais de moins en moins vite, avec le temps (voir Figure I.1). Cette période correspond à l'élimination progressive des éléments présentant des défauts de conception, de fabrication ou de ceux insuffisamment contrôlés.

Ces défaillances surviennent au début de l'utilisation du composant, lorsque qu'une température ou une tension lui est appliquée. On parle alors de mortalité infantile ou de défaillances précoces. Elles sont essentiellement dues aux défauts générés, et qui ne peuvent être écartés, durant la phase de production et ce pour un procédé de fabrication donné.

- *Période des défaillances à λ constant, appelée «vie utile» de l'entité [1,3] :*

La stabilité du taux de défaillance constaté dans cette période (voir Figure I.1) résulte des multiples mécanismes de dégradation interne et externe propres à cette période, ainsi que des tolérances des lots de production des composants. Ce λ quasi-constant accentue l'effet du hasard sur l'apparition de la défaillance et simplifie par ailleurs grandement les calculs de fiabilité.

L'existence de nombreux mécanismes à vitesse d'évolution très dispersées et le mélange de nombreux lots de production accentuent l'aspect aléatoire de l'apparition des défaillances.

Les défaillances qui surviennent sporadiquement durant cette phase de vie utile sont principalement la conséquence d'une mauvaise utilisation ou d'incidents (décharge électrostatique ESD, humidité, variation de température ...).

- *Période des défaillances systématiques, dites «d'usure» [1,3] :*

Ici le taux de défaillance, λ , ne fait que croître avec le temps d'utilisation (voir Figure I.1). C'est le cas du vieillissement du produit, correspondant à la zone utile pour la détermination de la durée de vie des

produits. L'apparition de cette phase dépend directement des contraintes appliquées au composant et donc de son profil de mission. Le début de cette phase est très difficilement quantifiable.

2.4. Définition du Mode et du mécanisme de défaillance

Le mode de défaillance est l'effet en vertu duquel le défaut est observé (Perturbation de la fonction) : court circuit (diodes, transistors, condensateurs ...), circuit ouvert (condensateurs, résistances ...), dégradation de performance (dérives ...), perte de fonctionnalité partielle (circuits numériques complexes)...

Le mécanisme de défaillance constitue le processus qui conduit au défaut (mécanisme de dégradation) : des processus physiques ou chimiques comme la corrosion, l'électromigration, fissuration d'une connexion, rupture du diélectrique ...

3. Estimation et analyse de la fiabilité [1,2]

La distribution de la probabilité de défaillance $F(t)$, exprimée à travers la loi exponentielle de Weibull, permet d'estimer le taux de défaillance. Cette formulation semble être avec la loi de décroissance exponentielle, la loi normale et la loi log-normale, l'une des mieux adaptée à l'interprétation des modes observés dans le cas d'études de fiabilité sur un grand nombre de composants.

- *Distribution de Weibull*

La loi de Weibull, propre à la fiabilité, est une loi tri-paramétrique permettant de rendre compte de l'une ou l'autre des trois périodes de la courbe en « baignoire ». On note :

- γ le paramètre de centrage de l'origine du temps ;
- β un paramètre > 0 de forme ;
- α un paramètre d'échelle, homogène à un temps.
- C'est la valeur de β qui fixe la période du « taux de défaillance » couverte par la loi :
 - si $\beta < 1$, le taux instantané est décroissant, les défaillances sont précoces, on parle alors de mortalité infantile ;
 - si $\beta = 1$, le taux est constant, la loi se ramène à la loi exponentielle. C'est la période de vie utile ;
 - si $\beta > 1$, le taux est croissant, on est en période d'usure.

- *Caractéristiques générales :*

- *Densité de probabilité :* $f(t) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{t-\gamma}{\alpha} \right)^{\beta-1} \exp \left[- \left(\frac{t-\gamma}{\alpha} \right)^\beta \right]$ pour $t \geq \gamma$
 $f(t)=0$ pour $t < \gamma$

- *Moyenne :* notée $\rightarrow \mu = MTTF = \gamma + \alpha \cdot \Gamma \left(1 + \frac{1}{\beta} \right) = t(63.2\%) \approx \alpha$

- *Ecart type :* noté $\rightarrow \sigma = \alpha^2 \left[\Gamma \left(1 + \frac{2}{\beta} \right) - \Gamma^2 \left(1 + \frac{1}{\beta} \right) \right]$

$\Gamma(x)$ est la fonction eulérienne de 2^{ème} espèce.

- *Fonction de défaillance :* $F(t) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{t-\gamma}{\alpha} \right)^\beta \right]$ pour $t \geq \gamma$, $F(t)=0$ pour $t < \gamma$

- *Fonction de fiabilité :* $R(t) = \exp \left[- \left(\frac{t-\gamma}{\alpha} \right)^\beta \right]$ pour $t \geq \gamma$, $R(t)=1$ pour $t < \gamma$

- *Taux de défaillance :* $\lambda(t) = \frac{\beta}{\alpha} \left(\frac{t-\gamma}{\alpha} \right)^{\beta-1}$ pour $t \geq \gamma$, $\lambda(t)=1$ pour $t < \gamma$

- *Médiane des temps de bon fonctionnement (M_e) :* $M_e = t(50\%) = \alpha (\ln 2)^{1/\beta}$

Dans la plupart des cas d'études, on se retrouve avec ($\gamma=0$). Suite à cela l'analyse de la fiabilité sera portée sur une distribution de Weibull à deux paramètres.

- *Pour en savoir plus sur l'analyse de la fiabilité avec la loi de Weibull et particulièrement sur les points suivants se référer à l'annexe.1 :*
 - Analyse de la fiabilité intrinsèque d'une famille de composants par la loi de Weibull : Impact de la maturité technologique
 - Analyse graphique à échelle fonctionnelle
 - Autres méthodes d'extraction des paramètres de la loi de Weibull (α, β) pour une meilleure analyse de la fiabilité : étude de cas particuliers

4. Les différents mécanismes de défaillance au niveau « Packaging »

4.1. Les différents mécanismes de dégradation au niveau « Packaging » à haute température (liés à la diversité des contraintes environnementales : Pré-conditionnement (PR), chocs thermiques (TS), cycles thermiques (TC), stockage à haute température (HTS) et humidité sous pression (HAST))

4.1.1. Les divers mécanismes de défaillances au voisinage et à l'interface Puce/adhésif [4]

L'endommagement s'initiant dans cette zone, prend à la suite divers chemins préférentiels :

- Délamination de l'interface Puce/adhésif
- La fissuration peut s'initier et se propager à travers la puce ou l'adhésif
- Délamination de l'interface adhésif/Die-paddle

Tous les mécanismes de défaillance relatés sont reliés au vieillissement de l'adhésif, l'effet bilame créée par le différentiel de dilatation thermique (ΔCTE) entre la puce (3ppm/°C) et le die-paddle (7ppm/°C), d'où un $\Delta CTE=4ppm/°C$, mène à voir un effet de concentration des contraintes (traction) due à l'origine à des défauts locaux (des entailles) au niveau de l'adhésif, particulièrement dans les coins de la puce en face arrière, il s'en suit une initiation puis propagation de la fissuration soit à travers la puce soit à travers l'adhésif. La propagation de la fissuration peut être accentuée par la délamination de l'interface concernée (Puce/adhésif ou adhésif/Die-paddle).

Les défaillances liées à l'adhésif, telles que les délaminations, sont principalement dues au manque d'adhérence entre les surfaces concernées (Puce/adhésif ou adhésif/die-paddle).

Les fissurations ou délaminations (diverses) peuvent être initiées et se propager (ou s'accroître) sous l'effet des contraintes thermomécaniques qui leurs sont appliquées, soit par cycles soit par chocs thermiques.

Ces modes de défaillances se font de nos jours de plus en plus rares, puisque diverses solutions ont été apportées : d'une part en minimisant les contraintes locales appliquées au niveau de l'adhésif en réduisant le ΔCTE entre la puce et le die-paddle, d'où un effet bilame moins important et d'autre part par l'utilisation de colle molle comme adhésif permettent ainsi l'absorption des contraintes vues par la puce à sa surface arrière. Ainsi les contraintes de cisaillement appliquées soit par des cycles soit par des chocs thermiques, mèneraient à voir une déformation de la colle et à une relaxation des contraintes entre la puce et le die-paddle. Pour ce faire ces colles doivent avoir une température de transition vitreuse (T_g) la plus basse possible pour atteindre le plus rapidement possible le domaine plastique (le domaine d'utilisation).

4.1.2. Fissuration de la passivation et déplacement des lignes de métal [4]

Les fissurations au niveau de la passivation se produisent après la phase d'enrobage. En effectuant des cycles thermiques à la suite, on fait croître les aires de surface des fissurations de la passivation. L'endommagement est quantifié par la mesure du nombre de fissuration par unité de surface. Le déplacement des lignes de métal apparaît après quelques cycles thermiques. Les fissurations de la passivation permettent à l'humidité de pénétrer plus facilement, il s'en suit la corrosion des lignes de métal. La phase de report du composant sur le PCB (*Printed Circuit Board*) conduit dans la plupart des cas, à l'apparition de la délamination à l'interface résine/puce, qui s'initie principalement dans les coins de la puce, provoquant dans des conditions bien spécifiques de vieillissement, des initiations de fissuration dans la passivation. Lorsque des cycles thermiques sont effectués après la phase de report, la délamination continue à se propager, au fur et à mesure que le nombre des cycles thermiques augmente, vers le centre de la puce. La pression exercée (contraintes) par la délamination à la surface de la puce combinée aux contraintes de cisaillement induites par les cycles thermiques, mènent à ce que les fissurations initiales de la passivation continuent à se propager (impliquant ainsi un élargissement de la zone de défaillance) et à accentuer le déplacement des lignes de métal.

Des solutions ont été aussi apportées à ce niveau du point de vue de la conception et de point de vue matériau pour la passivation :

- changement des règles de dessin en ce qui concerne les lignes de métal dans les coins de la puce
- utilisation de couches de passivations épaisses et rigides ou utilisation de couche de passivation molle permettant l'absorption des contraintes dans le domaine plastique (tel que le polyimide)

4.1.3. Fissuration de la résine [4]

4.1.3.1. A partir de l'interface résine/die-paddle

Les fissurations au niveau de la résine s'initient généralement en périphérie de l'interface résine/die-paddle à partir des coins/ou côtés bas du die-paddle, mais le plus souvent à partir des coins (les contraintes y sont maximales). Les fissurations peuvent se propager selon deux chemins :

Mode(1): Soit jusqu'à la face arrière du boîtier, typiquement observées dans les boîtiers PLCC, PQFP ou TQFP (voir Figure I.2.a).

Mode(2): Soit jusqu'au lead-frame, on parle alors de fissurations latérales typiquement observées dans les boîtiers SOIC/SOJ (voir Figure I.2.b).

- Analyse du mécanisme de défaillance selon le mode(1) :

Ces fissurations sont généralement dues à l'effet « Popcorn ».

La concentration des contraintes thermomécaniques dans les coins bas du die-paddle est principalement due à un effet bilame important, créée par le différentiel de dilatation thermique (ΔCTE) entre la résine ($\geq 38\text{ppm}/^\circ\text{C}$ (Sumitmo G700L)) et le die-paddle ($7\text{ppm}/^\circ\text{C}$), d'où un $\Delta CTE \geq 31\text{ppm}/^\circ\text{C}$, et par la fragilité de la surface d'adhésion. La propagation de ces fissurations peut être soit lente (ou graduelle) suite à des cycles thermiques soit rapide suite à des chocs thermiques.

➤ Dans le cadre des cycles thermiques, la propagation graduelle de la fissuration est principalement due à la fatigue du matériau de l'encapsulant durant le vieillissement {évolution des caractéristiques thermomécaniques (CTE, Tg et module d'Young (E)), effet de polymérisation,...}.

Le facteur le plus significatif sur le taux de propagation de la fissuration est la température basse (palier froid) du cycle thermique. Ainsi le taux de propagation de la fissuration dépend principalement de l'intensité des contraintes thermomécaniques les plus élevées (situées dans les coins bas du die-paddle) à basse température au niveau de la résine. Ainsi plus la température à froid du cycle thermique est basse, plus les contraintes thermomécaniques sont importantes et plus le taux de propagation de fissuration sera élevé.

Il fut aussi constaté lors d'une étude comparative entre deux types résines {mêmes propriétés mécaniques (E), l'une ayant un CTE faible et l'autre un CTE élevé} portant sur l'influence qu'elles peuvent avoir sur l'initiation et la propagation des fissurations, que plus le CTE de la résine est faible, et plus la durée de vie est meilleure (la durée de vie peut être décuplée). Pour le faible CTE les fissurations sont apparues durant les premiers cycles thermiques, ce qui n'est pas le cas du CTE élevée, puisqu'elles étaient présentes dès la phase d'enrobage avec un taux de propagation plus élevé.

➤ La dégradation de la résine est plus prononcée dans le cadre des chocs thermiques, la propagation de la fissuration s'effectue plus rapidement (par rapport aux cycles thermiques) en atteignant cette fois-ci la surface arrière du composant. Ce mécanisme de défaillance se produit principalement pendant la phase de report du composant sur le PCB (ou la simulation de soudage) au moment de la refusion. Ce mécanisme de défaillance est similaire à l'effet « Popcorn ».

Ce phénomène peut aussi se produire pendant les phases de réparation lors du remplacement du composant défectueux.

L'effet « Popcorn » ne peut se produire que si l'adhésion entre la résine et le die-paddle est fragile.

Cet effet nécessite la présence simultanée de l'humidité et d'une température élevée et se décompose en trois phases (voir Figure I.2.c) :

- La résine absorbe l'humidité de l'air ambiant avec éventuellement une accumulation à l'interface délaminée (résine/die-paddle).
- Le profil de refusion impose une élévation rapide de la température. La résistance à la rupture du matériau d'enrobage décroît avec l'augmentation de la température qui dépasse le Tg.
- Si l'humidité contenue dans le boîtier ne peut s'extraire par diffusion, elle passe à l'état de vapeur et la pression augmente, dépassant la limite de résistance de l'enrobage. En fonction du niveau de pression atteint, les dommages vont de la délamination de l'interface jusqu'à la fissuration.

Lors d'une procédure de qualification composant, la phase de report du composant sur le PCB est décrite par la phase de simulation de soudage du pré-conditionnement (Pr)¹, dit « Preconditionning ».

¹ Note : Le Pr est décrit en général, selon la norme de qualification automobile AEC-Q100, par une phase de séchage (24h à 125°C), une phase d'absorption d'humidité (192h 30°C/60%RH) et en dernier lieu par une simulation de soudage à

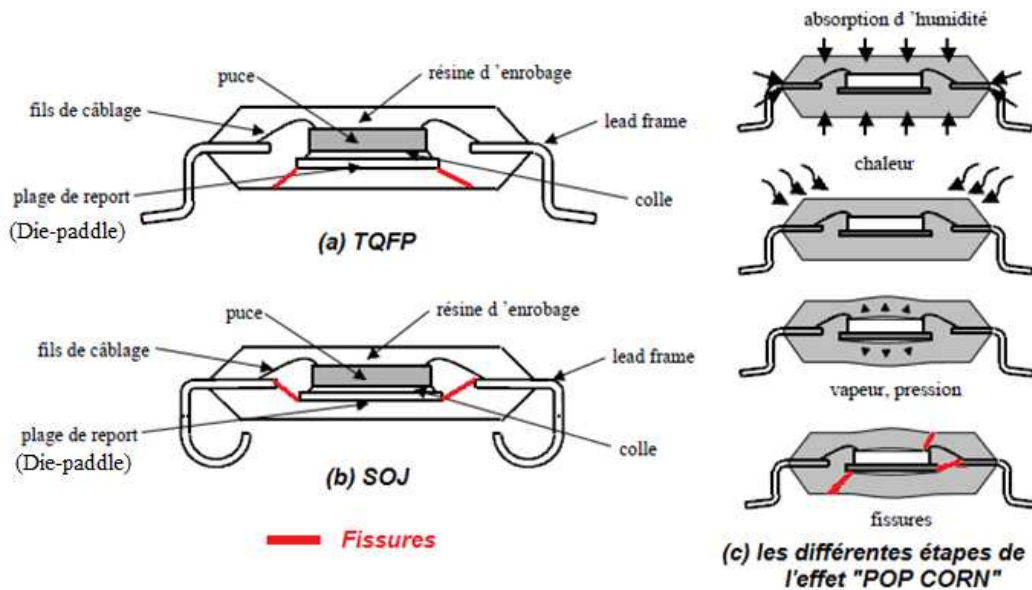


Figure I.2 : Fissuration de la résine initiée à partir de l'interface résine/die-paddle, exemples sur le (a) TQFP et le (b) SOJ. (c) Les différentes étapes de l'effet « Pop Corn » [4,5].

- Analyse du mécanisme de défaillance selon le mode(2) :

Les fissurations latérales sont probablement engendrées par le gonflement de la résine entre les régions de concentrations de contraintes, à savoir les coins du die-paddle et les coins du lead-frame. Sous l'effet de cycles ou de chocs thermiques, avec des excursions allant au dessus du T_g , les fissurations peuvent se propager sur tout le long de l'interface résine/lead-frame (côté haut), pouvant entraîner des dégradations au niveau des fils de câblage. La propagation de ces fissurations peut être soit lente (ou graduelle) suite à des cycles thermiques soit rapide suite à des chocs thermiques.

Il est à noter que la délamination de l'interface résine/lead-frame peut être totale. Les phénomènes provoqués par la délamination de cette interface seront discutés ultérieurement.

4.1.3.2. A partir de l'interface résine/puce

Le mécanisme de dégradation est similaire à celui observé à l'interface résine/die-paddle (voir le mode (1)). Ainsi on peut lui associer la même analyse que celle effectuée précédemment, à une seule exception que les dommages générés ici par l'effet « Popcorn » entraînent des dégradations au niveau de la puce et des fils de câblage.

Les phénomènes provoqués par la délamination de cette interface seront aussi discutés ultérieurement. Ce mécanisme de défaillance existe sur tout type de boîtier.

4.1.3.3. Les facteurs prédominants

Parmi les facteurs prédominant sur la dégradation de la résine (les fissurations) on peut citer : la quantité d'humidité absorbée, les dimensions de la puce et du die-paddle, l'épaisseur de la résine soit en dessous du die-paddle soit en dessus de la puce ainsi que les propriétés thermomécaniques de la résine (T_g , CTE, E). Afin de minimiser ce type de dégradation, il est conseillé d'utiliser des résines avec des caractéristiques thermomécaniques les plus favorables : T_g élevée, CTE² et E faibles.

Il est aussi possible de se préserver de l'effet « Popcorn » en effectuant un passage au four avant la phase de report sur PCB, pour les composants ayant subi un stockage à long terme à l'ambiante.

De nos jours ce mécanisme de dégradation se produit très rarement dans les lignes d'assemblage.

260°C (effectuée à trois reprises). Il est à noter que le niveau de sensibilité à l'humidité et le profil de soudage peuvent varier d'un composant à un autre, cela dépend principalement de leur technologie, de leur taille et de la nature des matériaux qui les constituent.

La simulation de soudage est assimilée à un choc thermique.

² CTE² : Coefficient de dilation thermique situé au dessus du T_g

4.1.4. Dégradation de l'adhérence interfaciale et délamination des interfaces

Voici une sélection des interfaces qui peuvent être délaminées à l'intérieur d'un boîtier (voir exemple Figure I.3) : Puce/adhésif, Adhésif/die-paddle, Die-paddle/résine et Résine/lead-frame...

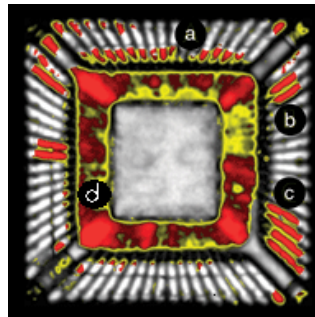


Figure I.3 : Boîtier TQFP (a, b et c) délamination à l'interface résine/lead-frame, (d) délamination à l'interface résine/die-paddle.

La délamination d'une interface se produit par la perte de l'adhérence entre les deux matériaux. Toutes ces interfaces concernent au moins un polymère. Elles sont sous contraintes, dues principalement à l'effet bilame créé par le différentiel de dilatation thermique (ΔCTE) entre les matériaux concernés constituant chacune des interfaces. L'excursion en température peut provoquer la délamination d'une interface par dépassement du seuil de contraintes admissible par la qualité de l'adhérence. Dans le cas où ce seuil n'est pas atteint, les cycles ou chocs thermiques peuvent aboutir à la ruine de cette liaison par accumulation de fatigue si les limites d'élasticités sont dépassées [4,5].

Avec l'augmentation de la teneur en humidité, la force d'adhérence³ entre deux matériaux décroît, tandis que le pourcentage de la délamination de l'interface considérée peut soit croître soit rester stable, cela signifie que le niveau de dégradation varie d'une résine à une autre. La Figure I.4 montre un exemple portant sur l'environnement observé à l'interface résine/lead-frame avec deux types de résine [4].

On constate à partir de cette figure, que plus la force d'adhérence est élevée et plus on a de la chance de ne pas voir le pourcentage de la délamination augmenter (ou évoluer) en fonction de la teneur de l'humidité. Les fissurations observées au niveau de la résine ne peuvent se produire pendant la phase de report composant sur le PCB, que lorsque les contraintes générées par la pression de vapeur à 260°C excèdent la limite d'élasticité et la contrainte à la rupture (force d'adhérence) de la résine [4].

Comme vu précédemment, les délaminations peuvent prendre naissance dans les coins de la puce (bas et hauts), du die-paddle et dans ceux du lead frame, là où il y a des points de concentration de contraintes. La délamination de ces interfaces peut, en fonction de sa localisation, provoquer les phénomènes suivants [4,5] :

- ✓ Augmentation de la résistance thermique du boîtier (Interfaces résine/puce et puce/adhésif) qui peut entraîner l'élévation des températures de jonctions au-delà de leurs spécifications.
- ✓ La pénétration de l'humidité et de la contamination provenant de l'extérieur à travers l'interface résine/lead-frame favorisant d'une part l'effet « Popcorn » et d'autre part la corrosion électrolytique de l'aluminium constituant la métallisation du plot de report (*Pad*) ainsi que les différentes phases intermétalliques constituant l'interconnexion Or-Aluminium (Au-Al). Ceci impacte sur le long terme la fiabilité du composant [4,5].

Le taux de corrosion est fonction de la tension de polarisation, de la présence de l'humidité, de la température et de la conductivité de l'électrolyte pénétrant. Tous ces facteurs mènent à une accélération du mécanisme de dégradation propre des interconnexions Au-Al (cette partie sera traitée ultérieurement), menant un affaiblissement de leur comportement thermique ou thermomécanique au cours du vieillissement (diminution de la robustesse) [5].

Les contaminants ioniques les plus répandus et les plus puissants sont le chlore Cl et le brome Br. Ces éléments halogènes sont présents dans le système ignifuge (*flame retardant system*) de certaines résines tel que la résine OCN (O-Cresol Novolac resin) et la résine BP (Bi-Phenyl epoxy resin) [6,7].

³ Force d'adhérence : exprimée en (gm/cm).

En l'absence de contaminant réactif, l'humidité à elle seule ne peut causer de corrosion. Dans le but d'une amélioration de la fiabilité et de respectabilité de la directive « RoHS », ces résines ont été remplacées par des résines multi-aromatique "MAR resin" dites aussi résines « green », qui ne contiennent aucun système ignifuge. Ce sont les résines les plus couramment utilisées [7].

Les méthodes de test révélant ces mécanismes de dégradation sont : THB (Temperature-Humidity Bias), HAST (High Accelerated stress Test) et Autoclave.

La probabilité pour que ces mécanismes se produisent de nos jours est minime vue les améliorations apportées dans les catégories suivantes : Contrôle de l'humidité, design du boîtier (par exemple, le ratio entre le die-paddle et la résine d'enrobage), amélioration de l'adhérence, modification des procédés et amélioration de la résistance des matières plastiques à la haute température [4].

- ✓ Création de sites d'accumulation d'eau (au niveau de toutes les interfaces) entraînant les mêmes conséquences [4,5].
- ✓ Modification des champs de contraintes et de déformations autour de la puce et dans l'enrobage (interface résine/puce) ce qui crée des points de concentration de contraintes ou augmente ceux qui existent déjà (coins de la puce et de la plage de report). Si l'intensité des contraintes dépasse la limite des matériaux, il peut y avoir fissuration de la puce ou du boîtier. La combinaison entre les contraintes de pression (dues à la présence de l'humidité et à l'effet d'évaporation) et les contraintes de cisaillement exercées dans les coins de la puce peuvent aussi affecter l'intégrité des interconnexions Au-Al. Ce phénomène est fonction de l'excursion thermique du profil de soudage, du contenu d'humidité absorbé par le boîtier, des dimensions du boîtier et de la qualité de l'adhérence de la résine [4,5]. Cette combinaison peut conduire à une rupture de l'interconnexion Au-Al :
 - Soit à travers l'intermétallique
 - Soit en provoquant un arrachement d'une partie du plot de report, qui peut être décrit : Soit par un arrachement des couches intermédiaires entre le métal et le silicium, plus précisément de la première couche d'oxyde jusqu'au silicium soit par la présence d'un cratère dans le silicium

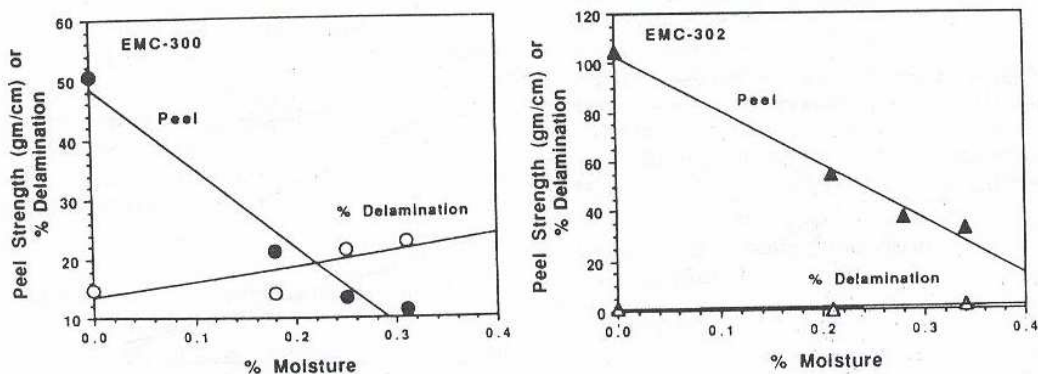


Figure 1.4 : Evolution de la force d'adhérence ou de la délamination (après la phase de simulation de soudage) pour l'interface résine/lead-frame en fonction de la teneur en humidité atteinte pour deux types de résines différentes [4].

4.1.5. Rupture des interconnexions Au-Al :

La fiabilité des interconnexions Au-Al est essentiellement affectée par les caractéristiques de la résine d'enrobage ainsi que par l'effet de leur dégradation (cette partie sera étudiée ultérieurement (voir paragraphe 5.4)). Le principal facteur d'accélération lié à la dégradation de ces interconnexions est la température [8-28]. La rupture de ces interconnexions est liée aux trous Kirkendall, qui sont une conséquence de l'augmentation de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al. Ce mécanisme de dégradation est prépondérant [8-28].

Les interconnexions Au-Al sont constituées d'un système d'alliage composé de cinq phases intermétalliques Au-Al et qui sont : AuAl, Au₈Al₃, Au₄Al, Au₂Al, AuAl₂ [28]. L'intermétallique Au-Al est initié durant le processus de soudure des fils de câblage et continue à croître durant le vieillissement à haute température (soit par choc, ou par stockage ou par cyclage thermique). L'évolution de l'intermétallique Au-Al dans le temps contribue à long terme à la dégradation des interconnexions [8-28].

La croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al, au fur et à mesure du vieillissement à haute température, mène à la formation de nouvelles phases intermétalliques Au-Al, à leur transformation en

phases riches en or (Au_8Al_3 ou Au_4Al), à l'apparition et à l'élargissement des trous Kirkendall. Ces trous sont situés d'une part en périphérie de l'interconnexion, entre la boule d'attache (or) et l'intermétallique (Au-Al) et d'autre part au centre entre deux phases intermétalliques riches en or (tel que $Au_4Al(\alpha)/Au_4Al(\beta)$ ou Au_4Al/Au_8Al_3) [8,15 et 16]. Les phases intermétalliques riches en or représentent dans le cycle de fin de vie plus de $\frac{3}{4}$ de la superficie de l'intermétallique [8,15 et 16]. La fissuration des interconnexions s'effectue principalement à travers ces trous Kirkendall [8-28].

Ce mécanisme de dégradation est accéléré par la corrosion (sèche) des phases intermétalliques Au-Al par les ions contaminants tels que : le Cl et le Br [6,7,18 et 19]...

A titre d'exemple voici le mécanisme de formation de la corrosion par le (Br) : ce mécanisme suit une succession de divers phénomènes, le premier incombe à la décomposition de la résine, le second à la diffusion des ions Br à travers l'entaille située en périphérie de la boule d'attache formée par l'interface boule d'attache (Au)/plot de report (Al), le troisième à l'interaction entre les ions Br diffusés et les phases intermétalliques (Au_8Al_3 , Au_4Al) : formation de la corrosion, menant à la décomposition de ces phases en espèces volatiles $AlBr_3$ et en phases riches en or, le quatrième à l'interaction entre les espèces volatiles $AlBr_3$ et l'oxygène : réaction d'oxydation, menant suite à cela à la décomposition de ces espèces en Al_2O_3 (phase oxydée) et en ions libres de Br, qui vont à leur tour interagir avec les mêmes phases. Ainsi il s'établit au fur et à mesure du vieillissement thermique un cycle répétitif de phases de corrosion et d'oxydation. Ce cycle permet de décrire la croissance de l'épaisseur de la couche corrodée [6,7,18 et 19].

La présence d'humidité peut aussi accélérer ce phénomène de corrosion (voir paragraphe précédent). L'absorption d'humidité entraîne le gonflement des résines et la diminution de leur Tg [23-24]. Ceci facilite le transport des ions contaminants vers la surface des interconnexions, induisant ainsi une augmentation du taux de dégradation [6,7,18,19,23 et 24].

Comme on l'a vu précédemment le phénomène de corrosion sèche ne peut plus se produire puisque les résines actuelles (MAR ou Green) ne contiennent plus de système ignifuge [6,7,18 et 19].

La rupture des interconnexions se produit par dépassement de la limite à la rupture du matériau engendré par la présence de contraintes thermomécaniques. En effet, suite à l'encapsulation les interconnexions se retrouvent noyées dans la résine.

L'effet bilame créé par le différentiel de dilatation thermique entre la résine (37 à 42 ppm/°C) et la puce (3ppm/°C), est important ($\Delta CTE=34$ à 39 ppm/°C). Il mène à voir un effet de concentration de contraintes (dites résiduelles) sur les interconnexions, et plus particulièrement sur celles qui sont situées dans les coins de la puce. Lorsque cet effet bilame est accompagné par une forte excursion thermique (exemple : profil de simulation de soudage), l'ensemble peut provoquer la rupture des interconnexions. La présence de contraintes de cisaillement à la surface de la puce, pour les mêmes raisons thermomécaniques, suite à des cycles ou à des chocs thermiques peut aussi provoquer la rupture des interconnexions [4].

En effet sous l'action de contraintes répétées (contraintes de cisaillement) comme lors d'essais de cycles ou de chocs thermiques, un matériau peut se déformer jusqu'à subir des dommages : c'est le phénomène de fatigue thermomécanique. Pour les fils de câblage, la fatigue est liée à la déformation cyclique de leurs interconnexions. Lorsqu'elles sont sollicitées au-delà de leur limite d'élasticité, la déformation plastique s'y accumule à chaque cycle. Cet effet d'accumulation peut provoquer à son tour une rapide fissuration des interconnexions [4,5].

Ce phénomène est accentué par la présence de la délamination à l'interface résine/puce qui crée des points de concentration de contraintes et qui autorise des déformations plus importantes [4].

En général, les interconnexions situées dans les coins de la puce sont celles qui se dégradent en premier, c'est le cas en cycles et en chocs thermiques. L'arrivée des défaillances est aléatoire en stockage à haute température [4].

Suite à ces diverses constatations il faut aussi tenir compte de la contribution des mécanismes de dégradation précédemment étudiés (une partie d'eux) sur l'arrivée de ce mécanisme de dégradation.

Durant une phase de qualification composant, il a été observé que ce mécanisme de dégradation est plus présent en stockage à haute température. On a vu au début que la rupture des interconnexions est principalement liée aux trous Kirkendall, qui sont une conséquence de l'augmentation de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al. L'évolution de ces derniers dépend principalement de la température de test et de la durée passée à cette température. Plus la température de test est élevée, et plus la durée correspondant à leur apparition ou à leur élargissement (ou évolution) est courte. Dans la plupart des cas, la température du palier chaud en cycles ou en chocs thermiques est plus basse que celle utilisée en stockage à haute température ; tout ces faits permettent d'expliquer que les durées cumulées observées à haute température soit en cycles soit en chocs thermiques tout en considérant la durée des essais de

qualification, ne sont pas assez significatives pour que ce mécanisme de dégradation ait évolué durant le vieillissement, ainsi combiné aux contraintes thermomécaniques, pour pouvoir fragiliser les interconnexions et les mener à la rupture.

5. Fiabilité des interconnexions Or/Aluminium et Vue d'ensemble sur le mécanisme de formation/croissance de composé intermétallique Au-Al

La connexion entre le fil de câblage en or et le plot de report en aluminium, s'effectue par un processus de soudure thermosonique. Ce processus combine trois types d'énergies : pression, chaleur, et ultrasons. Ce processus est décrit par un effet de compression ultrasonique par la voie d'un capillaire pour former la boule d'attache suivi d'un échauffement thermosonique afin d'initier le mécanisme de formation de l'intermétallique Au-Al pour ainsi former l'interconnexion. La plupart des fils de câblage utilisés pour les interconnexions, tel que l'or (Au) et le cuivre (Cu), ont un haut degré de pureté (99% et plus). De petites quantités de certains éléments d'alliage, tels que le palladium (Pd) ou le cuivre (Cu), utilisés comme dopants, sont généralement additionnés au fil de câblage (tel que l'or) afin d'augmenter la résistance à la rupture, la rigidité et de ce fait améliorer la fiabilité des interconnexions. Il existe divers facteurs influents contrôlant la qualité de cette liaison métallurgique (voir Figure I.5) [8], les plus importants sont la solubilité des phases solides (qui sont en contact avec les surfaces constituant cette liaison métallurgique), la rupture de la couche superficielle d'oxyde (Al_2O_3), la déformation plastique des aspérités, la rugosité de la surface et les paramètres de soudure, principalement la température à laquelle l'interconnexion est réalisée, les ultrasons et la force de compression [9]. La maîtrise de l'effet de ces facteurs peut mener à une haute couverture d'intermétallique à la surface de la boule d'attache, dite « *Intermetallic Coverage* », par conséquent produisant des interconnexions fiables et robustes.

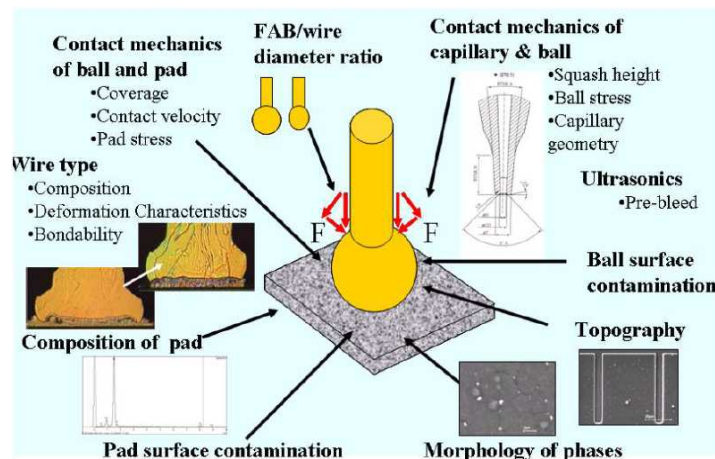


Figure I.5 : Facteurs contrôlant la qualité de la liaison métallurgique (Au/Al) [8].

La couverture d'intermétallique définit le pourcentage d'adhérence de l'alliage Au-Al sur la totalité de la surface de la boule d'attache suite au processus de soudure du fil de câblage.

La nucléation de l'intermétallique est généralement utilisée comme un indicateur de fiabilité pour les interconnexions compte tenu de sa distribution (couverture de l'intermétallique) et de l'épaisseur formée.

Il est à remarquer que plus la couverture de l'intermétallique est élevée et plus le risque ou la probabilité de voir des interconnexions fissurées est faible [10]. Une étude plus élargie menée par Kulicke and Soffa (K&S) sur ce phénomène, a montré qu'il y avait une corrélation linéaire, en tenant compte de la dispersion des données, entre ces deux facteurs (voir Figure I.6) [11]. En conclusion une faible couverture d'intermétallique conduit irrémédiablement à une dégradation de la fiabilité des interconnexions tandis qu'une haute couverture d'intermétallique ne peut garantir à elle seule une haute fiabilité des interconnexions [8,9 et 11]. Il existe par ailleurs d'autres facteurs influents tels que la morphologie et l'épaisseur de l'intermétallique, qui doivent être aussi pris en considération avec l'analyse de la couverture d'intermétallique afin de juger du degré de fiabilité des interconnexions [8,9 et 11]. Cependant à travers diverses études, il est préconisé de garantir une couverture d'intermétallique avoisinant les 70% pour assurer une bonne fiabilité [10, 12-14].

Il fut constaté que lorsque la couverture de l'intermétallique est uniforme (ou homogène), la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique l'est aussi, conduisant ainsi à une meilleure fiabilité des interconnexions. Ce

qui a mené à conclure que plus le niveau d'homogénéisation de l'intermétallique est haut et plus le degré de fiabilité est élevé [10, 12-14].

Par ailleurs une non uniformité de la couverture de l'intermétallique (ou un niveau d'homogénéisation faible de l'intermétallique) conduit à une croissance erratique de l'intermétallique au fur et à mesure du vieillissement, menant à une fragilisation des interconnexions [10, 12-14]. Cette non uniformité vient modifier le mécanisme de formation des trous Kirkendall ainsi que celui du composé intermétallique Au-Al lors d'un stockage à haute température [10, 12-16].

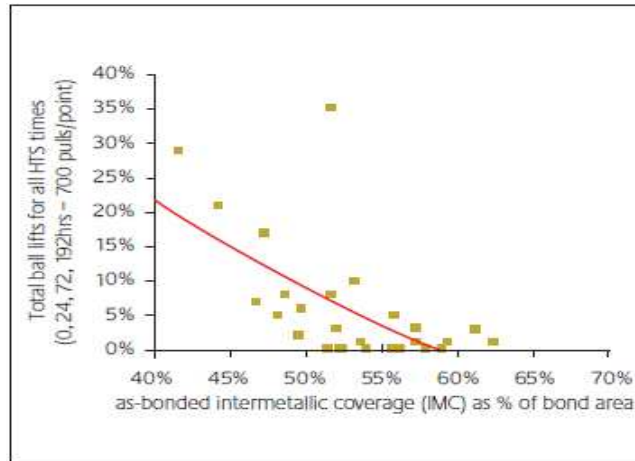


Figure I.6 : Exemple de l'effet de la couverture d'intermétallique sur le taux en Ball bond Lift⁴ pour les interconnexions Au-Al à 175°C [11].

Comme nous l'avons précédemment décrit, la rupture des interconnexions est principalement conditionnée par le stockage à haute température. L'étude de la fiabilité sera orientée dans cet axe. L'évolution de l'intermétallique Au-Al contribue à long terme à la dégradation des interconnexions. La rupture des interconnexions est liée aux trous Kirkendall, qui sont une conséquence de l'augmentation de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. Ce mécanisme de dégradation est prépondérant [8-21]. En ce qui concerne la description de ce mécanisme de dégradation se référer au paragraphe 4.1.5.

5.1. Vue d'ensemble sur le mécanisme de formation/croissance des intermétalliques

5.1.1. Mécanisme de formation des trous en stockage à haute température (HTS) [15,16] :

Au fur et à mesure du vieillissement à haute température, la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al, mène à la formation des phases intermétalliques, à leur transformation en phases riches en or (Au_8Al_3 ou Au_4Al), à l'apparition et à l'élargissement des trous Kirkendall. Ces trous sont situés d'une part en périphérie de l'interconnexion, entre la boule d'attache (or) et l'intermétallique (Au-Al) et d'autre part au centre entre deux phases d'intermétalliques riches en or (tel que $Au_4Al(\alpha)/Au_4Al(\beta)$ ou Au_4Al/Au_8Al_3). Les phases intermétalliques riches en or représentent dans le cycle de fin de vie plus de $\frac{3}{4}$ de la quantité de l'interconnexion. La fissuration des interconnexions s'effectue principalement à travers ces trous Kirkendall [15,16].

Les différents taux de diffusion des atomes d'Au et d'Al étant différents, mènent à l'élargissement de ces trous à travers les différentes phases intermétalliques. Ces trous sont classifiés selon trois catégories : les initiaux, les périphériques (ou annulaires) et les petits. Les causes inhérentes de leur apparition sont diverses [15].

5.1.2. Origine et mécanisme de formation des petits trous [15] :

La création de régions passives par contamination du plot de report (Al) soit par une fine couche d'oxyde soit par résidu chimique, peut expliquer en grande partie la formation de ces trous. Ces régions agissent en tant que barrières de diffusion locales pour apprêter les chemins de diffusion exigés pour l'inter-diffusion entre l'Au et l'Al. L'intermétallique formé sous les régions passives est plus mince comparé à celui situé dans les régions normales (voir Figure I.7.a) [15].

⁴ Ball Bond Lift : rupture de l'interconnexion à travers les trous Kirkendall, qui eux situés dans l'intermétallique Au-Al.

D'autres sources peuvent mener à leurs apparitions telles que les traces laissées par les pointes de sonde et les conditions techniques inappropriées du soudage de la boule d'attache [15].

Ces sources créent des surfaces inhomogènes de soudure à l'interface de l'interconnexion avec une large distribution de cavités (zones non soudées ou faiblement), souvent en forme de V faisant apparaître des épaisseurs d'intermétallique en forme de champignon. Ces cavités induisent une croissance irrégulière (ou erratique) de l'intermétallique, menant à l'élargissement des trous existants ou à la formation de nouveaux trous au fur et à mesure du vieillissement (voir Figure I.7.b et c), fragilisant ainsi la robustesse de l'interconnexion (apparition de fissures et propagation plus rapide de la fissuration) [15]. Suite au procédé de soudage, ce type de sources fait apparaître dès le départ une faible couverture [15,17].

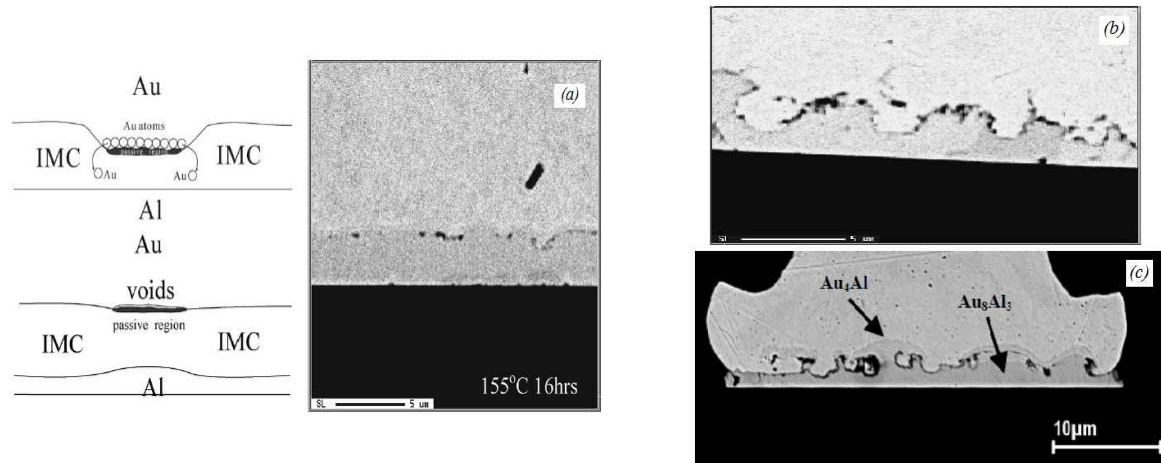


Figure I.7 : Origine et mécanisme de formation des petits trous par : (a) création de régions passives par contamination du plot de report (soit par une fine couche d'oxyde ou soit par résidu chimique) [15], (b) conditions techniques inappropriées du soudage de la boule d'attache [15] et (c) les traces laissées par les pointes de sonde.

5.1.3. Mécanisme de formation des trous périphériques et des trous initiaux :

Le mécanisme de formation de ces trous ne peut être dissocié de celui du composé intermétallique Au-Al. Il a été largement étudié par Hen-So Chang [15] et C.D. Breach [16].

5.1.4. Mécanisme de formation du composé intermétallique Au-Al en HTS [16]

Comme nous l'avons décrit précédemment, l'intermétallique Au-Al est constitué de cinq phases. Leurs structures métallurgiques évoluent au fur et à mesure du vieillissement thermique, et il s'y développe des trous de nature diverse (principalement les trous périphériques et initiaux), fragilisant ainsi l'interconnexion, la menant jusqu'à rupture totale par voie de fissuration.

La formation de ces trous durant la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique est conditionnée par l'inter-diffusion Au/Al. Leur formation est due à une diffusion beaucoup plus rapide de l'Al comparée à celle de l'Au, c'est « l'effet Kirkendall » [15,16].

Une étude consacrée à l'analyse de l'évolution de la morphologie de l'intermétallique Au-Al en stockage à haute température, dans des conditions de vieillissement allant jusqu'à 1000h/175°C, a permis d'une part d'identifier les diverses phases intermétalliques et d'autre part de comprendre la morphologie de croissance par diverses analyses avec une approche FIB (Focused Ion Beam)/SEM (Scanning Electron Microscopy)/EDX (Energy Dispersive X-ray spectrometry).

Il y fut déterminé une couverture d'intermétallique à 80% signifiant un bon de degré de fiabilité pour le composant à l'étude.

Il est à noter que dans la plupart des cas étudiés, les lacunes (ou les zones non soudées) se présentent généralement sous forme de lamelle à la surface d'adhésion.

Dès les premières phases de stockage (≈ 2h), l'intermétallique croît en forme d'îlots qui s'élargissent au fur et à mesure du vieillissement. L'espace existant entre ces îlots correspond aux lacunes visualisées par imagerie SEM. On observe aussi une absence de croissance de l'intermétallique en périphérie de la boule (phénomène dû à la technique de soudure du fil de câblage, [15,16]).

Cette évolution de la morphologie de l'intermétallique et de sa structure correspond aux premières heures de stockage (<10h); l'aluminium y est partiellement dissout. Lorsqu'on atteint une durée de stockage ≥10h,

L'intermétallique présente une forme d'adhérence linéaire et uniforme; l'aluminium y est entièrement consommé.

La consommation totale de l'aluminium du plot de report par le composé intermétallique Au-Al est située entre 10 et 20 h à 175°C [10,16].

A partir de ~20h de stockage, on commence à voir apparaître les trous initiaux. L'intermétallique continue à croître, mais cette fois-ci simultanément verticalement et horizontalement jusqu'à ce qu'il atteigne la surface totale de la boule (croissance en périphérie) correspondant à ~100h de stockage. Les trous (initiaux et périphériques) évoluent en même temps que les différentes phases intermétalliques en ayant des tailles de plus en plus grandes. Ils croissent par élargissement à cause de l'effet Kirkendall.

Comme décrit par Hen-So chang [15], suite au processus de soudure du fil de câblage, une fine entaille entre la zone périphérique de la boule et le plot de report se crée et croît au fur et à mesure du vieillissement, atteignant sa taille définitive lorsque l'intermétallique couvre la totalité de la surface de la boule. A l'extrémité de cette entaille se logent les trous périphériques. La phase Au_2Al présente à cet endroit croît plus rapidement que les autres phases, formant ainsi une bosse située à ~5 μm (après 20h à 175°C) de la périphérie de la boule [16]. Ce phénomène est clairement plus accentué après une durée de stockage de 100h (voir Figure I.8) [16]. L'apparition de cette concavité est due aux différentes trajectoires prises par l'Au lors de son inter-diffusion avec l'Al lors du vieillissement induisant ainsi au niveau de l'interface de diffusion des effets graduels de porosité, de trous et de fissures [15,16].

Après 200h de stockage, l'intermétallique continue à croître sur les côtés de la boule, mais cette fois-ci par voie externe (voir Figure I.8) [16]. A ce niveau de stockage, la concavité est de plus en plus prononcée, développant avec l'entaille un crochet entre la boule et l'intermétallique. On y constate que la phase intermétallique située dans la zone concave est plus épaisse comparée à celle située en périphérie. Elle a tendance à cesser de croître en la présence de l'entaille (jouant le rôle de barrière de diffusion) [15,16].

La vitesse de croissance des intermétalliques Au-Al dépend de la nature de la phase. Cette tendance se confirme durant les phases de vieillissement à 500 et 1000h; les trous localisés au niveau de la bosse évoluent en même temps que la phase intermétallique concernée (Au_2Al), tandis que ceux qui sont situés au centre de la boule cessent plus au moins d'évoluer (voir Figure I.8) [16].

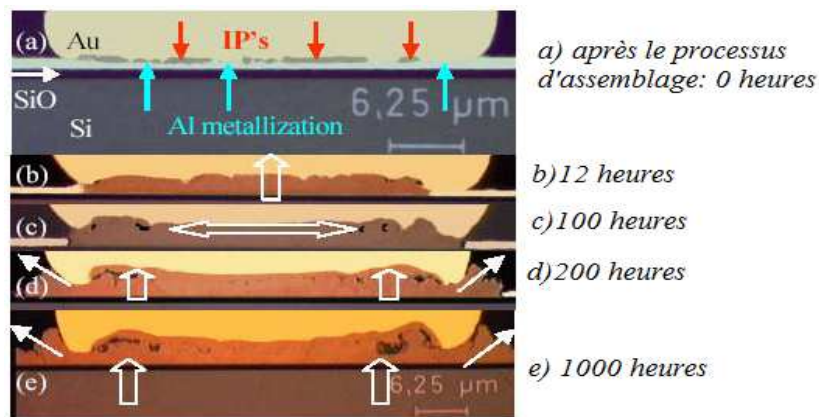


Figure I.8 : Croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al à 175°C jusqu'à 1000 heures [16].

D'après une analyse avec une approche FIB/SEM/EDX sur un échantillon ayant subi ~2h de stockage à 175°C (voir Figure I.9.a) l'intermétallique se présente sous forme d'îlots constitués de deux phases : une phase supérieure fine (IP2) et une phase inférieure granuleuse et plus épaisse (IP1), à partir desquelles se situent de part et d'autre des espaces vides correspondant à des régions où il n'y a pas eu consommation d'Al [16]. La phase intermétallique IP1 a été identifiée en tant que Au_5Al_2 (phase riche en Al) tandis que la phase intermétallique IP2 n'a pu être identifiée par EDX (Au_2Al ??). Entre ces deux phases on observe l'apparition de quelques trous causés certainement par l'effet Kirkendall.

D'autres analyses FIB/SEM/EDX ont été réalisées sur d'autres échantillons du même lot afin de mieux appréhender l'évolution de la structure métallurgique de l'intermétallique et d'identifier les phases intermétalliques et ce pour les durées suivantes de stockage : 20h, 200h et 500h à 175°C (voir Figure I.9.b, c et d) [16].

On remarque qu'après une durée de stockage de ~20h, l'intermétallique est constitué de deux phases : une phase prédominante Au_5Al_2 formant la couche épaisse et Au_4Al située au-dessus formant la couche la plus

fine, entre lesquelles se sont initiés les trous initiaux (voir Figure I.9.a). Pour 200 heures de stockage on distingue deux structures de phases distinctes d'Au₄Al : Au₄Al(β) située du côté du plot de report, cette phase est granulaire et plus épaisse que celle située du côté de la boule d'attache Au₄Al(α), cette dernière est caractérisée par une fine couche. En outre, on observe aussi une diminution de l'épaisseur de la phase Au₅Al₂ suite à sa décomposition et une augmentation de celle de l'Au₄Al. En atteignant 500 heures de stockage, la phase Au₅Al₂ tend à disparaître, cédant complètement sa place à la phase inférieure d'Au₄Al (Au₄Al(β)), dont l'épaisseur continue à croître et dont la forme des grains est devenue avec le temps plus volumineuse, convergeant vers une forme cristalline. La décomposition de la phase Au₅Al₂ est en constante progression. Comme décrit précédemment, les trous continuent de croître en même temps que les phases intermétalliques Au₄Al. Cette fois-ci les trous sont principalement situés entre Au₄Al(α) et Au₄Al(β) (voir Figure I.9.a).

Au fur et à mesure du vieillissement, les diverses phases intermétalliques Au-Al se décomposent en une phase riche en Au et en atome d'Al, ce dernier vient se recombinaison avec un atome d'Al pour former la même phase riche en Au. Ce processus continue à subvenir jusqu'à la disparition des phases en décomposition et qu'il ne reste plus que la phase Au₄Al [15,16].

A titre d'exemple : Au₅Al₂ → Au₄Al(β) + Al (Décomposition) → Al+Au (Recombinaison) → Au₄Al(α) : l'épaisseur d'Au₅Al₂ tend à décroître jusqu'à sa disparition tandis qu'à l'inverse Au₄Al ne fait que croître (verticalement) au fur et à mesure du vieillissement, mais stagne en même temps que la disparition de l'Au₅Al₂ [8,15 et 16].

Le même processus est observé sur Au₂Al, mais cette fois-ci la croissance d'Au₄Al est plutôt horizontale. Mais il existe une phase de transformation intermédiaire vers la phase Au₅Al₂ [8,15 et 16].

Le processus complet des différentes phases de transformation pour l'intermétallique Au-Al est le suivant : AlAu → Au₂Al → Au₅Al₂ (Au₈Al₃)⁵ → Au₄Al [8].

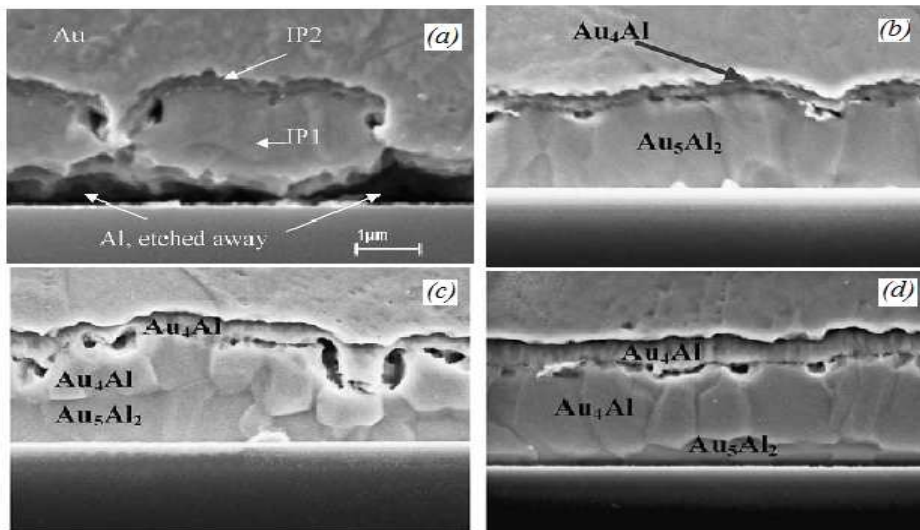


Figure I.9 : Analyse par imagerie SEM de la structure métallurgique de l'intermétallique Au-Al sur un échantillon ayant subi un stockage thermique à 175°C après (a) 2h (b) 20h, (c) 200h et (d) 500h [16].

5.1.5. Impact de la corrosion sur l'évolution de l'intermétallique :

Cette section a été développée en premier lieu dans les paragraphes suivants : 4.1.4 et 4.1.5.

5.2. Analyse de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al

L'analyse de la tenue mécanique des interconnexions est basée sur la mesure de la force de tirage des fils de câblage par le test WP (Wire Pull) test, et sur la mesure de la force de cisaillement des boules d'attache par le test BS (Ball Shear) et ceci au fur et à mesure du vieillissement. Les résultats issus de ces méthodes

⁵ Note : le diagramme de phase le plus récent pour le système Au/Al, fait référence à une reconsidération de la phase Au₅Al₂ en la phase Au₈Al₃ [17].

de test fournissent une courbe de vieillissement décrivant l'évolution de la force à la rupture en fonction du temps du vieillissement, notée $F=f(t)$ [7-10, 12-14, 16-18, 21-22 et 29].

L'intégrité des interconnexions est analysée par rapport à l'évolution de leur dégradation sur la courbe de vieillissement et des modes de défaillance qui y sont observés [7-10, 12-14, 16-18, 21-22 et 29].

5.3. Influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en stockage à haute température

Plusieurs paramètres technologiques peuvent avoir une influence directe sur la robustesse des interconnexions.

Parmi les paramètres les plus significatifs, citons : le type du capillaire, les paramètres du processus de câblage, les traces laissées par les pointes de sonde, le diamètre de la boule d'attache, la hauteur de la boule d'attache, le type (matériaux, constitution : pur ou dopé) et diamètre du fil de câblage, les dimensions du plot de report, la distance entre deux interconnexions au niveau des plots de report et le type de la résine d'enrobage etc.... [7, 10,12-14 -18 et 20-31]

Voici quelques exemples de l'influence d'une partie de ces paramètres sur la tenue en vieillissement en stockage à haute température (à 175°C) des interconnexions :

- Les paramètres du processus de câblage doivent être ajustés de telle sorte à garantir une couverture d'intermétallique la plus élevée ($\geq 70\%$), représentant une force de tirage ou de cisaillement initiale la plus élevée, notée F_a , afin d'assurer une bonne fiabilité. Il fut constaté que les interconnexions ayant eu initialement la plus faible couverture d'intermétallique (équivalent à une F_a la plus basse), ont présenté durant la phase de vieillissement le pire comportement en stockage à haute température, se manifestant par une chute plus rapide des forces de cisaillement par le test BS et par un taux de Ball Bond Lift le plus élevé, signifiant la durée de vie la plus faible [10].
- Concernant les traces laissées par les pointes de sonde, on a constaté que plus la surface de ces traces est petite et plus la tenue des interconnexions en stockage à haute température est élevée, reflétant une meilleure qualité des interconnexions, traduisant une couverture d'intermétallique la plus élevée. En effet des traces larges mènent à une croissance erratique de l'intermétallique, à un taux de Ball Bond Lift plus élevé (après le test WP) caractérisé principalement par un fort taux d'arrachement de la phase centrale du plot de report (sans les sous-couches), l'intermétallique est présent en forme de couronne. On a aussi constaté que plus le nombre de traces est élevé et plus la couverture d'intermétallique est médiocre. A ce sujet, il fut suggéré un critère afin d'assurer une bonne fiabilité des intermétalliques, qui est ce que la surface des traces laissées par les pointes de sonde ne dépassent pas un taux de 25% de la surface du plot de report et de 60% celle de la boule d'attache [20].
- Plus le diamètre de la boule d'attache est élevé et plus la tenue des interconnexions en stockage à haute température est élevée. Dans la plupart des cas on observe une chute plus rapide des forces de tirage ou de cisaillement (par les tests WP et BS) et un taux de Ball Bond Lift plus élevé reflétant ainsi une durée de vie plus faible, dans le cadre d'interconnexions ayant un diamètre de la boule d'attache plus petit [21].
- Les mêmes conclusions sont valables en ce qui concerne l'influence du diamètre du fil.
- La hauteur de la boule d'attache n'influe sur la durée de vie des interconnexions que lorsque la distance entre deux interconnexions au niveau des plots de report est supérieure à $40\mu\text{m}$ [12,13]. Il fut observé que plus la hauteur de la boule d'attache est élevée et plus la tenue des interconnexions en stockage à haute température est élevée. Une hauteur de la boule d'attache inadéquate amène à voir une chute plus rapide des forces de tirage par le test WP et un taux de Ball bond Lift plus élevé (les Ball Bonds Lift sont observés à des faibles valeurs de force de tirage) reflétant une durée de vie plus faible [12].
- Plus la distance entre deux interconnexions au niveau des plots de report est élevée et plus la tenue des interconnexions en stockage à haute température est élevée. Une distance entre deux interconnexions au niveau des plots de report plus élevée conduit à la réalisation de couverture d'intermétallique plus élevée [12]. Une distance entre deux interconnexions au niveau des plots de report inadéquate amène à voir une chute plus rapide des forces de tirage et de cisaillement (par les tests WP et BS) et un taux de Ball Bond Lift plus élevé (les Ball Bonds Lift sont observés à des faibles et fortes valeurs de force de tirage ou de cisaillement) reflétant une durée de vie plus faible [12].

Les deux parties, influence du type de résine d'enrobage et apport de l'amélioration du processus d'assemblage sur la tenue en vieillissement thermique des interconnexions, sont traitées dans les paragraphes suivants.

5.4. Dégradation de la résine d'enrobage

Toutes les résines d'enrobages sont des résines époxy, dites «*Epoxy Molding Compounds (EMC)*».

5.4.1. Introduction sur les EMC :

Il existe de nos jours plusieurs types de résine d'enrobage. Chacune d'elles possède des caractéristiques thermomécaniques bien particulières.

Descriptif des caractéristiques thermomécaniques de la résine : E, Tg et CTE (CTE1&CTE2)

- E : module d'Young
- Tg : température de transition vitreuse
- CTE1 : coefficient de dilatation thermique de l'état vitreux
- CTE2 : coefficient de dilatation thermique de l'état caoutchouteux

Les systèmes de résine typiques ainsi que les propriétés des matériaux qui leur sont associées, sont listés dans le Tableau I.1. Pour optimiser les propriétés des matériaux telles que l'obtention d'un faible CTE ou d'une haute Tg des particules de charge SiO₂ dans la gamme 60 à 90% en poids sont généralement ajoutés. Il existe d'autres additifs tels que les catalyseurs, les promoteurs d'adhérence, les colorants, les agents de mouillage de surface ou les substances de démoulage [29].

Tableau I.1 : Les systèmes de résine typiques et leurs propriétés [29]

<i>Nom de la résine</i>	<i>viscosité</i>	<i>Tg</i>	<i>Absorption d'eau</i>	<i>Résistance à la chaleur</i>
<i>O-Cresol Novolac resin</i>	<i>moyenne</i>	<i>moyenne</i>	<i>moyenne</i>	<i>moyenne</i>
<i>Multifonctional epoxy resin</i>	<i>moyenne-haute</i>	<i>haute</i>	<i>haute</i>	<i>haute</i>
<i>Biphenyl epoxy resin</i>	<i>faible</i>	<i>faible</i>	<i>faible</i>	<i>faible</i>
<i>New epoxy resin (multi-aromatic)</i>	<i>faible -moyenne</i>	<i>basse</i>	<i>basse</i>	<i>haute</i>

La plupart des anciennes résines possèdent des systèmes ignifuges contenant des éléments tels que le brome (Br) un élément halogène et l'antimoine (Sb) un élément pnictogène. Étant donné que ces additifs sont potentiellement dangereux pour l'environnement les «*matériaux verts*» ont gagné de plus en plus d'importance. C'est ce qui a fait que la norme RoHs ait interdit l'utilisation de ces matériaux. Ces éléments (Br et Sb) ont été remplacés à la suite par exemple par du phosphore (P), de l'azote (N) etc....constituant ainsi les résines dites «*Green*» [29].

D'autres types de résine Green ont vu le jour, les «*multi-aromatic epoxy resin*».

Ainsi il existe deux catégories de résine :

- Les résines avec système ignifuge (de type (Br/Sb))
- Les résines Greens

Pour les applications haute température, le type de système ignifuge joue un rôle clé pour la fiabilité niveau assemblage, les éléments halogènes tels que le Br et le Cl peuvent mener à une accélération du mécanisme de dégradation prépondérant (cette partie sera développée plus en détails dans le paragraphe 5.4.4).

➤ *Comparatif entre les résines Greens et les résines avec système ignifuge (Br/Sb) :*

Les résines avec système ignifuge (Br/Sb), seront notées résines HF⁶.

Selon divers travaux il fut observé que les résines Green présentent un meilleur comportement thermique soit en stockage à haute température soit en humidité comparées aux résines HF [7].

les résines HF engendrent un affaiblissement de la tenue des interconnexions soit en stockage à haute température soit en humidité, se manifestant par une chute plus rapide des force de tirage et des forces de cisaillement (par les tests WP et BS) et un taux de Ball Bond Lift plus élevée, coïncidant avec l'augmentation plus rapide de la résistivité électrique des interconnexions (*liées entre-elles par Daisy-Chain*) signifiant une dégradation plus prompte des interconnexions [7]. En outre, l'intermétallique est plus épais que dans le cas des résines Green (voir Figure I.10) [7,22]. La différence observée sur les épaisseurs n'est

⁶ HF : *high filler content* – *similaire à un encapsulant conventionnel, mais avec un taux d'occupation du réseau cristallin à ~90%, et un système ignifuge (Br-Sb).*

autre que l'épaisseur de la couche d'intermétallique corrodée (principalement la phase Au_4Al), suite à la contamination par les ions Br.

Dans le cas des résines Green la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique est homogène, ce qui n'est pas le cas des résines HF [7,22].

On constate que plus la température est élevée et plus ces effets sont accentués [7].

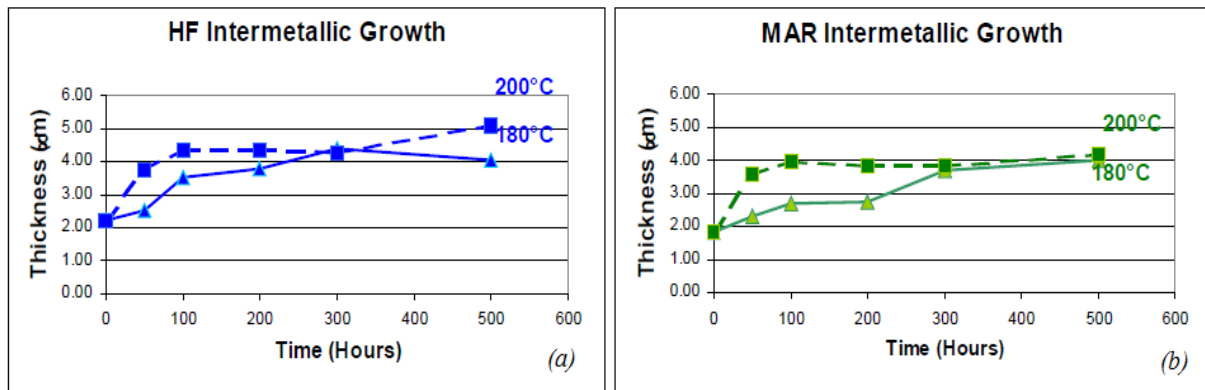


Figure I.10 : Croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al à 180 et 200°C jusqu'à 500 heures [7].
(a) résine HF (b) résine MAR

Dans le cas des résines Green, les composants présentent moins de délamination (principalement à l'interface résine/puce) que dans le cas des résines HF ayant des propriétés thermomécaniques similaires (T_g , CTE et E), après cyclage thermique [32]. En général les résines Green mènent à une force d'adhérence des interfaces plus élevée (avant et après le pré-conditionnement), à une meilleure flexibilité et à un taux d'absorption d'humidité le plus bas après exposition à 168 heures à 85°C/85%RH [32]. L'une des spécifications de fiabilité au niveau de l'assemblage, est que les résines puissent présenter une résistance à la fissuration suite à la simulation du soudage (260°C pour le procédé "sans plomb") [32]. Subséquemment elles doivent avoir le plus faible taux d'absorption d'humidité. Ceci mène à minimiser l'impact de l'effet de vaporisation et ainsi l'apparition de la délamination. Les propriétés d'un faible taux d'absorption d'humidité ne peuvent être obtenues que lorsque le taux d'occupation du réseau cristallin est élevé [32].

5.4.2. Dégradation de la résine :

Pour atteindre une haute fiabilité au niveau assemblage, il est important de minimiser les différentiels de dilatation thermique existant entre les matériaux le constituant. Dans cette optique, les matériaux d'enrobage sont développés de telle sorte à répondre à ces exigences fiabilité, par exemple en mettant l'accent sur la réalisation d'un faible coefficient de dilatation thermique (CTE) ou d'une haute température de transition vitreuse (T_g). Du point de vue du domaine applicatif de l'automobile, les EMCs font partie intégrante de l'électronique embarquée dans une voiture. En effet, les composants électroniques plastiques sont généralement destinées à survivre dix ans et plus. Les diverses propriétés des matériaux doivent rester inchangées ou légèrement évoluer au cours de cette durée de vie. Cependant les contraintes environnementales telles que les hautes températures, l'humidité, les fluides agressifs peuvent amener un vieillissement du polymère : un vieillissement chimique peut entraîner des modifications du poids moléculaire ou de la densité de réticulation du réseau cristallin tandis qu'un vieillissement physique peut amener à une diminution du volume spécifique et du volume moléculaire libre correspondant à une baisse de la mobilité moléculaire. Mais les effets communs de ces vieillissements conduisent à des changements dans les propriétés mécaniques tels que l'augmentation du module d'Young et la diminution de la résistance à la rupture. Tout ceci est directement lié à la fiabilité de l'assemblage [23,29].

Il est important de noter que les conditions pour lesquelles on spécifie une bonne résine d'enrobage ne se limitent pas à ce qu'individuellement les propriétés thermomécaniques soient élevées [32]. C'est l'interaction de toutes les propriétés et de l'effet résultant, qui détermine éventuellement ses performances de soudabilité et de fiabilité [32].

5.4.3. Effet du dépassement du Tg de la résine sur ses caractéristiques thermomécaniques ainsi que son impact sur le mécanisme de dégradation prépondérant :

D'après de précédentes études [23,24], il est préconisé de limiter la température de test des essais de qualification servant à l'évaluation de la fiabilité des PEMs. Ceci est dû à un facteur majeur consistant en la transition de l'état vitreux à l'état caoutchouteux de l'EMC, qui se produit principalement à la Tg. Lorsque la température de test d'un composant est proche ou excède la Tg de la résine; les propriétés électrique, thermique et mécanique de l'encapsulant peuvent subir des changements significatifs, menant à une accélération du mécanisme de dégradation mais peuvent aussi introduire de nouveaux mécanismes de dégradation [23,24]. Ces effets ont été largement bien pris en compte par les diverses études sur les conditions environnementales sévères, tel que les chocs et les cycles thermiques, le HAST, le stockage à haute température etc.

5.4.4. Effet des conditions environnementales sévères (HTS, TC, TS, et HAST) sur la dégradation de la résine et impact sur les mécanismes de dégradation :

Un essai à haute température sur une longue durée pourrait avoir une incidence sur le taux de dégradation des résines époxy [24] (par exemple, la présence d'oxygène résulte en une décomposition thermo-oxydative qui accélère de manière significative la dégradation et les défaillances de l'époxy dans les matériaux composites [30]). Il fut aussi observé qu'un stockage à haute température à long terme, de produits encapsulés dans des boîtiers QFP avec une résine époxy OCN, à des températures allant de 175 à 225°C mène à une augmentation en moyenne de la Tg de 30°C et à une diminution en moyenne du CTE2 de 20%, ce qui signifie que la résine continue à se polymériser [24]. Ceci pourrait être dû à un effet de réticulation additionnel dans les chaînes du polymère [24].

En stockage à haute température, la principale défaillance est la rupture des interconnexions à travers l'intermétallique Au-Al. Ce mécanisme de dégradation est prépondérant. Il est accéléré par la corrosion (sèche) des phases intermétalliques Au-Al par les ions contaminants (tel que : le Br et le Cl ...) contenus dans le système ignifuge des résines non-Green, à titre d'exemple la résine BP (Bi-phenyl epoxy resin). Dans le cadre d'un système ignifuge Br/Sb le mécanisme de dégradation de l'ensemble (EMC/interconnexion) suit une succession de phénomènes, le premier est lié à la décomposition de la résine, le second à la diffusion des ions Br à travers l'entaille située en périphérie de la boule d'attache formée par l'interface boule d'attache (Au)/plot de report (Al), le troisième à l'interaction entre les ions Br diffusés et les phases intermétalliques (Au₈Al₃, Au₄Al) : formation de la corrosion, menant suite à cela à la décomposition de ces phases en espèces volatiles AlBr₃ et en phases riches en or, le quatrième à l'interaction entre les espèces volatiles AlBr₃ et l'oxygène : réaction d'oxydation, menant suite à cela à la décomposition de ces espèces en Al₂O₃ (phase oxydée) et en ions libres de Br, qui vont à leur tour interagir avec les mêmes phases. Ainsi au fur et à mesure du vieillissement thermique, un cycle répétitif de phases de corrosion et d'oxydation s'établit. Ce cycle permet de décrire la croissance de l'épaisseur de la couche corrodée. L'épaisseur totale de l'intermétallique est plus grande qu'à la normale et les interconnexions sont moins robustes. Une chute plus rapide des forces de tirage ou de cisaillement (par les tests WP et BS) et un taux de Ball Bond Lift plus élevé sont observés, reflétant ainsi une durée de vie plus faible [18].

Le dépassement du Tg de l'EMC pourrait accélérer le transport des molécules corrosives vers l'intermétallique et accroître ainsi le taux de dégradation. On a également constaté que le taux de défaillance est plus élevé lorsque la température de test dépasse la Tg de l'EMC (130°C), entraînant une diminution de l'énergie d'activation, de E=2 eV (150°C < T < 177°C) à E =1,5 eV à des températures plus élevées. Ces deux énergies d'activation reflètent qu'il y a deux mécanismes de défaillance qui se produisent, le second devient prépondérant à des températures supérieures à la Tg de ~50°C [18].

En outre une autre étude a montré que l'on a plus de chance d'avoir une accélération du mécanisme de dégradation (rupture des interconnexions), lorsque la Tg est élevée [23]. Ainsi plus la Tg est basse et plus on a de chance d'assurer une bonne fiabilité en stockage à haute température, ce qui est principalement le cas des résines Green.

Ainsi deux conditions sont nécessaires pour avoir une accélération du mécanisme de dégradation en stockage à haute température, une Tg élevée et une température de test excédant la Tg de la résine.

Dans le cas des cycles et des chocs thermiques une dépendance des mécanismes de dégradation a été constatée (pour exemple : la fissuration de la puce ou la rupture des interconnexions) aux conditions des excursions thermiques (ΔT) et à leur température absolue (température du palier chaud) [25,30]. Lorsque

la température de test est proche ou excède la Tg de la résine, cela mène soit à une accélération du mécanisme de dégradation, soit à l'introduction de nouveaux mécanismes de dégradation.

A titre d'exemple :

- Divers essais de cyclage ont été effectués sur des produits ASICs encapsulés dans des boîtiers PQFP dont la Tg de l'EMC est de 160°C, les défaillances conduisaient le plus souvent à la fissuration de la puce pour les composants ayant cyclé entre -65 et 150°C, et à la rupture des interconnexions (suite à la délamination de l'interface résine/puce) pour ceux ayant cyclé entre -55 et 125°C. Le taux de défaillance à 50% fut atteint pour le premier cas à ~200 cycles et à ~2000 cycles pour le second cas.
- Dans une autre expérimentation [30], deux séries de composants, de même type, encapsulés dans des boîtiers PLCC, sont cette fois-ci cyclés avec la même excursion thermique ($\Delta T=215^\circ\text{C}$), l'une comprise entre -65 et 150°C et l'autre entre -75 et 140°C. Après 1000 cycles plus de 50% des pièces de la première série sont défaillantes, suite à la fissuration de la puce, tandis que celles de la seconde série ont juste commencé à être défaillantes pour le même mécanisme de dégradation. Bien que toutes les expérimentations dans ce travail aient été effectuées à des températures inférieures à la Tg ($\approx 156^\circ\text{C}$), A.R.Cory conçoit que l'effet de la température absolue sur l'accélération du mécanisme de dégradation soit lié à la Tg des EMCs [30].

Dans le cadre de conditions environnementales d'humidité sous pression, tel que le test de HAST, la délamination à l'interface résine/puce peut généralement se produire ou croître plus rapidement lorsque la température de la puce est proche ou excède la Tg de la résine, ceci est principalement dû à la présence (ou à l'apparition) de contraintes de compression à cette interface [23].

A ce sujet, on observe que des essais d'humidité à 130°C/85%RH 250 heures, conduisent à une diminution en moyenne de 15°C de la Tg en raison de l'effet de l'humidité absorbée par la résine qui a conduit à la plastification de la matrice des polymères [23]. Cependant le gonflement des EMCs et les résultats d'analyse de défaillance indiquent la possibilité de l'existence d'une relation entre la dégradation de la Tg et la défaillance, cette dernière doit être prise en considération durant le vieillissement en HAST. A des températures proches de la Tg, le gonflement hygroscopique et la plastification des EMCs peuvent créer des délaminations et faciliter la pénétration d'impuretés à la surface de la puce [23]. Notons que les délaminations ne conduisent nécessairement pas à des défaillances lors d'un vieillissement standard en HAST et la corrosion de l'aluminium de la métallisation n'est certainement pas le mécanisme de dégradation prépondérant des PEMs. Entre autre, on observe sur diverses résines, qu'un stockage à long terme en HAST (typiquement au-dessus de la Tg) conduit à une augmentation en moyenne de la Tg de 15°C et à une diminution en moyenne du CTE2 de 15% (uniquement à haute température, $T \geq 150^\circ\text{C}$). Cette augmentation de Tg et la diminution du CTE indiquent que la polymérisation de la résine se poursuit (ceci est probablement dû à un effet de réticulation additionnel dans la matrice époxy) [24].

5.4.5. Effet des contraintes combinées [31] :

Dans le cadre d'une étude portant sur la caractérisation de la susceptibilité des PEMs (boîtiers avec différentes géométries, encapsulés dans diverses résines) à la délamination aux températures basses extrêmes, on constate que plus le taux d'absorption d'humidité est élevé et plus le risque de voir apparaître ou évoluer la délamination (à l'interface résine/puce) est élevé [31]. Ceci reflète l'importance d'un choix judicieux sur le type de résine à utiliser pour l'assemblage en termes de fiabilité. D'un autre côté, on observe que l'augmentation de la délamination peut être accélérée soit par des chocs soit par des cycles si les pièces sont pré-conditionnées (test d'humidité : 168 heures à 85°C/85%RH). Les pièces ayant subi un passage au four (correspondant à une phase de séchage) ont présenté une très faible augmentation de la délamination [31]. L'augmentation de la délamination peut mener à une accélération du mécanisme de dégradation impliquant ainsi un taux de défaillance plus élevé. Cette accélération dépend principalement du type de résine [31].

En conclusion un essai combiné tel que celui décrit par l'étude (Pré-conditionnement suivi soit par des cycles soit par chocs thermiques) est plus contraignant qu'un simple essai sur l'augmentation de la délamination.

5.5. Amélioration de la technologie d'assemblage

L'évolution actuelle de la microélectronique relève du défi d'associer l'augmentation accrue du nombre de fonctions à une constante diminution du volume utile de l'assemblage final. Parallèlement à l'évolution des circuits intégrés, cette forte complexification se retrouve aussi au niveau des boîtiers et des assemblages : nombre accru d'entrées/sorties, meilleures performances électriques, miniaturisation et densification de plus en plus poussées. L'action conjointe de cette évolution a mené à la nécessité de réduire le diamètre de la boule d'attache et la distance entre deux interconnexions au niveau des plots de report. Comme nous l'avons vu précédemment dans le paragraphe 5.3, ces deux paramètres technologiques conduisent à une limitation de la fiabilité des interconnexions. C'est pour ces diverses raisons que le marché actuel tend vers une demande accrue pour l'amélioration de la technologie d'assemblage afin d'assurer une meilleure fiabilité des interconnexions. Une des améliorations consiste en l'ajout d'une petite quantité de certains éléments (dopage) à l'or constituant le fil de câblage. Les éléments d'alliage les plus fréquemment utilisés sont le palladium (Pd) [10,26-28] et le cuivre (Cu) [27-28]. La concentration de l'élément dopant utilisée est généralement de 1%wt (en poids) [27-28].

Remarque : [10,12,14,21 et 26-28] :

Un fil or pur avec un niveau de composition à 99,99% est dit de type 4N.

Un fil or avec 0,1% en poids de Pd ou Cu (100 ppm) correspond à un niveau de composition à 99,9%, dit de type 3N.

Un fil or avec 1% en poids de Pd ou Cu (1000 ppm) correspond à un niveau de composition à 99%, dit de type 2N.

L'amélioration de la fiabilité des interconnexions consiste à diminuer la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique afin de ralentir l'élargissement et le mécanisme de formation des trous, et ainsi ralentir l'apparition de la défaillance [10,14, 26-28].

La composition chimique des fils de câblage semble influencer les propriétés les plus importantes des interconnexions : la soudabilité et la fiabilité. Le potentiel pour accroître la stabilité des phases intermétalliques Au-Al, augmente avec des hauts niveaux de concentration de l'élément dopant dans la matrice [10,14, 26-28].

Suite à diverses études on constate que plus la concentration de l'élément dopant est élevée et plus la tenue des interconnexions en stockage à haute température l'est aussi, présentant ainsi des performances de fiabilité plus élevées [10,12,14,21,27 et 28]. C'est le cas des fils de type 2N comparé au fils de type 3N ou 4N en considérant le même élément dopant (voir Figure I.11) [14].

On observe pour les fils de type 2N une stabilité de la tenue des interconnexions en stockage à haute température, se caractérisant par une évolution quasi légère des forces de tirage ou de cisaillement (par les tests WP et BS) et par un très faible taux de Ball Bond Lift (<10%), signifiant que l'on se trouve soit dans le domaine de déformation plastique soit tout au début du domaine du vieillissement usuel [10,14,21 et 27]. Comparé à cela et dans les mêmes conditions de vieillissement, les fils de type 3/4N présentent une tenue détériorée des interconnexions en stockage à haute température, se manifestant par une chute plus rapide des forces de tirage ou de cisaillement et un taux de Ball Bond Lift plus élevé (>65%), signifiant que l'on est situé dans le domaine du vieillissement usuel, reflétant ainsi une durée de vie plus faible [10,14,21 et 27].

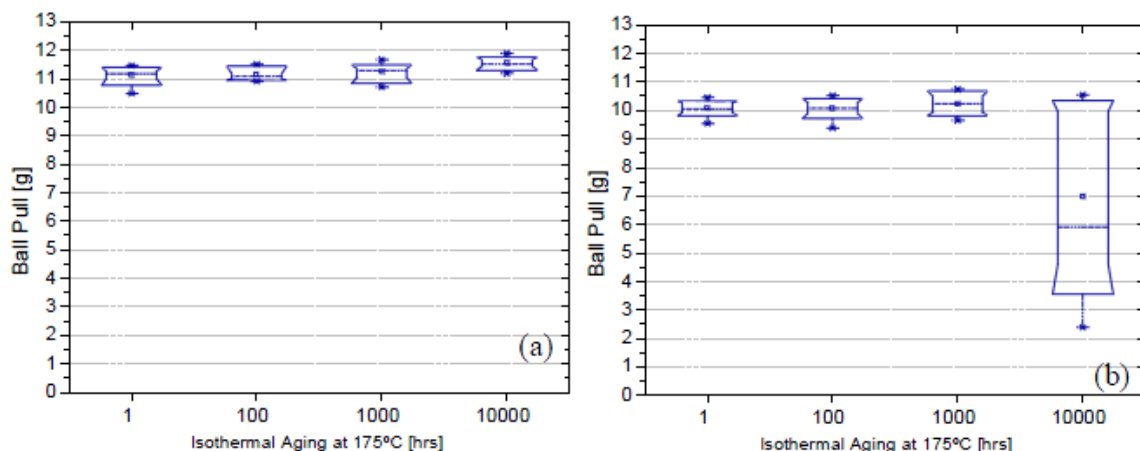


Figure I.11 : Evolution de la force de tirage des interconnexions par le test Wire Pull à 175°C jusqu'à 1000 heures [14]. (a) Fil de type 2N et (b) fil de type 3N.

Les fils de type 2N sont les plus appropriés pour améliorer la stabilité de l'intermétallique Au-Al puisqu'ils possèdent le plus haut niveau de concentration de l'élément dopant dans la matrice comparé aux autres types de fils (3/4N). Cependant la soudure des fils de type 2N est la plus difficile à réaliser. Ceci est principalement attribué à leur haute solidité comparé à celle des fils de type 3/4N (plus souples), ce qui limite les capacités de déformation et, par conséquent, rend les interconnexions moins robustes à la suite du processus de soudure [9,10 et 14].

Afin d'atteindre une couverture d'intermétallique avoisinant les 70% pour les fils de type 2N, les paramètres du processus de câblage sont revus à la hausse comparés à ceux des fils de type 3/4N. Ceci a été aussi confirmé par simulation à éléments finis (FEM) puisque les interconnexions de type 2N présentaient un meilleur profil de solidité comparé à celui des interconnexions de type 3N, se matérialisant par un niveau de contraintes plus élevé suite à la phase de soudage [14].

Dans le cas des fils de type 2N, il fut observé un ralentissement de la croissance des phases intermétalliques Au-Al (se reflétant par des coefficients de diffusion plus bas), et donc de l'épaisseur de l'intermétallique, comparés aux résultats observés, dans les mêmes conditions de vieillissement, chez les fils de type 3/4N [10,14,26 et 28]. Il en est de même pour le mécanisme de formation des trous Kirkendall et de leur élargissement [10,14,27 et 28].

Les phases intermétalliques observées à un instant donné dans les mêmes conditions de vieillissement sont différentes [14,27]. Prenant le cas d'une comparaison entre le fil 2N et le fil 3N à 1000h 175°C [14], principalement pour les phases riches en or, on constate que pour le fil 2N il subsiste deux phases intermétalliques, Au_4Al et Au_5Al_2 , avec des épaisseurs bien distinctes tandis que pour le fil 3N l'intermétallique est essentiellement constitué par la phase Au_4Al , avec une faible proportion de la phase Au_5Al_2 (voir Figure I.12). Les trous Kirkendall sont aussi moins importants et plus petits.

En conséquence, l'élément dopant ajouté, a joué un rôle prépondérant sur le ralentissement de la diffusion de l'Al et ainsi sur le mécanisme de transformation de la phase Au_5Al_2 en Au_4Al engendrant un ralentissement sur le mécanisme de formation des trous et de leur élargissement.

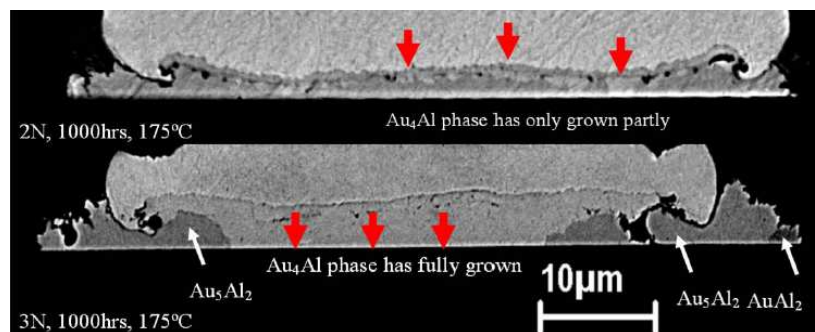


Figure I.12 : Analyse par imagerie SEM en mode rétrodiffusé (BE) de la structure métallurgique de l'intermétallique Au-Al sur un échantillon ayant subi un stockage thermique à 175°C 1000 heures (a) 2N (b) 3N [14].

Les éléments d'alliage les plus fréquemment utilisés en tant que dopant, sont le palladium (Pd) et le cuivre (Cu). De rares études ont porté sur l'apport de ces éléments sur la fiabilité des interconnexions en termes de comparaison de performances [26-28].

On constate que le fil de type Au-1% en poids Cu mène à voir une meilleure tenue en stockage à haute température comparé au fil Au-1% en poids Pd [27]. On observe pour les interconnexions de type Au-1% en poids Pd, une chute plus rapide des forces de tirage ou de cisaillement (par les tests WP et BS) et un taux de Ball Bond Lift plus élevé reflétant une durée de vie plus faible (voir Figure I.13).

Il existe très peu de données portant sur l'analyse du mécanisme de formation des phases intermétalliques Au-Al, sur le rôle joué par les éléments dopants et spécialement sur les mécanismes de dégradation des interconnexions (nature de la propagation de la fissuration) [26-28].

Les principaux résultats connus, reflètent dans le cadre des deux types de fils la création d'une couche riche soit en Pd [26-28] soit en Cu [27,28] entre la boule d'attache et l'intermétallique jouant le rôle de barrière de diffusion, ralentissant dans les deux cas le mécanisme de diffusion de l'Al vers l'intermétallique. Il en est de même pour la croissance de l'intermétallique ainsi que la propagation de la fissuration [26,27].

Le rôle joué par le Cu n'est pas clairement identifié. Dans un autre cas d'étude on a observé que le Cu se répartit entièrement à travers l'intermétallique Au-Al en formant de nouvelles phases intermétalliques combinant de l'Au, de l'Al et du Cu; essentiellement riches en or [28].

Ces phases intermétalliques sont principalement constituées de cette forme : $Au_x(Al,Cu)$ ou $(Au,Cu)_xAl_y$ [28].

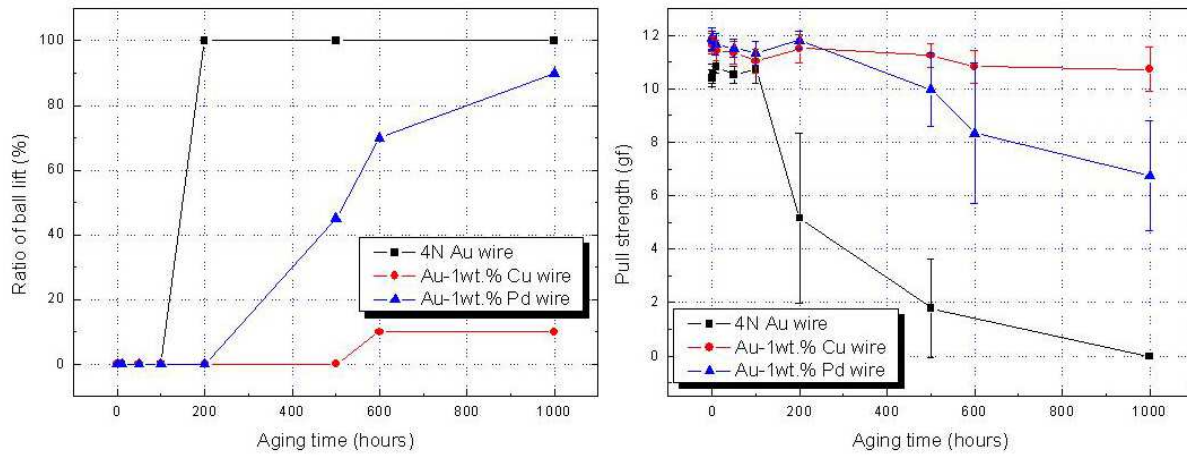


Figure I.13 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre fil or pur, fil Au-1% en poids Pd et fil Au-1% en poids Cu après un stockage thermique à 175°C 1000 heures. (a) Evolution du taux de Ball Bond Lift et (b) évolution de la force de tirage des interconnexions par le test WP [27].

6. Nouvelles approches d'évaluation de la fiabilité

L.Bechou et Y.Danto [6] ont proposé de nouvelles approches pour l'évaluation de la fiabilité. Ces dernières portent sur l'utilisation combinée de :

- Lois physiques de défaillances issues des tests accélérés
- Simulations comportementales
- Méthodes statistiques : intégrant l'effet de la variabilité de paramètres technologiques pour pouvoir extrapoler des taux de défaillance et des durées de vie en conditions opérationnelles

Et ceci dans un seul objectif énoncer la «simulation» de la fiabilité.

Les essais accélérés restent une base incontournable de la démarche de la démonstration de la fiabilité (tels que : paramétrage de lois semi-empiriques quantifiant des facteurs d'accélération globaux, ou pour valider expérimentalement des procédures de simulation de la fiabilité ou autre caractéristique comportementale (taux de défaillance, temps de défaillance, etc.) des produits (systèmes ou composants) dans des délais courts).

Le haut niveau atteint de fiabilisation par les technologies actuelles a conditionné avec le temps les limites des essais accélérés, malgré l'introduction de nouvelles méthodes de test {contraintes échelonnées, multi-contraintes (stresses combinés), multi-énergies d'activations...}, et ce pour plusieurs raisons :

- Actuellement dans certains domaines (électronique embarquée, automobile, spatial...), principalement pour les technologies récentes et maîtrisées, les systèmes ou composants électroniques ont atteint des durées de vie importantes, même en conditions sévères.
- Menant à voir des taux de défaillance de plus en plus faible (si ce n'est quasiment nuls), et à un manque de compréhension considérable sur les mécanismes de dégradation dû à des infos expérimentales de plus en plus pauvres (si ce n'est inexistantes).
- Se rajoute à cela que même dans les cas les plus extrêmes ou l'on a recours aux nouvelles méthodes de test, on arrive plus à atteindre l'intégrité physique des composants.
- Ceci pose le problème de la nature et la signification de l'accélération du vieillissement par des contraintes appliquées plus fortes, car il fut démontré auparavant qu'il y a une forte probabilité que l'on introduise des nouveaux mécanismes de dégradation plutôt que d'en accélérer le réel mécanisme [5,34 et 35].

- Les contraintes conditionnés par les limitations imposés par les matériaux et les interfaces les plus fragiles, ont conduit dans le cas des micro-assemblages (1 et 2 niveau), à voir des facteurs d'accélération (FA) faibles, rarement supérieurs à quelques dizaines, voir quelques unités.
- A ne pas oublier le compromis entre le nombre de pièces sous test et la durée du test, porté par les exigences économiques en imposant une très grande réactivité de la part des fondeurs et des industriels du semi-conducteur.

Les nouvelles approches pour l'évaluation de la fiabilité, dont l'objectif principal est la «simulation» de la fiabilité, sont basées sur trois étapes fondamentales :

- *L'analyse comportementale sous contraintes, dont les objectifs sont :*
 - l'identification et la localisation des contraintes,
 - et d'en étudier l'interaction contrainte/composant,Afin d'apporter des solutions design, des améliorations sur les procédés de fabrication, des éclaircissements sur le choix approprié à prendre sur les technologies à adapter et d'identifier les limites fonctionnelles.
- *La modélisation des dégradations, dont les objectifs sont :*
 - la détermination de modèles physiques de vieillissement (lois d'évolutions),
 - l'identification et l'utilisation d'indicateurs précoces de dégradation,
 - et amélioration de l'analyse de défaillanceAfin d'apporter des solutions pour la simulation de la fiabilité côté design, d'optimiser les durées des tests accélérés et d'avoir une meilleure estimation des durées de vie.
- *La démonstration de la fiabilité, dont les objectifs sont :*
 - l'étude de la distribution des défaillances,
 - la reconstitution artificielle de la distribution des durées de vie,
 - et la caractérisation des modèles de distribution des durées de vie,Afin de structurer de nouvelles méthodologies de démonstration de la fiabilité, de qualifier les produits et de prévoir le taux de défaillance sur une durée calibrée.

On peut citer parmi les approches proposées pour la “simulation” de la fiabilité :

- L'apport des modèles mixtes (*couplage expérimental/ simulation FEM*) [6]
- L'apport des approches statistiques (*stratégie de conception en vue de la simulation de la fiabilité, deux étapes : (1) la modélisation ascendante du vieillissement d'un circuit intégré (CI) et (2) l'analyse descendante de la fiabilité d'un circuit intégré*) [3,33]

Références bibliographiques:

- [1] M. GIRAUD - *Sûreté de fonctionnement des systèmes (Principes et définitions)* - Techniques de l'ingénieur - Réf : e3850
- [2] G.DELAROEZEE - *Introduction to reliability*- Microelectronic Engineering 49 (1999) pp 3-10
- [3] C.BESTORY - *Thèse : Développement d'une stratégie de conception en vue de la fiabilité pour la simulation de la fiabilité et la prévision de la durée de vie des circuits intégrés dès la phase de conception* - université Bordeaux 1- 17 septembre 2008
- [4] "Thermal stress and strain in microelectronics packaging" édité par J.H. Lau aux éditions Van Nostrand Reinhold (1993)
- [5] JY. DELETAGE - *Thèse: étude de la durée de vie d'assemblages microélectroniques par l'utilisation de simulations, de modèles de dégradation et de circuits intégrés spécifiques de test* - université Bordeaux1, Décembre 2003
- [6] Lue, Min-Hsien; Huang, Chen-Town; Huang, Sheng-Tzung, Hsieh, Ker-Chang - *Bromine and Chlorine Induced Degradation of Gold-Aluminum Bonds* - Journal of Electronic Materials, Volume 33, Number 10, 1 October 2004 , pp. 1111-1117(7)
- [7] A.CHANDRASEKARAN- *Thesis: Effect of encapsulant on high temperature reliability of the gold wirebond-aluminium bondpad interface* - University of Maryland (2003)
- [8] JAMIN LING, ZIV ATZMON, DOMINIK STEPHAN, MURALI SARANGAPANI - Wire bond reliability: An Overview of Intermetallic Mechanism -http://www.semiconsingapore.org/ProgrammesandEvents/cms/groups/public/documents/web_content/ctr_022340.pdf
- [9] JAMIN LING, ZIV ATZMON, DOMINIK STEPHAN, MURALI SARANGAPANI - *Wire Bond Reliability – An Overview on the Mechanism of Formation/Growth of Intermetallics* - http://www.semiconsingapore.org/ProgrammesandEvents/cms/groups/public/documents/web_content/ctr_022429.pdf - SEMICON® Singapore 2008
- [10] S.KUMAR, F.WULFF – *Degradation of small bonds due to intermetallic phase (IP) growth* - in Proc Int.Conf. High Density Packag. MCM, pp 403-408, 1999
- [11] F.WULFF, CD.BREACH - *Measurement of Gold Ballbond Intermetallic Coverage* - http://www.goldbulletin.org/assets/file/goldbulletin/downloads/Wulff_Breach_4_39.pdf - Gold Bulletin 2006 (39/4)
- [12] C.BREACH, F.WULFF, K.DITTMER, D.R.CALPITO, M.GARNIER, V.BOILLOT, T.C.WEI – *Reliability and failure analyses of gold ball bonds in fine and ultra-fine pitch applications* - SEMICON® Singapore 2004
- [13] J. BELERAN, F. WULFF, C. D. BREACH - *Gold ball-bond mechanical reliability at 40µm pitch: squash height and bake temperature effects* - Presented at 6th EPTC, Pan Pacific Singapore: Dec. 2004
- [14] D. STEPHAN, Y. H. CHEW, H. M. GOH, E. PASAMANERO, E.P.P. THEINT, D. R. M. CALPITO, J. Ling - *A Comparison Study of the Bondability and Reliability Performance of Au Bonding Wires with Different Dopant Levels* - 9th Electronics Packaging Technology Conference pp (737-742) 2007
- [15] H-S.CHANG, K-C.HSIEH, T.MARTENS, AND A.YANG - *Wire-Bond Void Formation During High Temperature Aging* - IEEE Transactions On Components And Packaging Technologies, Vol. 27, N°. 1, March 2004
- [16] C. D. BREACH, F. WULFF - *Intermetallic compound formation in gold ball bonds: general growth patterns and identification of to forms of Au4Al* - microelectronics reliability, vol 44, pp973-98, 2004
- [17] CD.BREACH, F.WULLF, CW.TOK - *an unusual mechanical failure mode in gold ball bonds during isothermal aging in air at 175°C* - microelectronics reliability 2005
- [18] T.UNO, K.TATSUMI - *Thermal reliability of gold-aluminum bonds encapsulated in bi-phenyl epoxy resin* - Microelectronics Reliability 40 (2000) pp145-153
- [19] J.PARK, H-J.CHA, B-S.KIM, Y-K.PARK, S-Y.KIM, S-C.SHIN, M-Y.SHIN, K-I.OUH, and H-JEON – *Interfacial degradation mechanism of Au/Al and Alloy/Al bonds under high temperature storage test: contamination, epoxy molding compound, wire and bonding strength* - IEEE Transactions On Components And Packaging Technologies, Vol. 30, N°. 4, December 2007
- [20] T.A.TRAN, L.YONG AND R.RADKE - *Fine Pitch Probing and Wire Bonding and Reliability of Aluminum Cap Copper Bond Pads* - 13 Juin 2000- http://www.swttest.org/swtw_library/2000proc/PDF/S22_Tran.pdf
- [21] L.LEVINE, M.OSBORNE, H.CLAUBERG and S.HILSENBECK – *Improving Intermetallic Reliability in Ultra-Fine Pitch wire bonding* - SEMICON® Singapore 2004
- [22] S.SUTIONO, A.SEAH, S.CHEW, D.CALPITO, SARASWATI, D.STEPHAN, F.WULFF, C-D.BREACH, -*Intermetallic growth behaviour of gold ball bonds encapsulated with green moulding compounds* -

- Electronic Packaging Technology Conference, EPTC 2005. Proceedings of 7th, Volume: 2, On page(s): 6 pp, 7-9 Dec. 2005
- [23] A.TEVEROVSKY - *The significance of glass transition temperature of molding compounds for screening and reliability qualification of COTS PEMs* - SPIE Proc Ser 2003;5288:483–8
- [24] A.TEVEROVSKY - *Effect of environments on degradation of molding compound and wire bonds in PEMs* - In: Proc of 56th ECTC, 2006. p. 1415–24
- [25] R-C.BLISH – *Temperature cycling and thermal shock failure rate modelling* - Reliability Physics Symposium, 1997. 35th Annual Proceedings., IEEE International- On page(s): 110-117, 8-10 Apr 1997
- [26] H-J.KIM, J-S.CHO, Y-J.PARK, J.LEE, and K-W.PAIK - *effects of Pd addition on Au stud bumps/ Al Pad Interfacial reactions and bond reliability* - in Journal of Electronic materials - Vol.3., N°01,pp 1210-1218,2004
- [27] S-A.GAM, H-J.KIM, J-S.CHO, Y-J.PARK, J-T.MOON, and K-W.PAIK - *effects of Cu and Pd addition on Au bonding wire/ Al Pad Interfacial reactions and bond reliability* - in Journal of Electronic materials - Vol.35, N°11,pp 2048-2055,2006
- [28] H-S.CHANG, K-C.HSIEH, T.MARTENS and A.YANG - *The Effect of Pd and Cu in the Intermetallic Growth of Alloy Au Wire* – in Journal of ELECTRONIC MATERIALS, Vol. 32, No. 11, 2003
- [29] T.BRAU, K-F.BECKER, M.KOCH, V.BADER, R.ASCHENBRENNER AND H.REICHL - *Reliability Potential Of Epoxy Based Encapsulants For Automotive Applications* - Microelectronics and Reliability Proceedings of the 16th European Symposium on Reliability of Electron Devices, Failure Physics and Analysis- Volume 45, Issues 9-11, September-November 2005, Pages 1672-1675
- [30] A-R.CORY - *Improved reliability prediction through reduced-stress temperature cycling* - In: Proc 38th Annual IEEE Int Reliability Phys Symp, 2000. p. 231–6
- [31] P.MCCLUSKEY, F.LILIE, O.BEYSSER, A.GALLO - *Low temperature delamination encapsulated microcircuits* - Microelectronic Reliability 1998; 38:1829–34
- [32] J.B.N.Kee and J.T.S.Yip - *Towards a halogen-free package - GREEN molding compound* – in Electronics Manufacturing Technology Symposium, 2003. IEMT 2003. IEEE/CPMT/SEMI 28th International; page(s): 107- 115; 6-18 July 2003
- [33] L. BECHOU, Y. DANTO, JY. DELETAGE, F. VERDIER, D. LAFFITTE, JL. GOUDARD - *New approaches of reliability assessment: Prospects for nanotechnologies* - journées scientifiques du CNFRS "NANOSCIENCES ET RADIOÉLECTRICITÉ" Paris, le 20 et 21 mars 2007
- [34] A.TEVEROVSKY- *Reliability of COTS PEMs (effect of environments on degradation of Molding Compound and Wire Bonds in PEMs)* - IEEE, Electronic Components and Technology Conference, 2006. Proceedings. 56th Volume, Issue, 0-0 0 Page(s):10 pp.
- [35]A.R.CORY- *Improved reliability prediction through reduced-stress temperature cycling*- Proc. 38th annual IEEE international Reliability Physics Symposium, pp 231-236, 2000.

1. Les moyens de test (Techniques expérimentales)

Dans le chapitre précédent, nous avons spécifié durant l'étude portant sur les différents mécanismes de dégradation observés au niveau « *Packaging* » à haute température que plusieurs zones étaient susceptibles d'être endommagées durant les tests de vieillissement accéléré et que, dans un effet secondaire, la plupart de ces endommagements contribuaient ou menaient (directement ou indirectement) au mécanisme de dégradation prépondérant : rupture des interconnexions Au-Al.

L'un des objectifs majeurs de la thèse est de développer un système d'assurance fiabilité pour les composants électroniques. Ce système doit être basé sur l'observation des défaillances aux conditions limites de vieillissement ou d'utilisation. Par conséquent, nous avons mis en place d'une part un ensemble de tests spécifiques pour l'évaluation de la fiabilité durant les essais de vieillissement accélérés et, d'autre part, un ensemble de tests pour l'analyse des défaillances.

Tous les essais de vieillissement effectués au cours de ce projet, se déroulent, d'une manière générale, en deux étapes : un pré-conditionnement suivi du ou des essai(s) de vieillissement. Certaines expérimentations élaborées n'ont cependant pas suivi ce protocole dans sa totalité pour diverses raisons : soit qu'elles étaient antérieures à la mise en place de ce protocole soit que les investigations visées ne nécessitaient pas toutes les étapes du protocole.

▪ *Description de l'ensemble de tests dédié à l'évaluation de la fiabilité au niveau « packaging »*

(1) Techniques expérimentales avant les essais de vieillissement (analyses non destructives)

Pour chaque nouvelle expérimentation, nous réalisons un ensemble de tests non destructifs. Dans un premier temps nous effectuons un "test électrique" pour détecter des Open (circuit ouvert)/Short (court circuit) électriques. Dans un second de temps nous procédons à une "inspection visuelle" pour vérifier qu'il n'y a ni fissuration à l'interface de la résine d'enrobage, ni de connexion endommagée. Puis nous analysons la délamination à l'aide de la "microscopie acoustique" en mode C-scan (couplé au mode A-scan) et enfin nous la mesurons sur plusieurs interfaces à l'aide de la nouvelle méthodologie que nous avons développée et qui sera présentée dans le paragraphe 1.4.3.

(2) Techniques expérimentales après les essais de vieillissement

Après chaque essai de vieillissement, nous devons effectuer une batterie de tests pour vérifier qu'il n'y a aucune dégradation au niveau « Packaging » et plus particulièrement au niveau des interconnexions Au-Al. D'abord, nous réalisons des analyses non destructives : reprenant les mêmes tests que précédemment. Puis nous procédons à une analyse destructive qui consiste en l'étude de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al par les "tests WP et BS".

▪ *Description de l'ensemble de tests dédié à l'analyse de défaillance*

Ce type d'analyse de défaillance est uniquement orienté pour les rejets électriques en CO.

(1) analyses non destructives

Les analyses non destructives sont de 2 types : les tests électriques et la microscopie acoustique

✓ Test électrique : il s'agit d'une nouvelle méthodologie que nous proposons. En effet, dans le cadre d'une qualification produit, l'analyse des rejets électriques en CO des pièces défaillantes est effectuée en premier lieu avec le testeur MAVERICK PT. Dans la procédure habituelle, la confirmation des rejets est effectuée avec le même testeur. Ici, pour obtenir une meilleure précision, nous instaurons une nouvelle méthodologie de diagnostic, qui est basée sur l'analyse de la courbe de diode (I-V) du circuit de protection ESD (*Electrical Static Discharge*) en utilisant la configuration suivante :

- KEITHLEY 2400 : utilisé en tant que source-mètre (mesure : I, source : V)
- Matrice HP34980 : utilisé pour commuter sur toutes les pins du produit; permet d'effectuer des mesures in-situ.
- Carte de test MAVERICK (spécifique au produit testé)

Au cours de ce type d'analyse, la température du composant est maintenue stable afin d'éviter toute perturbation. En effet, des variations de température peuvent introduire des changements sur les caractéristiques électrothermiques des matériaux du circuit de protection ESD.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

- ✓ Microscopie acoustique : à la suite de la confirmation des rejets, une analyse par microscopie acoustique en mode C-Scan permet de mesurer la délamination aux interfaces résine/puce, résine/lead-frame, résine/die-paddle et sur l'ensemble du boîtier.

Ces premières analyses sont complétées par des analyses destructives afin de comprendre le mécanisme de dégradation.

(2) analyses destructives

- ✓ WP/BS : analyse de la tenue mécanique des interconnexions Au/Al des pièces défaillantes dans les zones endommagées (là où sont situés les CO)
- ✓ Microscope électronique à balayage :
 - ❖ Analyse de la structure métallographique de l'intermétallique Au-Al : mesure de l'épaisseur de l'intermétallique par microscopie optique ou par SEM, précédée par la préparation des échantillons (voir [1]) pour les analyses en micro-section
 - ❖ Identification des phases intermétalliques par l'analyse EDX
 - ❖ Réalisation de cartographies des éléments constituant les interconnexions par la méthode « *EDX mapping* »
 - ❖ Analyse du mécanisme de défaillance : analyse physique des sites de fracturation de l'interconnexion (du côté boule d'attache et du côté plot de report), effectuée à l'aide de micrographies SEM et de microanalyses EDX
 - ❖ Analyse de la couverture d'intermétallique :
 - Isolation de la couverture d'intermétallique par voie chimique (bain de KOH, 3g pour 100ml d'eau) suivi d'un recuit à 70°C pendant 20 minutes (voir [1,2]),
 - Réalisation de micrographies SEM de la couverture d'intermétallique,
 - Traitement numérique de l'image de la couverture d'intermétallique

Lorsque l'on s'intéresse uniquement à l'analyse du mécanisme de défaillance, seules sont donc requises les deux dernières étapes.

Pour plus de détails sur la méthodologie de l'analyse de défaillance se référer au chapitre V.

1.1. Le test électrique :

Durant les essais de vieillissement accélérés, le contrôle des fonctionnalités et des performances électriques d'un produit est réalisé grâce aux moyens de diagnostic et de caractérisations présentés par la plateforme de test *MAVERICK PT NEXTEST system corporation*. Un programme de test spécifique développé sur cette plateforme, est associé à chaque nouveau produit. Chaque programme peut être constitué de plusieurs modules de test, tel que : l'analyse d'Open/Short, l'analyse de la fonctionnalité des mémoires non volatiles (EEPROM/Flash) pour les procédures de cyclage de Programmation/Effacement, la détermination de la tension de seuil haute (*Vt High*) par dichotomie....

Le banc de mesure est constitué d'une interface de communication, du testeur MAVERICK PT et d'une carte de circuit imprimé spécifique au produit testé (voir Figure II.1).

Sachant que l'intérêt est principalement porté sur l'analyse de la fiabilité des interconnexions, nous allons pour la suite uniquement énoncer la procédure de test dédiée à l'analyse d'un rejet électrique en CO. Le module de test associé à cette fonctionnalité est constitué par les variables suivantes : les limites basse et haute d'acceptation (ou de non dégradation) et l'amplitude de la source de test, notés respectivement : PE1 Limit Lo = 1.2V (fixe), PE1 Limit Hi = 100mV (fixe), PE1 PMU I_Force : 400 μ A (varie en fonction des caractéristiques du produit).

Le principe de la mesure consiste à forcer un courant de polarisation et de mesurer la tension aux bornes du circuit de protection ESD (*Electrical Static Discharge*) situé sur chacun des plots de report du produit et de la comparer aux limites basse et haute. Si la tension mesurée est en dehors de l'intervalle formé par les deux limites, alors la connexion testée est considérée défaillante, signifiant ainsi un rejet électrique en CO ; sinon aucun rejet n'est signalé.

Les rejets électriques en CO sont ensuite confirmés par vérification de la caractéristique de la courbe de diode (I-V) correspondante sur traceur de courbe (HP4145).



Figure II.1 : MAVERICK PT de NEXTEST system corporation.

1.2. Les tests de Wire Pull (WP) et de Ball Shear (BS) :

L'analyse de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al est basée, sur l'analyse de la force de traction des fils de câblage par la méthode de « WP test », et sur l'analyse de la force de cisaillement des boules d'attache par la méthode de « BS test » au fur et à mesure du vieillissement.

Les tests de traction et de cisaillement sur les interconnexions sont effectués sur les échantillons immédiatement après ouverture des boîtiers.

Les résultats issus de ces méthodes de test fournissent une courbe de vieillissement décrivant l'évolution de la force à la rupture en fonction du temps du vieillissement. Cette courbe permet de suivre l'évolution de la dégradation des interconnexions, et de définir le mode de défaillance associé.

Les tests de traction et de cisaillement sont effectués au moyen d'un testeur Dage BT-2400PC (voir Figure II.2) avec une cellule de charge en forme d'aiguille BS500gm. Concernant le test de cisaillement, la vitesse de cisaillement est fixée à 100 μm par seconde. Après avoir nettoyé la surface de la puce, l'outil de cisaillement (la cellule de charge) est placé à côté de la boule d'attache à une hauteur de cisaillement de 3 μm au-dessus du plot de report. En raison de la faible hauteur des boules d'attaches constituant les interconnexions de divers produits, le cisaillement est principalement effectué à la hauteur des intermétalliques.

Il est à noter que lorsque la surface de la puce n'est pas bien nettoyée cela mène l'outil de cisaillement à rencontrer des irrégularités et ainsi à faire chuter le test.

Les outils de cisaillement sont conçus par K&S Microwiss en métal dur, les largeurs de pointe d'aiguille utilisées sont de 75 μm et de 100 μm .

Les tests de traction sont aussi effectués au moyen du testeur Dage BT-2400PC avec une cellule de charge en forme de crochet WP100.

On effectue les tests de traction et de cisaillement après s'être assuré que l'équipement est bien étalonné.

Les procédures décrivant les tests de WP et BS ainsi que les critères de rejet pour les qualifications produits sont décrites par les normes suivantes : la *Mil STD 883, method 2011.7-Wire pull* [3] et l'*AEC Q100-01-Ball shear* [4].

Afin de répondre aux objectifs d'élaboration de nouvelles méthodologies d'évaluation de la fiabilité nous avons redéfini les critères de rejet permettant d'analyser la tenue mécanique des interconnexions.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

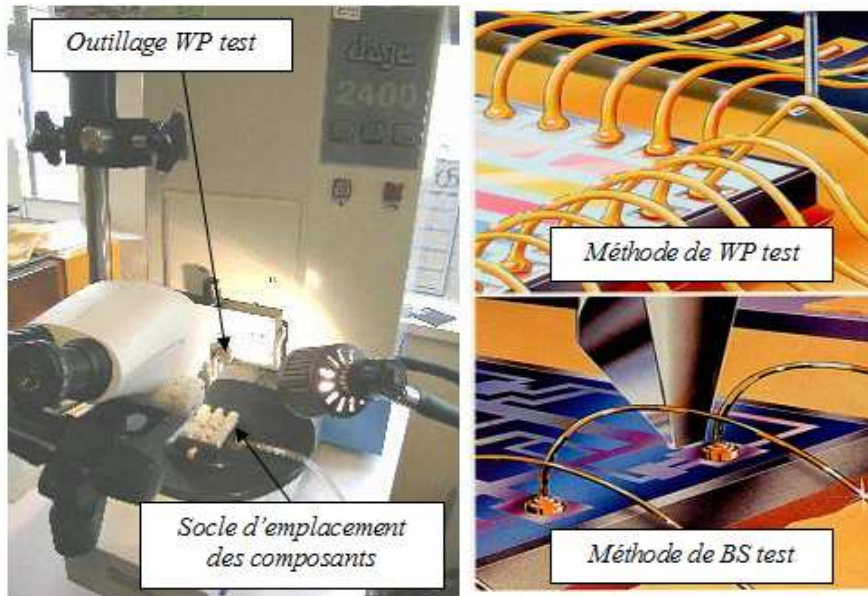


Figure II.2 : Testeur Dage BT-2400PC.

1.2.1. Les différents modes de défaillance observés par les tests de WP et BS et les critères de rejet qui leur sont associés :

La Figure II.3 donne une définition des différentes parties d'un fil de connexion selon le lieu de la rupture au cours du test de traction, ou de cisaillement, différents modes de défaillance peuvent être définis. Nous les avons regroupés en huit catégories décrites ci-dessous :

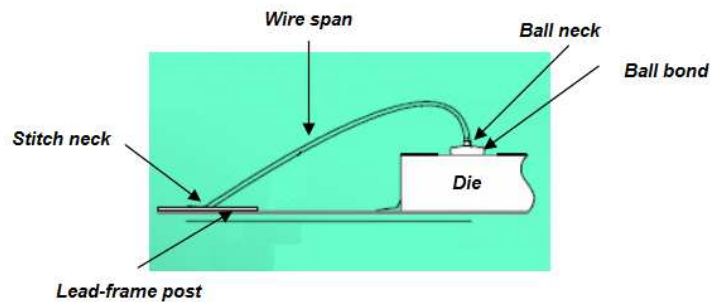


Figure II.3 : Vue d'ensemble d'un fil de connexion.

- Les modes de défaillance (voir Figure II.3 et Figure II.4)
 - Stitch : rupture du fil de câblage au niveau du stitch, dit mode 1
 - Wire break : rupture du fil au milieu, dit mode 2
 - Wire break at the ball neck (WB/ABN) : rupture du fil au niveau de l'extrémité (ou cou) de la boule d'attache, dit mode 3
 - Bond break at ball (BBAB) : cisaillement graduel à travers la boule d'attache, plus de 75% d'or recouvre la surface du plot de report, dit mode 4
 - Ball bond lift (BBL) : désolidarisation complète de l'interconnexion, correspondant soit à un cisaillement soit à un soulèvement de la boule d'attache par arrachement. On retrouve suite à ce mode de défaillance des résidus d'alliage Al/Au (l'intermétallique Au-Al proprement dit) sur le plot de report. Pour ce mode de défaillance, dit mode 5, on distingue trois catégories :
 - mode 5a : on y observe d'une part qu'une portion d'or reste attachée au plot de report, et d'autre part l'apparition de l'intermétallique Au-Al en forme de croissant ou de couronne. Ce mode n'est considéré comme un BBL que dans le test WP.
 - mode 5b et 5c : Pour ces deux cas on observe uniquement l'intermétallique Au-Al. Le mode 5b reflète une bonne couverture d'intermétallique tandis que le mode 5c reflète une couverture moyenne (présence de zones non soudées).

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

- Bond pad lift (BPL) : arrachement d'une partie du plot de report ou de sa totalité avec ou sans la sous couche TiN, dit mode 6. Pour ce mode de défaillance on distingue aussi trois catégories :
 - mode 6a : l'Al situé sous la boule d'attache est décollé (reste attaché à l'intermétallique Au-Al), la sous couche TiN reste apparente.
 - mode 6b : l'Al et la sous-couche TiN sont totalement décollés.
 - mode 6c : pourrait être considéré comme un BBL si l'intermétallique Au-Al est uniquement présent en forme de couronne avec ou sans arrachement de la sous-couche TiN au centre.
- Pad structure break-down (BSBD) : arrachement des couches intermédiaires entre le métal et le silicium, plus précisément de la première couche d'oxyde jusqu'au silicium, dit mode 7
- Cratering : présence d'un cratère dans le silicium, dit mode 8

Les modes de défaillances cités ci-dessus rassemblent ceux observés par les deux méthodes de test.



Figure II.4 : les différents modes de défaillances observés en WP et BS tests.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

▪ Les critères de rejet

Les modes de défaillances de 2 à 4 reflètent la zone de bon fonctionnement (ou de non dégradation) et les modes 1 et de 5 à 8 reflètent la zone de rupture (ou de dégradation), ces derniers modes synthétisent les critères de rejet. Les modes 5 et 6c correspondent à des rejets de vieillissement tandis que les modes 1, 6a, 6b, 7 et 8 correspondant le plus à des défauts technologiques.

Un rejet électrique en CO correspond en général à la rupture de l'interconnexion, qui se produit principalement à travers l'intermétallique Au-Al. Le mode de défaillance décrivant le mieux ce mécanisme de dégradation est : le *Ball Bond lift (BBL)*.

Ce mode de défaillance est activé différemment selon la méthode de test :

(1) en *W/P test* il est représenté par les modes de défaillances : mode 5(a, b et c) et le mode 6c.

(2) en *B/S test* il est représenté par les modes de défaillances : mode 5(b et c).

1.2.2. Endommagement et fatigue : analyse du vieillissement sur la courbe de Wöhler

1.2.2.1. Notion de fatigue [5,6]

La fatigue désigne une évolution locale et progressive mais irréversible des caractéristiques mécaniques d'une structure soumise à des contraintes et des déformations variables et répétées.

Ce processus peut conduire à des dommages ou une rupture complète du matériau.

La tenue à la fatigue d'un matériau est analysée à travers l'étude de son comportement sous l'action de sollicitations répétées insuffisantes individuellement pour provoquer la rupture.

En effet la fatigue ou endommagement par fatigue est une des principales causes de rupture des matériaux.

On entend par ce terme la modification des propriétés des matériaux à l'application des cycles d'efforts, dont la répétition peut entraîner la rupture des pièces constituées avec ces matériaux.

Ce qui caractérise la fatigue et qui la rend néfaste est que la rupture peut se produire sous des contraintes apparemment faibles en tout cas bien en deçà des limites de résistance en traction du matériau.

En règle générale, les sollicitations appliquées résultent de la superposition d'une contrainte constante et d'une contrainte variable (qui peut présenter une forme sinusoïdale, carrée, et une séquence fixe ou aléatoire,...). Selon les proportions respectives de ces deux contraintes, les effets de la fatigue varient.

Généralement, pour les matériaux métalliques la rupture par fatigue comprend 4 étapes :

- L'endommagement (sollicitations cycliques, ruptures microscopiques) ;
- L'amorçage (formation de fissures microscopiques par accumulation de ruptures microscopiques);
- La propagation ;
- La rupture statique.

Le phénomène de fatigue concerne, dans le cas général, un matériau sollicité cycliquement en flexion, ou en traction :

- soit dans le domaine de déformation élastique avec un grand nombre de cycles (de 10^5 à 10^8); c'est la fatigue élastique;

- soit dans le domaine de déformation plastique avec un nombre de cycles moins élevé (de 10^3 à 10^5); c'est la fatigue plastique olygocyclique.

Le phénomène de fatigue engendre :

. Pour les aciers et les alliages de titane, une perte de l'ordre de 50% de la résistance à la rupture;

. Pour les alliages d'aluminium, une perte de l'ordre de 60% de la résistance à la rupture;

Les matériaux métalliques sont particulièrement sensibles à la fatigue.

On peut voir sur la Figure II.5 une comparaison de la tenue en fatigue de quelques matériaux.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

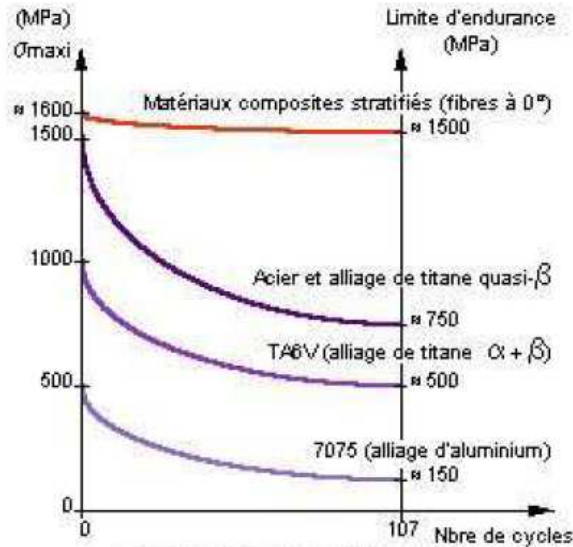


Figure II.5 : Comparaison de la tenue en fatigue de quelques matériaux [6].

1.2.2.2. Chargement à amplitude constante et courbe de Wöhler [5,6]

En fatigue, les matériaux sont caractérisés par des essais semblables à celui présenté sur la Figure II.6 où une éprouvette est soumise à un chargement alterné sinusoïdal d'amplitude constante (pour exemple des vibrations) jusqu'à ce que l'amorçage d'une fissure soit observé. Le nombre de cycles à l'amorçage est alors mesuré, expérimentalement le nombre de cycle à l'amorçage est confondu avec le nombre de cycles à la rupture. De tels essais sont répétés pour différentes amplitudes du chargement afin d'établir la courbe de Wöhler du matériau, donnant en ordonnée l'amplitude de la contrainte notée σ_a ou σ et en abscisse la durée de vie à l'amorçage N .

La courbe de Wöhler peut être décomposée en 3 domaines (voir Figure II.6.c) : fatigue oligocyclique (pour des valeurs de N comprises entre 0 et 10^4 à 10^5 cycles), fatigue limitée (N compris entre 10^4 et 10^6 à 10^7 cycles) et fatigue illimitée (N tend vers l'infini). Elle présente généralement une asymptote horizontale qui correspond à une contrainte dont la valeur est par définition, la *limite de fatigue* σ_D (la plus grande amplitude de contrainte à moyenne nulle pour laquelle il n'est pas observé de rupture après un nombre infini de cycles). Cette limite peut ne pas exister ou être mal définie pour certains matériaux tels que les aciers à haute résistance. Dans ce cas, on introduit, la *limite d'endurance*.

On donne en général la courbe de Wöhler médiane. On représente en abscisse le nombre de cycles N à 50% de rupture (la loi de $\log(N)$ est normale).

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

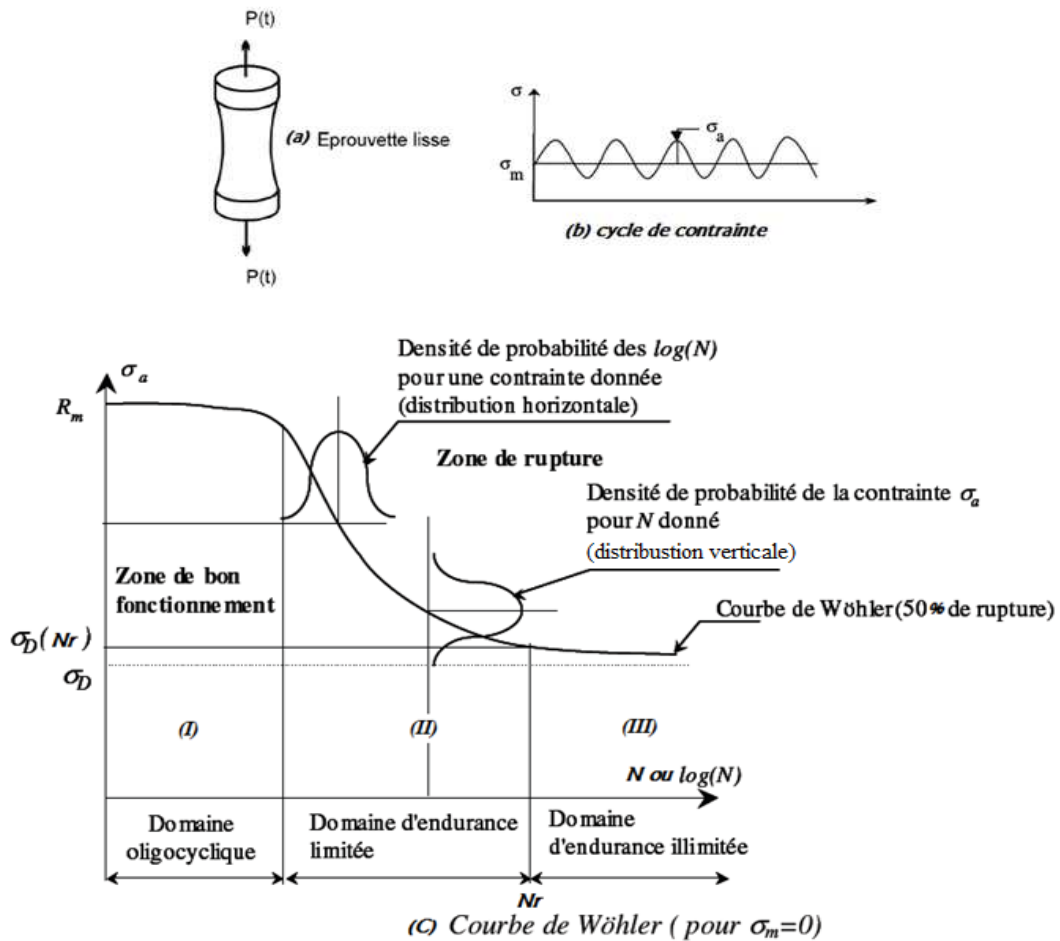


Figure II.6 : Description de l'endommagement par fatigue. (a) Eprouvette lisse, (b) cycle de contrainte et (c) courbe de Wöhler [5,6].

▪ Définition des domaines

○ I : Zone de fatigue plastique oligocyclique (sous forte contrainte) : la rupture survient après un très petit nombre d'alternances et est précédée d'une déformation plastique notable.

Par suite de l'amplitude élevée de la contrainte maximale, chaque cycle d'effort entraîne une déformation plastique d'ensemble accompagnée le plus souvent soit d'un durcissement notable, soit d'un adoucissement du matériau.

Ce domaine s'étend à la limite d'élasticité. Le nombre de cycles à la rupture s'étend de 0,5 jusqu'à 10^4 ou 10^5 , selon la nature du matériau.

○ II : Zone de fatigue ou d'endurance limitée (dit aussi domaine de fatigue usuelle) : La rupture apparaît après un nombre limité de cycles (10^5 à 10^7), on remarque que dans ce domaine le nombre de cycle à la rupture croît quand l'amplitude de la contrainte appliquée décroît.

○ III : Zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité (sous faible contrainte) : la rupture ne se produit pas avant un nombre $Nr = 10^7$ de cycles, supérieur à la durée de vie envisagée pour la pièce.

Pour les contraintes maximales appliquées, la durée de vie peut être considérée comme supérieure à celle envisagée pour la pièce ou la construction : $Nr > 10^7$ ou 10^8 , selon la position de la limite d'endurance σ_D . Pour des contraintes maximales inférieures à σ_D , les conditions de germination des microfissures sont rarement réunies ou alors leur dimension n'atteint pas la taille critique.

La zone de bon fonctionnement est constituée du premier domaine de fatigue, et la zone de rupture des deux autres domaines (voir Figure II.6).

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

1.2.2.3. Notion de fatigue thermomécanique (particulièrement pour les alliages)

Lorsque le vieillissement est décrit par des chocs ou des cycles thermiques (TS ou TC) on parle alors de fatigue thermomécanique et non plus de fatigue purement mécanique.

Le cycle de contraintes est un cycle de contraintes thermomécaniques (voir Figure.II.8.b).

Le concept de base de la courbe de Wöhler reste inchangé lorsque les caractéristiques thermomécaniques du matériau n'évoluent pas au cours du vieillissement sous l'effet de la température (Figure II.7). C'est l'amplitude de l'excursion thermique (ΔT) qui régit le nombre de cycle à la rupture (N), on parle alors de contraintes thermomécaniques se référant à un seul et unique mode de défaillance, comme exemple on peut citer le mécanisme de rupture des joints brasés Sn/Pb.

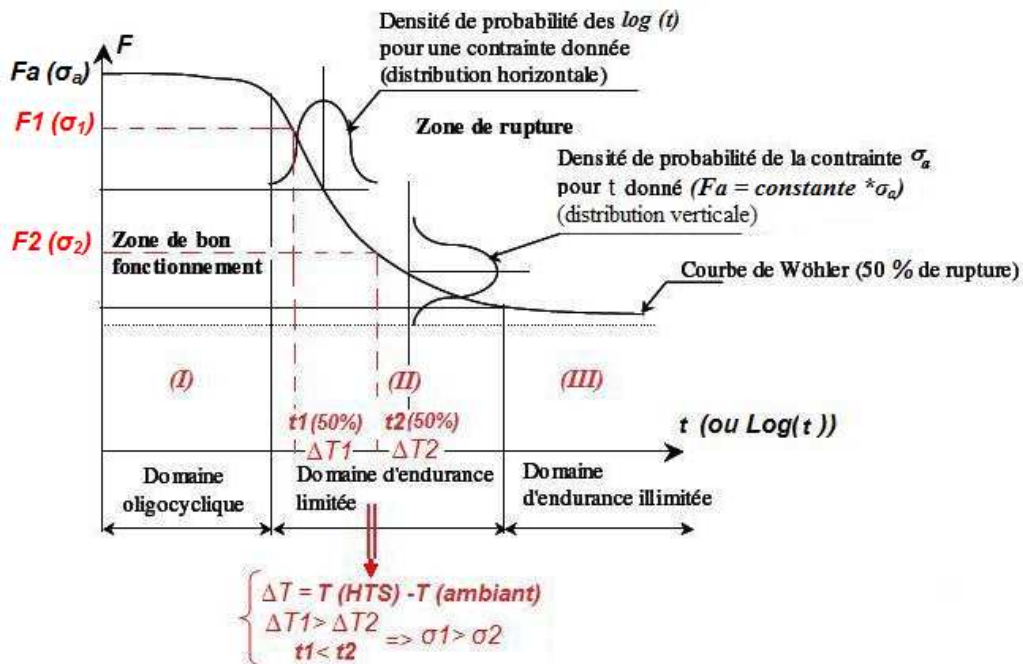


Figure II.7 : Description de l'endommagement par fatigue thermomécanique sur la courbe de Wöhler [7].

Note : F_a , désigne ici la force initiale de tirage soit de cisaillement, cela dépend du test effectué (WP ou BS) et F_i , désigne la force à la rupture résultant d'un nombre de cycle N_i régit par une excursion thermique ΔT_i .

- Etude de la fatigue thermomécanique des joints brasés étain-plomb (Sn/Pb) [7]

Sous l'action de contraintes répétées comme lors d'essais de cyclage thermique, un matériau peut se déformer jusqu'à subir des dommages : c'est le phénomène de fatigue thermomécanique. Pour les joints brasés Sn/Pb, la fatigue est liée à la déformation cyclique de la brasure. S'ils sont sollicités au-delà de leur limite élastique, à chaque cycle la déformation plastique s'accumule et les joints peuvent se fissurer rapidement.

La déformation cyclique totale est la somme de la déformation élastique, plastique et celle induite par le fluage.

Notion de fluage [7] :

Le phénomène du fluage est assimilable à de la déformation plastique activée thermiquement et impliquant des phénomènes de diffusion. Les processus de diffusion et de glissement/formation de dislocations continuent à se produire dans le temps sous activation thermique. Dans ce cas, même sous contrainte constante, le matériau se déforme de manière irréversible.

Dans le cas d'un composant monté sur carte, dont la brasure subit une déformation du fait des dilatations différentielles, le phénomène de fluage se traduit par une déformation qui continue d'évoluer alors que la température est stabilisée. En même temps, les phénomènes de diffusion dans la brasure font que la contrainte diminue, sur le palier de température.

La diffusion correspond à des mouvements de matière à l'échelle atomique et conduit à une séparation des phases Sn et Pb, et conjointement à la formation de précipités sous formes de grains de Sn et de Pb. Cette évolution de la microstructure caractérisée par l'accroissement des phases est aussi appelée « phénomène de coalescence ».

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

Ce phénomène est également présent en vieillissement sans contrainte thermomécanique, par diffusion thermique. Dans ce cas le mécanisme suit une loi d'Arrhenius, et est donc très activé à chaud, et relativement peu actif à température plus basse.

Le fluage doit être pris en considération dès que la température d'emploi est proche ou supérieure à $0,2 T_f$ (où T_f est la température de fusion de l'alliage considéré, soit 36°C environ pour l'eutectique Sn/Pb) et/ou s'il existe des contraintes importantes.

L'endommagement thermomécanique [7] :

Sur un matériau contraint, la diffusion de volume peut être court-circuitée par les glissements de dislocations. La contribution de cet effet au phénomène global de fluage dépend de la taille des domaines et des dislocations.

Le résultat de cette diffusion est la coalescence des phases de plomb, c'est à dire que les grains de plomb grossissent au court du temps. Les fissures se propagent de façon intergranulaire entre les phases de plomb, la propagation des fissures est ainsi grandement facilitée.

Ainsi l'endommagement par fatigue thermomécanique a pour conséquences :

- Une coalescence des phases métallographiques des joints brasés, autrement dit des phases d'étain et de plomb.
- Une structure de plus en plus grossière au fur et à mesure que la contrainte augmente et qui tend à se disloquer. L'augmentation de la taille des joints de grains favorise par ailleurs l'initiation et la propagation des fissures dans la structure.
- La création de micro cracks ou amorce de fissuration.
- La propagation des fissures qui est intergranulaire.
- La fissuration totale de la brasure.

1.2.2.4. Etude de la tenue en fatigue (ou en vieillissement thermique) des interconnexions Au-Al sur la courbe de Wöhler

L'intérêt est ici porté sur l'étude de la fiabilité des interconnexions Au-Al. Il s'agit ainsi d'étudier le mécanisme de dégradation d'un alliage Au/Al (voir Figure II.8.a).

Le principal facteur d'accélération lié à la dégradation des interconnexions Au-Al est la température.

Comme dit précédemment l'analyse de la tenue mécanique des interconnexions est basée, sur l'analyse de la force de tirage des fils de câblage par la méthode WP, et sur l'analyse de la force de cisaillement des boules d'attache par la méthode BS, et ceci au fur et à mesure du vieillissement.

Les résultats issus de ces méthodes de test fournissent une courbe de vieillissement décrivant l'évolution de la force à la rupture en fonction du temps du vieillissement. Cette courbe permet de suivre l'évolution de la dégradation des interconnexions, et de définir le mode de défaillance associé.

Pour apporter plus de clarté sur l'interprétation des résultats et affiner l'analyse de la tenue mécanique des interconnexions, nous allons effectuer une analogie entre la courbe de vieillissement, $F=f(t)$, issue des tests de WP et BS avec la courbe de Wöhler illustrant la tenue mécanique au cours d'un vieillissement thermique (voir Figure II.9).

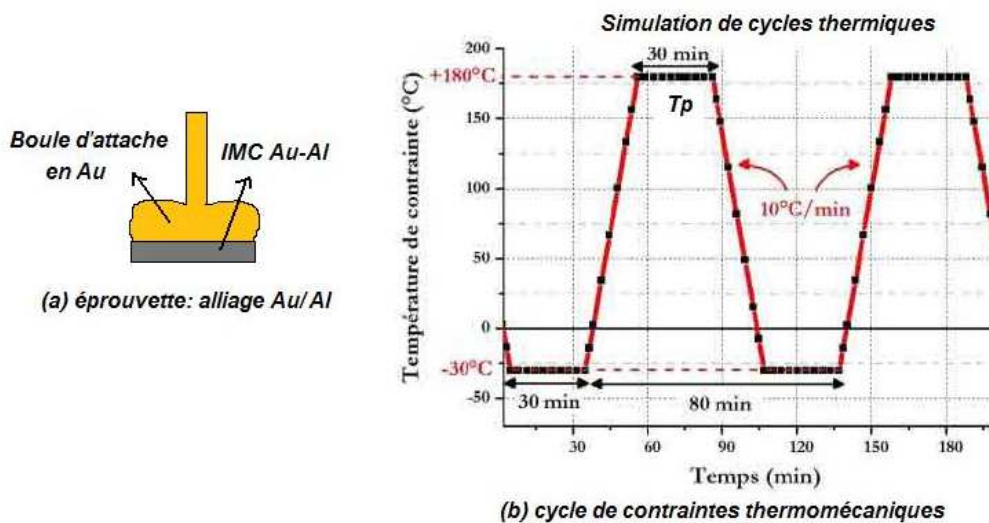


Figure II.8 : (a) éprouvette : alliage Au/Al et (b) cycle de contraintes thermomécaniques.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

Au fur et à mesure du vieillissement thermique, soit en stockage à haute température soit en chocs ou cycles thermiques, les caractéristiques thermomécaniques (E, CTE) de l'alliage (Au/Al) se dégradent. Ceci est induit par le fait que l'intermétallique Au-Al est essentiellement composé de phases riches en Au ; et non plus par des phases riches en Al tel qu'à son état initial et jonché de trous. Comme nous l'avons vu au paragraphe 4.1.5 du chapitre I, la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al ainsi que l'élargissement des trous Kirkendall dans le temps, phénomènes activés thermiquement par diffusion, contribuent à long terme à la dégradation des interconnexions. Ils constituent le principal mécanisme de dégradation des interconnexions à haute température. Tous ces changements physiques ont mené à ce que le composé intermétallique Au-Al devienne un matériau fragile.

Le mode de défaillance observé sur les interconnexions évolue au cours du temps à cause de la transition comportementale du matériau de la ductilité vers la fragilité. En se référant ainsi à la courbe de Wöhler (voir Figure II.9) et au Tableau II.1, on constate que chaque domaine est caractérisé par ses propres modes de défaillance.

(1) Lorsque le vieillissement est décrit par des chocs ou de cycles thermiques on parle alors de fatigue thermomécanique et non plus de fatigue purement mécanique.

Le cycle de contraintes est un cycle de contraintes thermomécaniques (voir Figure II.8.b).

Comme indiqué dans le paragraphe précédent, le concept de base de la courbe de Wöhler reste inchangé lorsque les caractéristiques thermomécaniques du matériau n'évoluent pas au cours du vieillissement sous l'effet de la température. Dans le cas inverse, il se peut que le matériau devienne fragile avec le temps, comme pour les interconnexions Au-Al, induisant ainsi un changement sur le mode de défaillance observé en WP et BS au cours du temps. Ainsi on ne peut plus parler de domaine d'endurance illimité dans la zone de rupture puisqu'il s'agit intrinsèquement des mêmes conditions de vieillissement. Ce domaine est redéfini comme *domaine de fin de vie*. Les valeurs de la force de tirage ou de cisaillement obtenues suite aux tests de WP et BS régissent le niveau de contraintes appliqué sur la courbe de Wöhler.

(2) Lorsque le vieillissement est décrit par du stockage à haute température on parle alors de fatigue thermomécanique et non plus de fatigue purement mécanique.

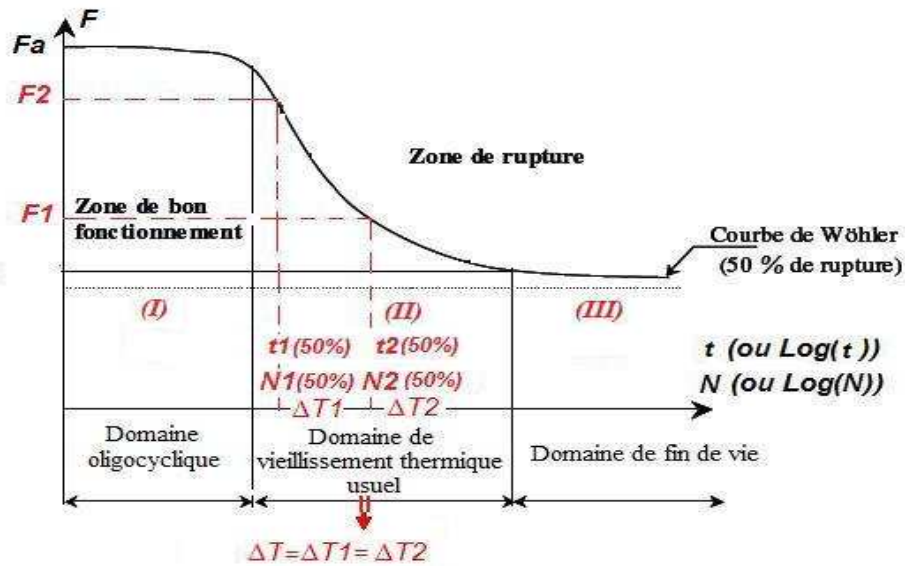
Le stockage à haute température décrit lui aussi au cours du temps un cycle de contrainte thermomécanique. En effet, les interconnexions subissent en réalité un vieillissement semblable à des chocs ou à des cycles thermiques mais avec un nombre limité en termes de nombre de cycles (cette partie est expliquée avec plus amples détails dans le chapitre III).

L'analogie établie correspondante entre la courbe de vieillissement, $F=f(t)$, et la courbe de Wöhler est décrite et illustrée sur la Figure II.9.

Dans les deux cas de figures traités, cycles/chocs thermiques et stockage à haute température, le domaine d'endurance limité est redéfini en tant que *domaine de vieillissement thermique usuel*.

*Remarque : pour estimer le temps de stockage à haute température en cycles ou chocs thermiques, le paramètre de conversion est le suivant : $t(\text{heures}) = (T_p(\text{min}) * N) / 60$, tel que T_p est le temps du palier chaud et N le nombre de cycles à la rupture.*

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES



- S'il s'agit de cycles ou de chocs thermiques $\Delta T = T(\text{haute}) - T(\text{basse})$
- S'il s'agit d'un stockage à haute température $\Delta T = T(\text{test}) - T(\text{ambient})$

Figure II.9 : Description de l'endommagement par vieillissement thermique sur la courbe de Wöhler pour les interconnexions Au-Al (les caractéristiques thermomécaniques du matériau évoluent avec le temps sous l'influence de la température).

Vieillissement thermique : chocs ou cycles thermiques ou stockage à haute température.

Tableau II.1 : Evolution du mode de défaillance observé, suite aux tests de WP et BS, de la zone de bon fonctionnement vers la zone de rupture

Définition des domaines				
		-	Domaine de déformation plastique oligocyclique : D1	
		-	Domaine de vieillissement thermique usuel : D2	
		-	Domaine de fin de vie : D3	
Modes de défaillance observés				
Méthode de test		WP		BS
Zone de bon fonctionnement	D1	mode 3	D1	mode 3
Zone de rupture	D2	modes 3/5(a, b et c)/6c	D2	modes 5a/5(b et c)/6c
	D3	5b	D3	5b
Représentation du BBL dans les deux méthodes de test	BBL en WP	modes 5(a, b et c)/6c	BBL en BS	modes 5(b et c)

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

1.3. Microscope électronique à balayage (SEM) :

Un microscope électronique à balayage HITACHI S4000 a été utilisé pour étudier la morphologie et la composition des échantillons issus de nos essais de vieillissement accéléré.

Dans le cadre de nos expérimentations, nous avons utilisé le SEM pour l'analyse et la compréhension du mécanisme de dégradation des interconnexions Au-Al. Cela s'est concrétisé par plusieurs analyses, telles que :

- L'Analyse de la structure métallographique de l'intermétallique Au-Al : qui ici consiste en la mesure de l'épaisseur de l'intermétallique sur micrographie SEM via le logiciel de traitement d'image « *AXONE* ».
- Les microanalyses EDX telles que l'*EDX linescan extraction* et l'*EDX mapping*, sont utilisées respectivement pour l'identification des phases intermétalliques et la réalisation de cartographies des éléments constituant les interconnexions.
- L'analyse des mécanismes de défaillance, pour exemple l'analyse physique des sites fracturés des interconnexions (du côté boule d'attache et du côté plot de report), est effectuée à l'aide de micrographies SEM et de microanalyses EDX, par acquisition d'images spectrales de la composition élémentaire qualitative de l'échantillon étudié
- L'analyse de la couverture d'intermétallique, qui est jugée par images SEM, se fait sur plusieurs étapes : isolation de la couverture d'intermétallique par voie chimique, réalisation de micrographies SEM de la couverture d'intermétallique, et traitement numérique de l'image avec le logiciel « *PhotoImpact* ».

1.4. Microscope Acoustique à balayage (SAM) :

1.4.1. Introduction

La microscopie acoustique est une méthode de contrôle non destructive permettant d'avoir un aperçu sur l'intégrité de l'assemblage et la structure de construction d'un dispositif. Ses avantages comprennent la détection de trous, de délaminations, de fissures et de fractures ainsi que d'autres défauts cachés dans des matériaux et autres types de support de nature sensibles. Divers types de dispositifs comme les boîtiers QFN, TQFP, SOIC, BGA, CSP, les matériaux d'encapsulation, les PCB, les circuits flex, et d'autres produits peuvent être analysés.

Dans le cadre de nos expérimentations nous utilisons la microscopie acoustique en mode C-Scan afin de détecter principalement de la délamination aux diverses interfaces (résine/puce, résine/die-paddle, résine/lead-frame) ainsi que sur la vue d'ensemble du boîtier.

La *vue d'ensemble du boîtier* représente ici l'ensemble des interfaces du boîtier, vues à travers sa face supérieure, pouvant être analysées avec le mode C-Scan. Par exemple pour les boîtiers QFN et TQFP la vue d'ensemble est représentée par :

$$\text{Ensemble du boîtier} \approx \text{Interface résine/puce} + \text{Interface résine/die-paddle} + \text{Interface résine/lead-frame.}$$

L'équipement que nous avons utilisé pour nos expérimentations est le HS1000W SONIX® (voir Figure II.10).

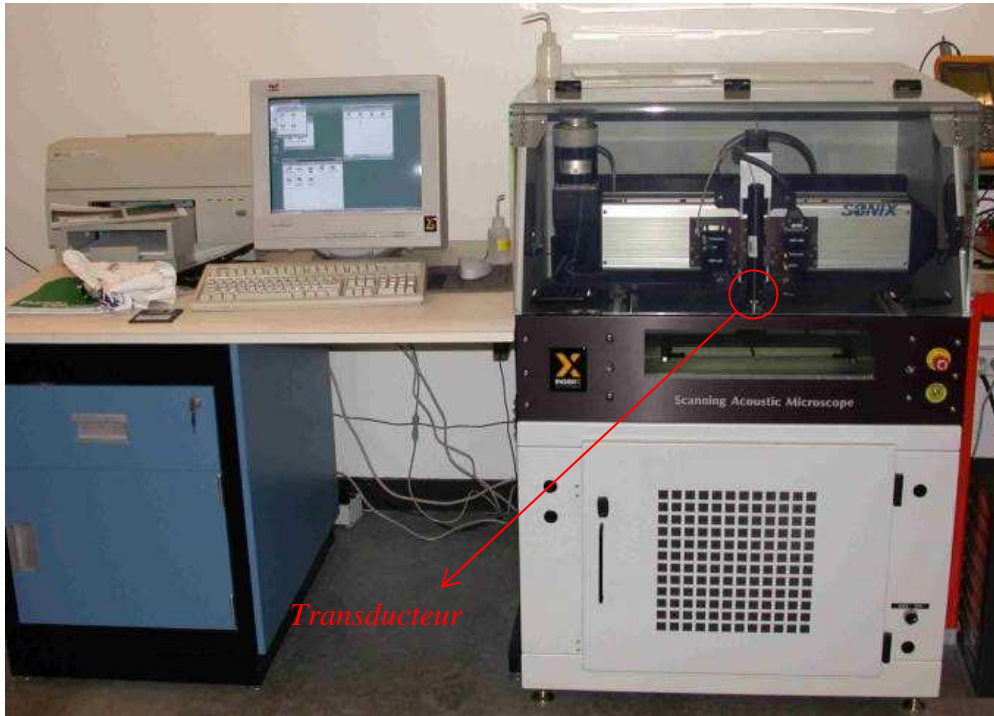


Figure II.10 : Microscope acoustique (HS1000W de SONIX®).

1.4.2. Analyse du mode de défaillance [8]

Le faisceau ultrasonore est focalisé en une petite tache située dans le plan de l'objet, puis est recueilli par réflexion (voir Figure II.11) ou par transmission, après interaction entre l'onde incidente et les inhomogénéités du matériau. Les ondes acoustiques récupérées sont enfin reconverties par le récepteur en un signal électrique (effet piézoélectrique inverse).

Dans ce paragraphe nous nous intéressons uniquement à la microscopie acoustique en mode réflexion.

Un transducteur à ultrasons à haute fréquence (35 MHz) émet des ondes sonores qui peuvent subir des réflexions à l'interface entre deux milieux acoustiques (voir Figure II.11.b). La signature acoustique ou de forme d'onde peut alors être interprétée de manière à déterminer les variations de l'impédance acoustique à l'intérieur d'un échantillon. La différence d'impédance acoustique peut indiquer un changement de densité de matière ou la délamination d'une interface.

L'amplitude de l'onde réfléchi est fonction de l'amplitude de l'onde incidente, ainsi que des impédances acoustiques des matériaux qui forment l'interface, suivant la relation citée ci-dessous:

$$R = I \frac{Z_2 - Z_1}{Z_2 + Z_1} \quad (1)$$

Avec
R : amplitude de l'onde réfléchi,
I : amplitude de l'onde incidente,
Z₁, Z₂ : Impédances acoustiques des matériaux de l'interface étudiée (kg/m².s)

$$Z = \rho V \quad (2)$$

Avec
ρ : densité (Kg/m³)
V : vitesse de propagation (m/s)

Ce mode d'analyse permet d'évaluer l'intégrité des interfaces de l'assemblage et, notamment, de détecter des zones d'air qui présentent une impédance acoustique très différente vis-à-vis des matériaux constituant l'assemblage (Tableau II.2).

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

L'analyse de l'intégrité de l'assemblage s'appuie principalement sur les modes d'analyse acoustique suivants :

- Le mode A-Scan délivre, en fonction du temps, les échos acoustiques des différentes interfaces de l'assemblage en un point P(x,y). Il permet le réglage des différentes portes d'analyse pour ajuster les paramètres de l'outil acoustique.
- Le mode B-Scan où l'analyse est réalisé suivant un plan géométrique de référence (xz ou yz). Ce mode est employé pour obtenir une image analogue à une micro-section de l'assemblage.
- Le mode C-Scan où l'analyse est réalisé suivant une référence temporelle correspondant idéalement à l'une des interfaces de l'assemblage (plan xy). Il permet un contrôle de l'état des interfaces de l'assemblage.

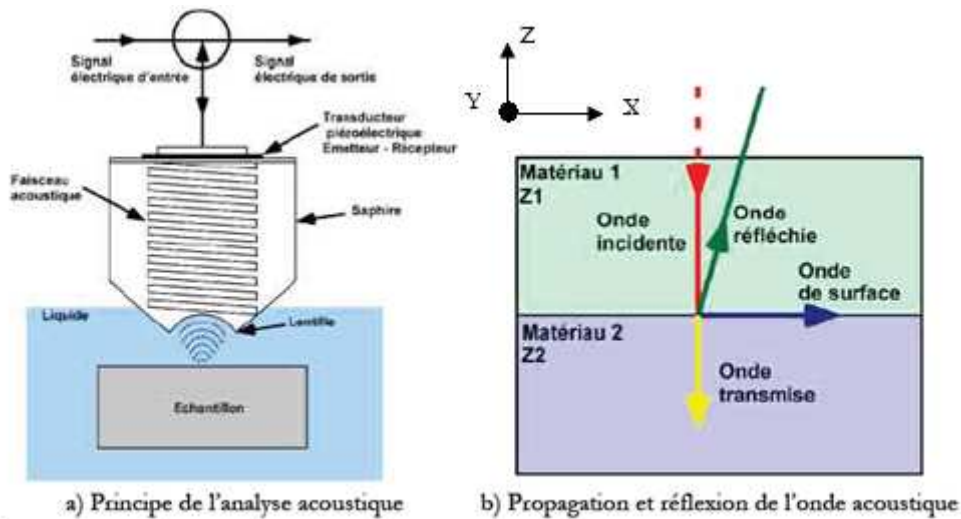


Figure II.11 : Principe du fonctionnement de la microscopie acoustique.

Tableau II.2: propriétés des matériaux [8]

matériaux	ρ (Kg/m ³)	V (m/s)	Z (kg/m ² s)*10 ⁶
Eau (20°C)	1	1483	1.48
Alcool (20°C)	0.79	1168	0.92
Air (20°C)	0	344	0
Silicium	2.33	8600	20.04
Or	19.3	3240	62.53
Cuivre	8.9	4700	41.83
Aluminium	2.7	6260	16.90
Résine époxy	1.2	2600	3.12

Au cours de nos expérimentations, l'analyse de la délamination est réalisée à partir des mesures en mode C-Scan.

Après chaque balayage, il est pratique de présenter les images issues du mode A-Scan (forme d'onde ultrasonique) et du mode C-Scan côte à côte afin de vérifier que le balayage est correctement configuré (voir Figure II.12.a et b).

Généralement la délamination se manifeste par l'apparition d'une inversion de phase.

La détection d'une inversion de phase, correspondant à la délamination d'une interface donnée, est réalisée par la porte de phase. La porte de phase vérifie la phase du signal dans le mode A-Scan (phase normale ou inversée), et crée une inversion de phase dans le mode C-Scan. La délamination est décrite sur l'image issue de l'analyse en mode C-Scan par des pixels rouges ou jaunes (voir Figure II.12.a).

La couleur rouge indique la région réellement délaminée (phase positive) et la couleur jaune exprime une forte probabilité de présence de délamination (phase indéterminée).

Les résultats obtenus à partir du mode C-Scan sur l'inversion de phase peuvent être vérifiés par l'étude de la phase du signal contenue dans la porte de phase à partir du mode A-Scan.

La nature de la phase est déterminée à partir des variations des impédances acoustiques vues à l'intérieur de l'échantillon.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

Un signal de phase négative est obtenu lorsque l'impulsion ultrasonique traverse un matériau de faible impédance vers un autre d'impédance plus élevée, par exemple : de la résine d'enrobage vers la puce ou vers le die-paddle ou vers le lead-frame. Un signal de phase positive est obtenu dans le cas inverse, comme par exemple : de la résine vers un trou (ou un vide d'air).

Une phase normale possède une réflexion majeure désignant un déplacement négatif (voir Figure II.12.c) tandis qu'une inversion de phase possède une réflexion majeure désignant un déplacement positif (voir Figure II.12.b).

Pour la phase normale, le 1^{er} seuil de franchissement de la porte de phase est d'amplitude négatif, qui se traduit par une couleur grisâtre sur l'image issue du mode C-Scan (voir Figure II.12.a et Figure II.12.d.1).

Pour la phase inversée, signifiant la détection d'une région délaminiée, le 1^{er} seuil de franchissement est d'amplitude positive, qui se traduit par une couleur rougeâtre sur l'image issue du mode C-Scan (voir Figure II.12.a et Figure II.12.d.2). Toutefois, si le sommet de l'inversion de phase est confondu avec le palier haut de la porte de phase, la couleur correspondante sur l'image issue du mode C-Scan est jaunâtre (voir Figure II.12.a et Figure II.12.d.3).

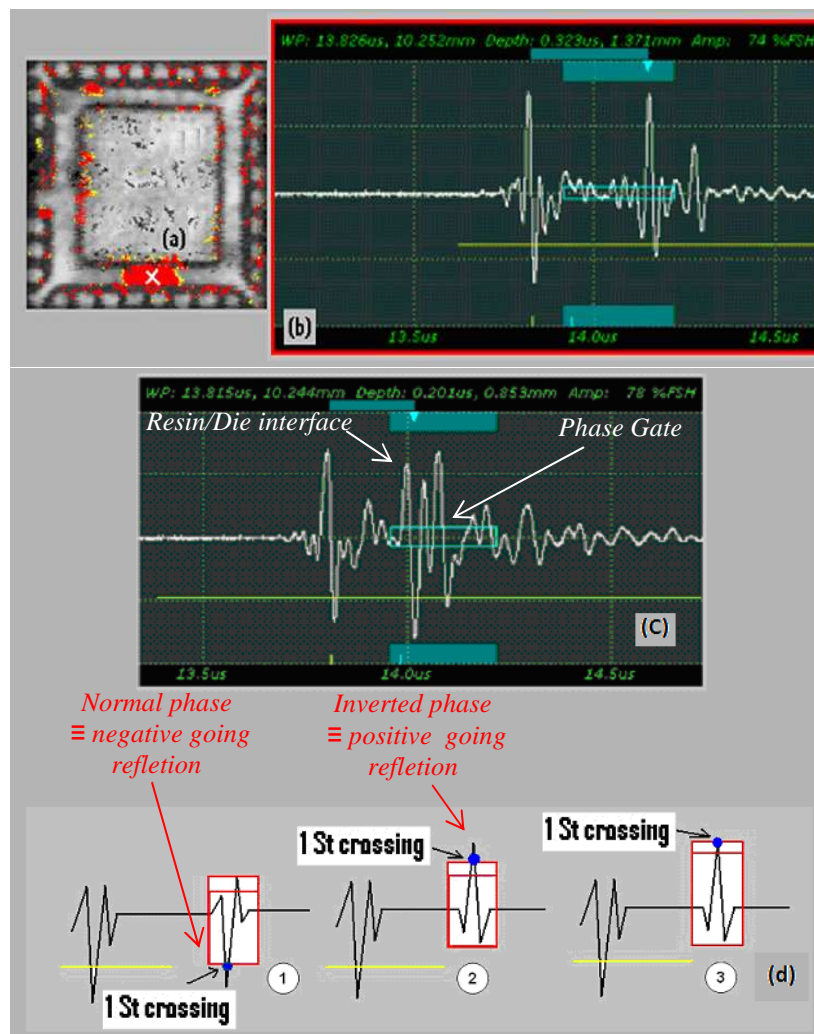


Figure II.12 : Analyse du mode de défaillance sur un boîtier QFN32.
(a) image en mode C-scan, (b/c) images en mode A-scan et (d) interprétation des phases observées à travers la porte de phase.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

Les industriels appliquent les normes suivantes pour mener à bien les qualifications : l'*IPC/JEDEC J-STD-035 (introduction- procedure et test methods)* [9] et *IPC/JEDEC J-STD-020D (Moisture Sensitivity Levels-rejection criteria)* [10]. Nous verrons par la suite dans le chapitre V que les procédures d'analyse et les critères de rejet par rapport à la délamination, décrits par la norme *IPC/JEDEC J-STD-020D* ne permettent pas d'analyser en profondeur les effets liés au mécanisme de dégradation des interconnexions. C'est pour ces raisons que nous avons redéfini l'ensemble de tests dédié à l'évaluation de la fiabilité.

La norme de qualification automobile AEC-Q100 inclue les références précédentes de qualification produit.

1.4.3. Description de la nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité par le suivi de l'évolution de la délamination

Cette nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité est basée sur la mesure de la valeur du pourcentage réel de la surface délaminée à chaque interface à partir du mode C-Scan, à l'état initial et après exposition à des conditions environnementales sévères.

Elle permet ainsi de suivre, au fur et à mesure du vieillissement, l'évolution de la délamination de l'interface d'intérêt, tout en suivant une procédure d'analyse bien spécifique.

Le mode C-Scan permet un contrôle de l'état des interfaces de l'assemblage. Ce mode fournit une image plane correspondant à une profondeur spécifique (voir Figure II.13.b). Cette méthode de mesure a été développée par le fabricant SONIX® pour le microscope acoustique à balayage HS1000W. Elle sera décrite étape par étape dans les paragraphes suivants.

1.4.3.1. Configuration initiale du balayage

Une configuration initiale du balayage est effectuée et enregistrée au début de chaque expérimentation pour toutes les interfaces qui doivent être analysées. Cela consiste à effectuer une mise au point optimale, obtenue lorsque le signal de l'onde réfléchie, provenant de l'interface d'intérêt, atteint un pic d'amplitude maximale. Le gain et la distance en Z (entre l'échantillon et le transducteur) doivent être ajustés en suivant une méthodologie bien précise décrite comme suit :

- *Procédure de la configuration du balayage*

Cette configuration est utilisée pour optimiser le signal de l'onde réfléchie en se référant à l'interface qui doit être analysée (voir Figure II.13).

Cela consiste tout d'abord à obtenir une mise au point optimale par l'ajustement du temps du trajet à travers l'eau, dite (*Water Path*), (voir Figure II.13.a).

Pour ce faire, on doit ajuster la hauteur (distance en Z) entre la pointe du transducteur et la surface de l'échantillon (ou celle de l'interface d'intérêt), c'est-à-dire le *Water Path*, cela se traduit par un déplacement horizontal du signal de l'onde réfléchie dont le résultat est observé et évalué sur la fenêtre d'ajustement décrivant un oscilloscope digital (voir Figure II.13.a). On y observe une évolution des amplitudes du signal de l'onde réfléchie en fonction du temps (μ s). L'ajustement de cette hauteur est effectué à l'aide des touches bidirectionnelles destinées à la configuration du positionnement du transducteur verticalement (direction en Z).

L'étape suivante consiste à ajuster la porte de la façade de la surface suiveuse, dite (*Front Surface Follower (FSF)*). Le FSF signal doit être centré à la mi-hauteur de l'amplitude maximale du signal de l'interface d'intérêt (voir Figure II.13.a). L'objectif est ici d'identifier le laps de temps dans lequel nous nous attendons à observer le faisceau réfléchi à partir de la surface de l'échantillon (ou celle de l'interface d'intérêt).

Finalement, la porte de phase servant à l'analyse de l'inversion de phase doit être placée sur le signal d'intérêt (voir Figure II.13.a).

Suite à ces diverses étapes vient l'ajustement des paramètres de la porte de phase {départ (μ s), dit « *Start* », longueur (μ s), dite (*Length*) et le seuil de la porte de phase (%FSH), dit (*Phase Gate Threshold*)} (voir Figure II.13.a). La porte de phase permet de recueillir les informations nécessaires concernant l'interface d'intérêt au sein de l'échantillon. La valeur absolue de la plus grande amplitude du signal provenant de la région d'intérêt doit franchir le seuil de sa porte de phase; si ce n'est pas le cas, aucune donnée n'est enregistrée (voir Figure II.13.c).

Pour une meilleure analyse des données, l'amplitude du signal de la région d'intérêt doit atteindre 70% de la hauteur plein écran, dite (*Full Screen Height (FSH)*), (voir Figure II.13.a). Ceci s'obtient en ajustant le gain.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

Enfin, la configuration des paramètres suivants doit être enregistrée :

- Le temps du trajet à travers l'eau (μ s)
- La profondeur correspondante (mm) et
- L'amplitude du signal de l'interface d'intérêt issue de la porte de phase.

La configuration initiale de ces paramètres (valeurs) doit être reproduite à l'identique après chaque étape de vieillissement pour la validité de la méthodologie d'analyse de l'évolution de la délamination.

Cette configuration forme le balayage approprié pour l'optimisation de la forme d'onde ultrasonique du mode A-Scan à partir de l'interface à analyser.

(Pour plus amples détails sur le mode de configuration du balayage se référer à [8] et [11])

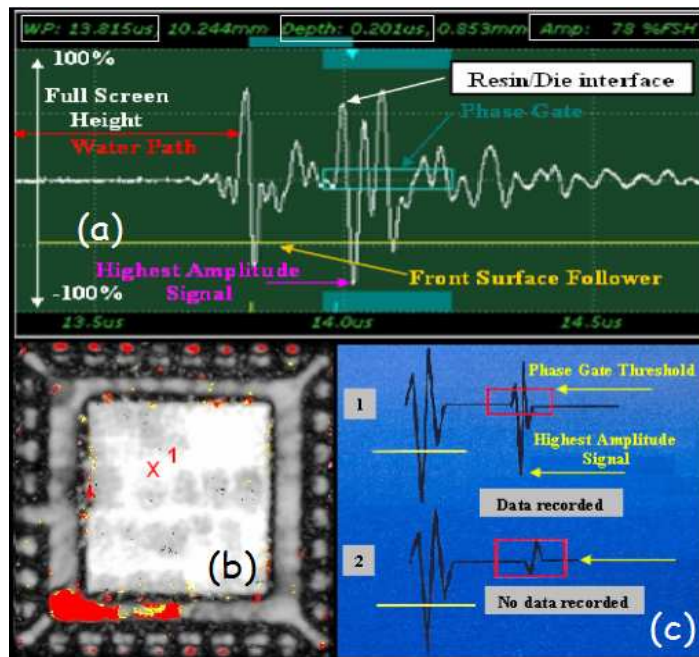


Figure II.13 : Configuration du balayage pour un boîtier QFN32. (a) Image du mode A-Scan, (b) image du mode C-Scan et (c) analyse de la porte de phase.

1.4.3.2. Analyse de l'évolution de la délamination

Afin de quantifier le changement survenu au niveau des interfaces délaminées à la suite d'une exposition à des conditions environnementales sévères, les échantillons sont examinés par SAM en mode C-Scan, avant et après chaque essai de vieillissement, pour la mesure du pourcentage réel de la surface délaminée pour chacune des interfaces analysées. Ceci permet de suivre au fur et à mesure du vieillissement l'évolution de la délamination à chacune de ces interfaces.

L'analyse de la délamination est effectuée à partir des mesures issues du mode C-Scan (pour plus ample détails sur l'analyse de ce mode de défaillance se référer au paragraphe 1.4.1.2).

1.4.3.3. Détermination du pourcentage réel de la surface (ou région) délaminée

La détermination du pourcentage réel de la surface délaminée s'effectue en deux étapes que nous décrivons dans les paragraphes suivants :

- (1) Utilisation du "concept de Gabarit", dit « Template Concept », les gabarits sont créés afin de définir les contours de l'interface qui est à l'étude sur l'image issu du mode C-Scan (voir Figure II.14).
- (2) le "concept de quantification", dit « Quantification Concept », doit ensuite être utilisé pour estimer le pourcentage de la surface délaminée. Il traduit essentiellement la quantité de pixels rouges et jaunes contenues dans la zone délimitée par les contours prédéfinis avec le concept de modélisation de Gabarit, en pourcentage de surface délaminée. Cette opération suit un algorithme spécifique réalisé par SONIX®. La méthodologie de mesure du pourcentage de la délamination est disponible dans tous les microscopes acoustiques à balayage de SONIX®.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

▪ *Procédure de la configuration de "Gabarits"*

Le "concept de Gabarit" doit être appliqué à chaque nouveau produit. Cette procédure systématique nommée "configuration de Gabarit" est réalisée après celle du balayage initial et comprend les fonctionnalités suivantes :

- Un ou plusieurs modèles de gabarit (surfaces rectangulaires, voir Figure II.14.a) : le choix est porté par sélection à la méthode manuelle pour la création des modèles pour lesquels on est invité à entrer les coordonnées de positionnement et les dimensions correspondantes par le biais de la fenêtre de définition des gabarits (pour plus ample informations se référer à [11]).
- Une ou plusieurs régions d'intérêt, définissent le domaine de chacune des interfaces étudiées figurant dans les modèles de gabarit créés (pour plus ample informations se référer à [6]). Les surfaces hachurées sur la Figure II.14 définissent chacune d'elles une région d'intérêt.
- Les paramètres de détection de coins permettent de repositionner, pour chaque nouvelle analyse, les modèles de gabarit créés à partir des points de repère localisés dans l'image du mode C-Scan (pour plus amples informations se référer à [6]).

Dans le cadre de l'étude « *apport de la combinaison des contraintes environnementales pour la qualification des composants électroniques* » du chapitre V, nous avons réalisé une configuration de gabarits particulière pour le boîtier QFN32 constituée de deux séries de gabarit distinctes (voir Figure II.14).

La première série contient les gabarits des interfaces suivantes : résine/puce, résine/lead-frame et l'ensemble du boîtier. La seconde contient uniquement le gabarit de l'interface résine/die-paddle.

Le repositionnement des gabarits a été effectué manuellement, sans avoir recours au paramétrage de la détection des coins.

▪ *Quantification de la délamination*

Après la création des gabarits nécessaires à l'analyse de l'image issue du mode C-Scan, les outils de quantification peuvent être appliqués au contenu de ces gabarits. Le résultat des surfaces délaminées est exprimé en pourcent.

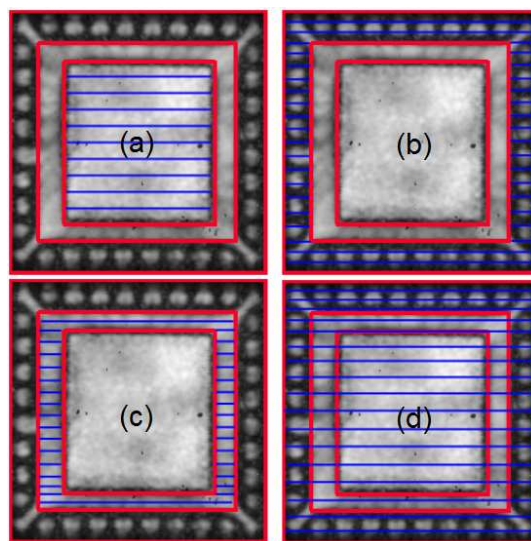


Figure II.14 : Image C-Scan d'un boîtier QFN32. (a) Image C-Scan munie des différents gabarits réalisés (surfaces rectangulaires) et la surface hachurée correspondant à l'interface résine/puce; (b) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/lead-frame; (c) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/die-paddle and (d) Surface hachurée correspondant à l'ensemble du boîtier.

1.4.3.4. *Processus de l'analyse de l'évolution de la délamination après vieillissement*

Pour déterminer une évolution (augmentation ou diminution) de la délamination après vieillissement, la procédure est la suivante :

- Reproduire à l'identique le balayage en configuration initiale : s'assurer que les paramètres initiaux sont identiques (temps du trajet à travers l'eau, profondeur correspondante et amplitude du signal de l'interface d'intérêt).

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

- o Confirmer, en analysant le mode de défaillance, la véracité de la présence de la délamination à une interface donnée.
- o Détermination du pourcentage réel de la surface délaminée : ajustement du positionnement des gabarits, puis mesure du pourcentage réel de la surface délaminée par quantification.

1.4.3.5. Estimation de l'incertitude de mesure

La mesure de la valeur du pourcentage réel de la surface délaminée à une interface donnée n'est pas un résultat unique, mais la moyenne de n mesures, notée μ par la suite. Pour fournir une meilleure interprétation des résultats, il faut procéder à l'évaluation des diverses sources d'erreur pouvant affecter la mesure. La variabilité du système de mesure doit être estimée et comparée à la variabilité totale de la mesure. L'objectif est ici de s'assurer que le système de mesure du pourcentage réel de la surface délaminée est satisfaisant, c'est à dire que la variabilité du système de mesure est uniquement en majorité dépendante de la variabilité du procédé.

L'exemple traité dans la suite se rapporte au boîtier QFN32 de l'étude « *apport de la combinaison des contraintes environnementales pour la qualification des composants électroniques* » du chapitre V.

▪ Estimation de la variabilité du système de mesure

Des mesures effectuées dans des conditions identiques ne conduisent pas forcément à des résultats identiques. La variabilité mesurée n'est pas toujours la variabilité du processus seul (σ_p), soit en d'autres termes la variabilité due uniquement aux changements effectifs de la surface délaminée entre les différents composants : il faut également tenir compte de la variabilité liée à la chaîne de mesure (σ_M), c'est-à-dire à l'effet de la répétabilité et de la reproductibilité. La variabilité totale (σ_T) est donc la somme des variabilités du processus et de la chaîne de mesure.

Cette variabilité est calculée comme suit : $\sigma_T = \sqrt{\sigma_P^2 + \sigma_M^2}$

Quant à la variabilité de la chaîne de mesure elle se décompose en deux facteurs :

- 1- L'un est lié à l'instrument de mesure (σ_E) et qu'on nomme : l'effet de la répétabilité
- 2- L'autre est lié à l'opérateur (σ_A) et que l'on désigne par : l'effet de la reproductibilité

Lors de l'étape de mesurage de pourcentage réel de la surface délaminée après vieillissement, l'ajustement du positionnement des gabarits est effectué manuellement, ce qui veut dire que la mesure n'est pas reproductible. Ainsi il est nécessaire d'estimer la variabilité due à cet ajustement.

La variabilité associée à la chaîne de mesure est calculée comme suit : $\sigma_M = \sqrt{\sigma_E^2 + \sigma_A^2}$

L'étude est portée sur plusieurs interfaces. Tout les composants utilisés sont issus du même lot ayant déjà subit un vieillissement.

▪ Description du test dédié à l'estimation de σ_A

Pour estimer la variabilité due à l'ajustement du positionnement des gabarits nous avons effectué un seul balayage sur une unique pièce, à la suite duquel nous avons répété l'ajustement du positionnement des gabarits et la mesure de la délamination à quinze reprises. Les résultats sont illustrés sur le Tableau II.3.

Tableau II.3 : Estimation de la variabilité due à l'ajustement du positionnement des gabarits sur la mesure de la délamination, pour diverses interfaces et pour l'ensemble du boîtier.

Interface	Résine/puce	Résine/Lead-frame	Ensemble du boîtier
μ	2.874	2.450	5.295
σ_A	0.092	0.089	0.018

▪ Description du test dédié à l'estimation de σ_p , σ_E et σ_T :

Pour estimer ces variabilités nous avons procédé à deux séries de mesure sur onze pièces. Nous avons associé à ces séries de mesure la valeur moyenne du pourcentage réel de la surface délaminée pour chacune des interfaces concernées ainsi que les écarts types correspondants. Les résultats sont illustrés sur le Tableau II.4. Dans ce tableau nous avons aussi indiqué l'étendue de l'intervalle de confiance (seuil : 95%, $Z=1.96$) qui doit absolument être pris en compte lors de comparaisons quantitatives sur l'évolution de la

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

délamination, par exemple à différents stades de l'essai de vieillissement. Cette application nous permettra de conclure s'il y a réellement une augmentation ou une diminution ou aucun changement sur l'évolution de la délamination.

Tableau II.4 : Estimation de la variabilité du système de mesure

<i>Analyse complète des résultats à l'interface résine/puce</i>				
σ_E	σ_A	σ_M	IT	
0.108	0.092	0.142	IT-min	IT-max
σ_p	σ_T	μ	2.912	4.550
1.955	1.960	3.73		
<i>Analyse complète des résultats à l'interface résine/lead-frame</i>				
σ_E	σ_A	σ_M	IT	
0.132	0.089	0.159	IT-min	IT-min
σ_p	σ_T	μ	2.477	3.916
1.714	1.721	3.19		
<i>Analyse complète des résultats à l'ensemble du boîtier</i>				
σ_E	σ_A	σ_M	IT	
0.085	0.018	0.087	IT-min	IT-min
σ_p	σ_T	μ	6.729	10.881
4.967	4.968	8.80		

Légende :

μ : valeur moyenne

σ : écart type

$$IT / 2 = \frac{Z_{1-\alpha/2} \cdot \sigma}{\sqrt{n}} \quad \begin{array}{l} IT : \text{intervalle de confiance} \\ \text{représente l'incertitude dite "élargie"} \\ \text{avec } n=11 \end{array}$$

Min-IT : valeur minimale de l'intervalle de confiance

Max-IT : valeur maximale de l'intervalle de confiance

A partir du Tableau II.4 on observe que la variabilité totale n'est autre que la variabilité du processus seul ($\sigma_M \ll \sigma_p$). A partir de là nous pouvons considérer que le système de mesure est largement satisfaisant.

2. les moyens d'analyses de la fiabilité (méthodes statistiques) : définition des plans d'expériences utilisés

Dans le chapitre V nous avons défini deux plans d'expériences portant sur « l'apport de la combinaison des contraintes environnementales pour la qualification des composants électroniques ».

La première expérimentation combine du pré-conditionnement (Pr), des chocs thermiques (TS) et du HAST, notée DOE1¹, tandis que la seconde combine du pré-conditionnement (Pr), du HAST et du stockage thermique à haute température (HTS), notée DOE2, mais avec différents paramètres et différentes séquences.

Nous avons obtenu les plans d'expériences correspondants à l'aide du logiciel « CORNERSTONE ».

(1) Nous avons définis pour chaque plan d'expérience : les différentes facteurs (*Factors*) ainsi que les niveaux correspondants (*Levels : lower and higher*), et les réponses (*Answers*).

Dans cette étude, nous nous sommes intéressés à l'étude d'une seule réponse : l'évolution de la valeur moyenne de la délamination (en pourcentage) pour les interfaces étudiées.

On a précisé à la suite les interactions les plus intéressantes à suivre (*Interaction*), le type du plan d'expérience à appliquer (*Design*) et enfin le type du modèle (*Model type*).

A la suite des précédentes étapes CORNERSTONE vient à générer le plan d'expérience correspondant. (Pour plus amples informations sur cette première partie se référer à [12]).

¹ DOE= Design Of Experiment (plan d'expérience)

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

- Voici un exemple : définition des paramètres du DOE2
- *Factors* : Durée du HTS (2 niveaux : 336 heures et 840 heures) et la durée du HAST (2 niveaux : 48 heures et 168 heures)
- *Answers* : évolution de la valeur moyenne de la délamination sur 11 pièces (en %) pour les interfaces étudiées
- *Interaction* : entre la durée du HTS (175°C 336/840heures) et la durée du HAST (130°C/85%RH 48/168 heures)
- Type de plan d'expériences choisi pour les différents DOE :
- *Pr + TS + HAST* : *factoriel fractionnel (fractional factorial)*
- *Pr + HTS + HAST* : *factoriel complet (full factorial)*
- Type de modèle choisi pour les différents DOE : linéaire (linear)

(2) Pour l'analyse des résultats de mesures des différents DOE, CORNERSTONE nous permet d'obtenir principalement le Pareto des effets (*Effects graph*), d'y en déduire les facteurs les plus influents, et le graphe des interactions (*Intraction grab*), et d'y en déduire de ces résultats l'essai le plus contraignant (le plus significatif sur l'évolution de la délamination) pour chaque DOE.

(Pour plus ample informations sur cette seconde partie se référer à [12]).

Cette étude va nous permettre d'examiner l'effet combiné des contraintes environnementales sur l'évolution de la délamination, d'identifier les facteurs les plus significatifs et d'évaluer l'ampleur de l'accélération de chaque stress.

CHAPITRE.II : LES MOYENS MIS EN ŒUVRE POUR L'ETUDE DE LA FIABILITE DES COMPOSANTS ELECTRONIQUES

Références bibliographiques :

- [1] C. D. BREACH, F. WULFF - *Intermetallic compound formation in gold ball bonds : general growth patterns and identification of to forms of Au4Al* - microelectronics reliability, vol 44, pp973-98, 2004
- [2] S.KUMAR, F.WULFF – *Degradation of small bonds due to intermetallic phase (IP) growth* - in Proc Int.Conf. High Density Packag. MCM, pp 403-408, 1999
- [3] Norme, Mil STD 883, <http://scipp.ucsc.edu/groups/glast/electronics/mil-std-883.pdf>
- [4] Norme, AEC-Q100 Rev G, http://www.iroctech.com/pdf/AEC_Q100_Rev_G_Base_Document.pdf
- [5] P. RABBE, H.P.LIEURADE et A. GALTIER, «*Essais de fatigue, partie 1*» - Techniques de l'ingénieur-ref.M4170.
- [6]O.TEBBI - Thèse de Doctorat «*Estimation des lois de fiabilité en mécanique pour les essais accélérés*» - UNIVERSITE D'ANGERS, tel-00009407, version 1 - 7 Jun 2005
- [7] M.A. BAHY –*Rapport de stage de fin d'études : étude de l'effet combiné des stress environnementaux sur la fiabilité des connexions (Sn/Pb) des composants électroniques* – Réf GED (*MBDA missile systems*) : 168166-00 - université Bordeaux1, Septembre 2004
- [8] “*handbook of SAM training workshop of SONIX*” : <http://www.sesa.com/pdt/pdffiles/ABCs.pdf>
Available from: “<http://www.sonix.com>”.
- [9] Norme, IPC/JEDEC J-STD-035, <http://www.sonoscan.com/images/jstd35.pdf>
- [10] Norme, IPC/JEDEC J-STD-020D, <http://www.lg-advice.ro/J-STD-020D.pdf>
- [11] “*WinIC User's guide of SONIX*” – fourni avec l'équipement HS1000W de SONIX® (microscope acoustique)
- [12] CORNERSTONE «*User's guide*», release1.1, copyright 1999 by brooks Automation, Inc

~Etude des problèmes liés à l'assemblage dans l'environnement automobile à haute température ~

1. Introduction

L'étude porte sur l'évaluation de la fiabilité de l'assemblage dans l'environnement automobile haute température, qui constitue en-elle-même une partie de la qualification des familles de boîtiers des microcontrôleurs AVR à 150°C. Comme décrit précédemment dans le chapitre I, plusieurs mécanismes de dégradation au niveau assemblage peuvent être générés par vieillissement à haute température. Le mécanisme de dégradation prépondérant est la rupture des interconnexions. Ce mécanisme est ici lié aux trous Kirkendall, qui sont une conséquence de la croissance de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al. Le principal facteur d'accélération lié à la dégradation des interconnexions est la température.

A partir d'études antérieures et de résultats d'essais de qualification produits automobile, nous avons constaté que la rupture des interconnexions est plus présente en stockage à haute température (HTS), ce qui a appuyé notre choix pour la réalisation d'essais de vieillissement uniquement en stockage à haute température.

Le but de cette étude, est l'identification des paramètres technologiques les plus significatifs et responsables de ce mécanisme de dégradation.

Plusieurs familles de boîtiers ont été évaluées (voir Figure III.1) :

- Des boîtiers de type Thin Quad Flat Pack (TQFP32 et TQFP64)
- Des boîtiers de type Small Outline Integrated Circuit (SOIC20 et SOIC24).

Le boîtier SOIC20 se distingue par sa construction pyramidale de deux puces empilées : la puce inférieure est un microcontrôleur (avec un cœur C51) tandis que la puce supérieure est une mémoire EEprom utilisée pour le stockage des données.

Toutes les données de construction "Design" et matériaux concernant les produits d'ATMEL Nantes sont fournies par l'équipe "Engineering assemblage" du site d'ATMEL Nantes (extraites des fiches suiveuses).

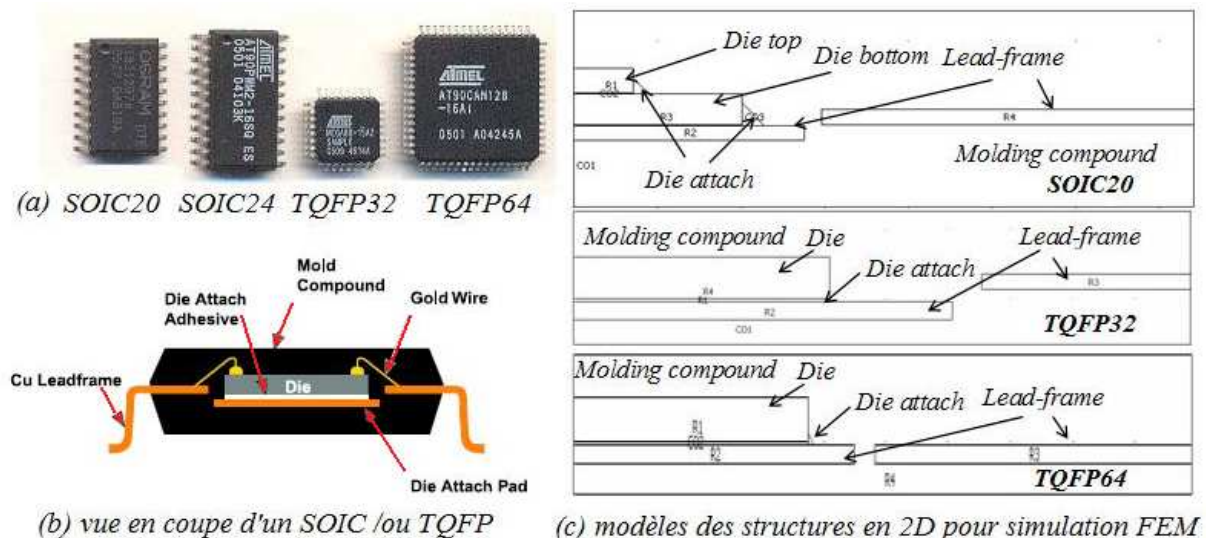


Figure III.1 : Présentation des boîtiers de l'étude.

Pour permettre une meilleure interprétation des résultats issus de l'analyse de la tenue mécanique par les tests WP et BS, une étude technologique sur les divers boîtiers cités précédemment a été réalisée (voir tableaux ci-dessous : Tableau III.1-3), afin d'appréhender les différents paramètres technologiques pouvant influencer la robustesse des interconnexions et plus précisément leur durée de vie.

Il existe de nos jours plusieurs ouvrages donnant de nombreux détails sur les paramètres technologiques les plus significatifs liés à la dégradation des interconnexions durant la croissance de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al [1]. Nous en avons illustré un bref résumé, dans le paragraphe 5.3 chapitre.I, portant sur l'influence de ces paramètres sur la robustesse des interconnexions et plus précisément leur durée de vie.

Parmi les paramètres les plus significatifs, on peut citer : le type du capillaire, les paramètres du processus de câblage, les traces laissées par les pointes de sonde, le diamètre de la boule d'attache (ou bille de

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

soudure), la hauteur de la boule d'attache, type (matériaux, constitution : pur ou dopé) et diamètre du fil de câblage, les dimensions du plot de report, la distance entre deux interconnexions au niveau des plots de report et le type de la résine d'enrobage [caractéristiques thermomécaniques de la résine : Tg, CTE et E ; type de la résine avec ou sans système ignifuge (Br-Sb)] etc....

Notre étude a également porté sur l'effet de la variabilité des dimensions du boîtier et de la puce.

Les détails concernant les dimensions du boîtier et de la puce ainsi que les caractéristiques thermomécaniques de la résine d'enrobage sont illustrés respectivement dans les Tableau III.2 et 3.

Un fil or pur de type 4N (Au >99,99%), de 25µm de diamètre est utilisé, et soudé par ultrason à température ambiante à une fine couche en aluminium servant de métallisation, formant ainsi des billes de soudure de 67µm de diamètre, pour tous les boîtiers. La structure de la métallisation du plot de report est formée d'une fine couche d'aluminium d'épaisseur de 1µm, constituée avec un alliage Al 1%Si 0,5%Cu et est située au dessus d'une fine couche de titane.

Une résine multi-aromatique (Green resin) a été utilisée en tant que composé de moulage. C'est une résine époxy conçue sans l'ajout de système ignifuge, ce qui signifie que les phases du composé intermétallique Au-Al ne sont pas corrodées par le brome(Br) contenu dans le système ignifuge des anciennes résines. L'épaisseur de l'intermétallique Au-Al croît ainsi normalement, en conséquence le mécanisme de dégradation n'est pas accéléré par la corrosion (voir chapitre I).

Les deux types de boîtiers TQFP sont fabriqués avec les mêmes paramètres du processus d'assemblage [capillaire, fil de câblage, résine d'enrobage (G700L Sumitomo), ligne...]. Les boîtiers SOIC diffèrent sur certains paramètres (tels que pour le capillaire et la ligne d'assemblage : qui peuvent avoir une influence sur les dimensions du diamètre du fil et celui de la boule d'attache d'une part et une influence sur la couverture d'intermétallique « Intermetallic Coverage » d'autre part etc....) et possèdent des similarités sur d'autres (tels que pour le fil de câblage et la résine d'enrobage (G600 Sumitomo)).

Tableau III.1 : Dimensions du plot de report, du fil et de la boule d'attache ()*

Boîtier	Dim plot de report (µm ²)	Dim fil Ø (µm)	Dim boule d'attache Ø (µm)
TQFP32	77*77	25	65.2
TQFP64	77*77	25.5	65.7
SOIC24	77*77	25.5	65.5
	Dessous :	Dessous :	Dessous :
SOIC20	66*66	25.5	62
	Dessus :75*75	Dessus :19,8	Dessus :58,1

Tableau III.2 : Dimensions boîtier et puce

Boîtier	Dimension boîtier (µm ²)	Dimension puce (µm ²)
TQFP32	7000*7000	3027*2770
TQFP64	14000*14000	4662*5894
SOIC24	7500*14500	3472*3381
		Dessous :
SOIC20	7500*12800	2821*2863
		Dessus :
		900*1100

Tableau III.3 : Propriétés thermomécaniques

Matériaux	Tg (°C) (**)	Module d'Young (GPa)	CTE en moyenne (ppm/°C)
Lead-frame (cuivre)		127,4	17
Puce (silicium)		131	2,3
Résine d'enrobage	135	24 @ 25°C	10 (T<Tg)
		0,72@ 240°C	39 (T>Tg)
Die attach (colle)	130	25 @ 25°C	8 (T<Tg)
		0,8@ 250°C	38 (T>Tg)
ABLEBOND 3230	37	2,9 @ 25°C	80 (T<Tg)
		0,09@ 250°C	205 (T>Tg)

(*) Dimensions du plot de report, du fil et de la boule d'attache : paramètres technologiques mesurés à l'aide du SEM (sur micrographies). Le résultat des mesures est conforme aux données des fiches suivantes.

(**) Tg : température de transition vitreuse

2. Influence des paramètres géométriques sur la tenue en vieillissement en HTS

2.1. Procédure expérimentale

- *Les méthodes d'analyse et d'évaluation de la fiabilité des interconnexions*

L'analyse de la tenue mécanique des interconnexions est basée sur l'analyse de la force de tirage des fils de câblage par la méthode de « *WP test* » et sur l'analyse de la force de cisaillement des boules d'attache par la méthode de « *BS test* ». Dans un cas réel de vieillissement la défaillance est plutôt générée par le mécanisme de tirage (ou de traction).

Ces méthodes de test permettent d'évaluer la robustesse des interconnexions au fur et à mesure du vieillissement thermique par représentation graphique sur la courbe de fatigue de Wöhler.

L'étude de l'intégrité des interconnexions est analysée par rapport à l'évolution de la dégradation des interconnexions sur la courbe de Wöhler et des modes de défaillance observés au cours du vieillissement (voir paragraphe 1.2 du chapitre II). Elle est aussi évaluée en analysant d'une part la structure métallographique du composé intermétallique Au-Al, les trous formés, et d'autre part la croissance de l'épaisseur du composé intermétallique tout en identifiant les diverses phases intermétalliques. Ces dernières analyses sont effectuées à l'aide du SEM (micrographies SEM et microanalyses EDX).

Toutes les méthodes de test citées sont destructives.

On rappelle que la courbe de Wöhler ($F=f(t)$) est constituée de trois domaines :

- Le domaine de déformation plastique oligocyclique
- Le domaine de vieillissement thermique usuel
- Le domaine de fin de vie

Pour chaque domaine sont associés des modes de défaillance spécifiques aux méthodes de tests WP et BS.

- *Les conditions de vieillissement (voir Tableau III.4)*

Afin d'étudier ce mécanisme de dégradation généré par le vieillissement thermique à haute température et son impact sur la fiabilité des interconnexions, un ensemble d'essais a été choisi. Cet ensemble d'essais est basé sur un vieillissement thermique à différentes températures : 150, 165 et 175°C à différentes durées de stockage, ordre des durées : 3500h, 2000h et 2500h.

Tableau III.4 : Les conditions de vieillissement subi par les boîtiers à l'étude

<i>Condition</i>	<i>TQFP64</i>	<i>TQFP32</i>	<i>SOIC24</i>	<i>SOIC20</i>
<i>150°C/3500 heures</i>	x	x	x	x
<i>165°C/2500 heures</i>	x	x		x
<i>175°C/2500 heures</i>	x	x		

2.2. Résultats et discussion

La Figure III.2 illustre la comparaison de la tenue durant le stockage thermique aux trois températures d'essais des différents boîtiers. Les résultats concernant le SOIC24, qui n'a subi que l'essai (150°C/3500 heures), n'y sont pas présents.

A 150°C, tous les boîtiers ont présenté une tenue en vieillissement thermique similaire, se situant dans le domaine de déformation plastique. Aucune dégradation significative des interconnexions n'a été observée.

- *Effet de la température [2]*

Comme prévu, on constate à partir la Figure III.2, que plus la température de stockage thermique est élevée et plus la tenue en vieillissement thermique est amoindrie. Ceci est principalement dû à la croissance de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al et à l'élargissement de la taille des trous Kirkendall qui en est une conséquence (voir Figure III.3). L'analyse du mode de défaillance révèle que pour une même durée de stockage et à une température de stockage plus élevée, l'épaisseur de l'intermétallique croît plus rapidement, menant à un vieillissement plus accentué de la structure métallographique du composé intermétallique Au-Al (voir Tableau III.5 et Figure III.4). Ceci conduit à une fragilisation des interconnexions et à la diminution de leur robustesse.

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

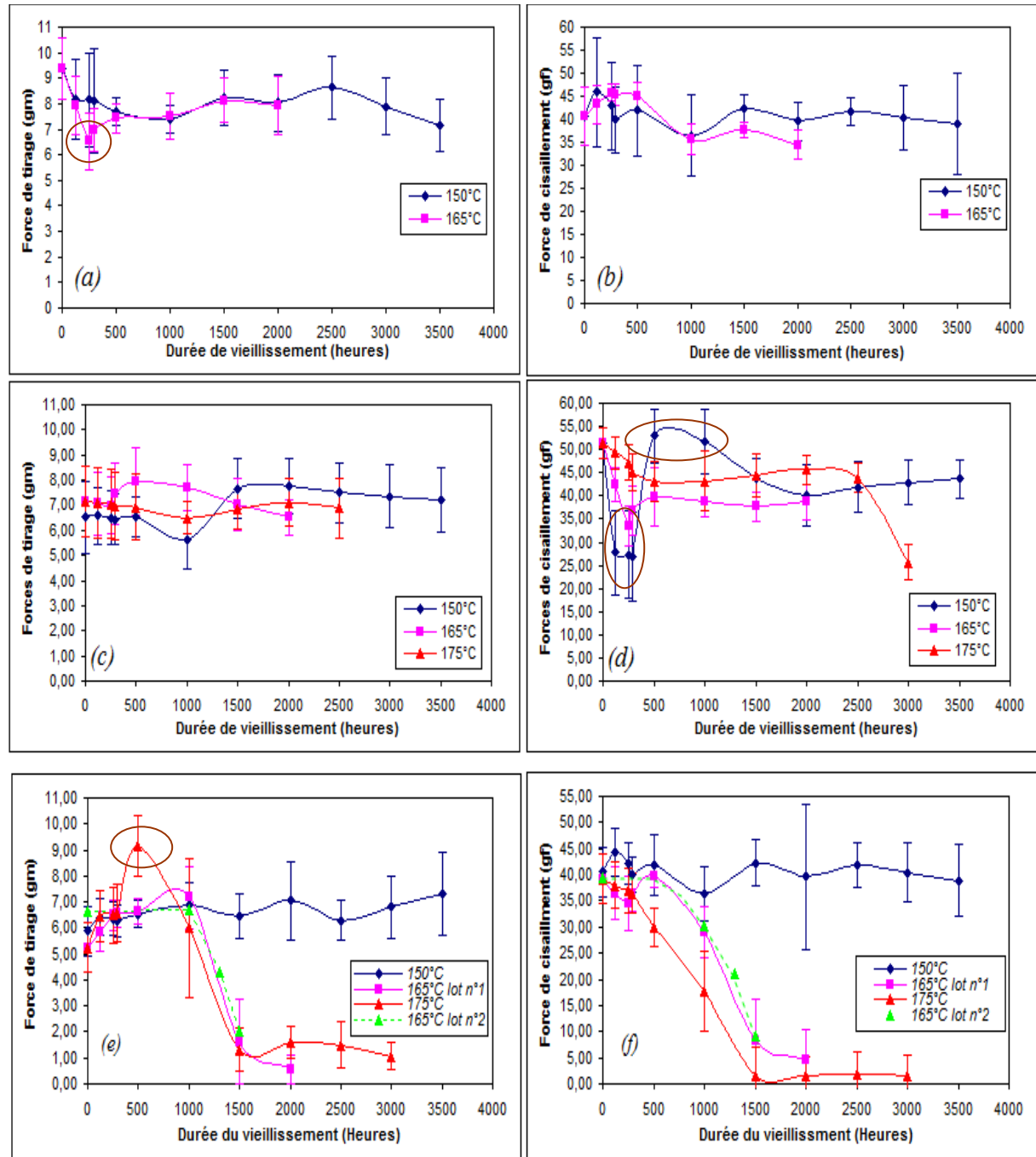


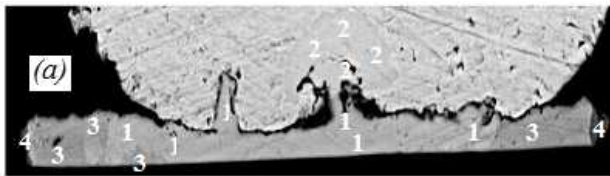
Figure III.2 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique à diverses températures (150, 165 et 175°C) pour divers boîtiers par les méthodes de tests WP et BS (valeurs moyennes). (a), (c) et (e) évolution de la valeur de la force de tirage et (b), (d) et (f) évolution de la valeur de la force de cisaillement, respectivement pour le SIOC20, le TQFP32 et le TQFP64.

Note : l'encadré en marron représente l'influence de la non maîtrise du processus d'ouverture boîtier sur les valeurs mesurées de force soit de tirage soit de cisaillement, uniquement observée durant le domaine de déformation plastique obgocyclique.

Nous avons observé l'influence de la température sur ce mécanisme de dégradation d'une part sur les graphes de WP et BS tests (voir Figure III.2). D'autre part, une analyse complémentaire a été menée pour le boîtier TQFP64 : l'analyse du mode de défaillance des interconnexions ; les résultats sont illustrés dans la Figure III.4. On constate à partir de la Figure III.4, décrivant l'analyse du mode de défaillance des interconnexions du TQFP64 à différents niveaux de stockage thermique, que le taux de défaillance reflétant la rupture des interconnexions, noté Ball Bond Lift et correspondant aux modes.5 (a, b et c), est

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

plus important à chaque fois que la température de stockage est plus élevée (pour une même durée de stockage). Ceci montre bien un vieillissement plus sévère de la structure métallurgique des interconnexions. Il en est de même pour les mesures de l'épaisseur de l'intermétallique, qui confirment que la température accélère la croissance de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al (voir Tableau III.5).



N°	Au %	Al %	comment
1	79	21	Au ₄ Al
2	86	14	Au ₄ Al?
3	72	28	Au ₈ Al ₃
4	62	38	Au ₂ Al

(b)

Tableau III.5 : Croissance de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al à diverses températures

Température (°C)	Durée de stockage (heures) : 1000h	
	165	175
Epaisseur de l'intermétallique (µm)		
	4	4,9

Figure III.3 : (a) Micrographie SEM d'une interconnexion « wire bond » soudé sur un plot de report (Al 1%Si 0,5%Cu) après un stockage thermique à 165°C 1000h.

(b) Identification des phases intermétalliques Au-Al par microanalyse EDX.

En effet la température (lorsqu'elle est plus élevée) permet d'accélérer la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique en accélérant la réaction d'inter-diffusion qui se produit entre l'or et l'aluminium. Cela induit une accélération du mécanisme de formation des trous Kirkendall ainsi que leur élargissement. La propagation de la fissuration se produit plus promptement.

L'accélération de ce mécanisme de dégradation sous l'effet de la température mène à un affaiblissement de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions. Il en résulte une dégradation de la robustesse des interconnexions, illustrée par une chute progressive de la valeur moyenne des forces de tirage et de cisaillement avec la température de stockage (voir Figure III.2), induisant une diminution de la durée de vie moyenne des interconnexions et par l'augmentation du taux de défaillance par Ball Bond Lift (voir Figure III.4).

Bien que tous les boîtiers soient caractérisés par la même évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique, ils n'ont pas présenté le même comportement thermique. Ceci nous permet de conclure qu'il existe un autre facteur clé qui vient influencer sur la tenue en vieillissement thermique.

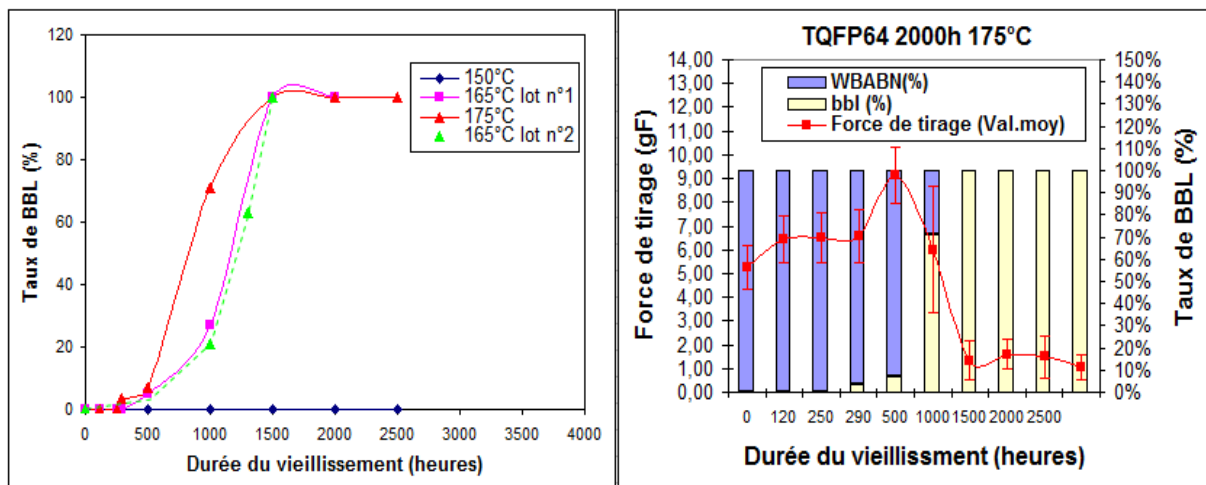


Figure III.4 : (a) Evolution du taux de Ball Bond Lift à diverses températures de stockage thermique pour le TQFP64, (b) analyse du changement du mode défaillance durant le vieillissement à 175°C pour le TQFP64.

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

➤ *Effet de la géométrie des boîtiers [2]*

Plus la taille du boîtier est petite, meilleure est la tenue. Dans notre expérimentation il n'y a que le boîtier TQFP64 qui ait révélé des limitations fiabilité au niveau de l'assemblage : rupture des interconnexions à travers l'intermétallique Au-Al.

Par ailleurs, pour un même type de boîtier (comme pour le cas du TQFP64) il n'y a pas d'effet sur la tenue en vieillissement thermique dû à une variabilité de lot à lot de fabrication.

▪ *Comparaison entre le SOIC20 et le TQFP64*

Le boîtier SOIC20 est plus robuste que le boîtier TQFP64. En effet, on constate qu'à partir des résultats issus des méthodes de WP et BS tests, la présence du domaine de vieillissement thermique usuel est uniquement observée sur le boîtier TQFP64 (voir Figure III.2).

Ainsi la différence observée sur la robustesse entre ces deux boîtiers ne peut être expliquée par le mécanisme de dégradation «*Croissance de l'épaisseur de l'intermétallique/formation et élargissement des trous*», puisqu'ils possèdent les mêmes caractéristiques : mêmes matériaux pour le fil de câblage et pour la métallisation du plot de report. Cela sous-entend que dans les mêmes conditions de vieillissement, ils sont caractérisés par la même évolution de l'épaisseur de l'intermétallique. Deux hypothèses peuvent alors être mises en valeur :

La première est liée à la différence sur le niveau d'homogénéisation de l'intermétallique (ou de la couverture d'intermétallique), connue pour avoir une influence directe sur la tenue en vieillissement thermique. Sachant que, plus le niveau d'homogénéisation de l'intermétallique est élevée, plus le risque ou la probabilité de voir des interconnexions fissurées est faible, et donc meilleure est la tenue (voir chapitre I). Il est probable vu l'évolution des tenues, que le SOIC20 ait présenté un niveau d'homogénéisation légèrement meilleur que celui du TQFP64, induisant moins de trous au fur et à mesure de la croissance de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al, traduisant ainsi une meilleure robustesse.

La seconde est liée à l'effet de géométrie des boîtiers. Dans le cas où le niveau d'homogénéisation est similaire pour les deux boîtiers, on peut conclure que le paramètre technologique le plus influent sur la tenue en vieillissement thermique des interconnexions est la taille du boîtier ; ainsi plus la taille du boîtier est petite, meilleure est la tenue.

Note : les résines d'enrobages des boîtiers SOIC et TQFP possèdent des caractéristiques thermomécaniques similaires.

▪ *Comparaison entre le TQFP32 et le TQFP64*

Le boîtier TQFP32 présente une meilleure tenue en vieillissement que le boîtier TQFP64. L'étude technologique réalisée sur ces boîtiers confirme qu'ils possèdent les mêmes paramètres technologiques d'assemblage (fil, capillaire, paramètres du processus de câblage, niveau d'homogénéisation de l'intermétallique et résine d'enrobage), garantissant ainsi les mêmes paramètres de câblage et la même évolution de l'épaisseur du composé intermétallique. De plus, en comparant leur résine d'enrobage, on constate qu'elles possèdent les mêmes caractéristiques thermomécaniques (T_g , CTE et E). Ainsi, l'unique différence existante entre le TQFP32 et le TQFP64 est la taille du boîtier. On peut conclure que plus la taille du boîtier est petite, meilleure est la tenue.

▪ *Analyse de la défaillance*

L'analyse de la défaillance (rupture des interconnexions) confirme les différentes tendances observées sur la tenue en vieillissement thermique entre les divers boîtiers.

La Figure III.5 illustre un exemple traitant de l'analyse des modes de défaillance observés suite au test de tirage (WP test) après 1500h à 165°C :

Le mode défaillance observé sur le TQFP64 est caractérisé par la rupture des interconnexions à travers l'intermétallique Au-Al (voir Figure III.5.a), noté Ball Bond Lift correspondant au mode.5.b. Ce mode de défaillance est situé dans le domaine de vieillissement thermique usuel de la courbe de Wöhler. A l'inverse, les autres boîtiers présentent un mode de défaillance différent décrivant une fissuration du fil de câblage au niveau du coude de la boule d'attache (voir Figure III.5.b) correspondant au mode.3. Ce mode de défaillance est situé dans le domaine de déformation plastique oligocyclique. Ces diverses constatations explicitent une meilleure robustesse pour ces boîtiers comparés au boîtier TQFP64.

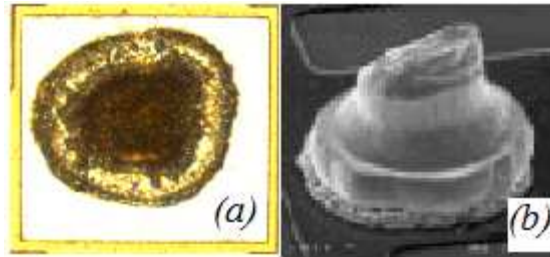


Figure III.5 : Analyse du mode de défaillance suite au test de tirage après 1500h à 165°C.
(a) mode.5b (Ball Bond Lift) pour le TQFP64, (b) mode.3 pour les autres boîtiers.

Pour le TQFP64, la chute progressive de la valeur moyenne des forces de tirage, observée au fur et à mesure du vieillissement, est causée par un changement des modes de défaillance en tirage (voir Figure III.4.b). On y observe un passage du mode.3 vers le cas du Ball Bond Lift correspondant aux modes.5 (a, b et c), qui s'accroît avec le temps jusqu'à la disparition complète du mode.3, de même que pour la chute observée sur la valeur moyenne des forces de cisaillement.

En outre, la chute observée sur la valeur moyenne des forces de tirage et de cisaillement à une même période de vieillissement sur le TQFP64 comparé aux autres boîtiers, est aussi causée par un changement sur le mode de défaillance en tirage et en cisaillement. Plus la taille du boîtier est grande et plus la valeur moyenne des forces de tirage et de cisaillement est basse. Les contraintes thermomécaniques y sont plus importantes à l'interface boule d'attache/plot de report.

Par conséquent, ce comportement peut également être expliqué, par le changement du mode de défaillance en cisaillement entre les divers boîtiers (voir Figure III.6) : on observe que le niveau de dégradation des interconnexions est plus accentué pour le TQFP64 (cisaillement à l'interface du composé intermétallique Au-Al faisant référence au mode.5b (Ball bond Lift)) comparé aux boîtiers TQFP32/SOIC20 (cisaillement graduel à travers la boule d'attache en or correspondant au mode.5a).

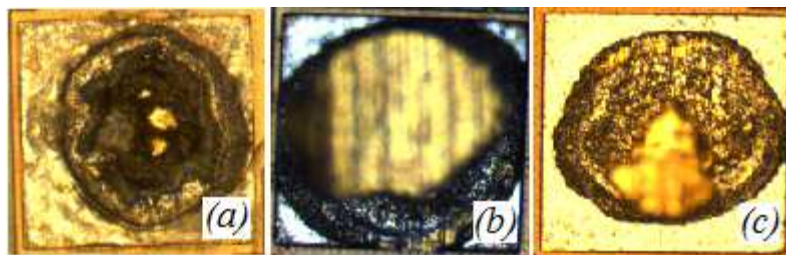


Figure III.6 : Analyse du mode de défaillance suite au test de cisaillement après 1500h à 165°C.
(a) mode.5b (Ball Bond Lift) pour le TQFP64, (b) mode.5a avec plus de 75% d'or pour le SOIC20 et (c) mode.5a avec environ 30% d'or pour le TQFP32.

Remarque : pour le boîtier SOIC20 on constate comme illustré sur la Figure III.7, que les interconnexions situées sur la puce de dessus sont plus dégradées que ceux situées sur la puce de dessous, suite au test de cisaillement. Suite à l'étude technologique, on a signalé que le diamètre des boules d'attache de la puce de dessus est plus petit que le diamètre de celles de la puce de dessous. On a vu au cours du chapitre I, que plus le diamètre de la boule d'attache est élevé et plus la tenue des interconnexions en stockage à haute température est élevée ; ceci expliquerait le fait que les interconnexions de la puce de dessus soient plus dégradées.

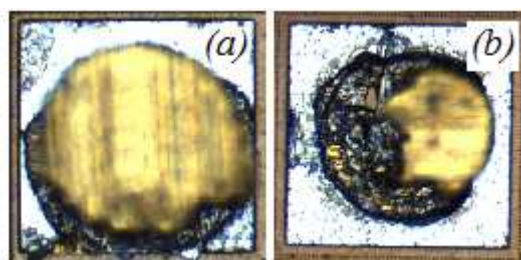


Figure III.7 : Analyse du mode de défaillance suite au test de cisaillement après 2500h à 150°C, pour le SOIC20. (a) mode.4 avec plus de 90% d'or : interconnexion puce de dessous, (b) mode.4 avec moins de 50% d'or : interconnexion puce de dessus.

- Pas de changement sur la tenue en vieillissement thermique par comparaison entre lots de fabrication

En ajoutant un second lot pour le TQFP64, nous avons établi une étude comparative à 165°C permettant de conclure qu'il n'y a pas d'effet d'un lot à un autre. Nous avons obtenu une tenue en vieillissement thermique similaire (voir Figure III.2.e et f) et une évolution identique du taux de défaillance par Ball Bond Lift (voir Figure III.4.a).

A partir de l'analyse de l'effet de la géométrie des boîtiers, nous pouvons conclure que plus la taille du boîtier (en tenant compte de la taille de la puce) est petite, meilleure est la tenue.

- Précision de la méthodologie d'analyse de la fiabilité des interconnexions par les tests WP et BS

La méthodologie d'analyse de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions par les méthodes de test en tirage (WP) et en cisaillement (BS) nécessite des prélèvements réguliers et ne permet pas un suivi en continu. De plus cette méthodologie d'analyse est destructive.

Cette méthodologie ne nous permet pas de décrire dans le temps le suivi de la dégradation des interconnexions Au-Al tout au long du vieillissement thermique avec précision, de détecter la dégradation en un délai court, ce qui représenterait un gain en ressources sur les essais et de déterminer la vraie durée de vie moyenne du composant. Ceci veut dire que ce genre de méthodes de test ne peut pas fournir des résultats de test de fiabilité appropriés, puisque les défaillances risquent de n'être détectées que longtemps après l'instant de la première défaillance.

En outre les résultats de mesure sont influencés par la méthodologie d'ouverture boîtier (voir l'encadré en marron sur la Figure III.2), de sorte qu'une grande quantité de pièces est nécessaire pour assurer la précision du résultat ce qui mène à fausser l'évaluation et la reconstitution de la distribution de la durée de vie du composant, puisque le taux de défaillance réel est inconnu (prélèvement d'échantillons sur la population sous test). Ceci conduit à une perte en temps et en argent. **Une méthode alternative de suivi en continu est présentée au chapitre V.**

- Modélisation analytique et simulations par FEM [2]

Précédemment nous avons vu que la géométrie du boîtier est un paramètre critique sur la dégradation des interconnexions durant le stockage thermique.

Nous avons voulu confirmer ce résultat expérimental par une approche théorique, basée sur la modélisation de la déformation et des contraintes thermomécaniques subies par les interconnexions au cours de leur qualification. Nous avons développé deux méthodes, l'une est basée sur un modèle analytique simple et l'autre sur des simulations par la méthode des éléments finis (FEM).

Afin d'être conforme à la réalité du terrain, il est judicieux de prendre en compte la phase de report du composant sur la carte de circuit imprimé (PCB) au moment de la refusion, dite simulation de soudage « Solder reflow process ».

- 1^{ière} approche : modèle analytique

L'approche consiste à estimer l'allongement relatif vu par les interconnexions. Le modèle prend en compte l'allongement cumulatif dû aux contraintes thermomécaniques appliquées sur les interconnexions durant le procédé de report composant sur PCB et durant le stockage thermique.

Afin de se simplifier la tâche, il est fortement apprécié d'établir un modèle un peu plus généraliste de la structure interne d'un boîtier, constitué par la résine d'enrobage, de la puce et du lead-frame. Suite à cela on représente à partir de son axe de symétrie chaque composante comme des poutres dont les extrémités sont en appui sur un plan indéformable. Cette condition aux limites permet de modéliser le fait que tous les matériaux soient liés entre eux et que la dilatation de ces derniers n'est pas libre, mais qu'elle dépend de l'assemblage entier. Nous obtenons ainsi un modèle de dilatation simplifié d'un boîtier constitué d'une seule puce (voir Figure III.8).

Le modèle conçu est inspiré d'un modèle existant qui cherchait à établir le CTE effectif d'un assemblage [3].

Cette méthode numérique est basée sur le calcul de l'allongement réel vu par les interconnexions. Cet allongement n'est autre que la différence des allongements vus par la résine d'enrobage et la puce (voir Figure III.8).

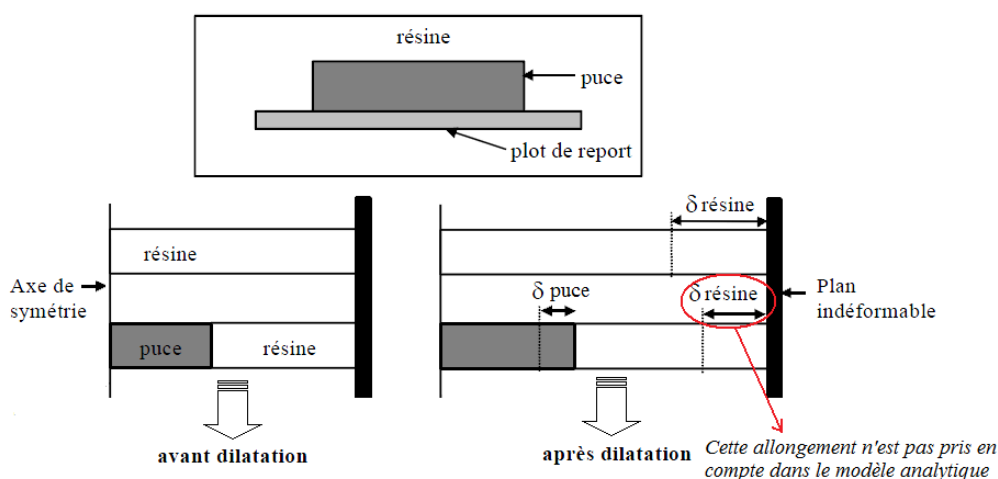


Figure III.8 : Modèle de dilatation simplifié d'un boîtier constitué d'une seule puce.

Selon les spécifications de la norme de qualification automobile AEC-Q100, la phase de simulation de soudage est effectuée à trois reprises durant l'étape du pré-conditionnement. Elle induit des contraintes thermomécaniques connues sous le nom de contraintes résiduelles.

L'un des premiers abords de notre approche analytique est d'estimer l'allongement dû aux contraintes résiduelles exercées sur l'interconnexion Au-Al suite au procédé de report composant sur PCB. Ce procédé suit un profil thermique bien déterminé comportant une phase de chauffage et une phase de refroidissement (voir Figure III.9.a).

Au cours de la phase de chauffage qui s'effectue de la température ambiante jusqu'à la température de fusion ($\sim 260^{\circ}\text{C}$ pour le sans plomb), le composant et le PCB se dilatent sans s'imposer de contraintes mutuelles. Dès que la température descend en dessous de son point de fusion ($\sim 217^{\circ}\text{C}$), l'alliage constituant la brasure des connexions, généralement de type SnAgCu (micro-assemblage de 2^{ème} niveau), se solidifie instantanément. Pendant la phase de refroidissement qui suit, les différentiels de dilatations entre le composant et le PCB ainsi que la forte variation de la température entraînent un effet bilame qui impose aux joints brasés des contraintes résiduelles (CR1) ainsi que des déformations dans l'assemblage. Il en est de même pour les interconnexions Au-Al (micro-assemblage de 1^{er} niveau), un effet bilame important est établi, créé par le différentiel de dilatation thermique entre la résine et la puce ($\Delta\text{CTE} > 35\text{ppm}/^{\circ}\text{C}$, voir Tableau III.3), il impose lui aussi aux interconnexions des contraintes résiduelles (CR2). En outre, l'effet des CR1 sur les CR2, peuvent soit modifier les champs de contraintes existants soit induire de nouvelles déformations autour de la puce et dans l'enrobage (interface résine/puce), créant des points de concentration de contraintes ou encore augmentant les contraintes qui existent déjà.

L'allongement vu durant la phase de chauffage est plus important que durant la phase de refroidissement. C'est le cas contraire pour les contraintes thermomécaniques. En conclusion la phase la plus contraignante est celle du refroidissement, puisqu'elle induit un allongement précurseur au niveau des interconnexions dû aux contraintes résiduelles qui leur sont appliquées.

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

Après le vieillissement thermique à haute température, les interconnexions vont subir une variation brusque en température allant de la température de stockage appliquée jusqu'à la température ambiante ; cette phase de variation est aussi considérée en tant que phase de refroidissement (voir Figure III.9.b). Afin de mieux appréhender le calcul de l'allongement réel vu par les interconnexions lors d'un stockage thermique, nous avons établi un récapitulatif concernant les données constructeurs sur l'évolution du coefficient de dilatation thermique en fonction de la variation de la plage de température et ceci pour chacun des éléments de la structure du boîtier (voir Tableau III.3).

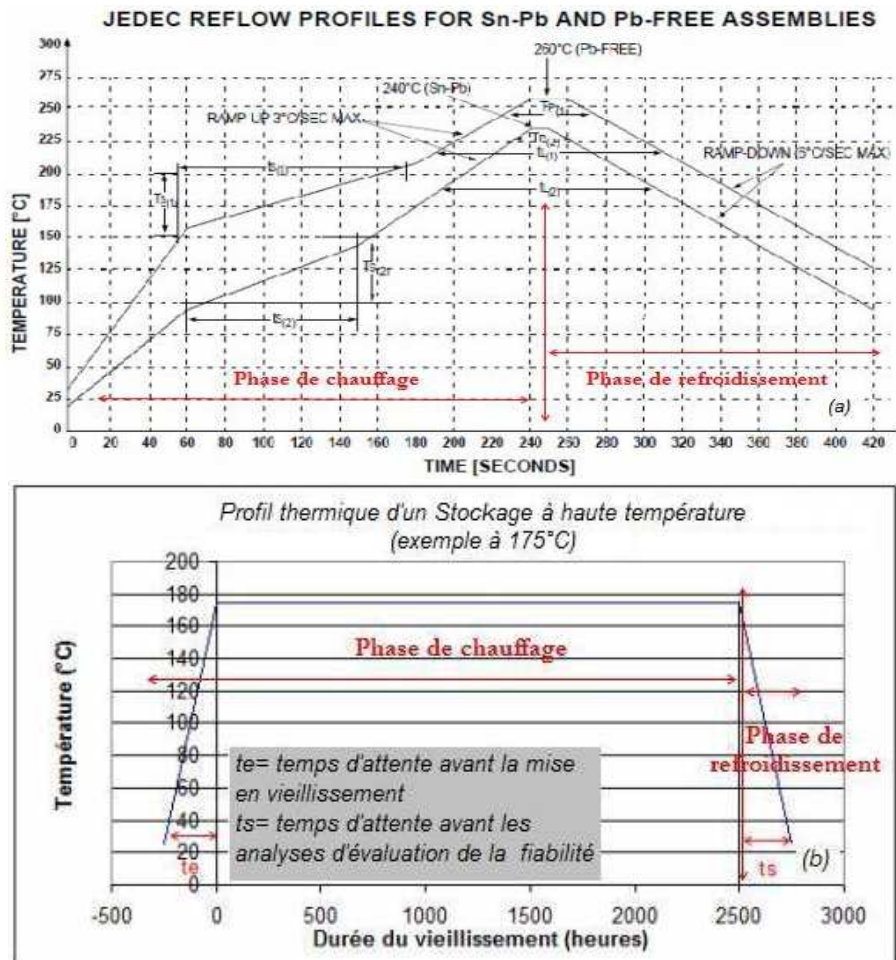


Figure III.9 : (a) Profil thermique de la simulation de soudage pour le sans plomb [3] et (b) exemple d'un profil thermique pour un stockage à 175°C.

L'allongement réel vu par les interconnexions est la somme des allongements durant le procédé de report de composant sur le PCB et durant le stockage thermique.

Le résultat analytique est basé sur la relation suivante [5] :

$$\Delta L / L = \alpha \cdot \Delta T \quad \text{Avec} \quad \delta = \Delta L = \alpha \cdot L \cdot \Delta T$$

Le coefficient de dilatation thermique α définit la relation de proportionnalité qui existe entre l'allongement relatif ($\Delta L/L$) d'un matériau et la variation de température ΔT qu'il subit.

➤ L'allongement est décrit par :

$$(1) \text{ Le procédé de report composant sur PCB (Reflow) : } \delta_{COR} = 3 \times (\alpha_{BCOR} L_B - \alpha_{PCOR} L_P) \Delta T$$

Tel que :

- ✓ δ_{COR} : est l'allongement dû aux contraintes résiduelles
- ✓ α_{BCOR} et α_{PCOR} : sont les coefficients de dilatation thermique respectifs de la résine d'enrobage et de la puce à température ambiante
- ✓ L_B et L_P : sont les demi-diagonales respectives de la résine de moulage et de la puce

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

- ✓ ΔT : est la variation de température vue par la phase de refroidissement de la simulation de soudage
- ✓ Le facteur 3 est dû à la triple répétition de cette étape imposée par la norme de qualification automobile AEC-Q100

(2) Le stockage à haute température (HTS) : $\delta_F = (\alpha_{BF} L_B - \alpha_{PF} L_P) \Delta T$

Tel que :

- ✓ δ_F : est l'allongement relatif vu par une interconnexion
- ✓ α_{BF} et α_{PF} : sont les coefficients de dilatation thermique respectifs de la résine d'enrobage et de la puce
- ✓ L_B et L_P : sont les demi-diagonales respectives de la résine de moulage et de la puce
- ✓ ΔT : est la variation de température vue par la phase de refroidissement en HTS

L'allongement total vu par une interconnexion est décrit par la relation suivante : $\delta_{total} = \delta_{Re\ flow} + \delta_{HTS}$

Cas des boîtiers multi-puces (voir Figure III.10)

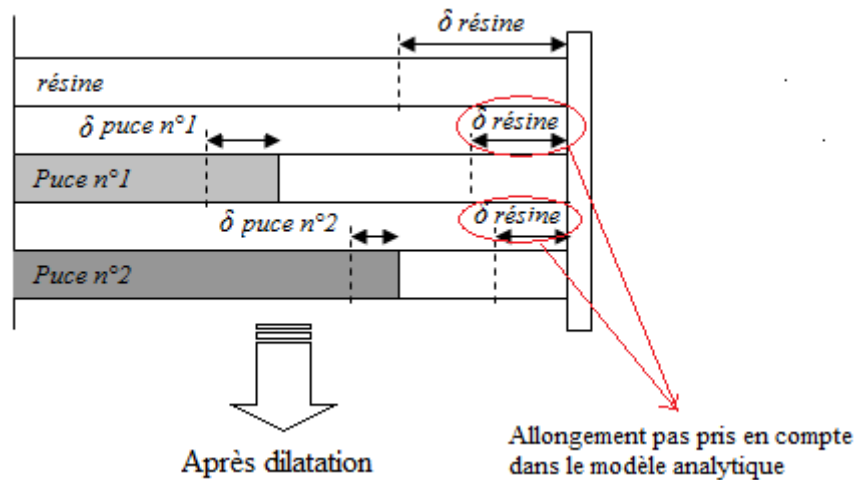


Figure III.10 : Modèle de dilatation simplifié d'un boîtier constitué de deux puces empilées.

La même méthodologie de calcul a été utilisée pour les puces empilées, dont voici les équations :

1. Calcul de l'allongement induit par les contraintes résiduelles sur les interconnexions au niveau des puces :

➤ Puce de dessus (Reflow) : $\delta_{COR1} = 3 \times (\alpha_{BCOR} L_B - \alpha_{PCOR1} L_{P1}) \Delta T$

Tel que :

- ✓ δ_{COR1} : est l'allongement dû aux contraintes résiduelles au niveau de la 1^{ère} puce
- ✓ α_{BCOR} et α_{PCOR1} : sont les coefficients de dilatation thermique respectifs de la résine de moulage et de la 1^{ère} puce à la température ambiante
- ✓ L_B et L_{P1} : sont les demi-diagonales respectives de la résine de moulage et de la 1^{ère} puce
- ✓ ΔT : est la variation de température de la phase de refroidissement de la simulation de soudage
- ✓ Le facteur 3 est dû à la triple répétition de cette étape imposée par la norme de qualification automobile AEC-Q100

➤ Puce de dessous (Reflow) : $\delta_{COR2} = 3 \times (\alpha_{BCOR} (L_B - L_{P1}) - \alpha_{PCOR2} L_{P2}) \Delta T$

Tel que :

- ✓ δ_{COR2} : est l'allongement dû aux contraintes résiduelles au niveau de la 2^{ème} puce
- ✓ α_{BCOR} et α_{PCOR2} : sont les coefficients de dilatation thermique respectifs de la résine de moulage et de la 2^{ème} puce à la température ambiante
- ✓ L_B et L_{P2} : sont les demi-diagonales respectives de la résine de moulage et de la 2^{ème} puce
- ✓ ΔT : est la variation de température de la phase de refroidissement de la simulation de soudage

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

- ✓ Le facteur 3 est dû à la triple répétition de cette étape imposée par la norme de qualification automobile AEC-Q100
2. Calcul de l'allongement réel vu par les interconnexions au niveau des puces :

➤ Puce de dessus (HTS) : $\delta_{F1} = (\alpha_{BF}L_B - \alpha_{PF1}L_{P1})\Delta T$ et Puce de dessous (HTS)
 $\delta_{F2} = (\alpha_{BF}(L_B - L_{P1}) - \alpha_{PF2}L_{P2})\Delta T$

Tel que :

- ✓ δ_{Fi} : est l'allongement relatif vu par une interconnexion au niveau de la $i^{\text{ème}}$ puce
- ✓ α_{BF} et α_{PFi} : sont les coefficients de dilatation thermique respectifs de la résine de moulage et de la $i^{\text{ème}}$ puce à la température de stockage
- ✓ L_B et L_{Pi} : sont les demi-diagonales respectives de la résine de moulage et de la $i^{\text{ème}}$ puce
- ΔT : est la variation de température vue au début du stockage thermique

L'allongement total vu par une interconnexion est décrit par la relation suivante : $\delta_{total} = \delta_{Re_flow} + \delta_{HTS}$

Tableau III.6 : Valeur de l'allongement vu par les interconnexions pour les divers boîtiers par la méthode analytique

$\delta_{total} (\mu m)$	à 150°C	à 165°C	à 175°C
TQFP32	28,95	29,47	29,82
TQFP64	58,56	59,62	60,32
SOIC24	52,24	53,19	53,81
SOIC20	Dessous : 40,69 Dessus : 49,89	Dessous : 41,43 Dessus : 48,76	Dessous : 41,92 Dessus : 49,39

Les résultats analytiques (voir Tableau III.6) nous permettent de conclure que plus la température de stockage est élevée, et plus l'allongement est important.

Pour le SOIC20, on observe que les interconnexions situées sur la puce supérieure subissent un allongement plus important. Ce constat coïncide parfaitement avec les résultats issus de l'analyse du mode défaillance (voir Figure III.7). En conséquence, les interconnexions de la puce de dessus sont plus dégradées que celles situées sur la puce de dessous.

La 1^{ère} approche permet de classer les boîtiers sur leur tenue en vieillissement thermique, du plus critique au moins sensible, en se référant au niveau d'allongement qu'ils ont atteint : TQFP64, SOIC24, SOIC20 et TQFP32.

Cette 1^{ère} approche montre effectivement que la géométrie de boîtier est un paramètre critique sur la dégradation des interconnexions durant le stockage thermique et qu'il faut ainsi tenir compte de l'effet de ce paramètre sur la tenue en vieillissement thermique des composants à haute température.

Cette approche donne une assez bonne corrélation entre la méthodologie numérique et les résultats expérimentaux. La classification obtenue, sur le niveau de criticité en référence à la tenue en vieillissement thermique, pour les boîtiers de la même famille, corrèle parfaitement avec les résultats expérimentaux.

En se référant à ce classement on observe par comparaison au boîtier SOIC20 que le boîtier TQFP32 semble présenter une meilleure tenue en vieillissement thermique à haute température, cependant ceci ne corrèle pas avec les résultats expérimentaux, c'est le cas inverse qui est observé. Ceci peut s'expliquer par le fait que :

- Le modèle généralisé de la structure interne du boîtier utilisé pour les calculs est simple par rapport à la réplique réelle
- Les modèles des équations analytiques ne prennent pas en compte tous les aspects géométriques d'un plan à 2D.

Suite à ces diverses constatations on peut conclure que ce modèle n'est pas adapté pour l'obtention de résultats quantitatifs précis, mais adéquat pour des comparaisons brutes entre des boîtiers de même famille. Ce modèle est très facile à utiliser et donne une première classification des boîtiers.

Pour confirmer et préciser les résultats, nous avons réalisé des simulations FEM avec le logiciel COMSOL Multiphysics.

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

➤ 2^{ème} approche : résultats des simulations FEM

Pour affiner les résultats, des simulations FEM sont nécessaires. La modélisation thermomécanique a été utilisée pour cette approche. Un demi-modèle en 2D a été établi pour les divers boîtiers (voir Figure III.1.b). C'est pour des raisons de symétrie de la structure que seulement la moitié du boîtier a été simulée en 2D. Le boîtier est symétrique par rapport à l'axe (Oy) dans le cas d'une structure 2D. Pour ce modèle, la génération de maillage et les chargements appliqués sont les mêmes pour les divers boîtiers, tandis que les modèles géométriques d'éléments finis, les conditions limites et les modes de résolution sont différents.

▪ Descriptif du procédé de simulation pour la modélisation thermomécanique

Un modèle de stress thermomécanique linéaire-élastique est appliqué. La simulation a été réalisée en considérant toutes les interfaces parfaites, c'est-à-dire en supposant qu'aucune délamination n'était présente.

- La température de chargement appliquée durant la phase de refroidissement de la simulation de soudage suit un profil de température spécifique qui s'effectue de la température de fusion, 260°C pour le sans plomb, jusqu'à la température ambiante, 25°C.
- Il en est de même durant la phase de refroidissement du stockage à haute température (HTS), elle suit aussi un profil de température spécifique qui s'effectue de la température de stockage thermique appliquée jusqu'à la température ambiante, 25°C.

Sachant que les simulations se faisant pour des températures inférieures à la Tg de la résine, on s'est uniquement intéressé aux caractéristiques thermomécaniques (CTE et E) des matériaux correspondant à ce domaine de température (se référer au Tableau III.3). Nous avons admis un coefficient de Poisson (ν) de 0,3 pour tous les matériaux.

On simule en premier lieu la phase de refroidissement du profil de soudage puis en second lieu la phase de refroidissement du stockage à haute température.

L'allongement réel vu par les interconnexions est la somme des allongements durant le procédé de report du composant sur le PCB et durant le stockage à haute température à travers leur phase de refroidissement respective.

En simulation, l'allongement perçu par les interconnexions correspond au déplacement.

L'estimation de la valeur de l'allongement (réel) vu par les interconnexions est déterminée à partir de ses coordonnées sur un plan 2D. Sachant que les interconnexions sont entièrement enrobées dans la résine, la valeur du déplacement est lue au niveau de la résine.

Le déplacement total induit par les chargements thermomécaniques sur les divers boîtiers, est illustré dans le Tableau III.7. Nous pouvons observer sur la Figure III.11, comme exemple de simulation FEM, la cartographie du déplacement relatif de la structure correspondant à la simulation d'un cycle du procédé de report composant sur PCB et ce pour les boîtiers TQFP et le boîtier SOIC20.

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

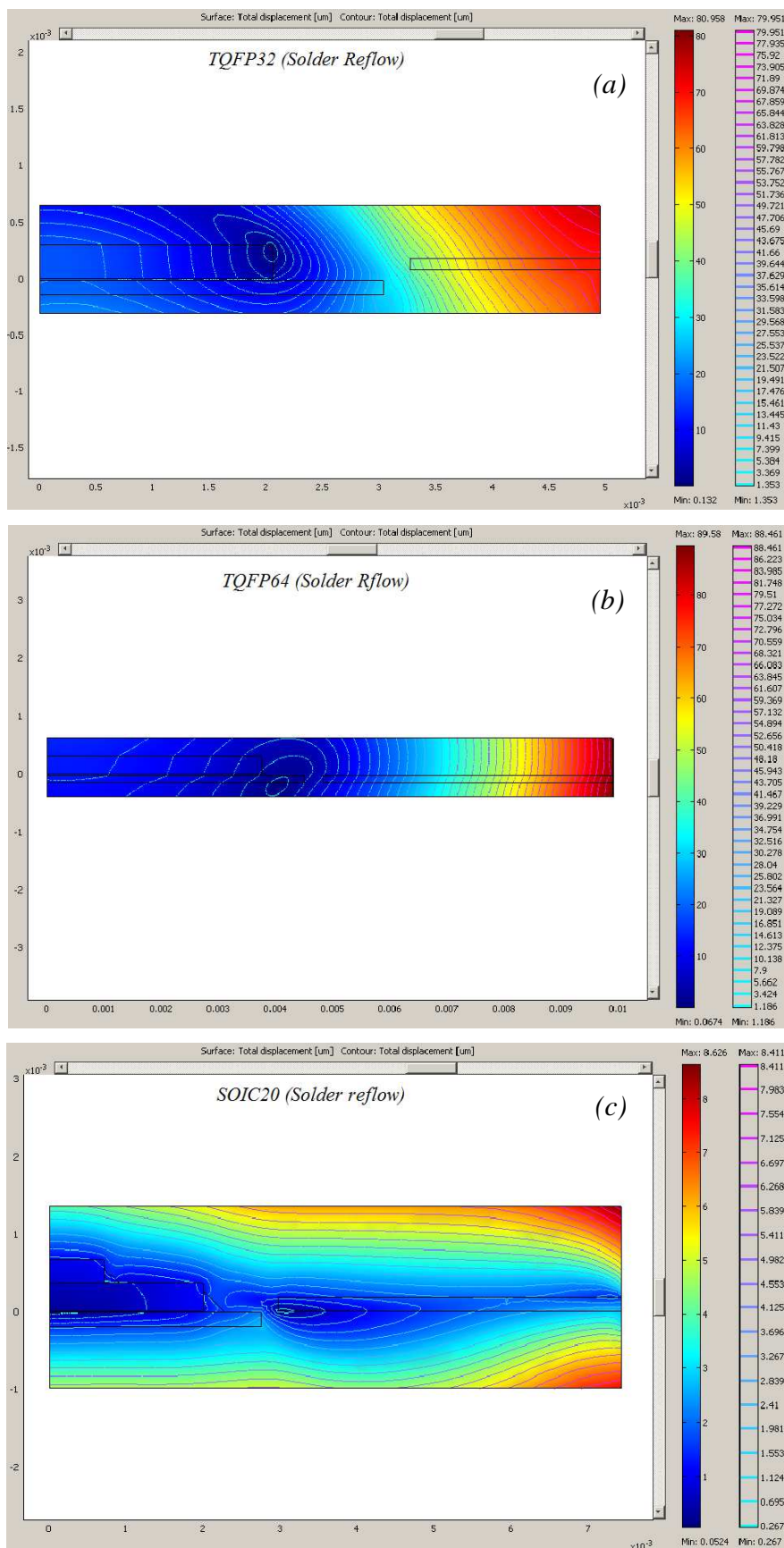


Figure III.11 : Simulations FEM. Déplacement total (μm) pour les boîtiers (a) TQFP32, (b) TQFP64 et (c) SOIC20 durant un cycle de la simulation de soudage.

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

Tableau III.7 : Valeur de l'allongement pour les divers boîtiers par simulation FEM

δ_{total} (μm)	à 150°C	à 165°C	à 175°C
TQFP32	6,63	6,75	6,84
TQFP64	16,73	17,03	17,93
SOIC20	Dessous : 4,71	Dessous : 4,78	Dessous : 4,84
	Dessus : 4,91	Dessus : 4,99	Dessus : 5,06

Ces calculs plus précis (Tableau III.7) nous permettent aussi de conclure que plus la température de stockage est élevée, et plus l'allongement est important.

Pour le SOIC20, on observe que les interconnexions situées sur la puce supérieure subissent un allongement plus important. Comme pour le modèle analytique, ceci corrèle parfaitement avec les résultats issus de l'analyse du mode défaillance. Ainsi les interconnexions de la puce de dessus sont plus dégradées que celles situées sur la puce de dessous.

La 2^{ème} approche permet de classer des boîtiers sur leur tenue en vieillissement thermique, du plus critique au moins sensible, en se référant au niveau d'allongement qu'ils ont atteint : TQFP64, TQFP32, et SOIC20.

Cette approche donne une bonne corrélation entre les résultats des simulations FEM et les résultats expérimentaux.

➤ *Comparaison entre les résultats du modèle analytique et ceux des simulations FEM*

La simulation FEM montre une meilleure tenue en vieillissement pour le SOIC20 comparée à celle du TQFP32. C'est le cas inverse qui est observé avec le modèle analytique.

En outre, nous observons que l'allongement vu par les interconnexions en simulation FEM est moins important comparé à celui issu des calculs analytiques, avec un ratio de 3 pour les boîtiers TQFP et un ratio de 10 pour les boîtiers SOIC.

Ainsi, nous pouvons conclure que le(s) modèle(s) analytique(s) est (ou sont) insuffisant(s) pour pouvoir déterminer avec exactitude l'ampleur de l'effet des paramètres technologiques significatifs sur la tenue en vieillissement thermique. D'autre part, il(s) ne permet (ou permettent) pas d'établir une comparaison qualitative des comportements thermiques à haute température, entre divers boîtiers (tel que pour les SOIC et les TQFP) avec des technologies variées. Il est par conséquent nécessaire de combiner les résultats expérimentaux avec ceux des simulations FEM pour voir ces influences.

Cette étude portant sur l'influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en HTS, nous a aussi permis d'identifier que la différence observée sur la tenue entre les divers boîtiers est liée aux dimensions de leur boîtier et de leur puce.

Concernant le SOIC20, nous avons signalé durant l'étude technologique, que le diamètre des boules d'attache de la puce de dessus est plus petit que le diamètre de ceux de la puce de dessous. Sachant que plus le diamètre de la boule d'attache est élevé et plus la tenue des interconnexions en stockage à haute température est élevée ; cela signifie que les interconnexions situées sur la puce de dessous présentent une meilleure robustesse comparées à celles de la puce de dessus. Ceci a été confirmé par le modèle analytique ainsi que par la simulation FEM.

3. Conclusion

La rupture des interconnexions est liée aux trous Kirkendall, conséquence de l'augmentation de l'épaisseur du composé intermétallique Au-Al. Ce mécanisme de dégradation influe sur la fiabilité des interconnexions à haute température. La température accélère la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique en rendant la réaction d'inter-diffusion, se produisant entre l'or et l'aluminium, plus rapide. Cela induit une accélération du mécanisme de formation des trous Kirkendall ainsi que leur élargissement. La propagation de la fissuration se produit plus rapidement. L'accélération de ce mécanisme de dégradation sous l'effet de la température mène à un affaiblissement de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions. Bien que tous les boîtiers soient caractérisés par la même évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique, nous avons observé qu'ils ne présentent pas le même comportement thermique en ayant des durées de vie totalement différentes. Ceci nous a permis de

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

conclure qu'il existe un autre facteur clé qui vient influencer sur la tenue en vieillissement thermique. Suite à l'étude technologique, nous avons clairement identifié que le paramètre technologique le plus influent sur la tenue en vieillissement thermique des interconnexions en stockage à haute température, est la géométrie du boîtier. Plus la taille du boîtier est petite, meilleure est la tenue. Ces résultats ont été confirmés par deux méthodes, l'une basée sur un simple modèle analytique et la seconde basée des simulations à éléments finis (FEM).

D'un autre côté nous avons précisé que cette méthodologie d'analyse de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions par les méthodes WP et BS, ne nous permet pas de décrire dans le temps le suivi de la dégradation des interconnexions Au-Al tout au long du vieillissement thermique avec précision, ni de détecter la dégradation en un délai court, ni de déterminer la vraie durée de vie moyenne du composant. En outre les résultats de mesure issus de ces méthodes de test sont aussi influencés par la méthodologie d'ouverture boîtier, de sorte qu'une grande quantité de pièces est nécessaire pour assurer la précision du résultat. Ces méthodes de test ne peuvent fournir des résultats de test de fiabilité appropriés. Ceci conduit à une perte en temps et en argent. Pour pallier à cela il est nécessaire de développer une procédure de mesure couplée avec une étude théorique portant sur la variation de la résistance d'une interconnexion Au-Al en température, en vue de produire un indicateur précoce de dégradation pour les interconnexions Au-Al. Cette approche fait l'objet du chapitre V.

En se basant sur les exigences de la norme de qualification automobile AEC-Q100 (grade 0), qui préconise de garantir 1000h à 175°C, sans dégradation électrique et sans l'observation de Ball Bond Lift durant le vieillissement, nous avons constaté à partir de nos résultats expérimentaux, que tous les composants de petite taille présentent une haute fiabilité au niveau assemblage. L'unique composant ayant présenté des faiblesses à ce sujet, est le TQFP 64pins, qui est un composant de grande taille. Afin d'étendre le domaine de qualification aux composants de grande taille, nous envisageons d'améliorer la technologie d'assemblage des interconnexions et de s'assurer que ce procédé conduit à une meilleure fiabilité des interconnexions. Cette amélioration consisterait en l'ajout d'une petite quantité de certains éléments à l'or constituant le fil de câblage et fait l'objet du chapitre suivant.

CHAPITRE.III : INFLUENCE DES PARAMETRES TECHNOLOGIQUES SUR LA TENUE EN VIEILLISSEMENT EN HTS

Références bibliographiques :

- [1] JAMIN LING, ZIV ATZMON, DOMINIK STEPHAN, MURALI SARANGAPANI - Wire bond reliability: An Overview of Intermetallic Mechanism -http://www.semiconsingapore.org/ProgrammesandEvents/cms/groups/public/documents/web_content/ctr_022340.pdf
- [2] MA.BAHI, P.LECUYER, H.FREMONT, A.GENTIL, JP.LANDESMAN, F.CHRISTIEEN AND R.LE GALL - *Influence of technological parameters on the behavior during aging at high temperature of various packages, in the automotive environment* - in proceedings of 14th IPFA, Bangalore. India, pp 81-86, 2007
- [3] JY. DELETAGE - *Thèse : étude de la durée de vie d'assemblages microélectroniques par l'utilisation de simulations, de modèles de dégradation et de circuits intégrés spécifiques de test (chapitre.II : comportement thermomécaniques des assemblages vis-à-vis des joints brasés)*- université Bordeaux1, Décembre 2003
- [4] R.SHARMA- *Solder Reflow Recommendation - Microchip (AN233)* - <http://ww1.microchip.com/downloads/en/AppNotes/00233D.pdf>
- [5] JD.JAMES, JA.SPITTLE, SGR.BROWN et RW.EVANS – *a review of measurement techniques for the thermal expansion coefficient of metals and alloys at elevated temperatures* – Review article – Measurement Science and Technology -12 (2001) R1-R15

1. Introduction

Selon la norme de qualification automobile AEC-Q100, la stabilité de la tenue des interconnexions Au-Al doit être vérifiée en stockage à haute température. Pour assurer cette stabilité, il est nécessaire de ne jamais atteindre le domaine de vieillissement thermique usuel durant l'essai. En outre, cette norme requiert de garantir une tenue de 1000h à 175°C pour le grade 0¹ sans dégradation électrique au test à l'ambient et à chaud et sans l'observation de Ball Bond Lift. Pour établir la marge de fiabilité vis-à-vis de cette exigence, on étudie la tenue mécanique des interconnexions au travers des tests de traction (WP) et de cisaillement (BS). Cette analyse nous permet d'identifier le début du domaine d'usure.

Ces conditions sont remplies pour tous les boîtiers de petite taille (tels que le SOIC, le QFN et le TQFP jusqu'à 32pins) reflétant ainsi une haute fiabilité au niveau de l'assemblage pour cette catégorie de boîtiers. L'unique composant ayant présenté un certain nombre de faiblesses, est un composant de grande taille : le TQFP 64pins. La plupart des faiblesses présentées sont principalement révélées par effets thermomécaniques (voir paragraphe 2.2 du chapitre III : effet de la géométrie des boîtiers).

Pour étendre le domaine de qualification à haute température pour les boîtiers de grande taille et élargir la zone opérationnelle sécuritaire pour les autres types de boîtiers, nous avons décidé d'évaluer l'amélioration prévue pour la technologie d'assemblage afin d'assurer une meilleure fiabilité des interconnexions. Cela consiste en l'ajout d'une petite quantité (1% en poids) d'éléments d'alliage à l'or constituant le fil de câblage. Les éléments d'alliage sélectionnés pour cette étude sont le palladium (Pd) et le cuivre (Cu).

Cette méthodologie a été largement utilisée pour améliorer la fiabilité des interconnexions, mais peu d'analyses ont été faites à ce sujet. L'amélioration de la fiabilité des interconnexions consiste enfin à diminuer la vitesse de croissance de l'épaisseur de l'intermétallique afin de ralentir d'une part le mécanisme de formation des trous et leur élargissement, et d'autre part l'apparition de la défaillance.

Bien que de nos jours les diverses formations de composé intermétallique Au-Al entre le fil or pur, le fil or avec 1% en poids de Pd et le fil or avec 1% en poids de Cu aient été comparées [1,2 et 3], que le rôle du Pd sur les réactions inter-faciales Au-Al ait été clairement identifié et bien expliqué [1,2 et 3], les effets du Cu sur les réactions inter-faciales Au-Al sont peu connus [2,3].

Ce chapitre porte donc sur la comparaison de trois types de fils de câblage « bonding » : or pur (noté "4N" par la suite), or avec 1% en poids de Pd (noté "2N_Pd") et or avec 1% en poids de Cu (noté "2N_Cu").

Les objectifs de cette étude se répartissent en quatre parties :

- Comparer la tenue en vieillissement thermique en évaluant la fiabilité des interconnexions par le test WP,
- Comparer les diverses formations du composé intermétallique Au-Al entre le fil 4N, le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu.
- Expliquer le rôle joué par le Pd et le Cu sur les réactions inter-faciales Au/Al,
- Analyser le mécanisme de défaillance durant le vieillissement.

2. Procédure expérimentale

2.1. Etude technologique et conditions de vieillissement

L'étude a été effectuée sur des boîtiers QFN 32pins de différents types, qui ont subi des essais de vieillissement jusqu'à 1000 heures de stockage thermique à 175°C et 200°C.

Les composants sont fournis par deux assembleurs.

Pour le premier assembleur, l'étude porte sur le comparatif de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions par WP test entre le fil 4N et le fil 2N_Pd.

Pour le second assembleur, l'étude porte sur le comparatif de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions par WP test entre le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu.

Nous avons également comparé la tenue en vieillissement thermique des interconnexions de type 2N_Pd provenant de chacun des deux assembleurs.

Pour permettre une meilleure interprétation des résultats issus de l'analyse de la tenue par WP test, nous avons réalisé une étude technologique sur les divers boîtiers (voir Tableau IV.1 et Tableau IV.2), afin

¹ Le grade 0 définit dans la norme AEC-Q100 les caractéristiques requises (essais (type, niveau et durée), batterie de tests (électrique, mécanique...)) pour la qualification des composants électroniques destinés à une température ambiante allant de -40°C à 150°C en application.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

d'appréhender les différents paramètres technologiques pouvant influencer la robustesse des interconnexions et plus précisément leur durée de vie.

Les dimensions du boîtier et de la puce sont identiques puisqu'il s'agit dans notre cas du même produit. L'étude technologique réalisée sur ces boîtiers pour une comparaison entre assembleurs (voir Tableau IV.1 et Tableau IV.2), nous permet d'identifier qu'ils possèdent des paramètres technologiques d'assemblage légèrement différents (capillaire, paramètres du processus de câblage, niveau d'homogénéisation de l'intermétallique et résine d'enrobage). Pour une comparaison effectuée entre boîtiers d'un même assembleur, ces paramètres sont quasiment identiques.

Les paramètres du processus de câblage des fils 2N_Pd et 2N_Cu sont légèrement différents de ceux du fil 4N. Ils ont été en effet modifiés de façon à atteindre un niveau d'homogénéisation d'intermétallique similaire à celui obtenu pour le fil 4N ($\geq 70\%$).

Comme nous l'avons décrit précédemment au cours du chapitre I (paragraphe 5.5), la soudabilité des fils de type 2N (tel que le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu) est plus difficile à réaliser. Ceci est principalement attribué à leur haute solidité comparée à celle du fil de type 4N, plus souple, ce qui limite ses capacités de déformation et par conséquent rend les interconnexions moins robustes à la suite du processus de soudure. En outre, pour un assembleur donné, tous les boîtiers ont les mêmes caractéristiques thermomécaniques (CTE et E), voir Tableau IV.2.

Toutes les données de construction "Design" et matériaux concernant les produits d'ATMEL Nantes sont fournis par l'équipe "Engineering assemblage" du site d'ATMEL Nantes (extraites des fiches suiveuses).

Tableau IV.1 : Dimension du plot de report, du fil et de la boule d'attache

Assembleur	Type de fil	Dim plot de report (μm^2)	Dim fil \varnothing (μm)	Dim boule d'attache \varnothing (μm)
Assembleur 1	4N	77 * 77	25,4	~ 65,4
	Or avec 1% en poids Pd		25,4	
Assembleur 2	Or avec 1% en poids Pd		30,48	
	Or avec 1% en poids Cu		25,4	

Tableau IV.2 : Propriétés thermomécaniques

Matériaux	T _g * (°C)	Module d'Young (GPa)	CTE en moyenne (ppm/°C)
Lead-frame (cuivre)		127,4	17
Puce (silicium)		131	2,3
G770 pour l'assembleur 1	130	25,5 @ 25°C 0,8 @ 240°C	8 (T<T _g) 40 (T>T _g)
G700 pour l'assembleur 2	130	19 @ 25°C 0,6 @ 240°C	12 (T<T _g) 49 (T>T _g)
Die attach ABLEBOND 3230 pour l'assembleur 1	37	2,9 @ 25°C 0,09 @ 250°C	80 (T<T _g) 205 (T>T _g)
Die attach AMK06 pour l'assembleur 2	75	5,3 @ 25°C	40 (T<T _g) 140 (T>T _g)

*T_g : température de transition vitreuse

2.2. Les méthodes d'analyse et d'évaluation de la fiabilité des interconnexions

L'analyse de la tenue mécanique des interconnexions est basée sur l'analyse de la force de tirage des fils de câblage par la méthode de WP test. Cette méthode de test permet d'évaluer la robustesse des interconnexions au fur et à mesure du vieillissement thermique par représentation graphique sur la courbe de fatigue de Wöhler (F=f(t)).

L'étude de l'intégrité des interconnexions est analysée par rapport à l'évolution de la dégradation des interconnexions sur la courbe de Wöhler et des modes de défaillance observés au cours du vieillissement.

Elle est aussi évaluée en analysant d'une part la structure métallographique de l'intermétallique Au-Al, les trous formés, et d'autre part la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique, par l'identification des diverses phases intermétalliques, et par la réalisation de cartographies des éléments constituant les interconnexions. Ces analyses sont respectivement effectuées à l'aide de micrographies SEM et de microanalyses EDX (*EDX linescan extraction et EDX mapping*).

En ce qui concerne l'analyse des mécanismes de défaillance, l'intérêt est porté sur l'analyse physique des sites fracturés des interconnexions, du côté de la boule d'attache et du côté du plot de report, effectuée à l'aide de micrographies SEM et de microanalyses EDX.

En outre, l'analyse de la couverture d'intermétallique est jugée par imageries SEM via un traitement numérique de l'image. L'isolation de la couverture d'intermétallique est effectuée par voie chimique en suivant une procédure bien spécifique.

Toutes les méthodes de test citées sont destructives.

Note: toutes les microanalyses EDX (EDX linescan extraction et EDX mapping) figurant dans le paragraphe 3.3 de ce chapitre ont été réalisées grâce à l'aide de Monsieur Frédéric CHRISTIEN, maître de conférences, au Laboratoire de Génie des Procédés Associés de Nantes (LGMPA).

3. Résultats et discussion

3.1. Etude comparative sur la tenue mécanique des interconnexions au cours du vieillissement à haute température entre le fil 4N, le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu

3.1.1. Comparaison de la tenue entre le fil 4N et le fil 2N_Pd [4]

La Figure IV.1 illustre le comparatif de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions entre le fil 4N et le fil 2N_Pd pour un vieillissement allant jusqu'à 1000 heures à 200°C ; cela ne concerne que le "premier assembleur".

L'ajout du Pd permet d'améliorer la robustesse des interconnexions. Le fil 2N_Pd mène à voir une meilleure tenue en stockage à haute température comparé au fil 4N (voir Figure IV.1). La Figure IV.1 montre une chute plus rapide de la valeur moyenne des forces de tirage (voir Figure IV.1.a) et un taux de défaillance par Ball Bond Lift plus élevé (voir Figure IV.1.b) pour le fil 4N comparé au fil 2N_Pd, signifiant ainsi que la durée de vie moyenne des interconnexions est plus élevée pour le fil 2N_Pd.

A partir de la Figure IV.1.b nous constatons que le domaine de vieillissement thermique usuel du fil 4N précède bien celui du fil 2N_Pd. Pour le fil 4N ce domaine s'étend de ~50 à ~720 heures, tandis qu'il ne débute pour le fil 2N_Pd qu'à partir de ~720 heures. Cela signifie que la durée de vie moyenne des interconnexions est plus élevée pour le fil 2N_Pd.

En conséquence, l'ajout d'un élément d'alliage tel que le Pd contribue bien à renforcer la fiabilité des interconnexions.

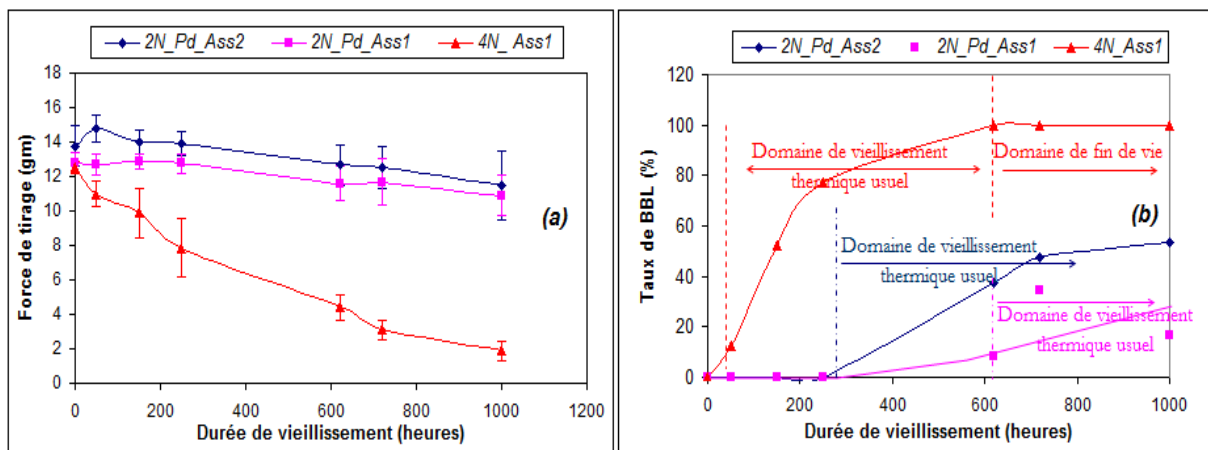


Figure IV.1 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre le fil 4N et le fil 2N_Pd pour un vieillissement jusqu'à 1000h à 200°C par la méthode WP test (valeur moyenne et écart type) [4] : (a) évolution de la valeur de la force de tirage et (b) évolution du taux de Ball Bond Lift.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

Remarque : On peut établir les mêmes conclusions que précédemment en comparant la tenue du fil 4N (assembleur n°1) et celle du fil 2N_Pd (assembleur n°2). En effet la tenue est meilleure pour le fil 2N_Pd (assembleur n°2) comparé au fil 4N (assembleur n°1) en stockage à haute température (voir Figure IV.1). Le domaine du vieillissement thermique usuel du fil 2N-Pd (assembleur n°2) débute ici à partir de ~290 heures (voir Figure IV.1.b).

3.1.2. Comparaison de la tenue entre le fil 4N (assembleur n°1) et le fil 2N_Cu (assembleur n°2)

En se référant aux Figure IV.1 et 2, on constate que le fil 2N_Cu (assembleur n°2) a une meilleure tenue en stockage à haute température que celle du fil 4N (assembleur n°2). On observe une chute plus rapide de la valeur moyenne des forces de tirage et un taux de défaillance par Ball Bond Lift plus élevé pour le fil 4N (assembleur n°1) que pour le fil 2N_Cu (assembleur n°2), signifiant ainsi que la durée de vie moyenne des interconnexions est plus élevée pour le fil 2N_Cu (assembleur n°2). Ceci nous permet de conclure que l'ajout du Cu permet aussi d'améliorer la robustesse des interconnexions.

3.1.3. Comparaison de la tenue entre le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu

La Figure IV.2 illustre le comparatif de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions entre le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu pour un vieillissement allant jusqu'à 1000 heures à 200°C ; cela ne concerne que le "second assembleur".

On observe à partir de la Figure IV.2.a qu'il y a une similarité sur la tenue en vieillissement thermique entre le fil 2N_Cu et le fil 2N_Pd. Mais suite à l'analyse de l'évolution du taux de défaillance par Ball Bond Lift, on s'aperçoit qu'il existe une petite différence. Le fil 2N_Cu présente une meilleure tenue que le fil 2N_Pd puisque le ratio de Ball Bond Lift croît moins rapidement durant le vieillissement thermique (voir Figure IV.2.b).

Le domaine de vieillissement thermique usuel du fil 2N_Pd précède bien celui du fil 2N_Cu (voir Figure IV.2.b). Pour le fil 2N_Cu, ce domaine débute à partir de ~450 heures. Cela signifie que la durée de vie moyenne des interconnexions est plus élevée pour le fil 2N_Cu que le fil 2N_Pd.

Cette étude montre que l'ajout d'un élément d'alliage tel que le Pd ou le Cu contribue à renforcer la fiabilité des interconnexions, et que cette fiabilité est plus accrue par l'apport du Cu.

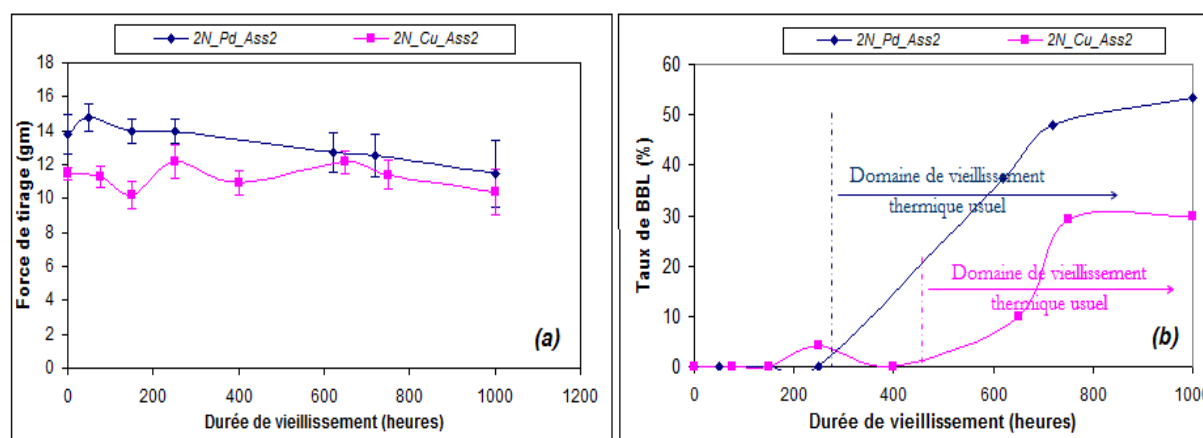


Figure IV.2 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu pour un vieillissement jusqu'à 1000h à 200°C par la méthode de WP test (valeur moyenne et écart type) : (a) évolution de la valeur de la force de tirage et (b) évolution du taux de Ball Bond Lift.

Remarque : On constate à partir des Figure IV.1 et 2, que la stabilité de la tenue en vieillissement thermique se poursuit, pour les fils 2N_Pd et 2N_Cu, aucune chute progressive n'a été observée sur la valeur moyenne des forces de tirage bien que le domaine de vieillissement thermique usuel soit atteint, ce qui n'est pas le cas pour le fil 4N.

3.1.4. Analyse comparative avec les résultats issus de la bibliographie

Nos résultats coïncident parfaitement avec ceux trouvés par S-A.Gam [2].

Pour le fil 2N_Pd, il a été signalé la formation d'une couche riche en Pd à l'interface fil 2N_Pd/intermétallique Au-Al [1,2 et 3]. Cette couche empêche la diffusion de l'Au vers l'Al, ralentissant les réactions inter-faciales Au-Al, et diminuant ainsi la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al [1,2]. Pour le fil 2N_Cu, le rôle joué par le Cu n'est pas clairement identifié, on constate :

- soit la formation d'une couche riche en Cu jouant le rôle de barrière de diffusion, ralentissant uniquement la croissance de la phase Au_4Al de l'intermétallique Au-Al [2],
- soit la création de nouvelles phases intermétalliques Au-Al, tels que $Au_4(Al,Cu)$, $(Au,Cu)_4Al$ et $(Au,Cu)_5Al_2$. L'Au et le Cu diffusent ensemble vers l'Al pour former ses nouvelles phases intermétalliques [3]. La quantité excédante du Cu dans l'intermétallique ne joue pas le rôle de barrière de diffusion [3]. Dans tous les cas, soit pour le fil 2N_Pd soit pour le fil 2N_Cu, on observe un ralentissement de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al, du mécanisme de formation des trous et de leur élargissement, engendrant ainsi un ralentissement de la propagation de la fissuration. Ces effets sont plus accentués pour le fil 2N_Cu. On signale aussi que le fil 2N_Cu présente une meilleure tenue en vieillissement thermique que le fil 2N_Pd.

Par conséquent, les objectifs de notre étude consistent à comparer les effets de l'addition des éléments d'alliage, le Pd et le Cu, sur les réactions inter-faciales Au-Al et d'identifier l'élément d'alliage qui améliore le plus efficacement la fiabilité des interconnexions. Ces points ne sont pas du tout mis en évidence dans la bibliographie.

3.2. Etude de l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al

Les épaisseurs des diverses couches d'intermétallique ont été mesurées à différentes périodes au cours du vieillissement à 175°C jusqu'à 1000 heures.

Le taux de croissance d'une phase intermédiaire durant l'inter-diffusion des métaux suit une loi parabolique [1,5] : $\delta^2 = k.t$,

Où δ est l'épaisseur de l'intermétallique (μm), k est le coefficient de diffusion ($cm^2.s^{-1}$), et t est la durée du vieillissement (s).

La Figure IV.3 illustre l'épaisseur de l'intermétallique en fonction de la racine carrée de la durée du vieillissement à 175°C. On constate que les graphes ont un comportement bilinéaire et des points de déflexion sont observés. Dès les premiers instants du vieillissement l'épaisseur de l'intermétallique croît rapidement, puis son taux de croissance diminue au fur et à mesure du vieillissement.

Ainsi, pour les trois types de fil, la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al présente deux stades de croissance, d'où deux coefficients de diffusion k_1 et k_2 .

Ce comportement est conforme aux résultats décrits dans [1] et [2]. Les valeurs mesurées de k_1 et k_2 , correspondant au vieillissement à 175°C pour les trois types de fil, sont reportées dans le Tableau IV.3.

Des microanalyses EDX ont été effectuées pour identifier la nature des phases intermétalliques Au-Al (situées au centre) au fur et à mesure du vieillissement. La procédure sera décrite dans le paragraphe 3.3. Cette analyse nous a permis de tirer les conclusions suivantes :

o Dans le premier stade de croissance,

- (1) pour le fil 4N, la couche de l'intermétallique Au-Al est constituée de deux phases : la phase Au_4Al et une phase de type Au_6Al , inconnue dans le diagramme binaire Au/Al (voir annexe.2). Au cours de cette période de stockage à haute température, la phase Au_6Al se décompose et disparaît complètement, en se transformant en la phase Au_4Al [4,6]. A partir de la fin de cette période de croissance, cette phase d'intermétallique devient prédominante [4,6].

- (2) pour le fil 2N_Pd, la couche de l'intermétallique Au-Al est aussi constituée de deux phases, différentes de celles observées sur le fil 4N : la phase Au_8Al_3 et la phase Au_4Al . Au cours de cette période de stockage à haute température, la phase Au_8Al_3 continue à se décomposer et se transforme au fur et à mesure du vieillissement en la phase Au_4Al [4,6]. A la fin de cette période de croissance, on observe aussi l'apparition d'une nouvelle phase, Au_6Al . Cette phase est présente en même temps que la phase Au_4Al [4,6].

- (3) pour le fil 2N_Cu, la couche de l'intermétallique Au-Al est aussi constituée de deux phases, différentes de celles observées sur le fil 4N : la phase $(Au,Cu)_8Al_3$ et la phase $(Au,Cu)_4Al$. Au cours de cette période de stockage à haute température, la phase $(Au,Cu)_8Al_3$ se décompose et disparaît complètement, en se transformant en la phase $(Au,Cu)_4Al$. Puis au fur et à mesure du vieillissement on observe l'apparition d'une nouvelle phase, $(Au,Cu)_6Al$, qui est en présence de la phase $(Au,Cu)_4Al$.

Le premier stade de croissance correspond à la formation d'un composé intermétallique relativement solide, les trous Kirkendall sont absolument inexistantes.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

○ Dans le second stade de croissance,

- (1) pour le fil 4N, la phase Au_4Al est la phase prédominante [4,6].
- (2) pour le fil 2N_Pd, la phase Au_6Al est également observée avec la phase Au_4Al . Mais, au fur et à mesure du vieillissement, cette phase se décompose et se transforme en la phase Au_4Al . Ce qui veut dire que la phase Au_4Al est finalement la phase prédominante au second stade de croissance pour le fil 2N_Pd [4,6].
- (3) En ce qui concerne le fil 2N_Cu, les deux phases d'intermétallique, $(Au,Cu)_4Al$ et $(Au,Cu)_6Al$, restent présentes tout au long du vieillissement. Sauf que cette fois-ci c'est la phase $(Au,Cu)_6Al$ qui devient prédominante à la fin de ce stade de croissance, puisque l'on a observé au fur et à mesure du vieillissement que la phase $(Au,Cu)_4Al$ se décompose et se transforme en la phase $(Au,Cu)_6Al$. La décomposition de la phase $(Au,Cu)_4Al$ pour le fil 2N_Cu semble être très lente puisque cette phase est toujours présente même après 1000 heures à 175°C.

Le second stade de croissance correspond à l'apparition d'une couche d'intermétallique plus fragile, les trous Kirkendall y sont présents et s'y développent en s'élargissant au fur et à mesure du vieillissement.

Ces analyses nous permettent de conclure que pour les divers types de fil étudiés la phase prédominante sur la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al pendant le second stade de croissance, est la phase Au_4Al pour les fils 4N et 2N_Pd et la phase $(Au,Cu)_6Al$ pour le fil 2N_Cu.

Le taux de croissance de la phase Au_4Al est plus lent que celui des phases initiales, comme le montre le Tableau IV.3 en comparant les coefficients de diffusion : k_2 est plus petit que k_1 . Ceci est vrai pour tous les fils (voir Tableau IV.3).

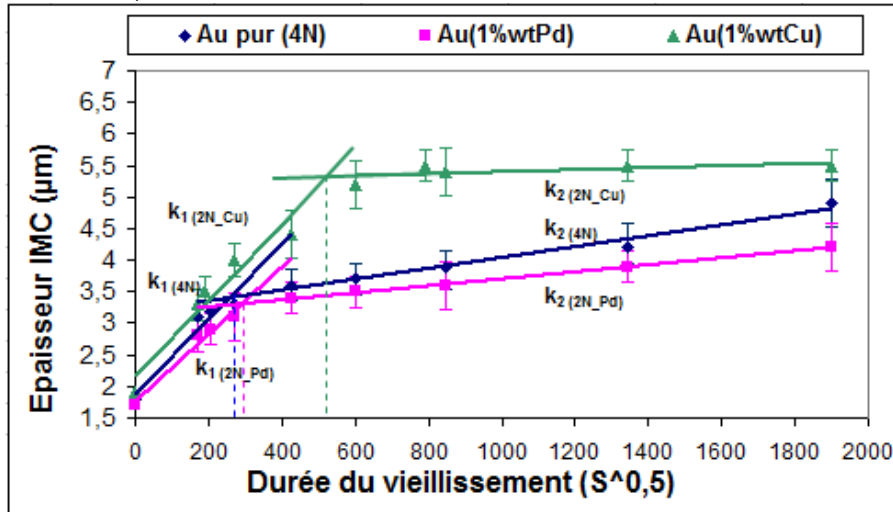


Figure IV.3 : Evolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al à 175°C (entre les trois types de fil). [4,6]

➤ Comparaison entre les trois types de fil :

A partir de la Figure IV.3, on peut constater que l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al est moins importante, principalement pendant le second stade de croissance, pour les fils de type 2N comparé au fil de type 4N.

- Pour le premier stade de croissance : il semblerait qu'il y ait une similarité sur la vitesse de croissance de l'épaisseur de l'intermétallique entre les trois types de fil (4N, 2N_Pd et 2N_Cu) (voir Figure IV.3). Ceci semble vrai entre le fil 4N et le fil 2N_Cu par analyse du coefficient de diffusion k_1 : on y observe que $k_1(2N_Cu) \approx k_1(4N)$ (voir Tableau IV.3). Ceci semble ne pas être adéquat pour le fil 2N_Pd, l'intermétallique croît moins rapidement comparé aux autres types de fil, ceci se vérifie par l'analyse du coefficient de diffusion k_1 : on observe que $k_1(2N_Pd) < k_1(4N) \approx k_1(2N_Cu)$ (voir Tableau IV.3) [4,6].
- Au second stade de croissance : on observe à partir de la Figure IV.3 que l'intermétallique Au-Al croît moins rapidement pour le fil 2N_Cu comparé aux autres fils. Il en est de même pour le fil 2N_Pd comparé au fil 4N. Ceci se vérifie par l'analyse du coefficient de diffusion k_2 (voir Tableau IV.3) : on observe que $k_2(2N_Cu) < k_2(2N_Pd) \ll k_2(4N)$ [4,6].

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

En conclusion on peut retenir que le 1^{er} stade de croissance correspond à la formation d'une couche d'intermétallique relativement solide, les trous Kirkendall y sont absolument inexistantes, alors que le 2^{ème} stade correspond à l'apparition d'une couche plus fragile, les trous Kirkendall y sont présents et s'y développent en s'élargissant au fur et à mesure du vieillissement. Ainsi, deux facteurs sont à considérer : l'épaisseur totale de l'intermétallique, d'une part et sa vitesse de croissance, caractérisée par les coefficients de diffusion k_1 d'autre part. En outre, l'évolution de la croissance de l'intermétallique Au-Al est moins importante, dans le cadre du fil 2N_Cu et dans un moindre degré pour le fil 2N_Pd, comparé au fil 4N. Ceci est particulièrement vrai pour le second stade de croissance de l'intermétallique puisque nous avons observé que $k_2(2N_Cu \text{ ou } Pd) < k_2(4N)$. Ce fait sera expliqué plus loin en dévoilant le rôle joué par le Pd et le Cu sur les réactions inter-faciales Au-Al.

Tableau IV.3 : Valeurs mesurées des coefficients de diffusion (valeurs moyennes) et des temps de déflexion pour les trois types de fil correspondant au vieillissement à 175°C

Type du fil	$k_1(cm^2s^{-1})$	$k_2(cm^2s^{-1})$	Temps de déflexion (h)
Or pur (4N) [4,6]	3.53 E-13	7.41 E-15	16h40
Or avec 1% en poids de Pd (2N_Pd) [4,6]	2.91 E-13	2.98 E-15	21h 30
Or avec 1% en poids de Cu (2N_Cu)	3.52 E-13	0.25 E-15	78h

Le Tableau IV.3 fournit les valeurs mesurées des coefficients de diffusion et des temps de déflexion pour les trois types de fil, correspondant au vieillissement à 175°C. S-A.Gam [2], a émis pour hypothèse préliminaire que le temps correspondant à la déflexion observée sur la croissance de l'intermétallique pourrait être attribué à la consommation totale de l'Al, sachant qu'elle est située entre 10 et 50 heures pour le fil 4N pour un vieillissement à 175°C, et située entre 50 et 100 heures pour les fils 2N_Pd et 2N_Cu [2]. Afin d'étudier le sens et de comprendre les relations de cause à effet de cette déflexion sur les courbes de croissance de l'épaisseur de l'intermétallique, nous avons effectué des microanalyses EDX, avant et après les temps de déflexion, caractérisées par la réalisation de cartographies des éléments constituant les interconnexions. Ces résultats sont discutés dans le paragraphe suivant.

3.3. Influence de l'apport des impuretés (Pd, Cu) sur le mécanisme de formation des phases intermétalliques Au-Al : analyse des résultats des cartographies des éléments constituant les interconnexions

Les cartographies EDX ont été réalisées sur des micro-sections, précédées par la préparation des échantillons pour les analyses en micro-section en suivant une procédure bien spécifique décrite dans [8], à l'interface de la bille de soudure Au/Al. Les échantillons ont été prélevés à l'instant initial et après vieillissement thermique à 175°C, à 50 heures pour le fil 4N, à 50 et 100 heures pour le fil 2N_Pd, et à 10, 50 et 100 heures pour le fil 2N_Cu.

Les cartographies EDX ont été réalisées pour déterminer la distribution des éléments constituant une interconnexion d'une part du côté du fil 2N_Pd ou Cu et d'autre part du côté de l'intermétallique Au-Al, et explorer leur variation au fur et à mesure du vieillissement. Chaque cartographie EDX a été couplée avec une microanalyse EDX de type « *linescan extraction* » pour l'identification des phases intermétalliques.

Le Tableau IV.4 illustre les principaux résultats des phases intermétalliques Au-Al identifiées au fur et à mesure du vieillissement à 175°C pour les trois types de fil étudiés.

3.3.1. Analyse des cartographies EDX pour le fil 4N [4]

Comme le montre la Figure IV.4.a, l'aluminium situé en dessous de la bille de soudure est complètement consommé avant le vieillissement ($t=0$ heures). On observe que l'interface de l'intermétallique est constituée d'une séquence de deux phases distinctes : une phase de type Au_6Al , inconnue dans le diagramme binaire Au/Al, située du côté du fil 4N, et la phase Au_4Al située du côté de l'Al du plot de report. Après la déflexion à $t=50$ heures (voir Figure IV.4.b), on constate que la phase riche en or de la couche d'intermétallique, Au_6Al , a complètement disparue, seule la phase Au_4Al reste et présente une épaisseur plus significative qu'initialement.

Nos résultats ne sont pas en concordance avec ceux de S-A.Gam [2] (voir Tableau IV.5), malgré le fait que nos composants aient subi les mêmes conditions de vieillissement (stockage thermique à 175°C). A $t=0h$, il a été observé que l'Al n'était pas complètement consommé [2], et que la séquence des phases

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

intermétalliques identifiées est totalement différente : une première phase de type Au_2Al (située du côté de l'Al du plot de report) et une seconde phase de type Au_8Al_3 (située du côté du fil 4N) [2]. A $t=50h$, on a les mêmes constatations qu'à l'instant initial pour [2], la séquence des phases intermétalliques identifiées est la suivante : une première phase de type Au_8Al_3 (située du côté de l'Al du plot de report) plus épaisse et une seconde phase de type Au_4Al (située du côté du fil 4N) [2].

Dans cet article [2], aucune information n'est donnée sur les paramètres du procédé de câblage. Mais le fait qu'initialement la structure intermétallique soit différente de la notre laisse supposer que ces paramètres sont différents de ceux utilisés pour notre étude. De toutes façons cette comparaison met en évidence l'importance de l'état initial de l'interconnexion sur l'évolution ultérieure des phases intermétalliques, et donc sur la fiabilité de l'assemblage.

Tableau IV.4 : Identification des phases intermétalliques Au-Al au fur et à mesure du vieillissement à 175°C par microanalyse EDX pour les trois types de fil étudiés (issus des cartographies EDX réalisées)

Durée du vieillissement à 175°C (heures)	0	10	50	100
Or pur (4N)	Au_6Al (*)/ Au_4Al (**)	Pas effectué	Au_4Al	Pas effectué
Or avec 1% en poids de Pd (2N_Pd)	Au_4Al+Pd (*)/ Au_8Al_3 (**)	Pas effectué	Au_4Al+Pd (*)/ Au_6Al (**)	Au_4Al+Pd (*)/ Au_6Al (**)
Or avec 1% en poids de Pd (2N_Cu)	$(Au,Cu)_4Al$ (*)/ $(Au,Cu)_8Al_3$ (**)	$(Au,Cu)_4Al$	$(Au,Cu)_6Al$ (*)/ $(Au,Cu)_4Al$ (**)	$(Au,Cu)_6Al$ (*)/ $(Au,Cu)_4Al$ (**)

(*) : Située du côté de l'Al du plot de report et (**) : Située du côté du fil 4N ou 2N_Pd ou 2N_Cu.

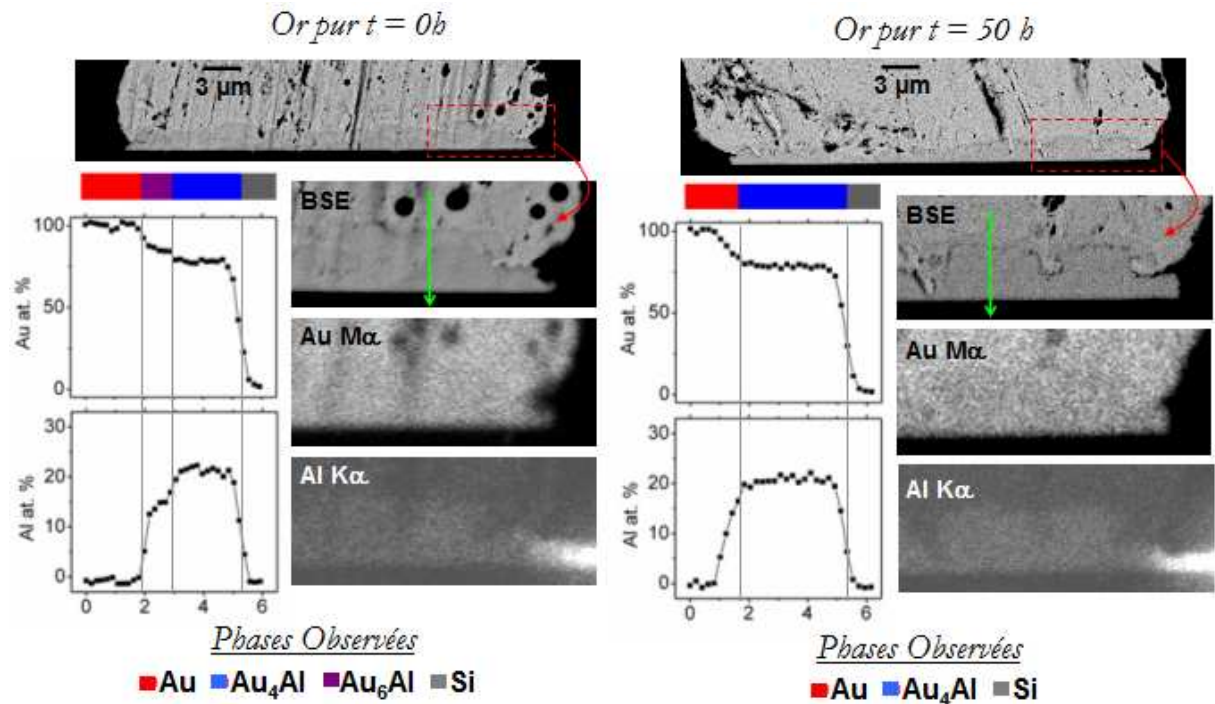


Figure IV.4 : Cartographies EDX pour le fil 4N à 175°C. (a) $t=0h$ et (b) $t=50h$ [4].

3.3.2. Analyse des cartographies EDX pour le fil 2N_Pd [4]

Pour le fil 2N_Pd (voir Figure IV.5), l'interface de la couche de l'intermétallique est très différente de celle observée sur le fil 4N. A l'instant initial ($t=0$ heures) comme pour le fil 4N, l'Al est complètement consommé. On observe que l'interface de l'intermétallique est constituée d'une séquence de deux phases distinctes : une phase de type Au_4Al+Pd située du côté du fil 2N_Pd et la phase Au_8Al_3 située du côté de l'Al du plot de report (voir Figure IV.5.a). Sur la cartographie du Pd (voir Figure IV.5.a) nous pouvons noter que la couche du Pd s'est déjà formée à $t=0h$ à l'interface fil 2N_Pd/intermétallique Au-Al. Cet enrichissement local en Pd se fait soit dans la phase Au_4Al (probablement en substitution sur le sous-

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

réseau de l'or) soit peut-être par formation d'un film mince d'une autre phase riche en Pd (qu'on ne distingue pas entre l'or et la phase Au₄Al).

Nous avons effectué deux mesures après la déflexion, l'une à t=50 heures, l'autre à t=100 heures.

A t=50h la phase Au₈Al₃ a disparu, tandis que l'on observe la formation d'une phase de type Au₆Al du côté du plot de report. Cette succession de phases est surprenante : la phase d'intermétallique riche en or (Au₆Al) est formée du côté de l'Al du plot de report et la phase d'intermétallique pauvre en or (Au₄Al) est formée du côté du fil 2N_Pd. Cela pourrait être dû à une forte affinité du Pd pour l'Al. L'inversion de ces phases par rapport à la situation typique (sans Pd) pourrait à elle seule expliquer l'effet bénéfique du Pd sur le vieillissement des interconnexions.

A t=100h, on observe les mêmes phénomènes qu'à t=50h, mais l'épaisseur de la phase Au₄Al est plus importante et inversement pour la phase Au₆Al. Cela signifie qu'au fur et à mesure du vieillissement, la phase Au₆Al se décompose et se transforme en la phase Au₄Al. Ainsi la phase Au₄Al est la phase prédominante au second stade de croissance pour le fil 2N_Pd.

La couche du Pd est observée aussi bien à t=50h et qu'à t=100h, mais à 100h elle est plus riche en Pd, le pourcentage d'atomes de Pd dissous dans l'intermétallique augmente au cours du vieillissement (voir Figure IV.5.b et c). On observe à travers les différentes cartographies du Pd effectuées au cours du vieillissement, que l'épaisseur de la couche riche en Pd croît de plus en plus (Figure IV.5) au fur et à mesure du vieillissement.

Les résultats concernant la couche riche en Pd sont exactement conformes à ceux observés (malgré des conditions de vieillissement différentes) chez H-J.Kim [1], S-A.Gam [2] et H-S.Chang [3]. Ceci laisserait supposer que l'influence du procédé de câblage est peu importante sur le phénomène de formation de la couche de Pd.

Nos résultats concernant la succession des phases intermétalliques, observées au fur et à mesure du vieillissement, pour le fil 2N_Pd, ne sont pas en concordance avec ceux de [2] présentés dans le Tableau IV.5, bien qu'ils aient subi les mêmes conditions de vieillissement (stockage thermique à 175°C). Dans son étude [2], l'Al n'est pas totalement consommé à t=0h. Là en revanche, les conditions initiales sont fondamentales.

Tableau IV.5 : Résultats bibliographiques portant sur les phases intermétalliques Au-Al identifiées à 175°C par microanalyse EDX pour les trois types de fil et les temps de déflexion correspondant, S-A.Gam [2]

Durée du vieillissement à 175°C (heures)	10	50	100	Temps de déflexion à 175°C (heures)	
Type du fil	Or pur (4N)	Au ₂ Al (*)/ Au ₈ Al ₃ (**)	Au ₈ Al ₃ (*)/ Au ₄ Al (**)	Au ₈ Al ₃ (*)/ Au ₄ Al (**)	10h40[2]
	Or avec 1% en poids de Pd (2N_Pd)	Au ₂ Al (*)/ Au ₈ Al ₃ (**)	Au ₈ Al ₃	Au ₈ Al ₃	~28h [1] ; 30h38[2]
	Or avec 1% en poids de Pd (2N_Cu)	Au ₂ Al (*)/ Au ₈ Al ₃ (**)	Au ₈ Al ₃ (*)/ Au ₄ Al (**)	Au ₈ Al ₃ (*)/ Au ₄ Al (**)	~63h [2]

(*) : Située du côté de l'Al du plot de report et (**) : Située du côté du fil 4N ou 2N_Pd ou 2N_Cu.

Vu les résultats issus des cartographies EDX, les temps de déflexion observés ne peuvent être attribués au temps correspondant à la consommation totale de l'Al, ceci est vrai pour le fil 4N et pour le fil 2N_Pd. La déflexion semble ici correspondre au changement entre le premier stade de croissance de l'intermétallique (l'intermétallique Au-Al est constitué de diverses phases intermétalliques) et le second stade, où la couche de l'intermétallique est essentiellement constituée de la phase prédominante, Au₄Al.

Pour le fil 2N_Pd, le temps de déflexion ne peut correspondre à l'apparition de la couche de Pd, puisqu'elle est déjà présente à l'état initial. Il se peut que le temps de déflexion observé corresponde au temps pour lequel la couche riche en Pd joue pleinement son rôle de barrière de diffusion entre l'Au et l'intermétallique, ralentissant principalement la croissance de l'épaisseur de la phase prédominante, Au₄Al. Le temps de déflexion pour les fils 4N et 2N_Pd sont voisins de ceux de S-A.Gam [2]. En revanche la phase prédominante observée, est différente puisque c'est la phase Au₈Al₃ qui a été identifiée dans [2] (le résultat est observable dans le Tableau IV.5).

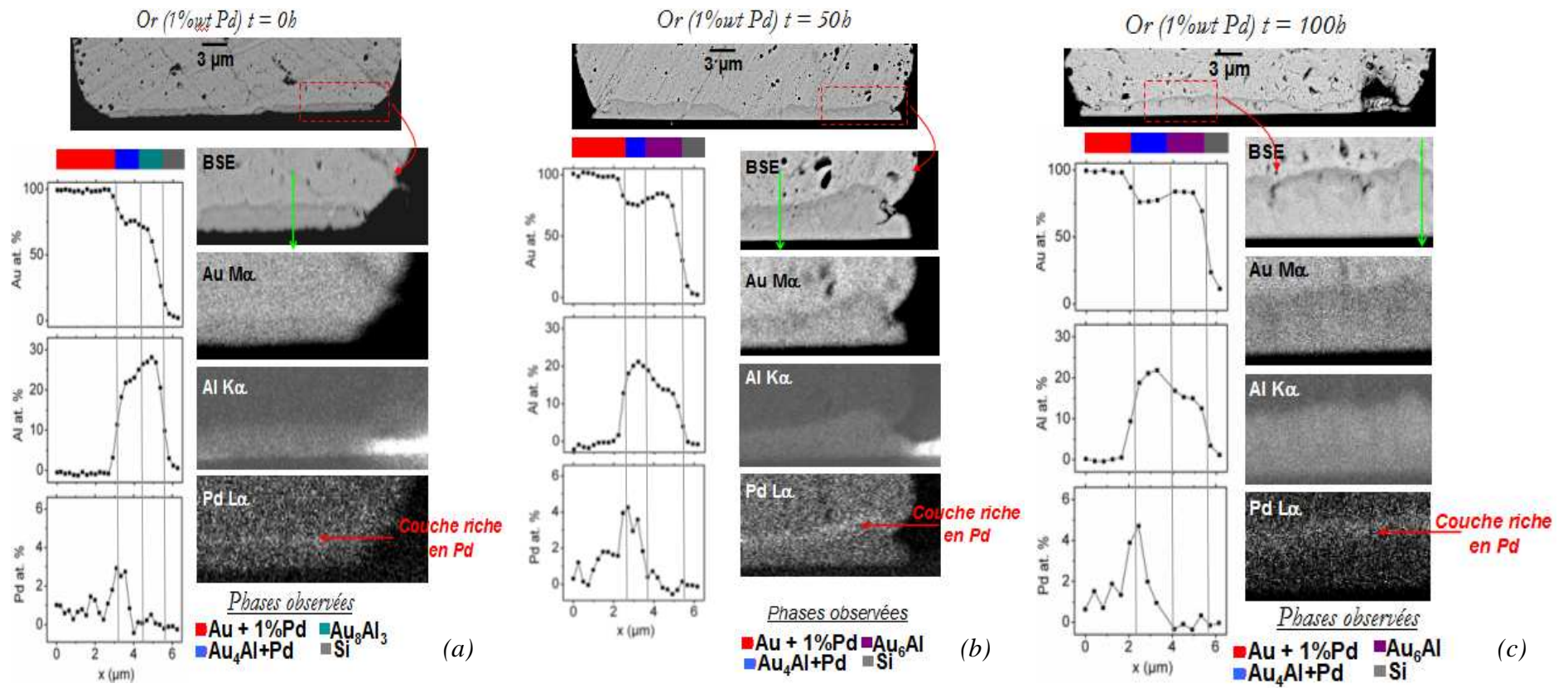


Figure IV.5 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Pd à 175°C. (a) $t=0h$, (b) $t=50h$ et (c) $t=100h$ [4].

3.3.3. Analyse des cartographies EDX pour le fil 2N_Cu

Pour le fil 2N_Cu (voir Figure IV.6), l'interface de la couche de l'intermétallique est totalement différente. A l'instant initial ($t=0h$), on observe que l'Al n'est pas complètement consommé (voir Figure IV.6.a), à l'inverse des autres types de fil. On observe aussi que le Cu s'est entièrement réparti à travers l'intermétallique Au-Al en formant de nouvelles phases intermétalliques combinant de l'or, de l'Al et du Cu. Ces phases intermétalliques sont principalement constituées de cette forme : $(Au,Cu)_xAl_y$. L'interface de l'intermétallique est constituée d'une séquence de deux phases distinctes, similaire à celle du fil 2N_Pd mais différente de celle du fil 4N : une phase de type $(Au,Cu)_4Al$ située du côté du fil 2N_Cu et une autre phase de type $(Au,Cu)_8Al_3$ située du côté de l'Al du plot de report (voir Figure IV.6.a).

Avant la déflexion deux mesures ont été effectuées à $t=10$ heures et à $t=50$ heures (voir Figure IV.6.b et c), A $t=10h$ on observe que l'Al est totalement consommé, la phase $(Au,Cu)_8Al_3$ a disparu et s'est transformée en la phase $(Au,Cu)_4Al$.

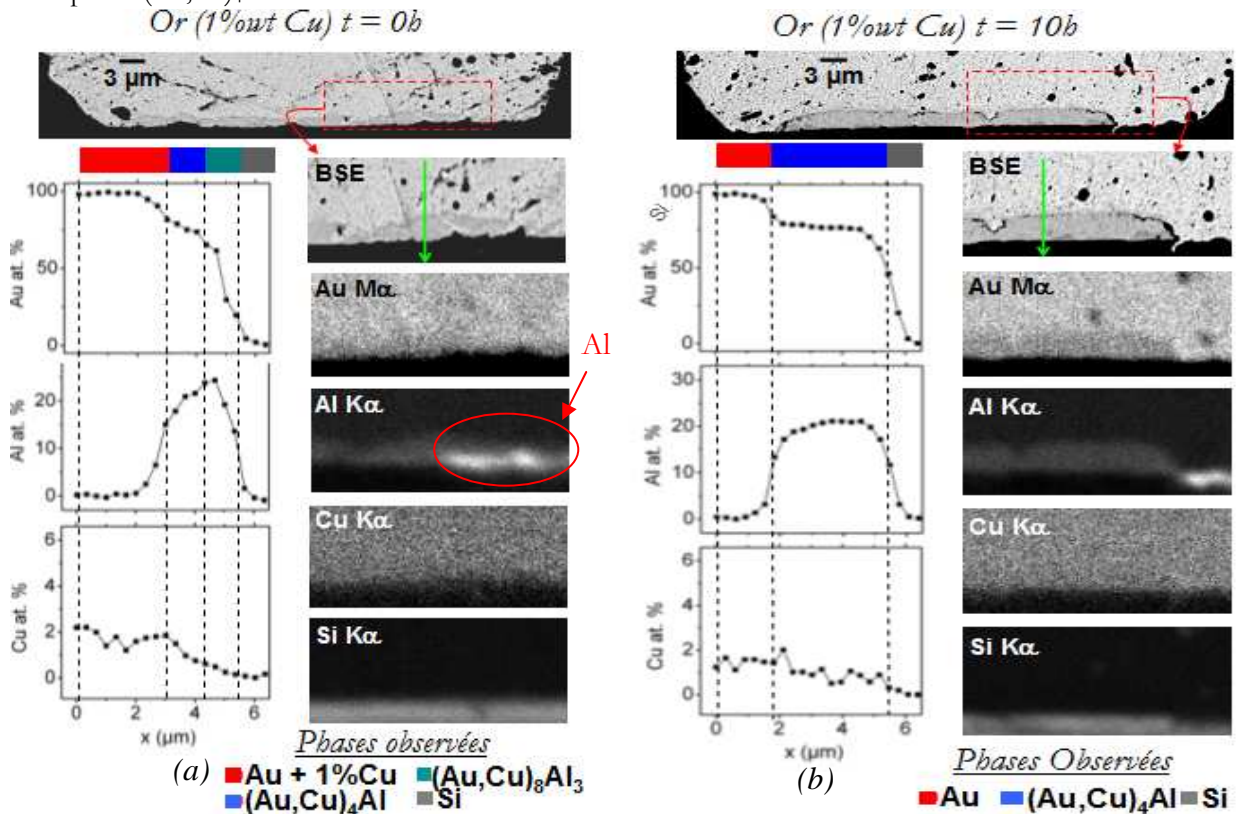


Figure IV.6-partie1 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Cu à 175°C. (a) $t=0h$, (b) $t=10h$.

A $t=50h$, on observe la formation d'une nouvelle phase $(Au,Cu)_6Al$ au sein de l'intermétallique Au-Al. On distingue en périphérie de l'intermétallique deux phases distinctes : $(Au,Cu)_6Al$ et $(Au,Cu)_4Al$. La phase d'intermétallique pauvre en or ($(Au,Cu)_4Al$) est formée du côté de l'Al du plot de report tandis que la phase d'intermétallique riche en or ($(Au,Cu)_6Al$) est formée du côté du fil 2N_Cu (voir Figure IV.6.c). Seule la phase $(Au,Cu)_6Al$ est présente au centre de l'intermétallique (voir Figure IV.6.c).

Une mesure a été effectuée après la déflexion à $t=100$ heures (voir Figure IV.6.d), les phases intermétalliques sont les mêmes qu'à $t=50$ heures.

Au fur et à mesure du vieillissement, on observe que la phase $(Au,Cu)_4Al$ se décompose et se transforme en la phase $(Au,Cu)_6Al$ (voir Figure IV.6.c et d : micrographies SEM). La phase $(Au,Cu)_6Al$ est plus épaisse à $t=100h$ qu'à $t=50h$ (voir Figure IV.6.c et d : micrographies SEM).

Au fur et à mesure du vieillissement, on observe aussi que le Cu est entièrement réparti à travers l'intermétallique Au-Al (voir Figure IV.6). Les régions les plus riches en Cu sont situées dans la phase $(Au,Cu)_6Al$ (voir Figure IV.6.c et d); la solubilité du Cu dans cette phase est de ~ 1.25 à ~ 2 en pourcentage d'atomes (at.%) et de ~ 0.5 à ~ 1 at.% dans la phase $(Au,Cu)_4Al$. Les régions riches en Cu dans la phase $(Au,Cu)_6Al$, n'ont pas fonctionné en tant que barrière de diffusion. La quantité de Cu accumulée dans les

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

diverses phases intermétalliques ne fait que ralentir la décomposition et la transformation de ces phases en d'autres phases.

Les conclusions émises concernant le rôle joué par le Cu sont similaires à celles de H-S.Chang [3] et non à celles de S-A.Gam [2]. D'ailleurs les résultats concernant la succession des phases intermétalliques, observées au fur et à mesure du vieillissement à 175°C ne sont pas en concordance avec ceux de S-A.Gam [2] (voir Tableau IV.5).

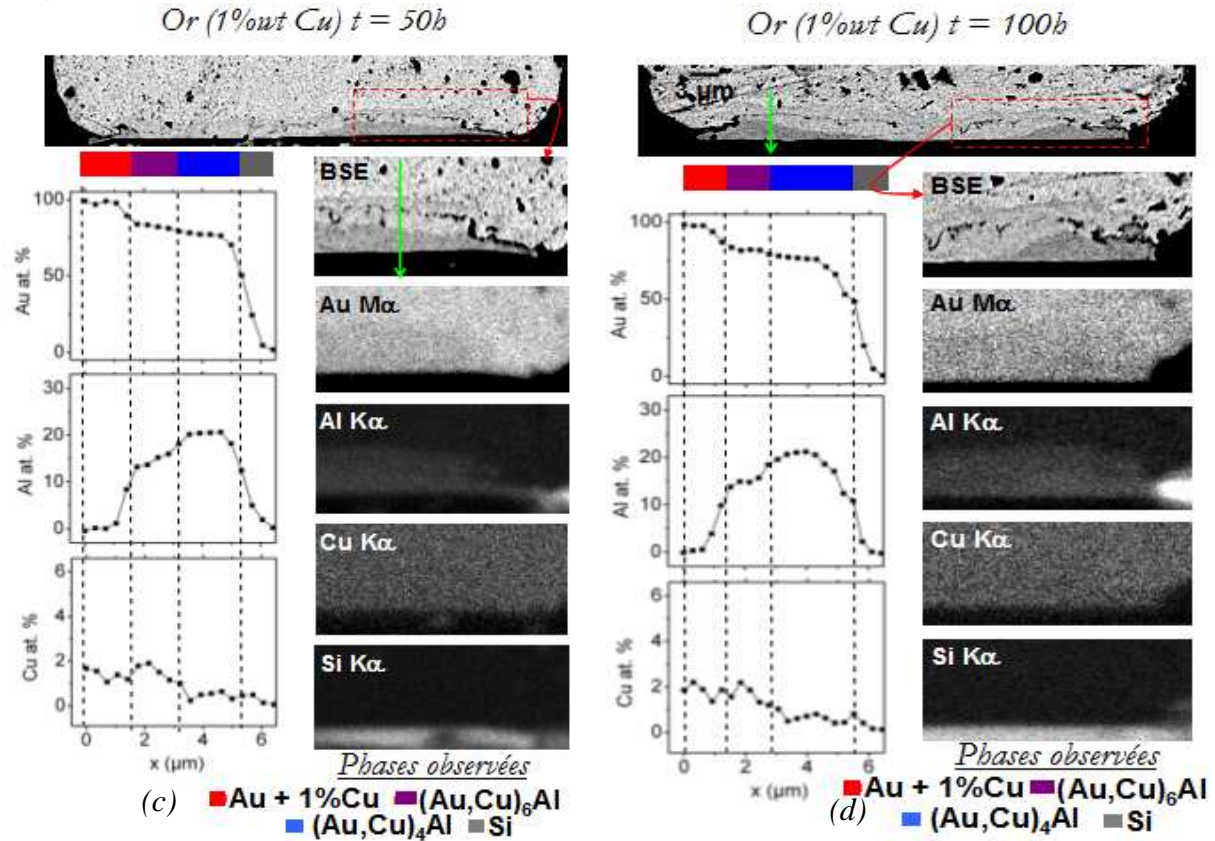


Figure IV.6-partie2 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Cu à 175°C. (c) $t=50h$, (d) $t=100h$.

Vu les résultats issus des cartographies EDX, le temps de déflexion observé ne peut être attribué au temps correspondant à la consommation totale de l'Al pour le fil 2N_Cu. La déflexion semble ici correspondre à deux facteurs : à la faible croissance de l'épaisseur de la phase prédominante de l'intermétallique, $(Au,Cu)_6Al$, et à la formation de régions riches en Cu dans les diverses phases formant l'intermétallique Au-Al. La quantité de Cu accumulé dans les diverses phases intermétalliques ralentit la décomposition et la transformation de ces phases en d'autres phases ainsi que la croissance de leur épaisseur. Au moment de la déflexion l'accumulation du Cu est plus accrue dans la phase $(Au,Cu)_6Al$, ce qui ralentit sa croissance.

Selon R.Hultgren [7], l'enthalpie du mélange des atomes du Cu dans la phase de l'Au est négative, ce qui signifie que les atomes de Cu préfèrent être entourés d'atomes d'Au. Ainsi le Cu et l'Au diffusent ensemble et réagissent avec l'Al pour former les nouvelles phases intermétalliques Au-Al cités précédemment.

Les conclusions que nous venons d'établir sur le temps de déflexion pour le fil 2N_Cu ne corrént pas avec ceux de S-A.Gam [2], où le temps de déflexion correspondrait à deux autres facteurs : à la faible croissance de la phase Au_4Al et à la formation d'une couche riche en Cu à l'interface entre l'Au et l'intermétallique qui réduit la diffusion de l'Au induisant ainsi une diminution des réactions inter-faciales Au/Al [2]. Ces deux facteurs mènent à une diminution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique [2].

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

3.3.4. Impact de l'apport des impuretés (Pd, Cu) sur l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al

Nous avons vu précédemment dans le paragraphe 3.2 que l'évolution de l'épaisseur de l'intermétallique est moins importante, principalement pendant le second stade de croissance, pour le fil 2N_Cu et dans un moindre degré pour le fil 2N_Pd, que pour le fil 4N, puisque nous y avons déterminé que $k_2(2N_Cu) < k_2(2N_Pd) \ll k_2(4N)$.

Ceci nous amène à identifier le rôle joué par le Pd et le Cu sur les réactions inter-faciales Au-Al afin d'expliquer ce résultat.

Pour le fil 2N_Pd, la formation de la couche riche en Pd à l'interface fil 2N_Pd/intermétallique Au-Al et la croissance de son épaisseur au fur et à mesure du vieillissement, l'a mené à jouer le rôle de barrière de diffusion (empêche la diffusion de l'Au vers l'intermétallique Au-Al). La présence et le développement de cette couche a conduit durant le vieillissement à un ralentissement du taux de croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. Ce taux de croissance est plus lent pour le fil 2N_Pd comparé au fil 4N ($k_2(2N_Pd) \ll k_2(4N)$).

Cependant, le fil 2N_Cu est quant à lui affecté par deux facteurs :

- la faible croissance de l'épaisseur de la phase prédominante $(Au,Cu)_6Al$ (située vers le fil 2N_Cu)
- et la formation de régions riches en cuivre dans les différentes phases intermétalliques Au-Al tel que ce fut le cas pour les phases suivantes $(Au,Cu)_8Al_3$, $(Au,Cu)_4Al$ et $(Au,Cu)_6Al$.

Le Cu se répartit entièrement à travers l'intermétallique Au-Al en formant de nouvelles phases intermétalliques combinant de l'or, de l'Al et du Cu, mais dont les régions les plus riches en Cu sont situées dans la phase prédominante $(Au,Cu)_6Al$. Les régions riches en Cu dans la phase prédominante $(Au,Cu)_6Al$ n'ont pas fonctionné en tant que barrière de diffusion.

La quantité de Cu accumulé dans les diverses phases intermétalliques ne fait que ralentir le mécanisme de décomposition et de transformation de ces phases en d'autres phases ainsi que la croissance de leur épaisseur.

Au moment de la déflexion l'accumulation de ce Cu est plus accrue dans la phase prédominante $(Au,Cu)_6Al$, c'est ce phénomène qui explique le ralentissement de sa croissance.

Pour les fils 2N (Pd et Cu), le ralentissement qui s'est opéré sur la croissance de la phase prédominante a mené à une diminution du taux de croissance de l'intermétallique dans sa totalité pour tous les fils.

Durant le second stade de croissance, la couche de l'intermétallique (zone centrale) est composée de deux phases :

- pour le fil 2N_Pd : Au_6Al et Au_4Al
- pour le fil 2N_Cu : $(Au,Cu)_6Al$ et $(Au,Cu)_4Al$

Durant le vieillissement, c'est la phase Au_6Al qui s'est décomposée et transformée en la phase Au_4Al pour le fil 2N_Pd, mais c'est l'effet inverse qui s'est produit pour le fil 2N_Cu c'est la phase $(Au,Cu)_4Al$ qui s'est décomposée et transformée en la phase $(Au,Cu)_6Al$. Ceci illustre encore une nouvelle fois que le rôle joué par le Pd et le Cu sur les réactions inter-faciales Au-Al est de nature différente.

3.4. Analyse du mécanisme de défaillance des interconnexions

L'analyse du mécanisme de défaillance a été effectuée par microanalyses EDX à la suite de l'analyse de la tenue mécanique des interconnexions par la méthode de WP test, en investiguant les sites fracturés des interconnexions (du côté de la boule d'attache et du côté du plot de report) lorsque la rupture s'y produit à l'interface Au/intermétallique (synonyme de Ball bond Lift). Les microanalyses EDX ont été effectuées sur des pièces qui ont chuté à 1000 heures 200°C. Cette partie de l'étude est particulièrement portée sur la comparaison entre les mécanismes de défaillance des fils 4N, 2N_Pd et 2N_Cu.

Les microanalyses EDX ont été réalisées avec une tension d'accélération de 5, 10 et 12kV. La première permet d'effectuer une analyse de surface du matériau tandis que les autres permettent d'effectuer une analyse en profondeur de la zone étudiée.

3.4.1. Analyse des états de surface du côté du plot de report et du côté de la boule d'attache pour le fil 4N [4]

Pour le fil 4N, nous avons observé une chute rapide de la valeur moyenne des forces de tirage au cours du vieillissement à 200°C (voir Figure IV.1.a).

Comme on le voit à la surface du plot de report (voir Figure IV.7.a), l'intermétallique est composé d'une zone périphérique et de divers îlots. Ceci se reflète aussi sur la face inverse à la surface de la boule d'attache, par l'observation d'une zone périphérique, de plateaux et de vallées (voir Figure IV.7.b). Toutes ces surfaces ont été analysées, d'une part pour déterminer la façon dont la fissure se propage et d'autre part afin de mieux comprendre la cinétique de chaque mécanisme de défaillance.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

Les microanalyses EDX ont été réalisées ici avec une tension d'accélération de 5kV.

La Figure IV.8 illustre les images des points d'analyses des régions étudiées sur le plot de report et sur la boule d'attache correspondant à la Figure IV.7. Les spectres d'analyses EDX des régions étudiées sont données par la Figure IV.9.

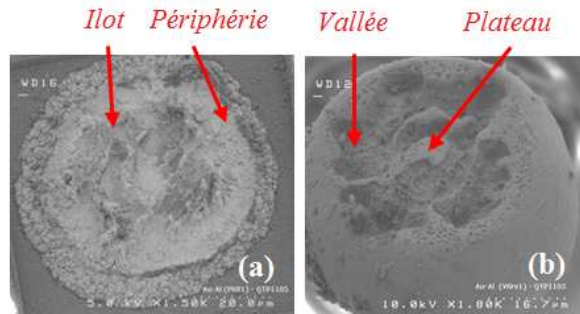


Figure IV.7 : Micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 4N.

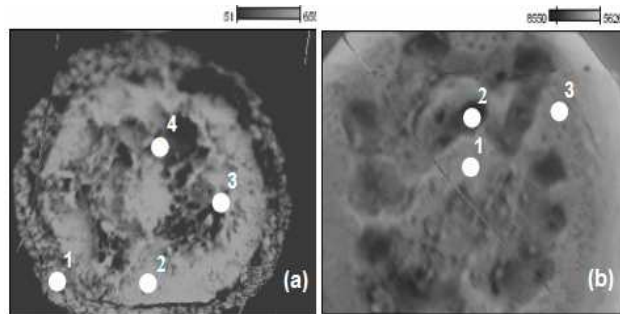


Figure IV.8 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.7.

En faisant référence à la surface de l'intermétallique du plot de report (voir Figure IV.8.a), la 1^{ère} région analysée, point <1>, représente la première périphérie située autour de la boule d'attache; c'est une couronne qui reflète la phase externe de l'intermétallique Au-Al. La 2^{ème} région, point <2>, représente la seconde périphérie. Ces deux points analysés ont révélé des pics de C, O, Si, Al, et d'Al. Le pic de Si observé dans le point <2> correspond à la couche SiO₂ observée à travers les sous-couches. Finalement, la 4^{ème} région, point <4>, représente une cavité située à côté d'un îlot révélant des pics de C, O, Al et Au.

A la surface de la boule d'attache (voir Figure IV.8.b), nous observons que la 1^{ère} région analysée, point <1>, correspond à un plateau révélant des pics de C, O, N et Ti, Al et d'Al; tandis que les régions 2 et 3, points <2> et <3>, correspondent respectivement à une vallée et à la périphérie, révélant les mêmes pics de C, O, Al et d'Al.

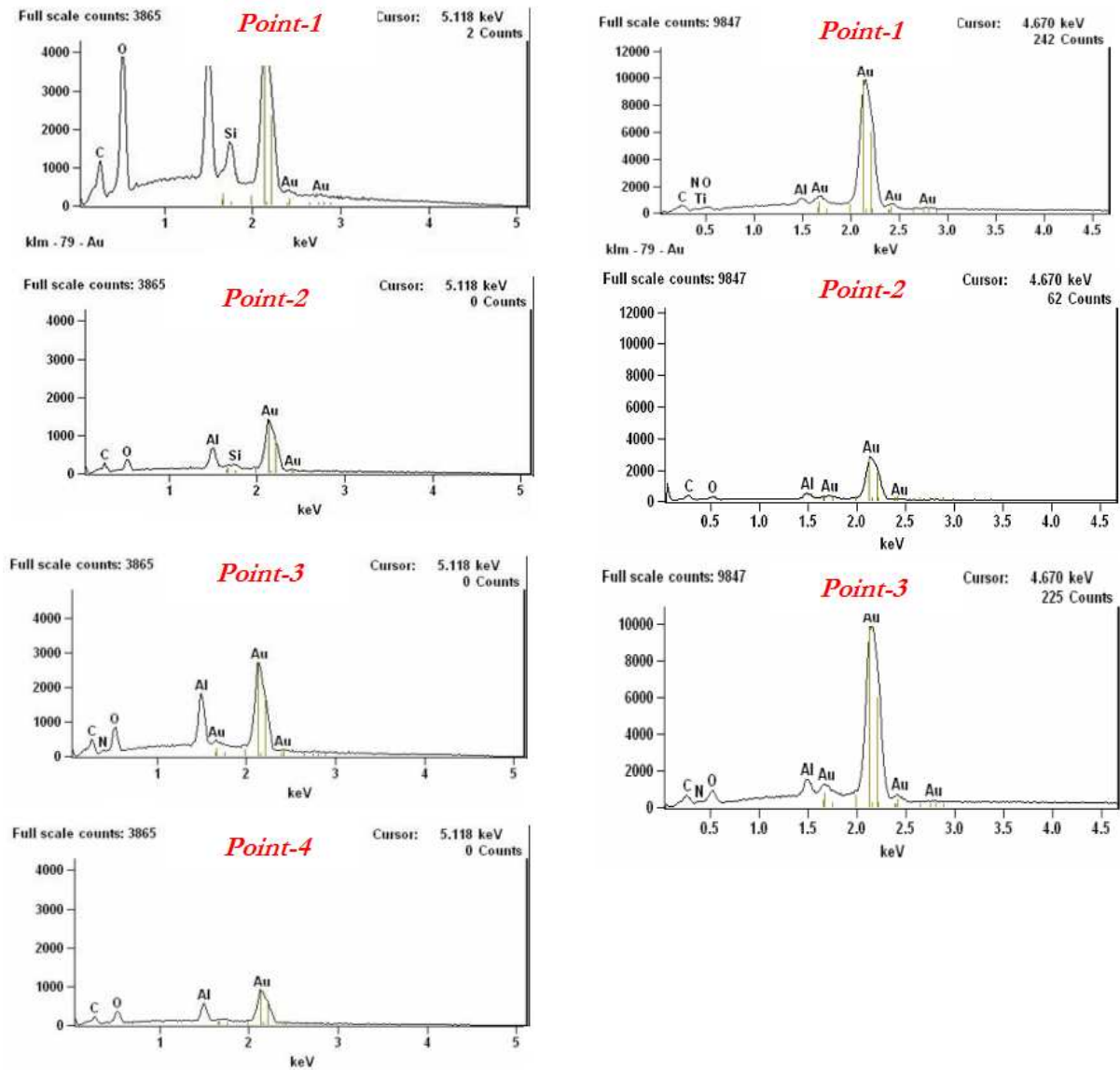


Figure IV.9 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report (à gauche) et sur la boule d'attache (à droite), pour le fil 4N.

L'analyse en surface de la fissuration sur les 2 côtés (plot de report et boule d'attache), a montré que la fissuration s'initiait dans les coins à l'interface Au/intermétallique Au-Al et qu'elle continuait à se propager au centre uniquement à travers les trous Kirkendall dans l'intermétallique Au-Al (voir figure IV.10, page 120). La fissuration est située principalement entre deux phases intermétalliques distinctes : soit entre $Au_4Al(\alpha)$ et $Au_4Al(\beta)$ ou soit entre Au_4Al et Au_8Al_3 (Voir figure IV.10, page 120), puisque nous avons détecté de l'or et de l'aluminium sur les 2 côtés. L'identification des phases intermétalliques a été effectuée par des microanalyses EDX (voir figure IV.10, page 120).

Une vue d'ensemble décrivant ce mécanisme de dégradation est illustrée sur la Figure IV.11.

Ce mécanisme de dégradation correspond un Ball Bond lift (mode.5b).

En se référant à la Figure IV.1, on observe qu'on est situé dans la zone de fin de vie puisque nous avons déjà atteint un taux de Ball Bond Lift de 100% à 1000 heures à 200°C.

Il est à noter que ce mécanisme de défaillance est aussi très présent vers la fin du domaine de vieillissement thermique usuel.

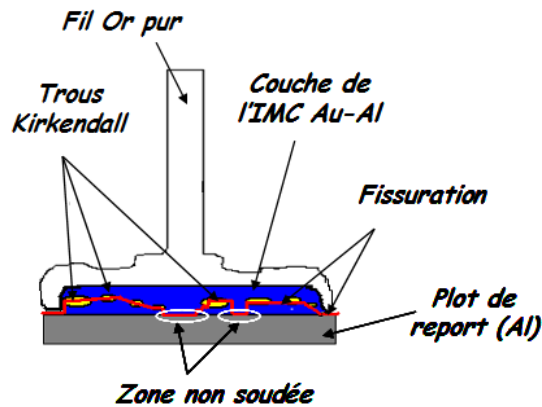


Figure IV.11 : Description du mécanisme de défaillance pour le fil 4N (vue générale).

3.4.2. Analyse des états de surface du côté du plot de report et du côté de la boule d'attache pour le fil 2N_Pd [4]

Pour le fil 2N_Pd, une dégradation très légère de la valeur moyenne des forces de tirage au cours du vieillissement à 200°C est constatée (voir Figure IV.1.a et Figure IV.2.a).

Les microanalyses EDX ont été réalisées ici avec une tension d'accélération de 10kV.

La Figure IV.12 illustre les micrographies SEM de l'intermétallique à la surface du plot de report et à la surface de la boule d'attache; l'intermétallique est composé respectivement de chaque côté par une zone périphérique et des îlots, et par une zone périphérique, des plateaux et des vallées.

La Figure IV. 13 illustre les images des points d'analyses des régions étudiées sur le plot de report et sur la boule d'attache correspondant à la Figure IV.12. Les spectres d'analyses EDX des régions étudiées sont données par la figure IV.14.

Le Pd a été détecté sur le plot de report et sur la boule d'attache.

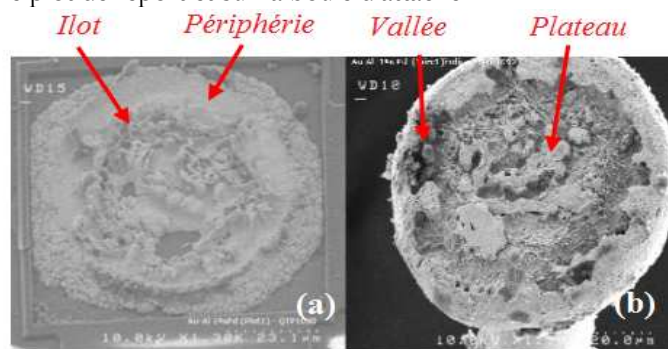


Figure IV.12 : Micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 2N_Pd.

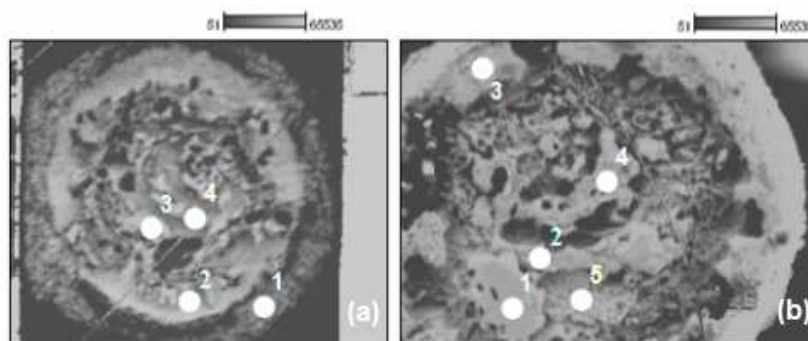


Figure IV. 13 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.12.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

- *Analyse du plot de report (voir Figure IV.12.a et Figure IV. 13.a)*

L'analyse de la périphérie de l'intermétallique sur le plot de report, référencée par le point <1> dans la Figure IV. 13.a, a révélé des pics de N, Ti, Al et d'Au. Le Pd n'a pas été détecté dans cette région.

Les points d'analyse <3> et <4> représentent des îlots situés au centre de l'intermétallique (et du plot de report). Ces points d'analyse ont révélé des pics d'Au et d'Al. Le point <3> a révélé des pics de N, Ti et de Pd. Le Pd n'a pu être détecté sur le point <4>. Les Pics de Ti et N correspondent à l'observation de la sous-couche TiN à travers le plot de report.

- *Analyse de la boule d'attache (voir Figure IV.12.b et Figure IV. 13.b)*

L'analyse de la périphérie de l'intermétallique sur la boule d'attache, référencée par le point <3> dans la Figure IV. 13.b, a révélé des pics d'Al et d'Au; le Pd n'est pas détecté. L'analyse des plateaux, référencée par les points <1> et <4>, a révélé des pics de N, Al et d'Au, tandis que l'analyse du plateau, référencée par le point <2>, a révélé des pics de Ti, Al, Au et de Pd. Suite à l'analyse des plateaux, on constate que le Pd est uniquement détecté que le point <2>. L'analyse de la vallée référencée par le point <5>, a révélé des pics d'Al, Au et de Pd. Les Pics de Ti et N reflètent un arrachement superficiel de la sous-couche TiN.

- *Synthèse*

A partir de l'analyse des états de surface, on constate que ce soit dans le centre du plot de report ou de la boule d'attache, la couche de Pd n'est pas uniformément distribuée sur le site de fracture. Ce fait a été confirmé par l'analyse détaillée de la région centrale du plot de report et de la boule d'attache (voir Figure IV.15). Les résultats de tous les points d'analyse sont reportés dans le Tableau IV.6.

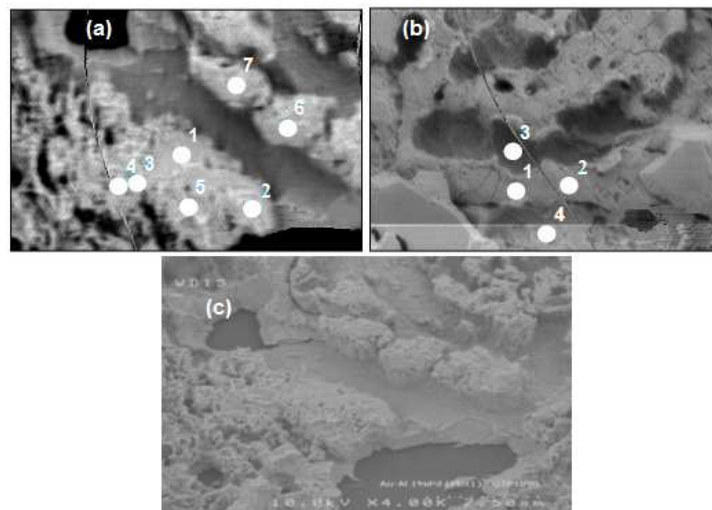


Figure IV.15 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la zone centrale. (c) Micrographie SEM du plot de report en vue inclinée, illustrant les différentes épaisseurs d'intermétallique.

Tableau IV.6 : Résultats des spectres d'analyses EDX des régions étudiées de la zone centrale sur le plot de report et sur la boule d'attache

Analyses EDX (n° point)	Table des pics des éléments détectés dans la zone centrale	
	Plot du report (figure IV.14.a)	Boule d'attache (figure IV.14.b)
1	C, O, N, Au et Al	C, O, N, Au, Al et Pd
2	C, O, N, Ti, Au et Al	C, O, Ni, Au, Al et Pd
3	C, O, Au, Al et Pd	C, O, Au, Al et Pd
4	C, O, Au et Al	C, O, N, Au, Al et Pd
5	C, O, N, Ti, Au et Al	
6	C, O, N, Au, Al et Pd	
7	C, O, N, Ti, Au, Al et Pd	

La Figure IV.15 et le Tableau IV.6 montrent :

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

- A partir des points <2> et <5>, du côté plot de report, on constate qu'il n'y a dans cette région que de l'Al et de l'Al, le Pd n'a pas été détecté, la couche de l'intermétallique Au-Al est très fine (voir Figure IV.15.c). L'autre partie de l'intermétallique est restée du côté de la boule d'attache, le point d'analyse correspondant, point <4>, révèle dans cette région la présence de l'Al, de l'Al et du Pd.
- A l'inverse sur les points <6> et <7>, du côté plot de report, le Pd est détecté dans cette région. On observe à partir de la Figure IV.15.c que la couche d'intermétallique y est très épaisse. De l'autre côté sur la partie correspondante (côté boule d'attache), le point <3> révèle la présence du Pd avec de l'Al et de l'Al.

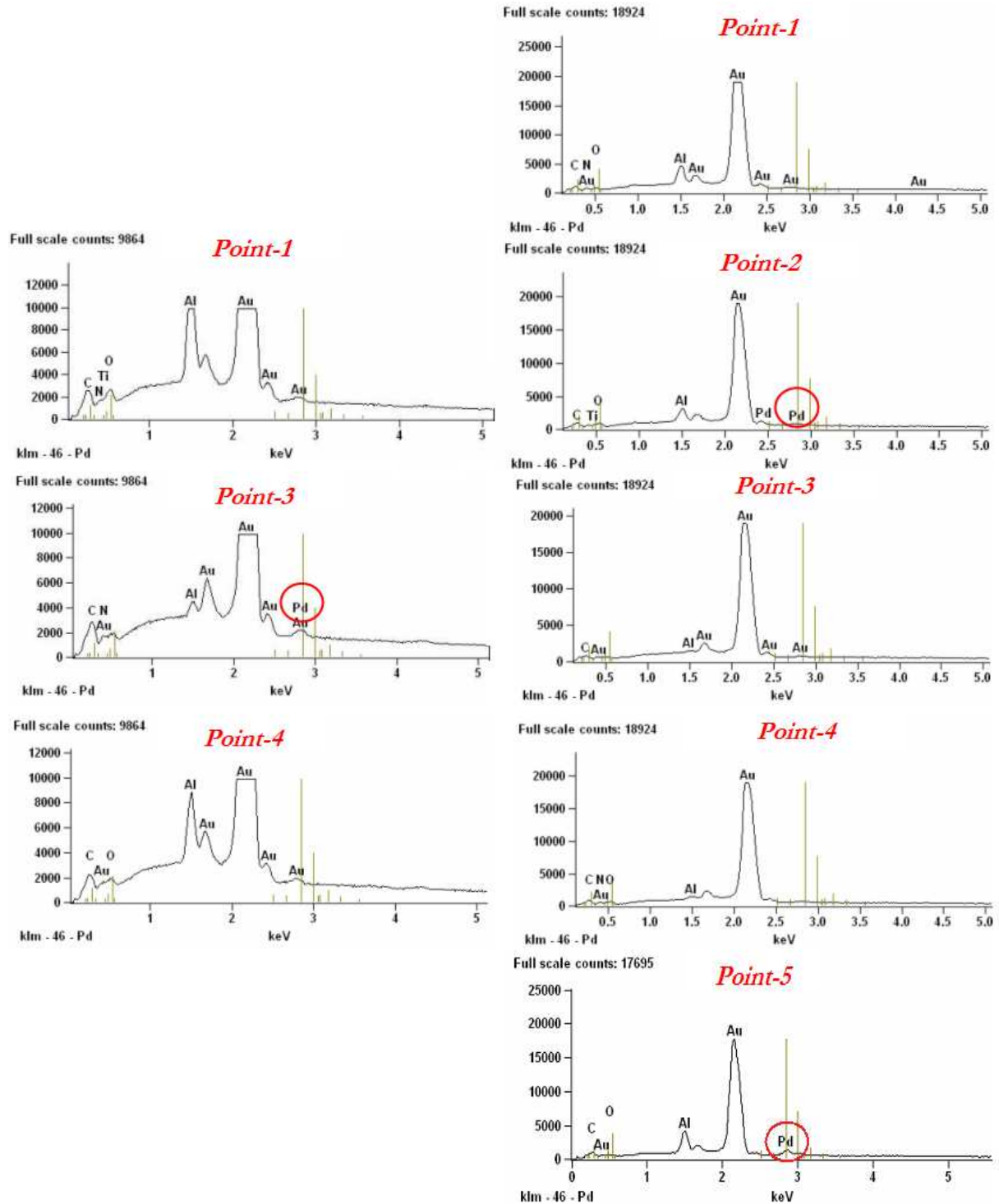


Figure IV.14 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report (à gauche) et sur la boule d'attache (à droite), pour le fil 2N_Pd.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

L'analyse en surface de la fissuration sur les 2 côtés (plot de report et boule d'attache), a montré que la fissuration s'initiait dans les coins à l'interface Au/intermétallique Au-Al. La fissuration continue à se propager en périphérie à travers les trous Kirkendall entre la surface de la boule d'attache et la surface de l'intermétallique Au-Al. La propagation s'effectue soit à travers soit tout au long de la couche riche en Pd. Ceci est conforme aux résultats de H-J.Kim [1].

Dans la zone centrale de l'interconnexion, la fissuration continue aussi à se propager à travers les trous Kirkendall. Dans les deux côtés (plot de report et boule d'attache), lorsque la fissuration croise une zone dans laquelle les trous Kirkendall sont absents, il se produit un arrachement de la couche d'intermétallique. Cette couche d'intermétallique reste dans sa totalité soit du côté du plot de report soit du côté de la boule d'attache (Voir Figure IV.15), englobant à chaque fois la couche riche en Pd.

L'intermétallique Au-Al est constitué des deux phases distinctes de Au₄Al : Au₄Al(α), située du côté de la boule d'attache et Au₄Al(β), située du côté du plot de report (voir figure IV.16, page 120). La couche riche en Pd est située dans la phase Au₄Al(β) (voir figure IV.16, page 120). Ainsi la fissuration se produit à travers la couche entière de l'intermétallique, favorisant le passage dans les zones les plus fragiles.

Une vue d'ensemble décrivant ce mécanisme de dégradation est illustrée sur la Figure IV.17.

Ce mécanisme de dégradation correspond un Ball Bond lift (mode.5c).

Ce mode de défaillance est principalement situé au début du domaine de vieillissement thermique usuel (voir Figure IV.1 et Figure IV.2).

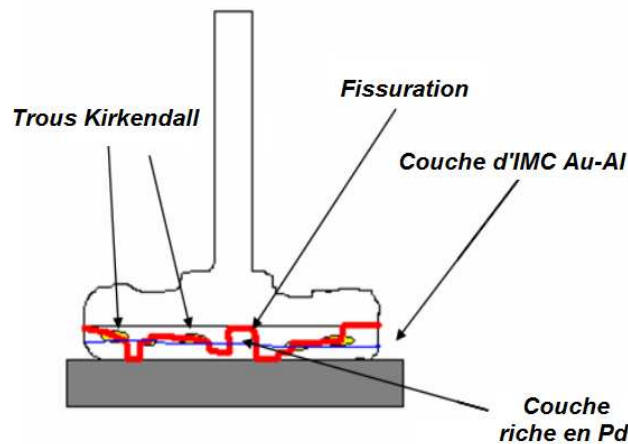


Figure IV.17 : Description du mécanisme de défaillance pour le fil 2N_Pd.

3.4.3. Analyse des états de surface du côté du plot de report et du côté de la boule d'attache pour le fil 2N_Cu

Pour le fil 2N_Cu, nous constatons une dégradation très légère de la valeur moyenne des forces de tirage au cours du vieillissement à 200°C (voir Figure IV.2.a).

Le taux de défaillance par Ball Bond Lift atteint après 1000h à 200°C pour le fil 2N_Cu est de ~30% (voir Figure IV.2.a). En se référant au paragraphe 1.2.1 du chapitre II décrivant "les différents modes de défaillance observés par les tests de WP et BS" nous avons constaté que ce taux de défaillance est constitué par deux modes de défaillance précis: le premier mode est majoritaire (mode.6c) et le second minoritaire (mode.5c), représentant respectivement 87% et 13% du taux de défaillance.

Les microanalyses EDX ont été réalisées ici avec une tension d'accélération de 12kV.

➤ Analyse du premier mode de défaillance

La Figure IV.18 illustre les micrographies SEM de l'intermétallique à la surface du plot de report et de la boule d'attache; l'intermétallique est composé respectivement de chaque côté par une zone périphérique et des îlots, et par une zone périphérique, des plateaux et des vallées.

La Figure IV.19 illustre les images des points d'analyses des régions étudiées sur le plot de report et sur la boule d'attache correspondant à la Figure IV.18. Les spectres d'analyses EDX des régions étudiées sont données par la Figure IV. 20.

Le Cu est détecté sur le plot de report et sur la boule d'attache.

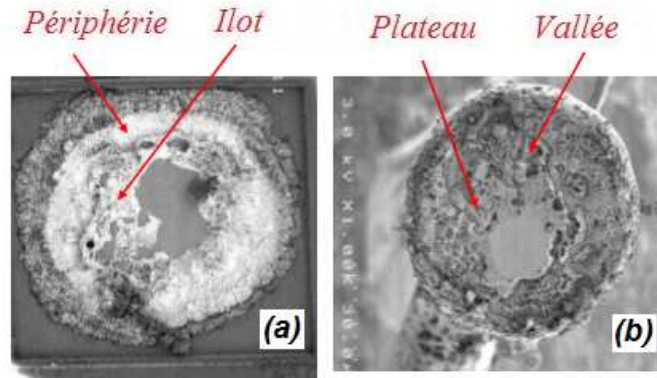


Figure IV.18 : Premier mode - micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 2N_Cu.

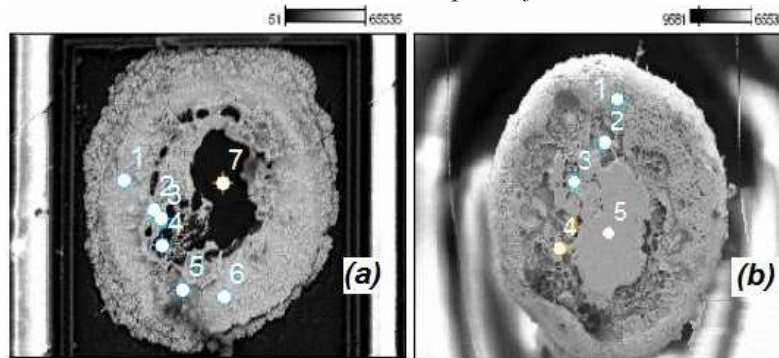


Figure IV.19 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.18.

▪ Analyse du plot de report (voir Figure IV.18.a et Figure IV.19.a)

Les résultats issus des spectres d'analyses EDX des régions étudiées sont reportés dans le Tableau IV.7. Ce tableau contient quatre colonnes décrivant respectivement :

- Colonne n°1 : les points d'analyses EDX
- Colonne n°2 : les pics des éléments détectés pour chaque point d'analyse
- Colonne n°3 : la région analysée
- Colonne n°4 : les coordonnées de chaque région analysée par rapport à la surface de l'intermétallique

Tableau IV.7 : Résultats des spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report

EDX analyses (n°point)	Table des pics des éléments détectés	Région	Coordonnées
1	Au, Al et Ti	Périphérie	Périphérie
2	Au, Al et Cu , Ti, N et Si, O	Ilot	Centre
3	Au, Al et N, O	Ilot	Centre
4	Au, Al et Ti, N et Si, O	Trou	Centre
5	Au, Al et Cu , Ti, N et Si, O	Ilot	Périphérie du centre
6	Au, Al	Périphérie	Périphérie
7	Au, Al, Ti, N et Si, O	Centre	Centre

On se référant aux points d'analyses <1, 2, 3 et 4>, on constate qu'on a détecté la sous-couche TiN et la couche SiO₂, à travers l'intermétallique Au-Al.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

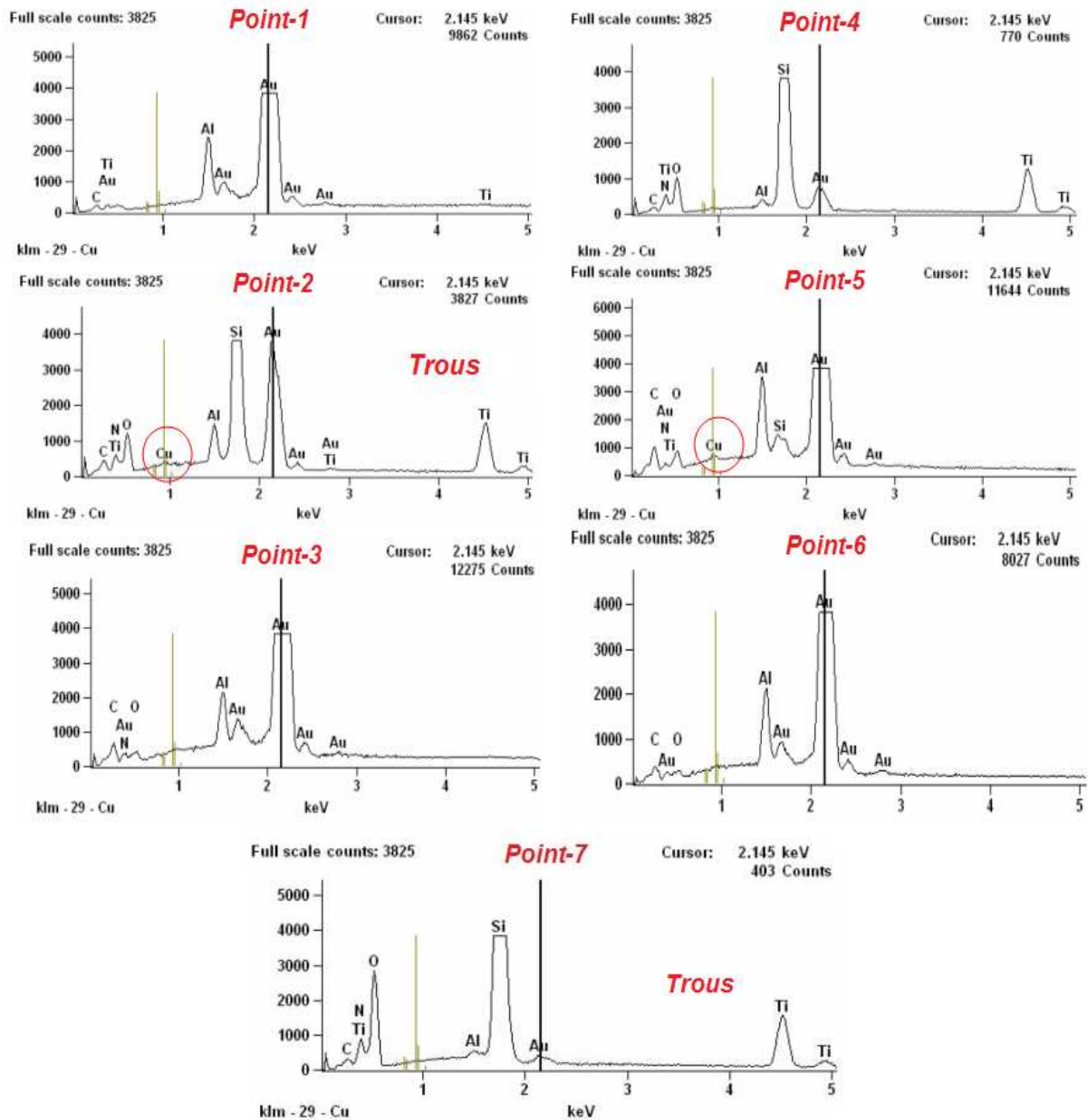


Figure IV. 20-partie1 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur le plot de report pour le fil 2N_Cu.

- Analyse de la boule d'attache (voir Figure IV.18.b et Figure IV.19.b)

Les résultats issus des spectres d'analyses EDX des régions étudiées sont reportés dans le Tableau IV.8.

Tableau IV.8 : Résultats des spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur la boule d'attache

EDX analyses (n°point)	Table des pics des éléments détectés	Région	Coordonnées
1	Au, Al et Cu	Périphérie	Périphérie
2	Au, Al et Cu	Vallée	Périphérie du centre
3	Au, Al et Cu	Vallée	Centre
4	Au, Al et Cu	Plateau	Centre
5	Au, A, Cu et N	Plateau	Centre

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

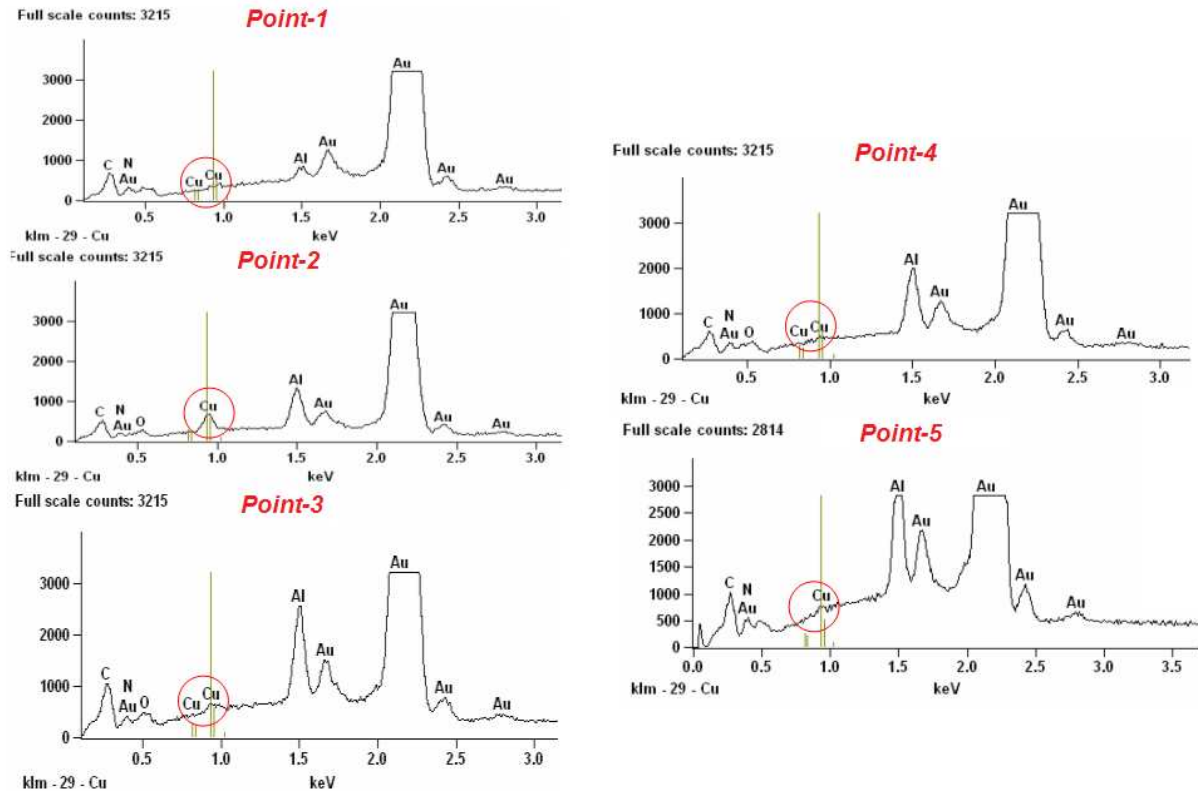


Figure IV.20-partie2 : Spectres d'analyses EDX des régions étudiées sur la boule d'attache pour le fil 2N_Cu.

■ Synthèse (analyse du mécanisme de défaillance)

Le choix effectué sur les points d'analyses EDX, de part et d'autre de la surface du plot de report et de la boule d'attache, a été élaboré de telle sorte qu'il y ait une superposition entre ces différents points (voir Tableau IV.9). Ce choix permet de mieux comprendre la cinétique du mécanisme de défaillance.

Tableau IV.9 : Superposition des points d'analyses EDX

EDX analyses (n° point)	Table des Pics des éléments détectés		Coordonnées	
n° point	Plot de report	n° point	Boule d'attache	
1	Au, Al et Ti	No	No	Périphérie
2	Au, Al et Cu , Ti, N et Si, O	4	Au, Al et Cu	Centre
3	Au, Al et N, O	3	Au, Al et Cu	Centre
4	Au, Al et Ti, N et Si, O	2	Au, Al et Cu	Périphérie du centre
5	Au, Al et Cu , Ti, N et Si, O	1	Au, Al et Cu	Périphérie
6	Au et Al	5	Au, Al et Cu et N	Centre
7	Au, Al, Ti, N et Si, O			

En se basant sur l'analyse en surface des deux côtés (plot de report et boule d'attache) et sur le Tableau IV.9 caractérisant la superposition des points d'analyses :

On constate que l'amorce de la fissuration s'initie en périphérie dans les coins à l'interface Au/intermétallique Au-Al.

Suite à cela, la fissuration continue à se propager en périphérie de la phase centrale dans l'intermétallique Au-Al, principalement à travers les trous Kirkendall (voir figure IV.21, page 120). Le fait qu'on ait détecté de part et d'autre de l'Au, de l'Al et du Cu, montre que la fissuration est située entre deux phases distinctes de l'intermétallique Au-Al. L'identification de ces phases a été effectuée par des microanalyses EDX (voir figure IV.21, page 120). L'intermétallique est constitué par la $(Au,Cu)_6Al$, située du côté de la boule d'attache et par la $(Au,Cu)_4Al$, située du côté du plot de report.

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

Dans la zone centrale, il se produit un arrachement de la couche entière de l'intermétallique. Cette couche d'intermétallique reste dans son intégralité du côté de la boule d'attache. Cet arrachement s'effectue principalement dans les zones les plus fragiles. Dans la zone centrale, les trous Kirkendall ne sont quasiment pas présents (voir figure IV.21, page 120).

Une vue d'ensemble décrivant ce mécanisme de dégradation est illustrée sur la Figure IV.22.

Ce mécanisme de dégradation correspond à un Ball Bond lift (mode.6c).

Ce mode de défaillance est principalement situé au début du domaine de vieillissement thermique usuel (voir Figure IV.2).

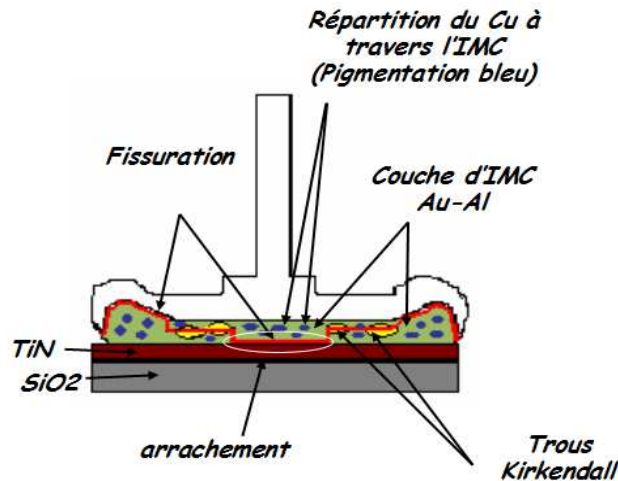


Figure IV.22 : Premier mode- description du mécanisme de défaillance pour le fil 2N_Cu.

➤ *Analyse du second mode de défaillance*

La Figure IV.23 illustre les micrographies SEM de l'intermétallique à la surface du plot de report et à la surface de la boule d'attache; l'intermétallique est composé respectivement de chaque côté par une zone périphérique et des îlots, et par une zone périphérique, des plateaux et des vallées.

La Figure IV.24 illustre les images des points d'analyses des régions étudiées sur le plot de report et sur la boule d'attache correspondant à la Figure IV.23. Les spectres d'analyses EDX des régions étudiées ne sont pas illustrés dans cette partie.

Le Cu est détecté sur le plot de report et sur la boule d'attache.

La même suite d'analyses effectuées pour le premier mode de défaillance a été ici élaborée pour le second mode.

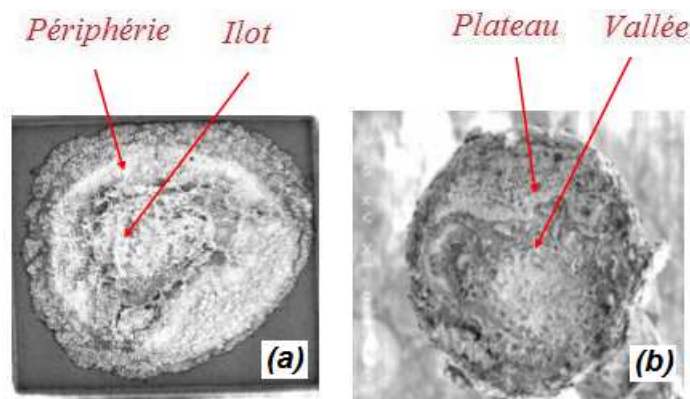


Figure IV.23 : Second mode - micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WP sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite à un vieillissement à 1000h 200°C pour le fil 2N_Cu.

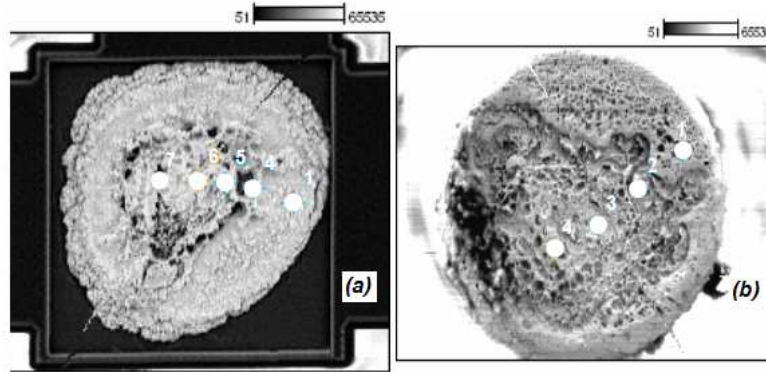


Figure IV.24 : Images des points d'analyses des régions étudiées à la surface de l'intermétallique sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache correspondant à la figure IV.23.

▪ Synthèse (analyse du mécanisme de défaillance)

Comme précédemment, le choix effectué sur les points d'analyses EDX, de part et d'autre de la surface du plot de report et de la boule d'attache, a été élaboré de telle sorte qu'il y ait une superposition entre ces différents points (voir Tableau IV.10). Ce choix nous a permis de mieux comprendre la cinétique du mécanisme de défaillance.

Tableau IV.10 : Superposition des points d'analyses EDX

EDX analyses (n° point)	Table des Pics des éléments détectés		Coordonnées
n° point	Plot de report	n° point	Boule d'attache
1	Au, Al et Ti	1	Au, Al et Cu
4	Au, Al et Cu, N	No	No
5	Au, Al et Cu, N	3,4	Au, Al et Cu
6	Au, Al et Cu		Au, Al et Cu
7	Au, Al, Ti, N et Si, O	2	Au, Al et Cu

En se basant sur l'analyse en surface des deux côtes (plot de report et boule d'attache) et sur le Tableau IV.9 caractérisant la superposition des points d'analyse :

On constate que l'amorce de la fissuration s'initie en périphérie dans les coins à l'interface Au/intermétallique Au-Al. Suite à cela, la fissuration continue à se propager en périphérie de la phase centrale dans l'intermétallique Au-Al, principalement à travers les trous Kirkendall (voir figure IV.21, page 25). Le fait qu'on ait détecté de part et d'autre de l'Au, de l'Al et du Cu, cela montre que la fissuration est située en périphérie entre deux phases distinctes de l'intermétallique Au-Al : $(Au,Cu)_6Al$, située du côté de la boule d'attache et $(Au,Cu)_4Al$, située du côté du plot de report.

Dans la zone centrale, la fissuration continue à se propager dans l'intermétallique Au-Al, principalement à travers les trous Kirkendall (voir figure IV.21, page 104). Ceci est confirmé par le fait qu'on ait aussi détecté de part et d'autre de l'Au, de l'Al et du Cu. Les trous Kirkendall sont situés dans la phase $(Au,Cu)_6Al$ (voir figure IV.21, page 104). Il se peut que cette phase soit constituée de deux phases distinctes : $(Au,Cu)_6Al(\alpha)$ située du côté du plot de report et $(Au,Cu)_6Al(\beta)$ située du côté de la boule d'attache.

Une vue d'ensemble décrivant ce mécanisme de dégradation est illustrée sur la Figure IV. 25.

Ce mécanisme de dégradation correspond à un Ball Bond lift (mode.5c).

Ce mode de défaillance est principalement situé au début du domaine de vieillissement thermique usuel (voir Figure IV.2).

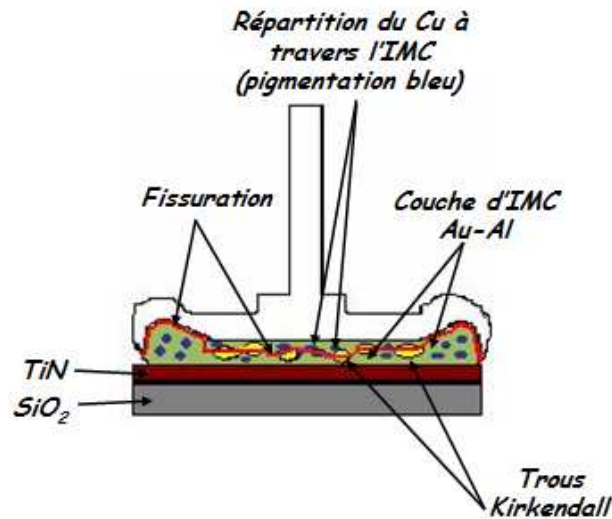


Figure IV. 25 : Second mode- description du mécanisme de défaillance pour le fil 2N_Cu.

3.4.4. Comparaison du mécanisme de défaillance entre les trois types de fil

La dégradation des interconnexions est plus forte pour le fil 4N que pour les autres fils. En effet, on observe des phases d'arrachement après le test de tirage (WP) pour les fils 2N_Pd et 2N_Cu, ce qui n'est pas le cas du fil 4N. En conséquence, les interconnexions sont plus robustes dans le cas des fils 2N_Pd et 2N_Cu.

En outre, les trous Kirkendall sont largement plus petits pour les fils 2N_Pd et 2N_Cu que ceux observés sur le fil 4N (Voir figures IV.10, 16 et 21; page 120). Ainsi l'ajout d'un élément d'alliage tel que le Pd ou le Cu ralentit considérablement la diffusion de l'Au vers l'intermétallique ainsi que les réactions inter-faciales Au/Al. En conséquence, les interconnexions sont largement moins dégradées dans le cas des fils 2N_Pd et 2N_Cu que pour le fil 4N.

La dégradation des interconnexions est plus prononcée pour le fil 2N_Pd que pour le fil 2N_Cu. En analysant les phases d'arrachement observées à la défaillance pour les fils 2N_Pd (voir figure IV.12.a) et 2N_Cu (voir figure IV.18.a), on peut conclure que les interconnexions sont plus robustes dans le cas du fil 2N_Cu que pour le fil 2N_Pd. Comme décrit précédemment les phases d'arrachement se sont produites au centre du plot de report principalement à travers l'intermétallique, pour le fil 2N_Pd, tandis que nous avons observé pour le fil 2N_Cu un arrachement de la sous-couche TiN au centre du plot de report. Ce qui signifie que les interconnexions du fil 2N_Cu sont moins dégradées que celles du fil 2N_Pd.

Ceci est vrai, bien que les trous Kirkendall soient de même nature pour les fils 2N_Pd et 2N_Cu.

Les investigations effectuées sur la cinétique du mécanisme de défaillance nous permettent de confirmer que l'ajout d'un élément d'alliage tel que le Pd ou le Cu améliore la fiabilité des interconnexions que cette amélioration est plus accrue avec le fil 2N_Cu. Les résultats issus de ces investigations corréleront parfaitement avec ceux de l'étude comparative sur la fiabilité des interconnexions à haute température et de l'étude de l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al.

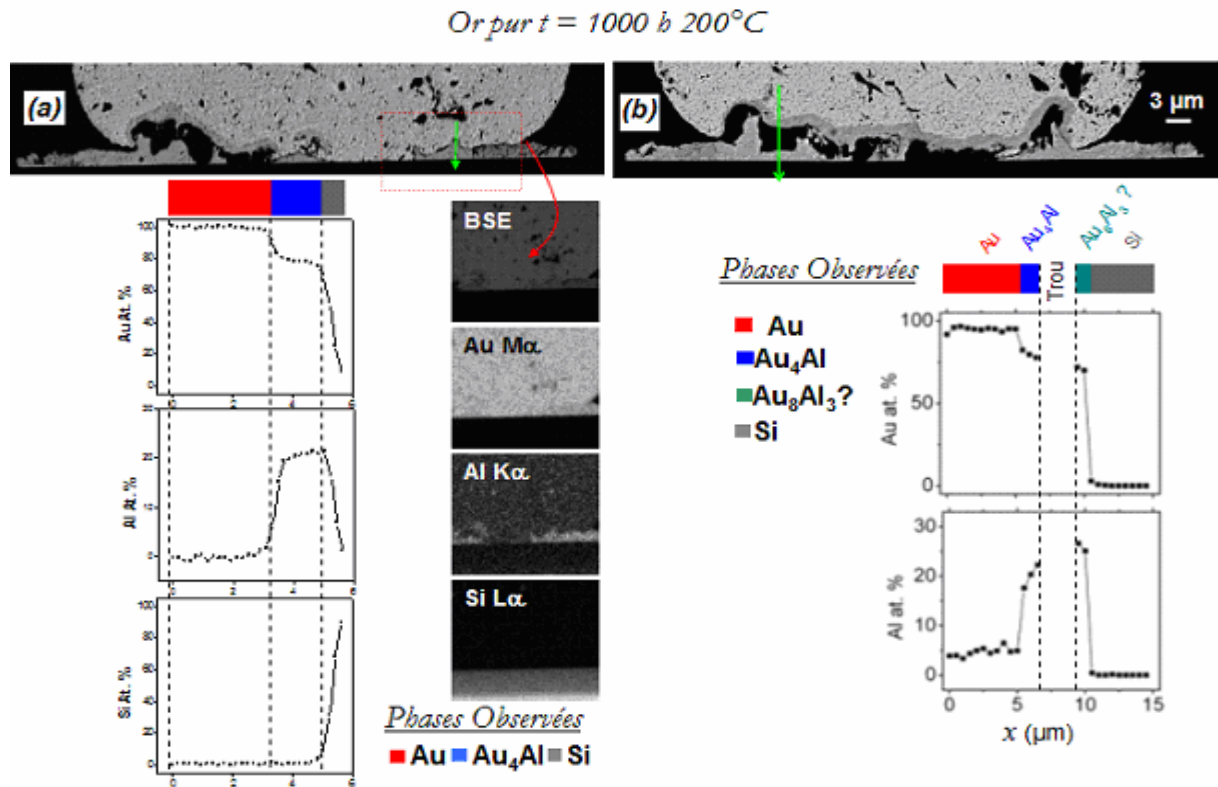


Figure IV.10 : Cartographies EDX pour le fil 4N à 200°C 1000h.

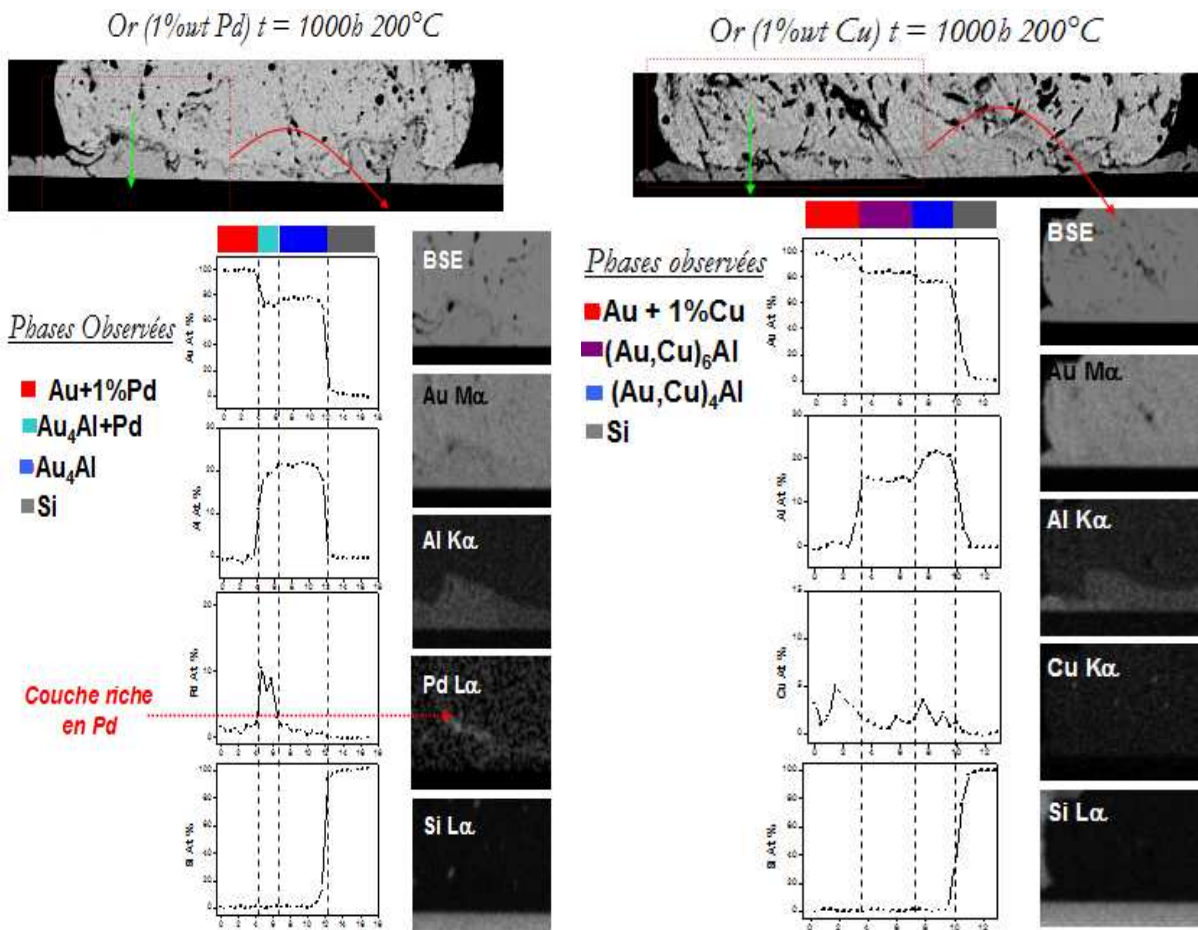


Figure IV.16 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Pd à 200°C 1000h.

Figure IV.21 : Cartographies EDX pour le fil 2N_Cu à 200°C 1000h.

3.4.5. Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre les deux assembleurs pour le fil 2N_Pd [4]

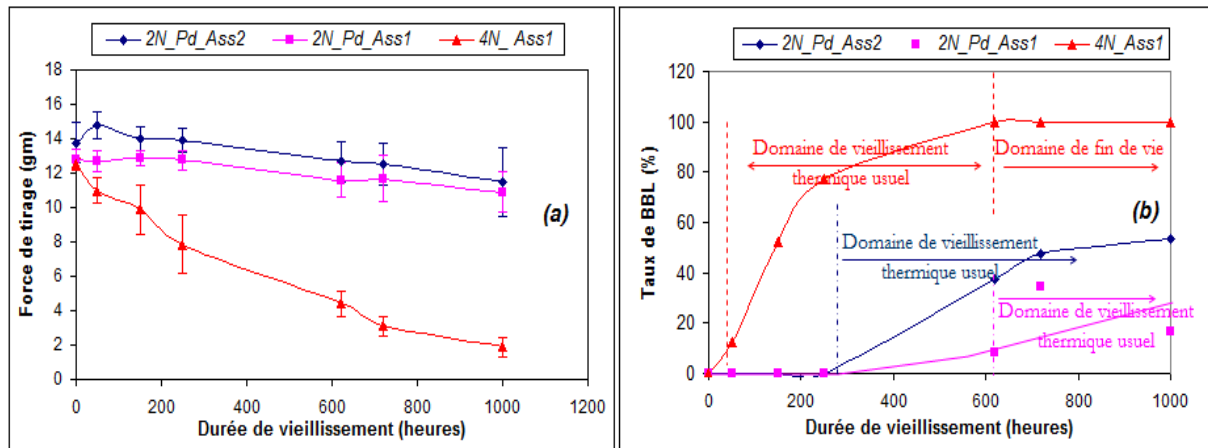


Figure IV.26 : Comparaison de la tenue en vieillissement thermique entre les deux assembleurs pour le fil 2N_Pd pour un vieillissement jusqu'à 1000h à 200°C par la méthode WP test (valeur moyenne et écart type) [4] : (a) évolution de la valeur de la force de tirage et (b) évolution du taux de Ball Bond Lift.

La figure IV.26 reprend la figure IV.1. A partir de la Figure IV.26.a, nous observons pour le fil 2N_Pd que la tenue en vieillissement thermique des interconnexions semble être similaire entre les deux assembleurs. Mais une petite différence a été observée après l'analyse de l'évolution du taux de défaillance par Ball Bond Lift : le premier assembleur présente une meilleure tenue que le second puisque le ratio de Ball Bond Lift y croît moins rapidement durant le vieillissement thermique (voir Figure IV.26.b).

En outre nous constatons à partir de la Figure IV.26 que le domaine de vieillissement thermique usuel débute pour le fil 2N_Pd à partir de ~720 heures pour le 1^{er} assembleur et à ~300 heures pour le 2^{ième} assembleur. Cela signifie que la durée de vie moyenne des interconnexions est plus élevée dans le cadre du 1^{er} assembleur.

Pour confirmer tous cela, nous avons introduit une nouvelle méthode d'analyse pour évaluer les différents niveaux de qualité de la soudabilité : analyse de la couverture de l'intermétallique qui définit le pourcentage d'adhérence de l'alliage Au-Al sur la totalité de la surface de la boule d'attache après le processus de soudure du fil de câblage [5,8].

Comme nous l'avons décrit au cours du chapitre I (voir paragraphe 5), la tenue des interconnexions en stockage à haute température dépend énormément des caractéristiques de la soudabilité (paramètres du processus de câblage). Ces dernières définissent essentiellement la qualité de la liaison métallurgique Au (pur ou avec élément dopant) des interconnexions.

Pour tout type de fil, il est important de réaliser une couverture suffisante afin d'éviter le développement de trous larges à travers l'intermétallique durant le vieillissement en stockage à haute température.

La nucléation de l'intermétallique est généralement utilisée comme un indicateur de fiabilité pour les interconnexions compte tenu de sa couverture et de l'épaisseur formée. Il a été conclu que [9] :

- plus la couverture de l'intermétallique est élevée et plus le risque ou la probabilité de voir des connexions fissurées est faible.
- une faible couverture d'intermétallique conduit irrémédiablement à une dégradation de la fiabilité des interconnexions tandis qu'une haute couverture d'intermétallique ne peut garantir à elle seule une haute fiabilité des interconnexions.
- Il existe par ailleurs d'autres facteurs influents tels que la morphologie et l'épaisseur de l'intermétallique qui doivent être aussi pris en considération avec l'analyse de la couverture d'intermétallique afin de juger le degré de fiabilité des interconnexions. Cependant à travers diverses études, il est préconisé de garantir une couverture d'intermétallique avoisinant les 70% pour assurer une bonne fiabilité.

Il fut aussi constaté que :

- lorsque la couverture de l'intermétallique est uniforme, la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique l'est aussi, conduisant ainsi à une meilleure fiabilité des interconnexions. Ainsi plus le niveau d'homogénéisation de l'intermétallique est haut, et plus le degré de fiabilité est élevé.

- qu'une non-uniformité de la couverture de l'intermétallique conduit à une croissance erratique de l'intermétallique au fur et à mesure du vieillissement, conduisant à une fragilisation des interconnexions. Cette non-uniformité vient à modifier le mécanisme de formation des trous Kirkendall ainsi que celui du composé intermétallique Au-Al lors d'un stockage thermique à haute température.

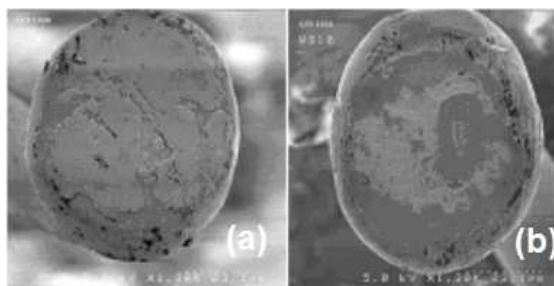


Figure IV.27 : Fil avec 1% en poids de Pd - micrographies SEM de la couverture de l'intermétallique pour (a) le premier assembleur et (b) le second assembleur [4].

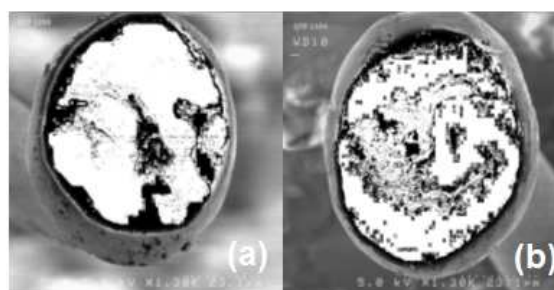


Figure IV.28 : Image binaire correspondant à la surface de contact de la figure IV.27. Les zones blanches sont les régions d'intermétallique. La couverture d'intermétallique calculée : (a) premier assembleur (~ 76%) et (b) second assembleur (~ 87%) [4].

Il est à noter que tous les produits automobiles, objet de notre étude, sont garantis avec une couverture d'intermétallique supérieure ou égale à 70%.

Nous avons prélevé des échantillons de chaque assembleur, pour lesquels nous avons obtenu une valeur haute de la force de tirage (moyenne) après le test WP à l'instant initial (voir Figure IV.26.a), avec une couverture d'intermétallique de l'ordre de ~76% pour le premier assembleur et de ~87% pour le second assembleur (voir Figure IV.27.a et Figure IV.28).

Au fur et à mesure du vieillissement, l'inspection de la morphologie et de l'évolution de l'épaisseur de l'intermétallique, nous a permis de conclure qu'il y a une uniformité de la couverture de l'intermétallique pour les deux assembleurs, car nous n'avons pas constaté de croissance erratique de l'intermétallique.

La couverture des échantillons du 2^{ème} assembleur étant plus forte que celle de 1^{er} assembleur, on pourrait s'attendre à ce que le 2^{ème} assembleur présente une meilleure tenue que le 1^{er} assembleur, or les résultats expérimentaux prouvent le contraire (voir figure IV.26). Ainsi, lorsque le niveau de couverture d'intermétallique est suffisant, il est évident qu'il existe un facteur plus prédominant que l'effet de la couverture de l'intermétallique qui influe sur l'évolution de la tenue en vieillissement thermique des interconnexions.

Les composants issus du premier assembleur possèdent des caractéristiques thermomécaniques pour la résine d'enrobage les moins élevées comparées à celles des composants issus du second assembleur (voir Tableau IV.2), signifiant ainsi que les contraintes thermomécaniques y sont moins élevées. Ainsi il semblerait que ça soit ce facteur qui conduit à une meilleure tenue en vieillissement thermique des interconnexions pour le premier assembleur.

4. Conclusion

Nous avons montré que l'ajout d'éléments d'alliage tels que le Pd et le Cu à l'or constituant le fil de câblage permet d'améliorer la fiabilité des interconnexions et ainsi la fiabilité globale du produit.

Une première étude portant sur l'analyse de la tenue mécanique des interconnexions par la méthode WP a montré que l'ajout du Pd ou du Cu permet d'améliorer la robustesse des interconnexions. En effet, le fil 2N_Pd ou de Cu mène à voir une meilleure tenue en stockage à haute température comparé au fil 4N. Ainsi l'ajout d'un élément d'alliage tel que le Pd et le Cu contribue à bien renforcer la fiabilité des interconnexions. Le fil 2N_Cu présente quant à lui une meilleure tenue en stockage à haute température comparé au fil 2N_Pd. Ainsi l'ajout du Cu en tant qu'élément d'alliage contribue le mieux à renforcer la fiabilité des interconnexions.

Une analyse détaillée de la cinétique de croissance de l'intermétallique a confirmé la tendance, et l'analyse des profils de composition de l'intermétallique a apporté des réponses précises sur les mécanismes impliqués. Nous avons trouvé pour le fil 2N_Pd qu'il se crée une couche riche en Pd à l'interface fil 2N_Pd/intermétallique Au-Al. Cette couche riche en Pd empêche la diffusion de l'Au vers l'Al, ralentissant les réactions inter-faciales Au-Al et diminuant ainsi la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. Elle joue pleinement un rôle de barrière de diffusion entre l'Au et l'intermétallique, ralentissant principalement la croissance de l'épaisseur de la phase prédominante, Au₄Al.

Pour le fil 2N_Cu, le rôle joué par le Cu a été clairement identifié, nous avons constaté que le Cu s'est entièrement réparti à travers l'intermétallique Au-Al formant de nouvelles phases intermétalliques combinant de l'Au, de l'Al et du Cu, ainsi constituées : (Au,Cu)_xAl_y. Nous avons identifié que la phase prédominante de l'intermétallique est la phase (Au,Cu)₆Al. Les régions riches en Cu dans cette phase ((Au,Cu)₆Al) n'ont pas fonctionné en tant que barrière de diffusion, en réalité la quantité de Cu accumulé dans les diverses phases intermétalliques ralentit la décomposition et la transformation de ces phases en d'autres phases ainsi que la croissance de leur épaisseur.

Les investigations effectuées sur le mécanisme de défaillance des interconnexions nous ont permis aussi de confirmer que l'ajout d'un élément d'alliage tel que le Pd ou le Cu ralentit la dégradation. Cette amélioration est plus sensible avec le fil 2N_Cu. Les résultats issus de ces investigations corréleront parfaitement avec ceux de l'étude comparative sur la tenue mécanique des interconnexions à haute température et de l'étude de l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. La dégradation des interconnexions est précoce pour le fil 4N comparé aux autres fils (type 2N).

Enfin, nous avons effectué une comparaison sur la tenue en vieillissement thermique pour un même produit assemblé avec un fil 2N_Pd, obtenu avec deux processus ayant des paramètres technologiques d'assemblage similaires (capillaire, paramètres du processus de câblage, niveau d'homogénéisation de l'intermétallique et résine d'enrobage). Lorsque le taux de couverture (70%) et d'uniformisation de l'intermétallique est suffisante à t=0 heures, nous avons mis en évidence l'effet des caractéristiques thermomécaniques de la résine d'enrobage sur la fiabilité des interconnexions à haute température. Ce résultat complète celui présenté dans le chapitre III portant sur « l'influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en HTS ».

CHAPITRE.IV : Amélioration de la fiabilité des Interconnexions à haute température par ajout d'impureté tel le Pd ou le Cu au fil de câblage or

Références bibliographiques :

- [1] H-J.KIM, J-S.CHO, Y-J.PARK, J.LEE, and K-W.PAIK - *effects of Pd addition on Au stud bumps/ Al Pad Interfacial reactions and bond reliability* - in Journal of Electronic materials - Vol.3., N°01,pp 1210-1218,2004
- [2] S-A.GAM, H-J.KIM, J-S.CHO, Y-J.PARK, J-T.MOON, and K-W.PAIK - *effects of Cu and Pd addition on Au bonding wire/ Al Pad Interfacial reactions and bond reliability* - in Journal of Electronic materials - Vol.35, N°11,pp 2048-2055,2006
- [3] H-S.CHANG, K-C.HSIEH, T.MARTENS and A.YANG - *The Effect of Pd and Cu in the Intermetallic Growth of Alloy Au Wire* – in Journal of ELECTRONIC MATERIALS, Vol. 32, No. 11, 2003
- [4] M-A.BAHI, P.LECUYER, A.GENTIL, H.FREMONT, J-P.LANDESMAN, F.CHRISTIEN - *Bond Reliability Improvement at High Temperature by Pd Addition on Au Bonding Wires* - Electronics Packaging Technology Conference, 2008. EPTC 2008. 10th, Publication Date : 9-12 Dec. 2008, On page(s) : 800-807
- [5] S.KUMAR, F.WULFF – *Degradation of small bonds due to intermetallic phase (IP) growth* - in Proc Int.Conf. High Density Packag. MCM, pp 403-408, 1999
- [6] M-A.BAHI, P.LECUYER, A.GENTIL, H.FREMONT, J-P.LANDESMAN, F.CHRISTIEN and R.LE GALL -*Degradation Mechanisms of Au–Al Wire Bonds During Qualification Tests at High Temperature for Automotive Applications : Quality Improvement by Process Modification* - Device and Materials Reliability, IEEE Transactions, volume : 8, Issue : 3, page(s) : 484-489, Sept. 2008
- [7] R. HULTGREN - *Selected Values of the Thermodynamic Properties of Binary Alloys* - (Metals Park, OH : ASM, 1973), pp. 258–271.
- [8] C. D. BREACH, F. WULFF - *Intermetallic compound formation in gold ball bonds : general growth patterns and identification of to forms of Au4Al* - microelectronics reliability, vol 44, pp973-98, 2004
- [9] JAMIN LING, ZIV ATZMON, DOMINIK STEPHAN, MURALI SARANGAPANI - *Wire Bond Reliability – An Overview on the Mechanism of Formation/Growth of Intermetallics* - http://www.semiconsingapore.org/ProgrammesandEvents/cms/groups/public/documents/web_content/ctr_022429.pdf - SEMICON® Singapore 2008

1. Introduction

Le marché automobile est exigeant en termes de fiabilité pour les PEMs, il impose une augmentation des exigences de performance, des conditions environnementales sévères et une réduction du temps de production de masse.

Dans ce chapitre nous mettons l'accent sur l'évaluation de la fiabilité au niveau « *Packaging* » et proposons une nouvelle approche de vieillissement accéléré, par la construction de divers profils d'essais, pour détecter de potentielles faiblesses des interconnexions Au-Al.

Pour cela, nous avons porté l'accent sur deux objectifs : l'identification et la caractérisation des différents mécanismes de dégradation potentiels des PEMs et le développement de nouvelles méthodologies de diagnostic fiabilité, adaptées aux exigences du secteur automobile.

Le premier objectif a été essentiellement traité dans les chapitres I, III et IV. Nous avons identifié que le mécanisme de dégradation prépondérant est la rupture des interconnexions Au-Al.

Le second objectif est lié à l'importance de développer un système d'assurance fiabilité pour les PEMs. Ce système doit être basé sur l'observation des défaillances aux conditions limites de vieillissement ou d'utilisation, d'où la nécessité de mettre en place, d'une part, un ensemble de tests spécifiques pour l'évaluation de la fiabilité durant les essais de vieillissement accélérés, d'autre part, un ensemble de tests pour l'analyse des défaillances. Cette partie constitue le cœur de ce chapitre.

Nous nous y intéressons à l'effet de la haute température et à l'étude du mécanisme prépondérant qui est la rupture des interconnexions Au-Al.

- *Evaluation de la fiabilité au niveau assemblage*

Les essais conventionnels de qualification, effectués conformément à la norme automobile AEC-Q100, ne permettent pas d'identifier les défaillances au niveau assemblage dans un temps suffisamment court. L'unique essai combiné décrit par cette norme, défini par du pré-conditionnement (Pr), des cycles thermiques (TC) et du stockage en milieu humide sous pression (HAST pour « *Highly Accelerated Stress Test* »), a permis l'identification rapide des limitations de la fiabilité au niveau assemblage, par exemple la rupture des interconnexions à travers l'intermétallique Au-Al.

La démarche suivie dans notre travail exploite cette idée de combiner différents types d'essais. La combinaison d'essais devrait nous permettre de prendre en compte les limitations des protocoles actuels de qualification des PEMs et de surmonter le manque de connaissance sur les mécanismes de défaillance potentiels résultant de l'application stricte de la norme de qualification actuelle.

Cette partie de l'étude s'inscrit donc dans une démarche d'anticipation afin de répondre aux exigences de fiabilité.

L'objectif est ici de détecter de potentielles faiblesses des interconnexions Au-Al. Le principe est basé sur l'accélération de la défaillance (rupture des interconnexions Au-Al) par la combinaison des essais environnementaux. Les défaillances sont dues à la combinaison des effets métallurgiques (croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al, élargissement des trous Kirkendall), et des effets mécaniques tels que ceux engendrés par l'évolution de la délamination.

- *Développement d'un système d'assurance fiabilité pour le packaging*

Les procédures pour la qualification des PEMs dans le contexte de l'environnement automobile sont décrites par la norme AEC-Q100 qui est en elle-même similaire à la norme dédiée à la qualification des circuits intégrés JESD47D. Cette norme englobe toutes les procédures de tests d'évaluation de la fiabilité et d'essais de qualification cités dans le chapitre II.

L'ensemble de tests proposé par cette norme pour détecter une faiblesse au niveau assemblage (rupture des interconnexions Au-Al) et suivre l'évolution temporelle de la dégradation, est décrit par la séquence suivante :

(1) analyse de la délamination à l'interface résine/puce avant et après l'étape Pr. Cette analyse est effectuée par microscopie acoustique à balayage (*Scanning Acoustic Microscopy* SAM).

(2) test électrique après chaque essai de vieillissement pour la détection de circuits ouverts (CO) associés à la rupture des interconnexions.

(3) tests de tenue mécanique des interconnexions par les méthodes de WP et BS. Ces méthodes de test sont utilisées pour quantifier la robustesse des interconnexions. Cette analyse n'est pas requise à tous les niveaux des essais effectués.

Cette partie de l'étude s'inscrit dans une démarche novatrice, par la proposition de deux nouveaux ensembles de tests : l'un dédié à l'évaluation de la fiabilité et l'autre dédié à l'analyse de défaillance. Ceci ne concerne que la partie « *Packaging* ».

Les ensembles de tests et les démarches suivies sont décrits dans la partie procédure expérimentale pour chaque aspect de l'étude abordée dans ce chapitre.

Une part importante de notre sujet consiste à démontrer une amélioration de la méthodologie de la 1^{ère} des 3 étapes précédemment décrites, à savoir la détection et la quantification de la délamination à différentes interfaces en utilisant le SAM. En effet, la norme mentionnée ci-dessus suggère de vérifier simplement l'absence de délamination à l'interface résine/puce (surface active de la puce). Cette précaution n'est pas suffisante pour garantir l'intégrité de toutes les interconnexions; ceci sera illustré et développé dans le paragraphe 2. En outre, conformément à la norme JESD47, l'analyse de la délamination est uniquement réalisée avant et après l'étape du Pr, nous proposons de l'effectuer à toutes les étapes du test d'évaluation de la fiabilité. Il en est de même pour l'analyse de la tenue mécanique des interconnexions par les tests de WP et BS, qui sera effectuée également à toutes les étapes du test d'évaluation de la fiabilité.

- *Etat des connaissances sur les différents mécanismes de défaillance liés à la rupture des interconnexions Au-Al*

Comme on l'a signalé dans le chapitre I, la rupture des interconnexions Au-Al est activée par divers tests environnementaux, tels que le Pr, TS, TC, HAST et essentiellement le test HTS (voir chapitre III). Elle est aussi générée par d'autres mécanismes de dégradation, dits intermédiaires (le composant est toujours fonctionnel), tels que la délamination des interfaces : résine/puce, résine/lead-frame etc.

La délamination de l'interface résine/puce est un sujet de préoccupation car elle peut être préjudiciable à la fiabilité des PEMS à long terme. Elle peut provoquer immédiatement et/ou par intermittence une défaillance électrique (CO) par effet de cisaillement ou de tirage de la boule d'attache. Elle peut également compromettre sur le long terme la fiabilité des interconnexions par la création de chemins préférentiels pour la pénétration de l'humidité et de la contamination. Nous avons décrit dans le chapitre I certains des mécanismes proposés pour expliquer ce type de dégradation.

En outre il peut y avoir accumulation d'eau à cette interface entraînant les mêmes conséquences.

La délamination de l'interface résine/puce peut enfin mener à une modification des champs de contraintes et de déformations autour de la puce et dans l'enrobage, ce qui crée des points de concentration de contraintes ou augmente ceux qui existent déjà (par exemple aux angles de la puce et sur les plots de report). Si l'intensité des contraintes dépasse certaines valeurs limites, il peut également se produire une fissuration de la puce ou du boîtier.

La combinaison des contraintes de pression (dues à la présence d'humidité et à l'effet d'évaporation), telles que celles produites par la phase de simulation de soudage, et des contraintes de cisaillement présentes aux angles de la puce, telles que celles produites par les TC ou TS, peut aussi affecter l'intégrité des interconnexions. Ce phénomène est fonction de l'excursion thermique du profil de soudage et des TC ou TS, du taux d'humidité absorbée par le boîtier, des dimensions du boîtier et de la qualité de l'adhérence de la résine.

Cette combinaison peut conduire à la rupture de l'interconnexion Au-Al :

- Soit à travers l'intermétallique
- Soit en provoquant un arrachement d'une partie du plot de report

Nous avons aussi signalé l'existence d'autres phénomènes importants à prendre en compte pour l'analyse et l'évaluation de la fiabilité, tels que :

- l'effet du dépassement du T_g de la résine au fur et à mesure du vieillissement sur ses caractéristiques thermomécaniques
- l'effet des conditions environnementales sévères (HTS, TC, TS, et HAST) sur la dégradation de la résine et l'impact de cette dégradation sur les autres mécanismes de dégradation.
- l'effet de la combinaison des essais environnementaux, d'une part sur la dégradation des caractéristiques thermomécaniques de la résine et l'impact de cette dégradation sur le mécanisme de dégradation prépondérant et d'autre part sur le mécanisme d'évolution de la délamination.

Lorsque la température de test d'un composant est proche ou excède la T_g de la résine les propriétés électrique, thermique et mécanique de l'encapsulant peuvent subir des changements significatifs au fur et à mesure du vieillissement menant à une accélération du mécanisme de dégradation, mais peuvent aussi introduire de nouveaux mécanismes de dégradation. Ces effets ont été observés sur divers essais environnementaux (simple ou combiné).

2. Validité et apport de la nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité

2.1. Amélioration de l'ensemble de tests dédié à l'analyse de défaillance

L'étude est effectuée sur des boîtiers TQFP comportant 64 pins, pour un micro-contrôleur ATMEL destiné aux applications commerciales, ayant un niveau de fiabilité moindre que celui des produits destinés aux applications automobiles.

▪ *Conditions de vieillissement :*

L'essai combine du Pr¹ et 1000 cycles thermiques -65/150°C. Les conditions de vieillissement appliquées sont celles requises par la norme JESD47D pour la qualification des circuits intégrés en cyclage thermique.

▪ *Ensemble de tests proposé dans la procédure ATMEL actuelle :*

Dans la procédure habituelle, on effectue un "test électrique" pour confirmer les rejets électriques en CO des pièces défaillantes, puis on procède à "l'inspection visuelle" pour vérifier qu'il y a bien rupture des interconnexions au niveau de l'interface de l'extrémité du fil or/intermétallique Au-Al (cette inspection est précédée par l'étape d'ouverture boîtier). Suite à cela vient l'analyse physique des modes défaillances.

▪ *Proposition et description du nouvel ensemble de tests dédié à l'analyse de défaillance*

Ce type d'analyse de défaillance est uniquement orienté pour les rejets électriques en CO.

(1) analyses non destructives

Les analyses non destructives sont de 2 types : le test électrique et la microscopie acoustique

✓ Test électrique : il s'agit d'une nouvelle méthodologie que nous proposons. En effet, dans le cadre d'une qualification produit, l'analyse des rejets électriques en CO des pièces défaillantes est effectuée en premier lieu avec le testeur MAVERICK PT. Dans la procédure habituelle, la confirmation des rejets est effectuée avec le même testeur. Ici, pour obtenir une meilleure précision, nous instaurons une nouvelle méthodologie de diagnostic, qui est basée sur l'analyse de la courbe de diode (I-V) du circuit de protection ESD (*Electrical Static Discharge*) en utilisant la configuration suivante :

- KEITHLEY 2400 : utilisé en tant que source-mètre (mesure : I, source : V)
- Matrice HP34980 : utilisé pour commuter sur toutes les pins du produit; permet d'effectuer des mesures in-situ.
- Carte de test MAVERICK (spécifique au produit testé)

Au cours de ce type d'analyse, la température du composant est maintenue stable afin d'éviter toute perturbation. En effet, des variations de température peuvent introduire des changements sur les caractéristiques électrothermiques des matériaux du circuit de protection ESD.

✓ Microscopie acoustique : à la suite de la confirmation des rejets, une analyse par microscopie acoustique en mode C-Scan permet de mesurer la délamination aux interfaces résine/puce, résine/lead-frame, résine/die-paddle et sur l'ensemble du boîtier.

Ces analyses sont complétées par des analyses destructives afin de comprendre le mécanisme de dégradation.

(2) analyses destructives

- ✓ WP/BS : analyse de la tenue mécanique des interconnexions Au/Al des pièces défaillantes dans les zones endommagées (là où sont situés les CO)
- ✓ Microscope électronique à balayage :
 - ❖ Analyse de la structure métallographique de l'intermétallique Au-Al : mesure de l'épaisseur de l'intermétallique soit par microscopie optique soit par SEM, précédée par la préparation des échantillons (voir [1]) pour les analyses en micro-section
 - ❖ Identification des phases intermétalliques par l'analyse EDX

¹ Le pré-conditionnement comporte dans cette étude : une phase de séchage (24h à 125°C), une phase d'absorption d'humidité (192h 30°C/60%RH) et une simulation de soudage à 260°C (effectuée à trois reprises). Le choix du niveau de sensibilité à l'humidité et le profil de soudage approprié ont été réalisés à partir de la norme IPC/JDEC J-STD-020D.

- ❖ Réalisation de cartographies des éléments constituant les interconnexions par la méthode « *EDX mapping* »
- ❖ Analyse du mécanisme de défaillance : analyse physique des sites de fracturation de l'interconnexion (du côté boule d'attache et du côté plot de report), effectuée à l'aide de micrographies SEM et de microanalyses EDX
- ❖ Analyse de la couverture d'intermétallique :
 - Isolation de la couverture d'intermétallique par voie chimique (bain de KOH, 3g pour 100ml d'eau) suivi d'un recuit à 70°C pendant 20 minutes (voir [1,2]),
 - Réalisation de micrographies SEM de la couverture d'intermétallique,
 - Traitement numérique de l'image de la couverture d'intermétallique

Dans le cas de notre étude, nous nous intéressons uniquement à l'analyse du mécanisme de défaillance, seules sont requises les deux dernières étapes.

2.2. Résultats et discussions

▪ Résultats du vieillissement

Avant et après l'étape Pr, aucun CO n'a été détecté.

Avant le Pr, aucune délamination n'a été observée sur les interfaces étudiées. Après l'étape Pr, la délamination n'est toujours pas observée à l'interface résine/puce. Par contre, pour l'interface résine/die-paddle, la délamination commence à apparaître dans les angles. L'évolution de la délamination à cette interface n'est pas uniforme pour tous les échantillons (variant de ~3% jusqu'à ~100%). Elle atteint une valeur moyenne d'environ 25%. Après 1000 cycles -65/150°C, quatre pièces (sur un lot de 77) ont chuté, et sont donc considérées défaillantes en terme de rejet électrique. Nous avons détecté sur chacune d'elles des circuits ouverts. Ces tests ont été effectués sur le site de qualification produits d'ATMEL Nantes. Ensuite nous avons prélevé les pièces "rejets" pour l'analyse de défaillance dans le Laboratoire d'Analyse de Technologies d'ATMEL Nantes.

▪ Analyse de défaillance

(1) Analyse des rejets électriques

Avant chaque analyse physique de la défaillance, nous devons confirmer les rejets électriques en CO en réalisant à nouveau le test électrique, dit « *test de confirmation* », en nous appuyant cette fois sur la nouvelle méthodologie de test proposée. Sachant que les essais de vieillissement sont terminés depuis plusieurs jours, il a pu se produire, entre temps, un effet de relaxation des contraintes thermomécaniques, induisant le rétablissement du contact électrique et mécanique par intermittence, même si la rupture des interconnexions est établie. Par conséquent, pour prendre en compte cet effet de relaxation des contraintes thermomécaniques, nous avons ajouté deux autres cycles thermiques, effectués dans les mêmes conditions de vieillissement que précédemment, sur les pièces "rejets". Les tests électriques de confirmation sont effectués immédiatement après les nouveaux cycles. Comme le montrent les Figure V.1 à 3, la courbe de diode (I-V) du circuit de protection ESD est mesurée sur chacune des pins des pièces défaillantes et les résultats sont comparés avec ceux d'une pièce étalon (n'ayant subi aucun vieillissement), dite « *témoin* », afin de vérifier tous les rejets électriques en CO. Ainsi nous avons été conduits à effectuer deux séries de mesure, à températures ambiante :

- (1) Premier test de confirmation : après l'essai de vieillissement, sachant qu'il est terminé depuis plusieurs jours
- (2) Second test de confirmation : après deux nouveaux cycles -65/150°C, afin d'éliminer l'effet éventuel de la relaxation des contraintes thermomécaniques

Tableau V.1 : Analyse des rejets électriques en CO

<i>n° pièce</i>	<i>Testeur</i>	<i>Pins observées en CO</i>	<i>Méthodologie</i>	<i>Test de confirmation n°1</i>	<i>Test de confirmation n°2</i>
1		31,32		31,32	31,32
2	Maverick	36	Nouvelle méthodologie de diagnostic	36	36
3		32		Non confirmé	32
4		32		Non confirmé	32,49

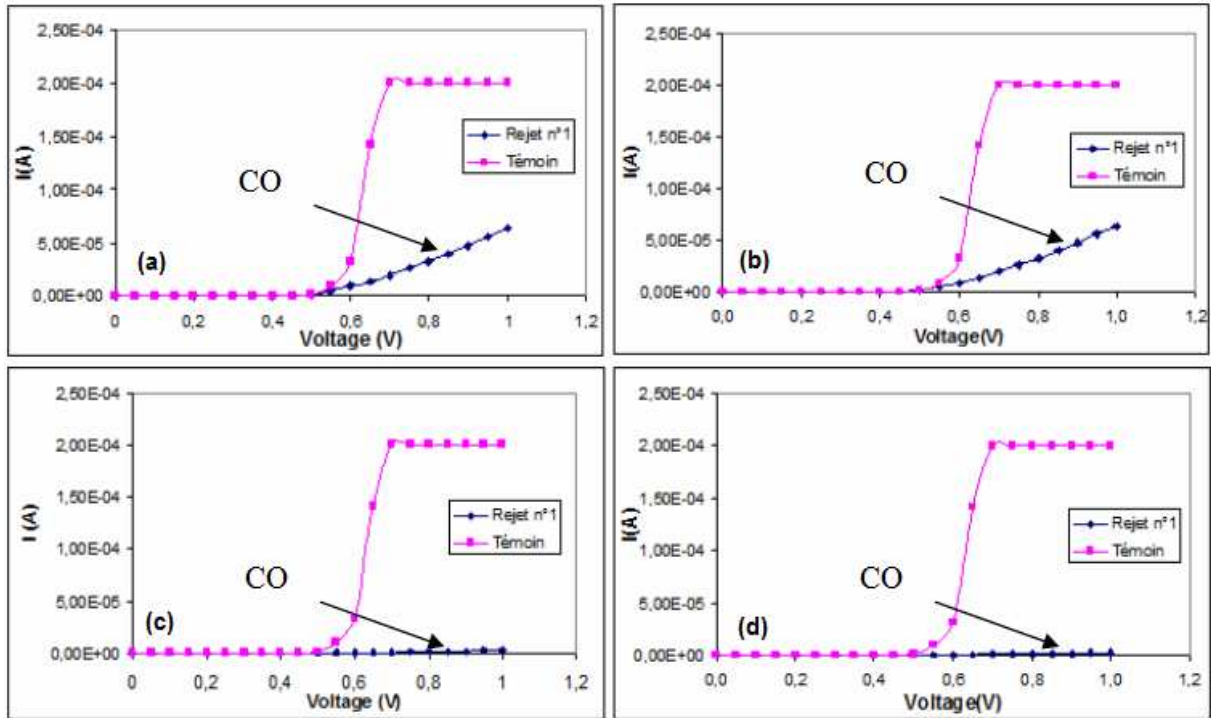


Figure V.1 : Résultats du test électrique (I-V) après le premier (a,c) et le second (b,d) test de confirmation des Pins n°31 (a,b) et n°32 (c,d) de la pièce “rejet” n°1. Chaque figure apporte une comparaison sur les résultats (I-V) entre la pièce “Rejet” et la pièce “Témoin”.

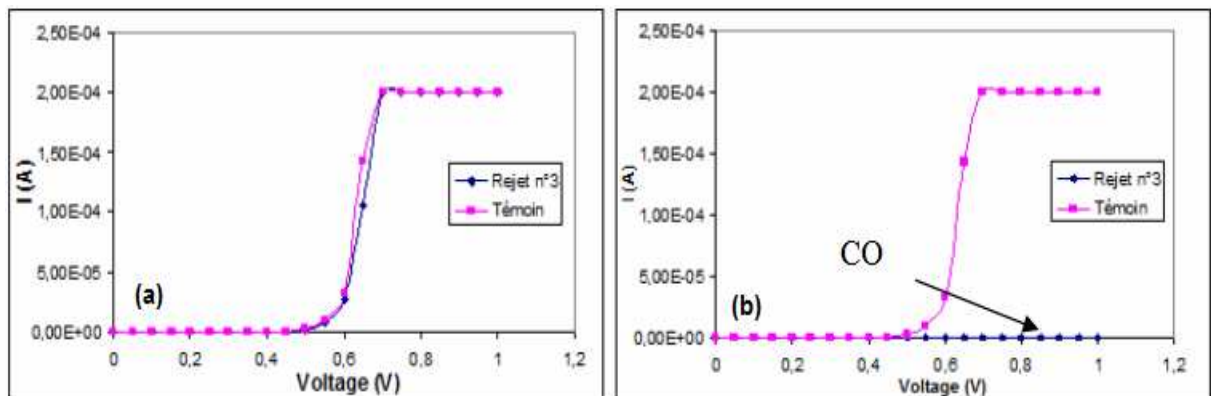


Figure V.2 : Résultats du test électrique (I-V) après le premier (a) et le second (b) test de confirmation, illustrant l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques sur la Pin n°32 de la pièce “rejet” n°3.

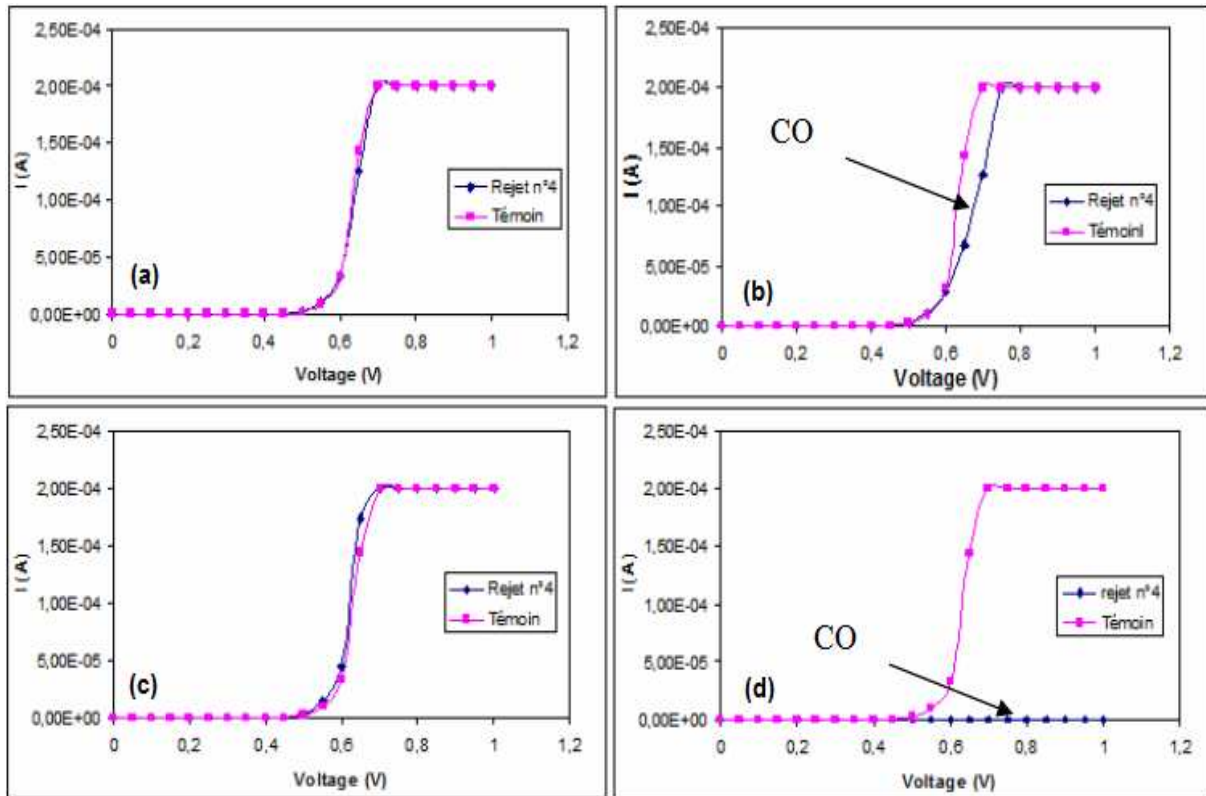


Figure V.3 : Résultats du test électrique (I-V) après le premier (a,c) et le second (b,d) test de confirmation, illustrant l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques sur les Pins n°32 (a,b) et n°49 (c,d) de la pièce "rejet" n°4.

Après le premier test de confirmation effectué avec le testeur Maverick (ancienne méthode de test), seuls 2 rejets sur 4 sont confirmés. Le second test de confirmation, effectué avec la méthodologie que nous avons mise au point, a permis de confirmer tous les rejets électriques détectés initialement en CO. Tous ces rejets électriques en CO correspondent à des interconnexions situées dans les angles du boîtier, ce qui mène à conclure que ces interconnexions sont les plus sujettes à défaillance.

A partir de la Figure V.3, nous pouvons observer l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques sur les pins n°32 et N°49 de la pièce "rejet" n°4.

(2) Analyse de l'évolution de la délamination

L'unique exigence de la norme JESD47D est d'assurer la non délamination à l'interface résine/puce.

Dans notre approche, les interfaces suivantes ont également été analysées pour évaluer la fiabilité de l'assemblage : résine/lead-frame, résine/die-paddle et l'ensemble du boîtier.

Les images obtenues en mode C-Scan (CSAM) sont analysées afin d'estimer le pourcentage réel de la surface délaminée pour chacune des interfaces.

Remarque importante : cette analyse n'a pu être appliquée qu'à la fin des cycles thermiques.

Pour toutes les pièces défaillantes, nous avons décidé d'analyser la délamination à toutes les interfaces précédemment citées (voir Figure V.4).

Après 1000 cycles -65/150°C, la délamination a atteint une valeur moyenne de 1,84% à l'interface résine/puce mais elle a atteint en moyenne jusqu'à 40,6% à l'interface résine/die-paddle. La délamination a atteint une valeur moyenne de 3,34% à l'interface résine/lead-frame.

Suite à l'analyse de ces résultats, nous avons observé une corrélation entre les résultats de l'analyse de la délamination et ceux de l'analyse des rejets électriques. En effet, la délamination est observée dans les régions où les circuits ouverts ont été confirmés et ce principalement dans les angles pour les interfaces concernées (voir Figure V.4).

Concernant les pins n°31 et 32 de toutes les pièces "rejets", la délamination est localisée à l'interface résine/puce, mais pour la pin n°36 de la pièce n°2 et la pin n°49 de la pièce n°4 la délamination est

localisée à l'interface résine/die-paddle. La présence de délamination à cette interface montre qu'elle peut jouer un rôle très critique sur la robustesse des interconnexions. Ainsi il serait préférable de ne pas avoir de délamination à cette interface.

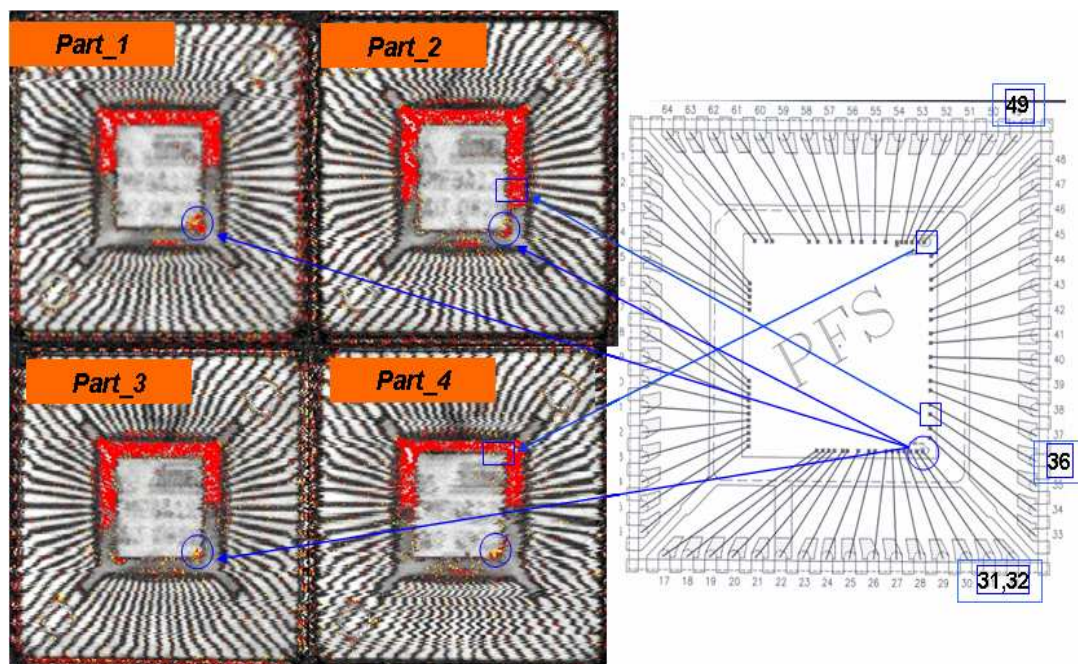


Figure V.4 : Résultats CSAM des pièces "rejets".

En analysant l'évolution de la délamination durant le vieillissement, nous avons observé que cette dernière augmente au fur et à mesure du vieillissement (voir Tableau V.2).

Tableau V.2 : Evolution de la délamination pour diverses interfaces après le pré-conditionnement et les cycles thermiques.

Séquences de stress	Estimation de la délamination (%)	
	Interface	
	Résine/Puce	Résine/Die-paddle
Avant-PR	0	0
Après-PR	0	~25
TC	~1,84	~40,6

D'autre part, l'analyse de cette évolution nous a aussi permis de comprendre les causes de la rupture des interconnexions. En effet, les rejets électriques en CO observés sur les pièces défailtantes au niveau des pins n°31/32, sont dus à la délamination qui s'est produite dans les angles de la puce, suite aux cycles thermiques, sous l'effet des contraintes thermomécaniques, maximales à ces endroits. Mais pour la pin n°36 de la pièce "rejet" n°2 et la pin n°49 de la pièce "rejet" n°4, les circuits ouverts sont principalement dus à la délamination qui s'est créée à l'interface résine/die-paddle. Celle-ci s'est créée durant le vieillissement, sous l'effet combiné des contraintes de pression, produites par la phase de simulation de soudage, et des contraintes de cisaillement (produites par le cyclage thermique) exercées principalement dans les angles de la puce. Pour d'autres types de composants encapsulés dans le même boîtier TQFP 64 que nous avons eu à regarder par ailleurs (composants développés pour le marché automobile), nous avons observé après le même type de test un taux de délamination allant jusqu'à 80 % à l'interface résine/die-paddle, sans qu'aucun rejet pour cause de CO n'ait été noté. Ceci semble indiquer l'existence d'un autre facteur s'ajoutant aux contraintes thermomécaniques, qui serait la principale cause d'accélération du mécanisme de dégradation.

L'analyse du mécanisme de défaillance va nous permettre de clarifier cette hypothèse.

(3) Analyse du mécanisme de défaillance

L'analyse du mécanisme de défaillance a été effectuée par microanalyses EDX pour les sites fracturés des interconnexions (du côté de la boule d'attache et du côté du plot de report) lorsque la rupture s'est produite à l'interface Au/intermétallique (Ball Bond Lift). A titre d'exemple, les résultats des microanalyses EDX effectuées sur la pin n°32 de la première pièce "rejet" sont illustrés sur les Figure V.5 et 6 et résumés dans le Tableau V.3.

Comme on le voit à la surface du plot de report (Figure V.5.a), l'intermétallique est composé d'une zone périphérique et de divers îlots. Ceci se reflète aussi sur la face inverse à la surface de la boule d'attache, par l'observation d'une zone périphérique, de plateaux et de vallées (voir Figure V.5.b). Toutes ces surfaces ont été analysées, d'une part pour déterminer la façon dont la fissure se propage et d'autre part afin de mieux comprendre la cinétique de chaque mécanisme de défaillance.

Les microanalyses EDX ont été réalisées ici avec une tension d'accélération de 5kV.

La Figure V.6 illustre la localisation des points d'analyses.

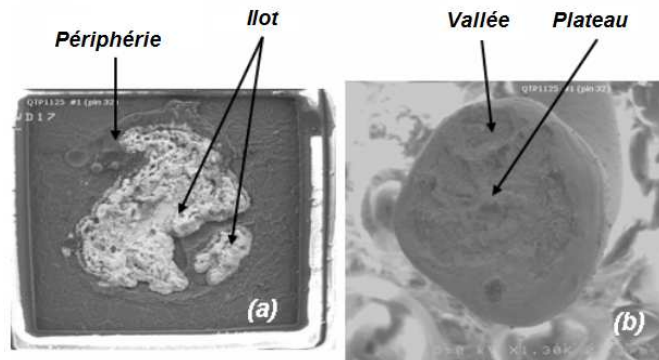


Figure V.5 : Micrographies SEM de la surface de l'intermétallique observée après le test WPT sur (a) le plot de report et sur (b) la boule d'attache, suite au vieillissement à -65/150°C/1000 cycles pour le fil ou pur.

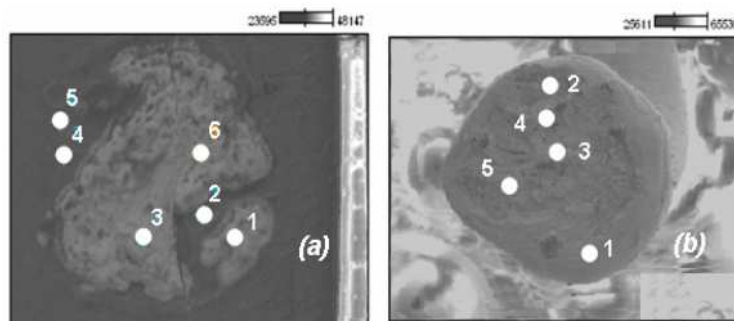


Figure V.6 : Localisation des points d'analyses EDX sur (a) le plot de report et (b) la boule d'attache correspondant à la figure V.5. Les compositions correspondantes sont données dans le tableau V.3

Tableau V.3 : Compositions analysées par EDX aux différents points de la figure V.6

EDX analyses (n°point)		Eléments détectés		localisation
n° point	Plot de report	n° point	Boule d'attache	
1	C, O, Al et Au	2	C, O, Al et Au	Périphérie
2	C, O et Al	4	C, O, Al et Au	Centre
3	C, O, Ti, Al et Au	5	C, O, Al et Au	Centre
4	C, O, Al et Au	1	C, O et Au	Périphérie
5	C, O, Al et Au	4	C, O, Al et Au	Centre
6	C, O, Ti, Al et Au	4	C, O, Al et Au	Centre

On constate que la fissuration s'initie en périphérie à l'interface fil Au/intermétallique Au-Al. Suite à cela, la fissuration continue à se propager en périphérie de la phase centrale dans l'intermétallique Au-Al, principalement à travers les trous Kirkendall.

Les trous Kirkendall sont la conséquence de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al uniquement durant le vieillissement à haute température, correspondant principalement au palier haut du cycle thermique.

La fissuration est probablement située entre les deux phases intermétalliques, $Au_4Al(\alpha)$ et $Au_4Al(\beta)$, puisque nous avons détecté de l'or et de l'aluminium sur les 2 côtés.

L'identification de ces phases intermétalliques a été effectuée par microanalyses EDX au cours du chapitre IV dans le paragraphe 3.4.1.

Dans la zone centrale de l'interconnexion Au-Al, la fissuration continue aussi à se propager à travers les trous Kirkendall, tout en se frayant un passage à travers les zones où la soudabilité est absente. À ce niveau là, la couche de l'intermétallique reste dans sa totalité du côté de la boule d'attache.

La fissuration est totale lorsqu'elle finit par se joindre dans la zone centrale.

Il résulte de ces diverses constatations que la fissuration se produit à travers toute la couche de l'intermétallique, se frayant un passage à travers les zones les plus fragiles (non soudées).

La présence de ces zones non soudées reflète une croissance erratique de l'intermétallique.

Une vue d'ensemble de ce mécanisme de dégradation est proposée à la Figure V.7.

Ce mécanisme de dégradation est principalement situé vers la fin du domaine de vieillissement thermique usuel puisque nous avons observé à la fin des 1000 cycles $-65/150^{\circ}C$ plus de 80% de Ball Bond Lift à la suite de l'analyse de la tenue mécanique des interconnexions par test WP.

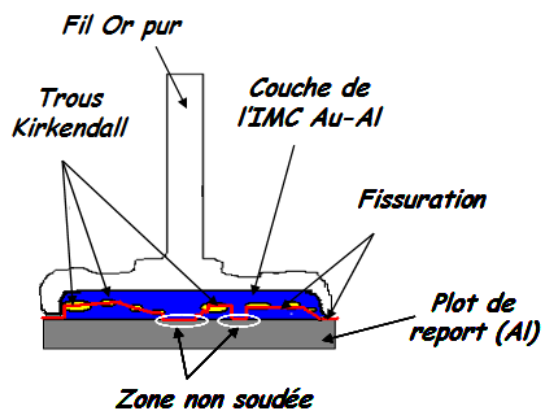


Figure V.7 : Description du mécanisme de défaillance observé pour le fil or pur suite à des cycles thermiques (1000 cycles $-65/150^{\circ}C$).

La figure V.5 montre aussi la présence de zones non soudées observables au cœur de chacune des interconnexions analysées. Il se peut que ces zones aient contribué à la fragilisation des interconnexions sous l'effet des contraintes thermomécaniques, puisqu'elles révèlent la présence d'une faible couverture d'intermétallique qui s'est probablement initiée à la suite du processus de soudure.

Pour confirmer cette hypothèse, nous avons analysé la couverture de l'intermétallique sur des échantillons n'ayant subi aucun vieillissement (voir Figure V.8).

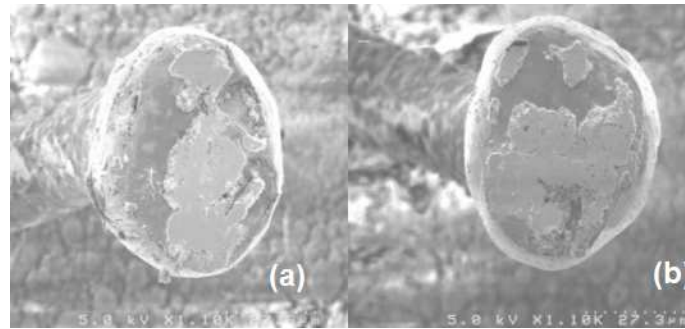


Figure V.8 : Micrographies SEM de la couverture de l'intermétallique pour deux interconnexions différentes (a et b).

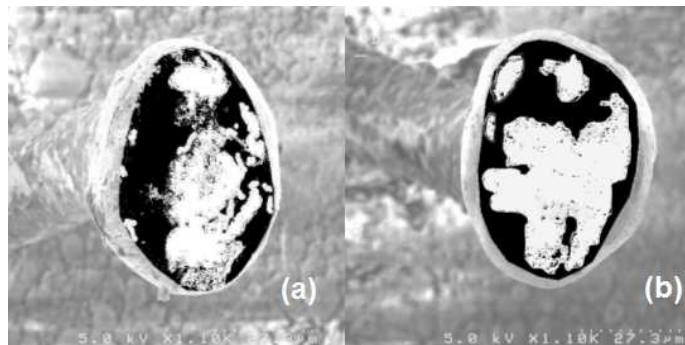


Figure V.9 : Image binaire correspondant à la surface de contact de la figure V.8. Les zones blanches sont les régions d'intermétallique. Couverture d'intermétallique calculée pour ces 2 interconnexions : (a) ~ 55%, (b) ~ 57%.

Nous avons démontré dans le chapitre I que la tenue des interconnexions en vieillissement thermique dépend énormément des caractéristiques de la soudabilité (paramètres du processus de câblage). En particulier, une couverture d'intermétallique avoisinant les 70% est garante d'une bonne fiabilité car elle concilie une épaisseur suffisante et uniforme ainsi qu'une bonne morphologie. Ceci explique l'absence de dégradation au niveau assemblage (pas de circuit ouvert) sur tous les produits destinés au marché automobile : ceux-ci sont conçus avec un processus d'assemblage optimisé aboutissant à une couverture d'intermétallique > 70%.

Par contre l'analyse de la couverture d'intermétallique effectuée sur le produit que nous étudions, qui est destiné aux applications commerciales, montre un taux de recouvrement moyen de 56% signifiant que le processus d'assemblage n'est pas optimisé. Ainsi, durant le vieillissement, la non-uniformité de la couverture d'intermétallique modifie le mécanisme de formation des trous Kirkendall ainsi que celui du composé intermétallique Au-Al. En conséquence, il se produit une croissance erratique de l'intermétallique au fur et à mesure du vieillissement entraînant la fragilisation des interconnexions Au-Al. Ceci expliquerait la présence de ces zones non soudées qui se traduisent par un niveau de fiabilité moindre par rapport aux produits destinés aux applications automobiles.

Ainsi, l'accélération du mécanisme de dégradation (rupture des interconnexions à travers l'intermétallique) s'est faite sous l'effet de la combinaison de deux facteurs à savoir la délamination à l'interface résine/die-paddle et la faible couverture de l'intermétallique.

(4) Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par test WP

L'analyse a concerné dans un premier temps les interconnexions situées dans les zones endommagées des pièces défailtantes, là où sont situés les rejets électriques en CO, puis dans un second temps toutes les interconnexions situées dans les quatre angles de chaque puce.

Nous avons conclu que l'état de dégradation des interconnexions est situé vers la fin du domaine de vieillissement thermique usuel, avec plus de 80% de Ball Bond Lift (rupture des interconnexions à travers l'intermétallique Au-Al) pour de très faibles valeurs de force de tirage (entre 2 et 4 gF).

Conclusion :

Nous venons de montrer les limitations associées à l'ensemble de tests proposé par la norme JESD47D, d'une part pour détecter une potentielle faiblesse au niveau de l'assemblage (en se référant à la rupture des interconnexions Au-Al) et d'autre part pour suivre l'évolution temporelle de la dégradation.

Le nouvel ensemble de tests proposé dans cette étude, qui est principalement dédié à l'analyse de défaillance au niveau « Packaging », a permis de répondre aux objectifs visés et de comprendre le mécanisme de dégradation prépondérant.

Entre-autres, avec ce nouvel ensemble de tests, nous avons apporté des améliorations sur la méthodologie d'analyse de la délamination (qui constitue la 1^{ière} étape de test proposée par la norme JESD47D), à savoir détecter et quantifier la délamination à diverses interfaces à l'aide du SAM et instaurer ce suivi à toutes les étapes du test d'évaluation de la fiabilité (avant et après chaque essai). L'analyse de la délamination tout au long du vieillissement ne peut être dissociée de l'identification et de la compréhension du mécanisme de dégradation prépondérant ainsi que du suivi de l'évolution temporelle de la dégradation.

Enfin, nous avons démontré à partir de ce cas d'étude que la mesure de la délamination peut être utilisée comme un indicateur de potentielles faiblesses au niveau de l'assemblage.

3. Application à l'évaluation de l'impact des différentes conditions de test

3.1. Apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques

Deux types d'essais combinés ont été analysés sur des boîtiers QFN 32 pins, en tenant compte des conditions environnementales préconisées par la norme AEC-Q100 pour la qualification des produits en grade 0 (150°C). L'assemblage a été effectué à l'aide d'une résine dite « Green » (SUMITUMO G770), pour laquelle nous avons mesuré une température de transition vitreuse $T_g = 100^\circ\text{C}$ (voir annexe.3), tandis que la valeur indiquée par le sous-traitant assembleur est de 130°C. La méthode des plans d'expériences (DOE) a été utilisée pour mesurer l'effet individuel des essais, de leurs paramètres ainsi que leur interaction.

Cette étude examine l'effet combiné des essais environnementaux sur l'évolution de la délamination, identifie les facteurs les plus significatifs, évalue l'ampleur de l'accélération induite par chaque essai et montre la corrélation entre la dégradation des caractéristiques thermomécaniques de la résine d'enrobage (CTE et T_g) et l'accélération de l'augmentation de la délamination. Enfin, nous proposerons une séquence d'essais séquentiels optimisée, dédiée essentiellement à la qualification des composants électroniques au niveau assemblage.

Les propriétés thermomécaniques de la résine d'enrobage, la SUMITUMO G770, utilisée pour le produit étudié ici sont décrites dans le Tableau V.8.

3.1.1. Méthodologie d'analyse utilisée

(1) Mesures effectuées avant les essais de vieillissement (analyses non destructives)

- ✓ Inspection visuelle du boîtier : fissuration de la résine d'enrobage, endommagement des connexions externes...
- ✓ Tests électriques : détection de "rejet" électrique en circuit ouvert
- ✓ Microscopie acoustique : analyse de la délamination en mode C-Scan (couplé au mode A-scan) et mesure de la délamination sur plusieurs interfaces à l'aide de la méthodologie que nous avons proposée

Note : dans le cadre de cette étude, l'unique interface étudiée est l'interface résine/puce, car celle-ci est à l'origine de la nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité « par l'analyse de l'évolution de la délamination ».

(2) Mesures effectuées après chaque essai

- ✓ Analyses non destructives : réitération des analyses avant les essais de vieillissement
- ✓ Analyse destructive : analyse de la tenue mécanique des interconnexions par les tests WP et BS

3.1.2. Conditions de vieillissement

La premier plan d'expériences effectué (noté DOE1) combine du Pr, des chocs thermiques (Thermal shocks TS) et du HAST. Le 2^{ième} plan d'expériences (DOE2) combine du Pr, du HAST et du stockage thermique à haute température (HTS) avec différents paramètres et différentes séquences décrites dans les Tableau V.4 et 6.

Tableau V.4 : Plan d'expériences DOE1

N° Lot	Pré-conditionnement, HAST et chocs thermiques	Vieillessement Totale
1	TS -55/125°C 45cycles et HAST 130°C/85%RH 96h	~
2	TS -55/125°C 15cycles et HAST 130°C/85%RH 192h	~
3	TS -55/125°C 15cycles, HAST 100°C/85%RH 96h ,TS - 55/125°C 30cycles et HAST 100°C/85%RH 96h	TS -55/125°C 45cycles et HAST 100°C/85%RH 192h
3 bis	TS -55/125°C 15cycles et HAST 100°C/85%RH 96h	~
4	TS -65/150°C 45cycles et HAST 100°C/85%RH 96h	~
5	TS -65/150°C 15cycles et HAST 100°C/85%RH 192	~
6	TS -65/150°C 15cycles, HAST 130°C/85%RH 96h,TS - 65/155°C 30cycles et HAST 130°C/85%RH 96h	TS -65/150°C 45cycles et HAST 130°C/85%RH 192h
6 bis	TS -65/150°C 15cycles et HAST 130°C/85%RH 96h	

Tableau V.5 : Plan d'expériences DOE2

N° lot	Pré-conditionnement, HAST et stockage thermique à haute température
7	HTS175°C 840h et HAST 130°C/85%RH 168h
7 bis	HTS175°C 840h et HAST 130°C/85%RH 48h
8	HTS175°C 336h et HAST 130°C/85%RH 168h
8 bis	HTS175°C 336h et HAST 130°C/85%RH 48h

3.1.3. Résultats et discussion

Durant ces expérimentations aucune défaillance électrique n'a été détectée.

L'analyse de la tenue mécanique des interconnexions par les tests WP et BS n'a montré aucune variation significative. Ceci est certainement dû au fait que les interconnexions sont restées dans le domaine de déformation plastique de la courbe de Wöhler, le domaine de vieillissement thermique usuel n'a jamais été atteint. La valeur moyenne pour les essais mécaniques est de 8,81 (gm) pour la force de tirage et de 43,16 (gF) pour la force de cisaillement.

Les résultats les plus significatifs de l'effet de la combinaison des essais environnementaux sont ceux révélés par l'observation CSAM pour la délamination.

L'évolution de la délamination à l'interface résine/puce est illustrée sur les Figure V.10 et 12 qui correspondent respectivement aux résultats du DOE1 et DOE2.

3.1.3.1. Analyse du DOE1 (Pr, TS et HAST)

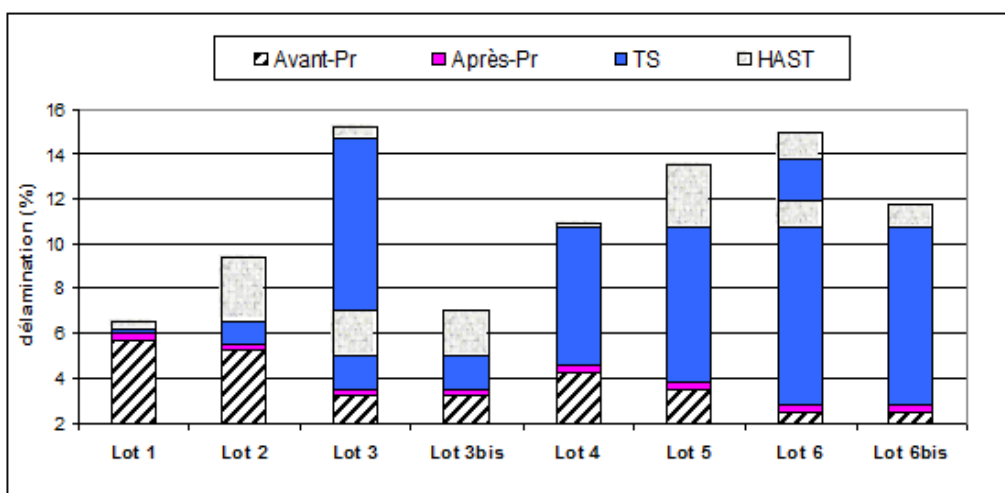


Figure V.10 : Pourcentage de la délamination à l'interface résine/puce pour le DOE1 (moyenne).

▪ *Effet des chocs thermiques (TS)*

Le nombre de cycles a un faible effet sur la délamination. Par contre, plus l'amplitude de la contrainte appliquée (proportionnelle à l'amplitude de l'excursion thermique (ΔT)) est élevée, plus la délamination est importante. Sans être surprenant; ce résultat peut s'expliquer par deux phénomènes :

(1) Le niveau des contraintes thermomécaniques est plus élevé pour du cyclage -65/150°C que pour du cyclage -55/125°C, du fait d'un différentiel du coefficient de dilatation (ΔCTE) plus élevé entre les divers matériaux. D'une part, ce différentiel se reporte à l'effet d'oscillation de la température, communément utilisé comme facteur majeur d'accélération et d'autre part reflète que plus la magnitude de la température extrême est élevée et plus la résistance à la rupture du plastique est basse. En conséquence la délamination s'y produit plus promptement.

(2) Dans les deux cas, la température maximale est supérieure à la T_g que nous avons déterminée sur la résine (100°C). C'est également le cas de la température utilisée en application.

On a vu précédemment au cours du chapitre I, dans le cadre des essais en TS et TC, l'existence d'une dépendance des mécanismes de dégradation, comme la fissuration de la puce ou la rupture des interconnexions, aux conditions des excursions thermiques (ΔT) et à leur température absolue (température du palier chaud) [3,4]. Lorsque la température de test est proche ou excède la T_g de la résine, cela mène soit à une accélération de la dégradation, soit à l'introduction de nouveaux mécanismes de dégradation. A titre d'exemple, divers essais de cyclage ont été effectués sur des produits ASICs encapsulés dans des boîtiers PQFP pour lesquels la T_g de l'EMC est de 160°C, les défaillances conduisaient le plus souvent à la fissuration de la puce pour les composants ayant cyclé entre -65 et 150°C, et à la rupture des interconnexions (suite à la délamination de l'interface résine/puce) pour ceux ayant cyclé entre -55 et 125°C. Le taux de défaillance à 50% fut atteint pour le premier cas à ~200 cycles et à ~2000 cycles pour le second cas. Dans une autre expérimentation, deux séries de composants, de même produit, encapsulés dans des boîtiers PLCC, furent cette fois-ci cyclés avec la même excursion thermique ($\Delta T=215^\circ C$), l'une comprise entre -65 et 150°C et l'autre entre -75 et 140°C. Après 1000 cycles plus de 50% des pièces de la première série ont chuté, suite à la fissuration de la puce, tandis que ceux de la seconde série ont juste commencé à chuter pour le même mécanisme de dégradation. Bien que toutes les expérimentations dans ce travail aient été effectuées à des températures inférieures à la T_g (~156°C), R.C.Blish suggère que l'effet de la température absolue est lié à la T_g des EMCs [4].

Il en résulte pour notre expérimentation que les facteurs d'accélération des mécanismes activés à ces températures peuvent être très élevés. En d'autres termes, les vieillissements à 125°C et à 150°C sont dus aux mêmes mécanismes, **mais une légère augmentation de la température d'essai conduit à une accélération importante du vieillissement.**

▪ *Effet du HAST*

Comparée à la température appliquée la durée du stockage en humidité est, ici, considérée comme le facteur le plus significatif sur l'augmentation de la délamination.

Dans le cadre de conditions environnementales d'humidité sous pression, la délamination à l'interface résine/puce peut généralement se produire ou croître plus rapidement lorsque la température de la puce est proche ou qu'elle excède la T_g de la résine, ceci est dû à la présence de contraintes de compression à cette interface [5]. C'est exactement le cas des essais combinés décrivant ce DOE1 puisque pour cette étude nous avons mesuré une T_g d'environ 100°C à son état initial.

Les données de la littérature [5] montrent une diminution en moyenne de 15°C de la T_g des résines époxy sur des PEMs après un essai en humidité à 130°C/85%RH 250 heures [5]. En effet l'absorption d'humidité mène à la plastification des résines époxy, entraînant leur gonflement et la diminution de leur T_g [5]. En tenant compte de cette diminution en moyenne de 15°C de la T_g , cela conduirait dans notre cas à une T_g aux alentours de 85°C, inférieure à la température de stockage. Ceci explique pourquoi la délamination a augmenté durant l'essai d'humidité décrit par 96 heures ou 192 heures à 85%RH/100°C.

▪ *Effet de l'interaction*

Il existe un autre facteur important sur l'augmentation de la délamination, qui est l'interaction entre l'amplitude des TS et les conditions de HAST (voir Figure V.11). Celle-ci n'est effective que si les courbes correspondantes se croisent (intersection) ou lorsqu'elles ne sont pas parallèles (elles s'éloignent l'une de

l'autre). On constate alors bien que lorsqu'on alterne l'amplitude des TS avec les conditions de HAST, la délamination augmente.

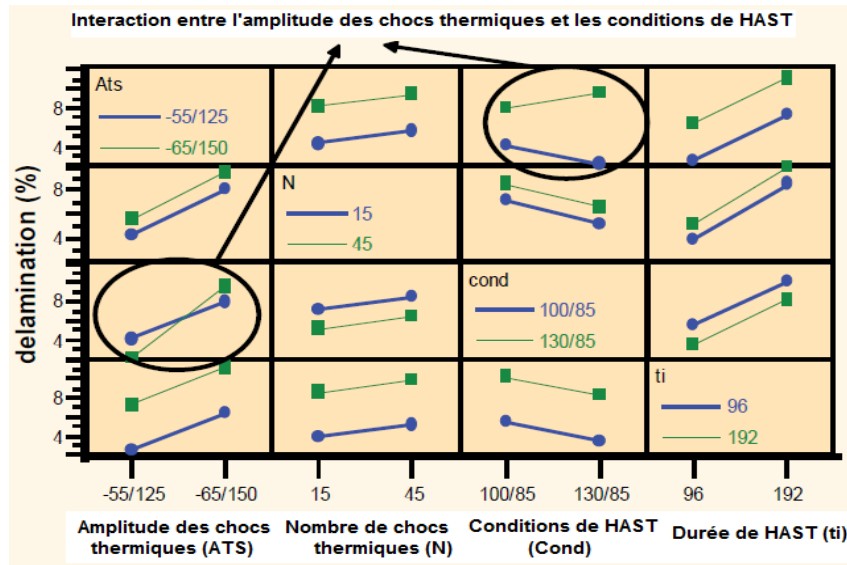


Figure V.11 : Graphe d'interaction sur l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce (en %).

Mais l'ordre des essais dans la combinaison joue aussi un rôle très important sur l'augmentation de la délamination. En effet, lorsque l'on alterne des essais de TS avec des essais de HAST on observe une augmentation plus importante de la délamination, qui se produit principalement durant la phase des TS. A l'inverse, l'alternance d'essais de HAST avec des essais de TS n'induit aucun effet d'accélération sur l'augmentation de la délamination.

Ainsi, lorsque des essais séquentiels de TS sont appliqués, tels ceux effectués sur le lot 1 (45 cycles + HAST), les 45 cycles de TS mènent à une augmentation de la délamination de l'ordre de 0,19% ; mais l'interposition d'un essai de HAST, comme dans le cas du lot 3 (15 cycles + HAST + 30 cycles ~ 45 cycles), mène à une augmentation de la délamination de l'ordre de 9,14% (voir Figure V.10). Le même effet est observé lorsque l'amplitude des TS est plus élevée (voir par exemple la comparaison entre le lot 4 et le lot 6). Ainsi l'absorption d'humidité mène à une accélération de la délamination au cours de chocs thermiques. Les résultats ainsi obtenus sont similaires à ceux obtenus par McCluskey [6] lors de son étude sur la susceptibilité des PEMs à la délamination aux températures froides extrêmes : l'augmentation de la délamination peut être accélérée au cours de chocs ou de cycles thermiques si les pièces sont pré-conditionnées en atmosphère humide (test effectué : 168 heures à 85°C/85%RH). Par contre, les pièces ayant subi un passage au four, correspondant à une phase de séchage, présentent une augmentation de la délamination négligeable [6].

De plus on peut conclure que l'accélération de la délamination peut mener à une accélération du mécanisme de dégradation, impliquant ainsi un taux de défaillance plus élevé [6]. Cette accélération dépend principalement du type de résine [6]. Ainsi, un essai combiné tel que celui décrit ici (Pré-conditionnement suivi soit par des TC soit par TS) est, d'une part, plus contraignant qu'un simple essai sur l'augmentation de la délamination et, d'autre part, plus efficace pour l'identification des défaillances en un délais plus court.

Pour illustrer l'effet de l'ordre inversé de l'alternance des essais (alternance d'essais de HAST avec des essais de TS), nous allons traiter l'exemple suivant : lorsqu'un essai séquentiel de HAST est appliqué, tel celui effectué sur le lot 2 (cycles + 192h HAST) les 192 heures de HAST entraînent une augmentation de la délamination de l'ordre de 2,79%, mais l'alternance de cette même durée de HAST par l'interposition d'un essai de TS, telle celle effectuée sur le lot 3 (96h HAST + cycles + 96h HAST ~ 192h HAST), entraînent une augmentation de la délamination de l'ordre de 2,55%. Que ce soit un essai séquentiel ou alterné, l'augmentation de la délamination est ici du même ordre de grandeur, ce qui signifie qu'il n'y a pas d'effet d'accélération. On observe le même résultat lorsque l'amplitude (température) des conditions de HAST est plus élevée (pour exemple la comparaison entre le lot 5 et le lot 6).

3.1.3.2. Analyse du DOE2 (Pr, HAST et HTS)

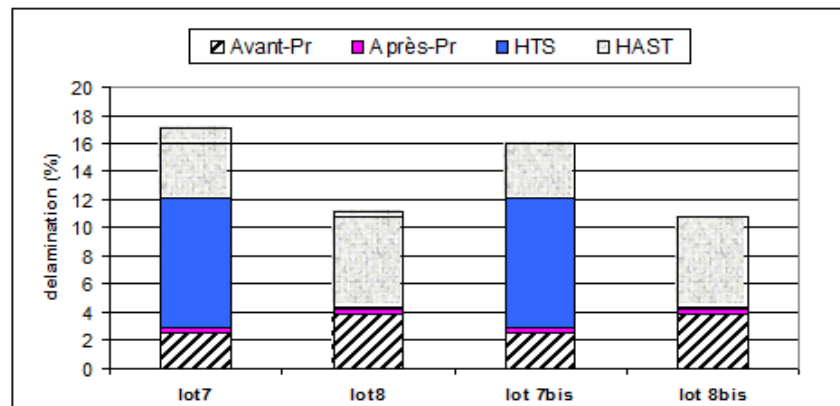


Figure V.12 : Pourcentage de la délamination à l'interface résine/puce pour le DOE2 (moyenne).

▪ *Effet du stockage thermique à haute température (HTS)*

Un HTS de longue durée mène à une augmentation de la délamination sous certaines conditions.

En effet, Teverovsky [7] a remarqué, sur diverses résines, qu'un HTS à long terme (≥ 600 heures à 175°C) mène à une modification des caractéristiques thermomécaniques de l'EMC, faisant en moyenne augmenter la T_g de 30°C et diminuer le CTE2 de 20%. Cette augmentation de la T_g et cette diminution du CTE2 indiquent que la résine continue à se polymériser. Ceci est dû à un effet de réticulation additionnel dans les chaînes du polymère. À 175°C , la stabilisation des caractéristiques thermomécaniques de l'EMC (T_g et CTE) se produit après environ 1000 heures [7].

Dans notre expérimentation, la température de stockage (175°C) est largement plus élevée que la T_g de la résine (100°C) et la durée du stockage (840 heures), considérée comme une durée longue, est cependant inférieure à 1000 heures. Ainsi on peut supposer que les effets décrits précédemment sur les changements des caractéristiques thermomécaniques de l'EMC se produisent. Dans cette hypothèse, la force d'adhérence au niveau des interfaces résine/puce et résine/lead-frame serait diminuée.

Malgré la dégradation des caractéristiques thermomécaniques de la résine, aucune accélération ni introduction de nouveau mécanisme de dégradation n'a été identifié.

La durée du HTS peut être considérée comme le facteur le plus influant sur l'augmentation de la délamination. Ceci ne serait pas le cas si la résine était complètement polymérisée, puisqu'il n'y aurait eu aucune dégradation observable sur les caractéristiques thermomécaniques de la résine.

▪ *Effet du HAST*

L'environnement d'humidité pressurisée est plus contraignant que l'environnement sec.

En effet, la délamination est plus rapide lors d'un stockage thermique à basse température dans un environnement d'humidité pressurisée, que lors d'un stockage thermique à haute température dans un environnement sec. Pour exemple, nous avons atteint un taux d'augmentation de la délamination de l'ordre de 6,35% après 48 heures à $130^{\circ}\text{C}/85\%\text{RH}$ (voir lot8) et seulement 9,24% après 840 heures à 175°C (voir lot7).

▪ *Effet de l'interaction*

Aucune interaction n'a été trouvée pour ce type d'essais combinés.

3.1.4. Conclusion

En utilisant la mesure de la délamination comme un indicateur de potentielles faiblesses au niveau de l'assemblage, nos résultats ont montré que :

- La combinaison d'essais environnementaux est plus efficace qu'un simple essai, valorisant l'apport de l'accélération du temps d'essai
- L'essai combiné alterné (Pr+TS+HAST) est plus contraignant et est beaucoup plus rapide que l'essai combiné séquentiel (Pr+HTS+HAST). Ceci est dû à l'effet de l'interaction entre l'amplitude des TS et les conditions de HAST

- L'impact des différents paramètres d'essai sur l'augmentation de la délamination est classé suivant le graphe décrivant le Pareto des effets présenté Figure V.13

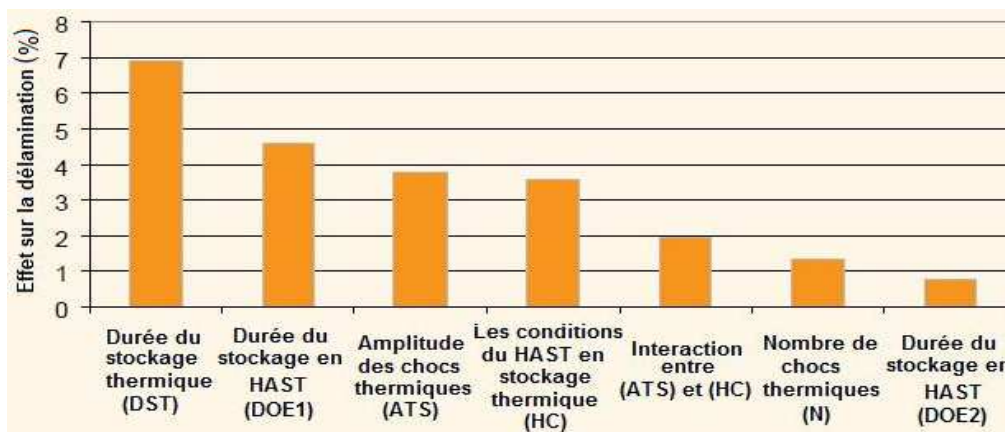


Figure V.13 : Pareto des effets pour la délamination à l'interface résine/puce –DOE1 et DOE2.

Grâce à ces résultats, nous proposons deux ensembles d'essais séquentiels optimisés, destinés essentiellement à la qualification des PEMs au niveau de l'assemblage.

Le premier ensemble fait référence à des conditions de vieillissement contrôlées. Il est caractérisé par une séquence d'essais qui doit uniquement accélérer les mécanismes de défaillance pertinents. En conséquence, aucun rejet ne doit être notifié pour un processus d'assemblage robuste. Pour éviter l'introduction éventuelle de nouveaux mécanismes de défaillance, cet ensemble doit prendre en compte le fait que la température la plus élevée des TS ou du HAST doit être proche de ou inférieure à la T_g de la résine.

Le second ensemble fait référence à des conditions de vieillissement sévères. La séquence d'essais le caractérisant est utilisée pour optimiser l'accélération de la ou (des) défaillance(s) dans une perspective d'observation et d'évaluation de la ou (des) défaillance(s) aux conditions limites d'utilisation.

Les deux ensembles d'essais sont décrits comme suit :

- *Vieillessement Contrôlé* : PR+ TS -55/125°C 15cycles + HAST² (Température test $\leq T_g$) °C/85%RH 96heures +HTS³ 175°C 500heures
- *Vieillessement Sévère* : PR+ TS -65/150°C 15cycles + HAST (Température test $\geq T_g$) °C/85%RH 192heures +HTS 175°C 1000heures

L'évaluation de ces deux séquences d'essais optimisées sera l'objet du 2^{ème} et dernier cas de notre étude.

3.2. Evaluation du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère

3.2.1. Procédure expérimentale

L'évaluation de ces deux flots d'essais séquentiels optimisés a été effectuée sur deux boîtiers différents : le premier est un boîtier de petite taille, un QFN 32 pins, et le second est un boîtier de grande taille, un TQFP 64 pins.

➤ Etude technologique

Pour le QFN32, il s'agit du même produit et du même assembleur que celui de l'étude réalisée au paragraphe 4.1, mais issu d'un second lot de fabrication. Les deux lots possèdent les mêmes paramètres technologiques d'assemblage (capillaire, paramètres du processus de câblage, niveau d'homogénéisation de l'IMC et résine d'enrobage). L'étude technologique effectuée sur ce boîtier est reportée dans les Tableaux V.6, 7 et 8.

² Dans les conditions de HAST du vieillissement contrôlé, la température de test doit être proche de ou inférieure à la T_g de la résine

³ Pour le HTS, la durée de l'essai correspond à la maturation de la croissance de l'intermétallique Au-Al à 175°C

CHAPITRE.V : Apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques

Pour le TQFP64, il s'agit du même produit que celui de l'étude réalisée dans le chapitre III, mais fabriqué chez un assembleur différent, ce qui signifie que les deux types de boîtier ne possèdent pas les mêmes paramètres d'assemblage (capillaire, paramètres du processus de câblage, niveau d'homogénéisation de l'IMC et résine d'enrobage). L'étude technologique effectuée sur ce boîtier est reportée dans les Tableaux V.6, 7 et 8.

Toutes les données de construction "Design" et matériaux concernant les produits d'ATMEL Nantes sont fournis par l'équipe "Engineering assemblage" du site d'ATMEL Nantes (extraites des fiches suiveuses).

Tableau V.6 : Dimensions du plot de report, du fil et de la boule d'attache

Boîtier	Dim plot de report (μm^2)	Dim fil \varnothing (μm)	Dim boule d'attache \varnothing (μm)
QFN32	77*77	25,4	65,3
TQFP64	77*77	25,4	65,3

Tableau V.7 : Dimensions boîtier et puce

Boîtier	Dimension boîtier (μm^2)	Dimension puce (μm^2)
QFN32	5000*5000	3027*2770
TQFP64	14000*14000	4560*5800

Tableau V.8 : Propriétés thermomécaniques

Matériaux	T _g (°C)	Module d'Young (GPa)	CTE moyen (ppm/°C)
Lead-frame (cuivre)		127,4	17
Puce (silicium)		131	2,3
Résine G770 pour le boîtier QFN32	130 (*) 100 (**)	25,5 @ 25°C 0,8 @ 240°C	8 (T<T _g) 40 (T>T _g)
Résine G700 pour le boîtier TQFP64	130	19 @ 25°C 0,6 @ 240°C	12 (T<T _g) 49 (T>T _g)

(*) : Valeur indiquée par le sous-traitant assembleur

(**) : Valeur mesurée (voir annexe.3)

➤ *Conditions de vieillissement*

Pour les conditions de HAST du vieillissement contrôlé, nous avons tenu compte du fait que la température de test doit être proche de ou inférieure à la T_g de la résine.

(1) Pour le QFN 32 pins

- *Vieillissement Contrôlé* : PR+ TS -55/125°C 15cycles + HAST 100°C/85%RH 96h +HTS 175°C 500h
- *Vieillissement Sévère* : PR+ TS -65/150°C 15cycles + HAST 100°C/85%RH 192h +HTS 175°C 1000h

(2) Pour le TQFP 64 pins

- *Vieillissement Contrôlé* : PR+ TS -55/125°C 15cycles + HAST 130°C/85%RH 96h +HTS 175°C 500h
- *Vieillissement Sévère* : PR+ TS -65/150°C 15cycles + HAST 130°C/85%RH 192h +HTS 175°C 1000h

➤ *Méthodes d'analyses et d'évaluation de la fiabilité (voir aussi section 4.1.1)*

En se positionnant dans un cadre réel de vieillissement, la dégradation des interconnexions par Ball Bond Lift se produit par traction (ou tirage) des fils. La méthode de test WP est la plus adaptée pour l'évaluation de la robustesse des interconnexions au fur et à mesure du vieillissement thermique.

Dans ce cas d'étude, les interfaces concernées par l'analyse de la délamination sont les suivantes : Résine/puce, résine/lead-frame, résine/die-paddle et l'ensemble du boîtier. La Figure V.14 illustre la configuration des gabarits utilisés pour le TQFP64. Celle utilisée pour le QFN32 est illustrée dans le paragraphe 1.4.2.3 du Chapitre II.

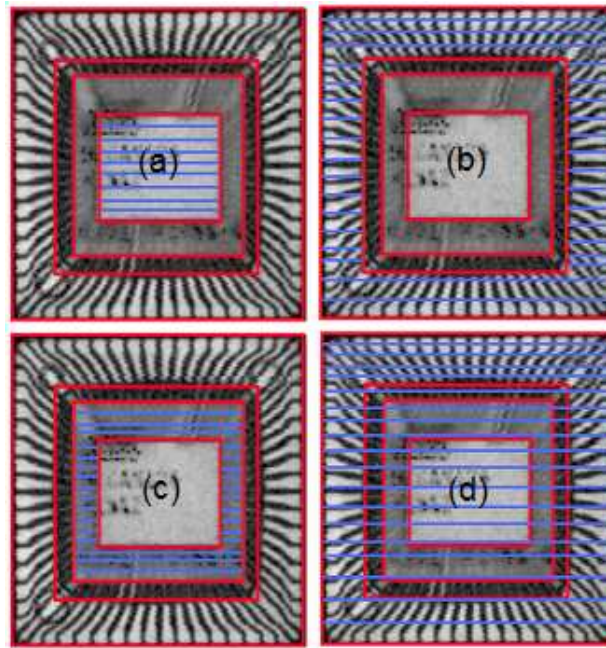


Figure V.14 : Image C-Scan d'un boîtier TQFP64. (a) Image avec les différents gabarits réalisés (surfaces rectangulaires) et la surface hachurée correspondant à l'interface résine/puce, (b) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/lead-frame, (c) Surface hachurée correspondant à l'interface résine/die-paddle et (d) Surface hachurée correspondant l'ensemble du boîtier.

➤ *Analyse de l'évolution de la délamination*

Nous avons aussi jugé l'évolution de la délamination au fur et à mesure du vieillissement, en instaurant un intervalle de confiance (seuil : 95%, $z=1,96$) tenant compte de la variabilité mesurée. L'intervalle de confiance fut utilisé pour effectuer des comparaisons quantitatives sur l'évolution de la délamination entre les différents stades du vieillissement (successifs). Cet intervalle de confiance nous a permis de conclure s'il y a réellement une augmentation ou une diminution ou s'il s'agit d'un état stationnaire de la délamination.

3.3. Résultats et discussion

3.3.1. Analyse des résultats du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère pour le QFN32

3.3.1.1. Test électrique

Durant toutes les phases de ces deux modes de vieillissement, aucune défaillance électrique (CO) n'a été détectée.

3.3.1.2. Evolution de la délamination

Les Tableau V.9-12 fournissent les données sur la valeur du pourcentage réel de la surface délaminée (μ : valeur moyenne) en tenant compte de l'influence de la variabilité mesurée (σ , $IT/2$, min et max de $IT_{1-\alpha}$) avant et après chaque essai de vieillissement pour les diverses interfaces citées précédemment.

Les Figure V.15 et 16 illustrent l'évolution du pourcentage de la surface délaminée (valeur moyenne) avant et après chaque essai de vieillissement pour les diverses interfaces citées précédemment.

Une vue d'ensemble de l'évolution de la délamination, liée au vieillissement sévère, aux diverses interfaces est illustrée sur la Figure V.17.

Pour chaque interface, nous commenterons dans les paragraphes suivants ces différentes données.

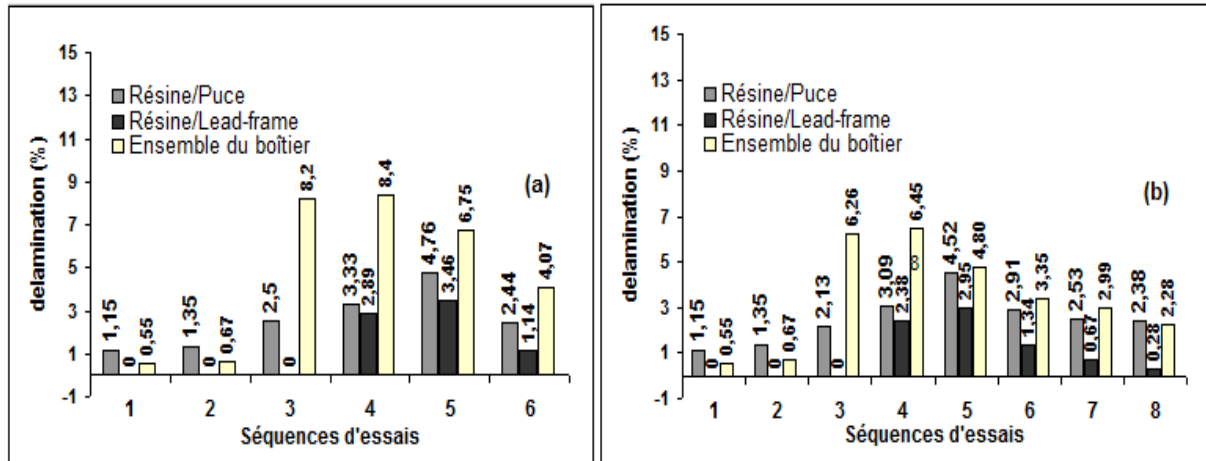


Figure V.15 : Boîtier QFN32, évolution du pourcentage de la délamination (valeur moyenne) à diverses interfaces : résine/puce, résine/lead-frame et ensemble du boîtier. Résultats du (a) vieillissement contrôlé et ceux du (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans les tableaux V.9 à 11.

(1) Interface résine/puce (voir Tableau V.9 et Figure V.15)

Dans le cas de cette interface la délamination progresse à partir de l'après-Pr et continue à augmenter jusqu'à la fin du HAST aussi bien dans le cas du vieillissement contrôlé que dans le cas du vieillissement sévère.

Il n'y a aucune différence observée sur l'évolution de la délamination entre les deux modes de vieillissement. Par contre à partir de l'étape du HTS, on ne peut plus comparer directement les deux modes de vieillissement puisque les durées de stockage thermique sont différentes (500 heures pour le vieillissement contrôlé et 1000 heures pour le vieillissement sévère). Même si la délamination n'a pas été mesurée à 500 heures/175°C pour le vieillissement sévère on peut supposer que le comportement entre les deux modes de vieillissement ont été similaires jusque là. Au bout de 500 heures la délamination en vieillissement sévère atteint la même valeur qu'en vieillissement contrôlé, soit une augmentation en moyenne de 1,43% depuis l'étape du HAST. De cette hypothèse, le résultat obtenu après 1000 heures de HTS en vieillissement sévère semble indiquer la présence d'un nouveau phénomène. En effet, on constate une chute de la délamination en moyenne de 1,61% par rapport à la valeur de 500 heures. Cette chute de la délamination serait due à l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques au niveau de l'assemblage et plus particulièrement au niveau de la résine.

Tableau V.9-partie1 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce

Vieillissement contrôlé		Interface résine/puce (%)					Evolution de la délamination
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	
1	avant PR	1,15	0,260	0,154	0,996	1,304	Rien
2	après PR	1,35	0,594	0,351	0,999	1,701	+
3	TS-55/125°C	2,5	1,064	0,629	1,871	3,129	+
4	HAST 96h	3,33	1,147	0,678	2,652	4,008	+
5	HTS 500h	4,76	1,037	0,613	4,147	5,373	+
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
6	HTS 1000h	2,44	0,848	0,501	1,939	2,941	-

Tableau V.9-partie2 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce

Vieillessement sévère				Interface résine/puce (%)			Evolution de la délamination
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	
1	avant PR	1,15	0,260	0,154	0,996	1,304	Rien
2	après PR	1,35	0,594	0,351	0,999	1,701	+
3	TS-65/150°C	2,13	0,927	0,548	1,582	2,678	+
4	HAST 192h	3,09	1,277	0,755	2,335	3,845	+
5	HTS 500h	4,52	1,037	0,613	3,907	5,133	+
6	HTS 1000h	2,91	0,990	0,585	2,325	3,495	-
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
7	HTS 1336h	2,53	0,858	0,507	2,023	3,037	~
8	HTS 1500h	2,38	0,728	0,430	1,950	2,810	~

Légende n°1 :

$$IT / 2 = \frac{Z_{1-\alpha/2} \cdot \sigma}{\sqrt{n}}$$

μ : valeur moyenne
 σ : écart type
 représente l'incertitude dite "élargie" avec n=11
 Min-IT : valeur minimale de l'intervalle de confiance
 Max-IT : valeur maximale de l'intervalle de confiance

Légende n°2 :

- (+) Augmentation de la délamination
- (-) Diminution de la délamination
- (~) État stationnaire de la délamination

(2) Interface résine/ lead-frame (voir Tableau V.10 et Figure V.15)

On effectue la même analyse que précédemment pour l'interface résine/puce, à une exception près, la délamination ne commence qu'à partir de l'étape du HAST. En analysant de plus près le vieillissement contrôlé (voir Tableau V.10), on constate qu'il n'y a pas d'évolution sur la délamination entre l'étape du HAST et celle du HTS (500h à 175°C).

En utilisant la même hypothèse qu'auparavant pour la partie HTS (500h 175°C), la délamination chuterait en moyenne de 1,61% à cette interface après 1000h à 175°C pour le vieillissement sévère (par comparaison à l'étape de HTS 500h 175°C). Cette chute serait aussi due à l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques au niveau de l'assemblage.

Tableau V.10-partie1 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution la délamination à l'interface résine/lead-frame

Vieillessement contrôlé				Interface résine/ lead-frame (%)			Evolution de la délamination
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	
1	avant PR	0	0	0	0	0	Rien
2	après PR	0	0	0	0	0	~
3	TS-55/125°C	0	0	0	0	0	~
4	HAST 96h	2,89	1,376	0,813	2,076	3,702	+
5	HTS 500h	3,46	1,395	0,824	2,636	4,284	~
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
6	HTS 1000h	1,14	0,887	0,524	0,616	1,664	-

Tableau V.10-partie2 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/lead-frame

<i>Vieillessement sévère</i>				<i>Interface résine/lead-frame (%)</i>			<i>Evolution de la délamination</i>
<i>N°</i>	<i>Séquences d'essais</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	
1	<i>avant PR</i>	0	0	0	0	0	Rien
2	<i>après PR</i>	0	0	0	0	0	~
3	<i>TS-65/150°C</i>	0	0	0	0	0	~
4	<i>HAST 192h</i>	2,38	0,891	0,527	1,856	2,909	+
5	<i>HTS 500h</i>	2,95	1,395	0,824	2,126	3,774	~
6	<i>HTS 1000h</i>	1,34	0,554	0,328	1,008	1,663	-
<i>N°</i>	<i>Essais complémentaires</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	<i>Evolution de la délamination</i>
7	<i>HTS 1336h</i>	0,67	0,380	0,224	0,447	0,896	-
8	<i>HTS 1500h</i>	0,28	0,211	0,124	0,155	0,404	-

(3) Ensemble du boîtier (voir Tableau V.11 et Figure V.15)

La délamination progresse dès l'étape du Pr mais s'accroît à partir des TS. Aucune évolution n'est observée après la fin de l'étape du HAST. Si l'on fait la même hypothèse qu'auparavant pour l'interface résine/puce, à savoir que pour les deux modes de vieillissement le comportement est similaire jusqu'à l'étape de HTS (500h à 175°C), il se pourrait qu'il y ait eu une chute de la délamination de l'ordre de ~1,65% entre l'étape du HAST et cette étape de HTS pour le vieillissement sévère. De fait, l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques au niveau de l'assemblage serait déjà présent. En se fiant à cette hypothèse, la délamination continuerait à chuter de l'ordre de ~1,45% après 1000h à 175°C pour le vieillissement sévère (par comparaison à l'étape de HTS 500h 175°C) et de ~3,1% (par comparaison à l'étape du HAST). Cette chute serait aussi due à l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques au niveau de l'assemblage.

A partir de l'analyse des résultats des autres interfaces, on constate que la majorité de la délamination observée sur l'ensemble du boîtier est principalement attribuée à l'interface résine/die-paddle.

Tableau V.11-partie1 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination au niveau de l'ensemble du boîtier

<i>Vieillessement contrôlé</i>				<i>Ensemble du boîtier (%)</i>			<i>Evolution de la délamination</i>
<i>N°</i>	<i>Séquences d'essais</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	
1	<i>avant PR</i>	0,55	0,104	0,061	0,489	0,611	Rien
2	<i>après PR</i>	0,67	0,237	0,140	0,530	0,810	+
3	<i>TS-55/125°C</i>	8,2	3,360	1,986	6,214	10,186	+
4	<i>HAST 96h</i>	8,4	3,281	1,939	6,461	10,339	~
5	<i>HTS 500h</i>	6,75	2,894	1,710	5,040	8,460	~
<i>N°</i>	<i>Essais complémentaires</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	<i>Evolution de la délamination</i>
6	<i>HTS 1000h</i>	4,07	2,887	1,706	2,364	5,776	-

Tableau V.11-partie2 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination au niveau de l'ensemble du boîtier

		Vieillessement sévère		Ensemble du boîtier (%)			
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
1	avant PR	0,55	0,260	0	0,500	0,600	Rien
2	après PR	0,67	0,594	0	0,615	0,725	+
3	TS-65/150°C	6,26	0,927	0	4,714	7,806	+
4	HAST 192h	6,45	1,277	0,891	4,922	7,980	~
5	HTS 500h	4,80	1,037	1,395	3,364	6,236	-
6	HTS 1000h	3,35	0,990	0,554	2,010	4,696	-
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
7	HTS 1336h	2,99	2,344	1,385	1,605	4,375	~
8	HTS 1500h	2,28	1,745	1,031	1,247	3,310	~

(4) Interface résine/die-paddle (voir Tableau V.12 et Figure V.16)

En nous appuyant sur la constatation précédente, nous avons aussi pris en considération l'évolution de la délamination à l'interface résine/die-paddle. La délamination progresse légèrement après le Pr, croît rapidement pendant les TS, et chute brusquement à partir du HAST.

Le fait que la délamination se mette à chuter à partir de l'étape du HAST explique que cette interface ait le même comportement sur l'évolution de la délamination au cours du vieillissement que l'ensemble du boîtier.

A partir des images CSAM (voir Figure V.17), nous observons que la délamination apparaît au début dans les angles pour cette interface et ce à partir des TS, puis continue à se propager sur sa périphérie. Cependant, l'évolution de la délamination n'est pas uniforme à travers tous les échantillons, par exemple elle varie durant l'étape du HAST pour le vieillissement sévère de 1,67% à 5,86%. On observe également à partir de la Figure V.17 l'existence de larges zones délaminées sur certains échantillons tandis que sur d'autres il n'y a que des débuts de délamination dans les angles. Les mêmes résultats ont été observés par McCluskey [6]. En outre, nous avons aussi étudié l'évolution de la délamination à cette interface en utilisant la formule suivante :

$$\text{Résine/Die-paddle (\%)} = \text{Ensemble du boîtier (\%)} - [\text{Résine/Puce (\%)} + \text{Résine/Lead-frame (\%)}]$$

Nous pouvons observer les résultats dans le Tableau V.12 et sur la Figure V.17. Il y a une corrélation entre les résultats mesurés et ceux calculés à l'aide de la formule ci-dessus.

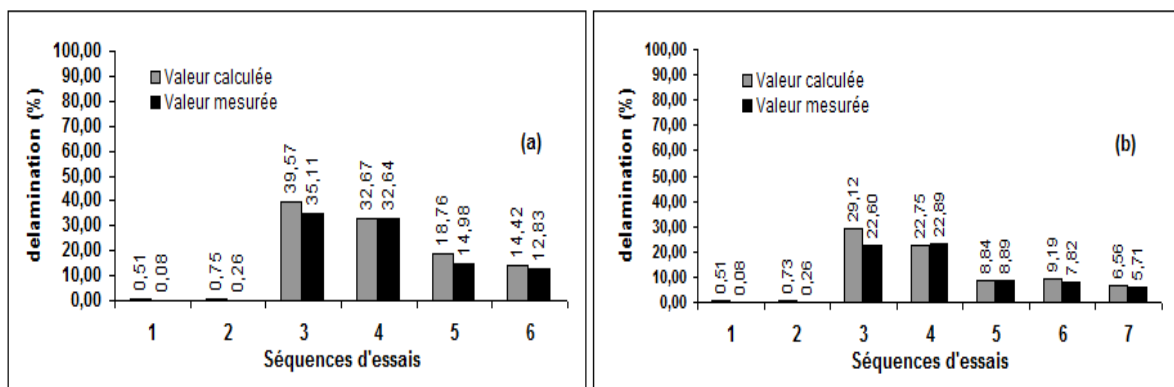


Figure V.16 : Boîtier QFN32, évolution du pourcentage de délamination (valeur moyenne) à l'interface résine/die-paddle. (a) vieillissement contrôlé, (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans le tableau V.12.

Tableau V.12: Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/die-paddle

<i>Vieillessement contrôlé</i>		<i>Interface résine/die-paddle (%)</i>			
<i>N°</i>	<i>Séquences d'essais</i>	μ (<i>valeur calculée</i>)		μ (<i>valeur réelle</i>)	
1	<i>avant PR</i>	0,51		0,08	
2	<i>après PR</i>	0,75		0,26	
3	<i>TS-55/125°C</i>	39,57		35,11	
4	<i>HAST 96h</i>	32,67		32,64	
5	<i>HTS 500h</i>	18,76		14,98	
<i>N°</i>	<i>Essais complémentaires</i>	μ (<i>valeur calculée</i>)		μ (<i>valeur réelle</i>)	
6	<i>HTS 1000h</i>	14,42		12,83	

<i>Vieillessement contrôlé</i>				<i>Interface résine/die-paddle (%)</i>			<i>Evolution de la délamination</i>
<i>N°</i>	<i>Séquences d'essais</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	
1	<i>avant PR</i>	0,08	0,060	0,035	0,046	0,106	Rien
2	<i>après PR</i>	0,26	0,140	0,083	0,175	0,314	+
3	<i>TS-55/125°C</i>	35,11	17,92	10,590	24,520	42,440	+
4	<i>HAST 96h</i>	32,64	17,16	10,144	22,496	39,662	~
5	<i>HTS 500h</i>	14,98	15,07	8,910	6,070	21,147	-
<i>N°</i>	<i>Essais complémentaires</i>	μ	σ	<i>I/2</i>	<i>Min-I</i>	<i>Max-I</i>	<i>Evolution de la délamination</i>
6	<i>HTS 1000h</i>	12,83	15,28	9,032	3,798	19,082	~

<i>Vieillessement sévère</i>				<i>Interface résine/die-paddle (%)</i>			<i>Evolution de la délamination</i>
<i>N°</i>	<i>Séquences d'essais</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	
1	<i>avant PR</i>	0,08	0,060	0,035	0,046	0,106	Rien
2	<i>après PR</i>	0,26	0,140	0,083	0,175	0,314	+
3	<i>TS-65/150°C</i>	22,60	13,960	8,250	14,345	28,305	+
4	<i>HAST 192h</i>	22,89	13,590	8,031	14,854	28,444	~
5	<i>HTS 1000h</i>	8,89	12,196	7,207	1,684	13,880	-
<i>N°</i>	<i>Essais complémentaires</i>	μ	σ	<i>I/2</i>	<i>Min-I</i>	<i>Max-I</i>	<i>Evolution de la délamination</i>
6	<i>HTS 1336h</i>	7,82	12,483	7,377	0,443	12,927	~
7	<i>HTS 1500h</i>	5,71	9,309	5,501	0,213	9,522	~

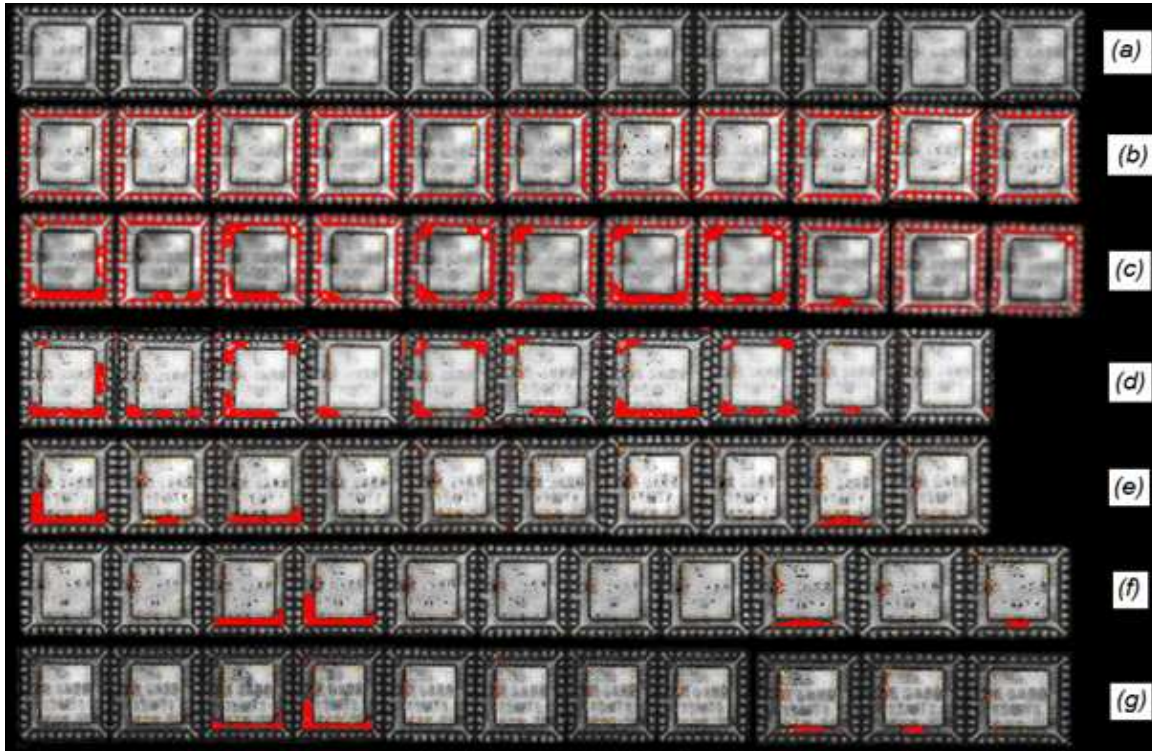


Figure V.17 : Vue d'ensemble de l'évolution de la délamination aux diverses interfaces correspondant au vieillissement sévère pour le QFN32.

(a) Avant-Pr, (b) après-Pr, (c) TS-65/150°C 15cycles (d) HAST 100°C/85%RH 192heures (e) HTS 175°C 1000heures (f) HTS 175°C 1366heures et (g) HTS 175°C 1500heures.

(5) Etude de la variabilité de l'évolution de la délamination entre lots de fabrication pour l'interface résine/puce

Nous avons établi une première comparaison entre les résultats du vieillissement contrôlé et ceux du lot n°3 présenté au paragraphe 3.1.3.1 et de même une seconde comparaison entre les résultats du vieillissement sévère et ceux du lot n°5 présenté au paragraphe 3.1.3.1 et ce pour les mêmes conditions de vieillissement (voir Figure V.18).

On observe à partir de la Figure V.18, qu'il y a bien un effet lot à lot sur l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce.

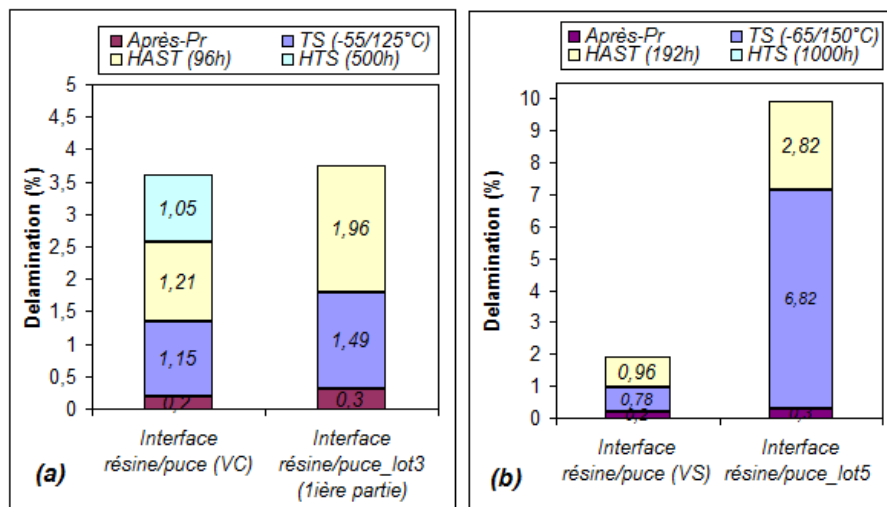


Figure V.18 : Comparaison entre lots de fabrication sur l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce. (a) entre le Vieillessement contrôlé et le lot n°3 (b) entre le vieillissement sévère et le lot n°5.

3.3.1.3. Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par les méthodes de test WP et BS

(1) Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par le test WP (voir Figure V.19)

Cette analyse n'a montré aucune variation significative. Aucun Ball Bond Lift n'a été observé. Ceci signifie que l'on est situé dans le domaine de déformation plastique olygocyclique de la courbe de Wöhler (le domaine de vieillissement thermique usuel n'a jamais été atteint). La valeur moyenne atteinte pour la force de tirage est de 9,77 (gm) pour le vieillissement contrôlé et de 9,35 (gm) pour le vieillissement sévère. Ceci nous mène à conclure qu'il n'y a aucune différence entre les deux types de vieillissement. La figure V.19 décrit l'évolution de la force de tirage (en valeur moyenne) en fonction des conditions de vieillissement.

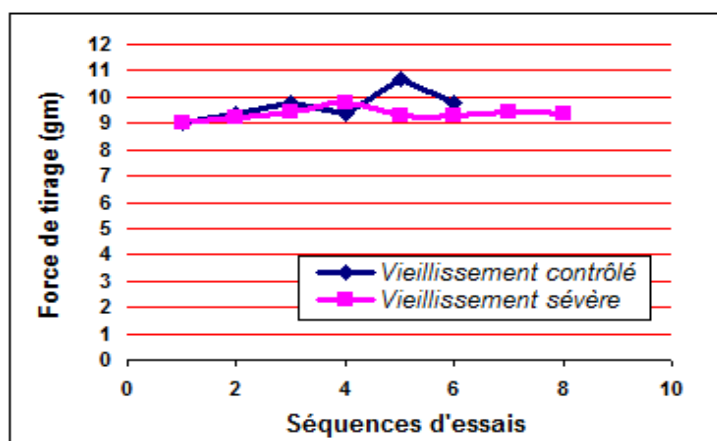


Figure V.19 : Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par le test WP pour le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère.

(2) Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par le test BS (voir Figure V.20)

Le vieillissement sévère semble être plus néfaste que le vieillissement contrôlé. Nous avons atteint environ ~10% de Ball Bond Lift sur le vieillissement sévère après 1000h à 175°C (voir Figure V.20.b). Le niveau de dégradation observé correspond au début du domaine de vieillissement thermique usuel. Pour le vieillissement contrôlé, on est toujours situé dans le domaine de déformation plastique olygocyclique, aucun Ball Bond Lift n'a été observé.

En outre, la chute observée sur la valeur moyenne de la force de cisaillement (voir Figure V.20.a), et ce à partir du HAST, reflète l'existence d'une phase intermédiaire sur les modes de défaillance (après le test BS) avant d'atteindre le mécanisme de dégradation prépondérant (rupture des interconnexions à travers l'intermétallique Au-Al synonyme de Ball Bond Lift). Cette phase intermédiaire est située juste avant le domaine de vieillissement thermique usuel.

Il est à noter que dans le cadre des qualifications des produits destinés au secteur automobile encapsulés dans ce type de boîtier (TQFP 64 pins), aucun Ball Bond Lift n'a été observé après 2000h à 175°C (simple essai en HTS). Ainsi, on peut conclure que l'essai combiné décrit par le vieillissement sévère a mené à une accélération du mécanisme de dégradation prépondérant pendant la phase du HTS.

La chute de la force de cisaillement n'a été observée sur un boîtier similaire, le TQFP32, qu'à partir de 2500h à 175°C (simple essai en HTS), voir chapitre III. Pour le vieillissement sévère, elle est observée dès 250h à 175°C. Cette constatation reflète aussi l'accélération du mécanisme de dégradation prépondérant pendant la phase du HTS.

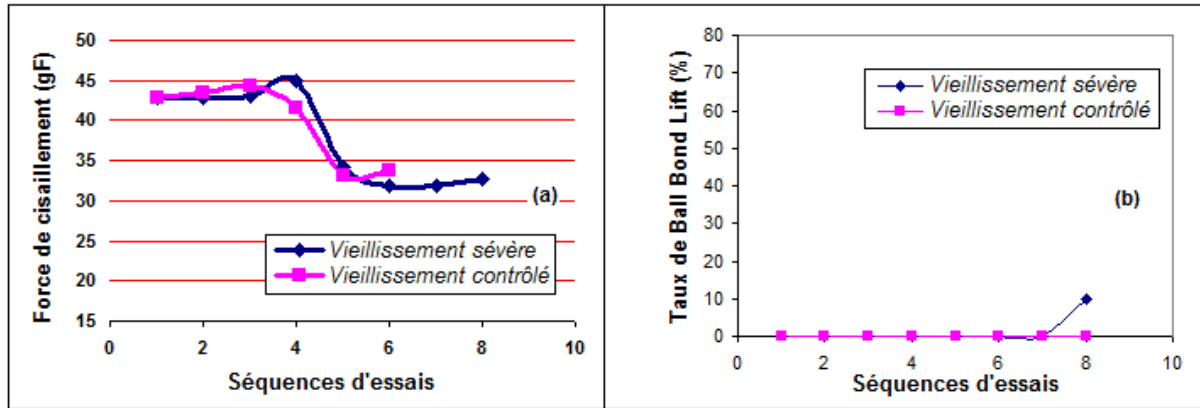


Figure V.20 : (a) Analyse de la tenue mécanique des interconnexions par le test de BS pour le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère, (b) évolution du taux de Ball Bond Lift pour le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère.

3.3.2. Analyse des résultats du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère pour le TQFP64

3.3.2.1. Test électrique

Durant toutes les phases de ces deux modes de vieillissement, aucune défaillance électrique (CO) n'a été détectée.

3.3.2.2. Délamination

Les Tableaux V.13-16 fournissent les données sur la valeur du pourcentage réel de la surface délaminiée (μ : valeur moyenne) en tenant compte de l'influence de la variabilité mesurée (σ , IT/2, min et max de IT_{1- α}) avant et après chaque essai de vieillissement et ce pour les diverses interfaces.

Les Figure V.21 et 22 illustrent l'évolution du pourcentage de la surface délaminiée (valeur moyenne) avant et après chaque essai de vieillissement pour les diverses interfaces.

Une vue d'ensemble de l'évolution de la délamination aux diverses interfaces correspondant au vieillissement sévère est illustrée sur la Figure V.23.

Pour chaque interface, nous commenterons dans les paragraphes suivants ces différentes données.

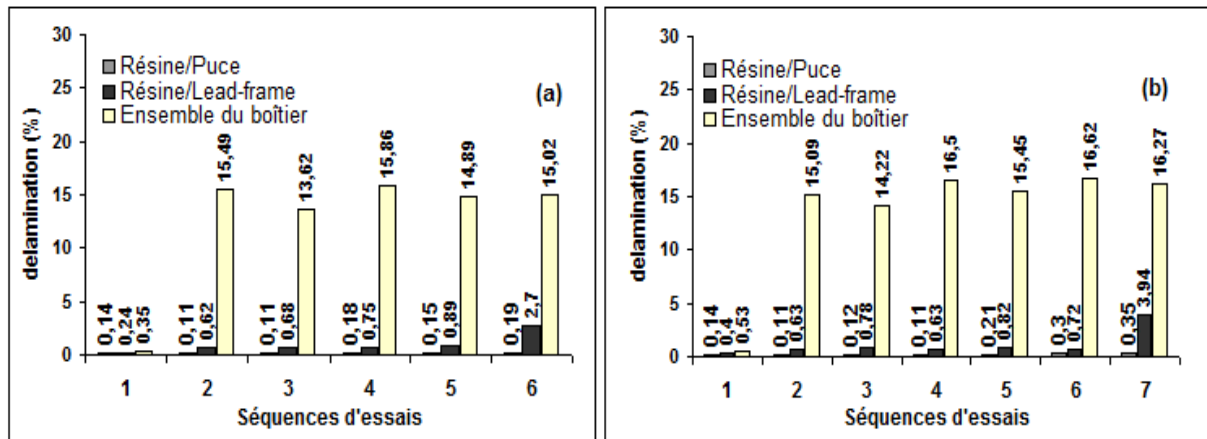


Figure V.21 : Boîtier TQFP64, évolution du pourcentage de la délamination (valeur moyenne) à diverses interfaces : résine/puce, résine/lead-frame et ensemble du boîtier. Résultats du (a) vieillissement contrôlé et ceux du (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans les tableaux V.13, 14 et 16.

(1) Interface résine/puce (voir Tableau V.13 et Figure V.21)

La délamination ne commence à progresser légèrement qu'à partir de l'étape du HTS, quelque soit le mode de vieillissement testé.

Les deux modes de vieillissement conduisant à des résultats similaires, seuls les résultats du vieillissement sévère sont portés dans le Tableau V.13.

Tableau V.13 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/puce

Vieillessement sévère				Interface résine/puce (%)			Evolution de la délamination
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	
1	avant PR	0,14	0,055	0,033	0,107	0,173	Rien
2	après PR	0,11	0,023	0,014	0,086	0,114	~
3	TS-65/150°C	0,12	0,045	0,027	0,093	0,147	~
4	HAST 192h	0,11	0,039	0,023	0,087	0,133	~
5	HTS 500h	0,21	0,063	0,037	0,173	0,247	+
6	HTS 1000h	0,3	0,06	0,035	0,265	0,335	+
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
7	HTS 2000h	0,35	0,128	0,076	0,274	0,426	+

(2) Interface résine/lead-frame (voir Tableau V.14 et Figure V.21)

La délamination évolue dès l'étape de "l'après-Pr", mais cette évolution reste faible (<1%) tout au long du vieillissement, qu'il soit contrôlé ou sévère.

Tableau V.14 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/lead-frame

Vieillessement contrôlé				Interface résine/lead-frame (%)			Evolution de la délamination
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	
1	avant PR	0,24	0,055	0,033	0,207	0,273	Rien
2	après PR	0,62	0,211	0,125	0,495	0,745	+
3	TS-55/125°C	0,68	0,205	0,121	0,559	0,801	~
4	HAST 96h	0,75	0,115	0,068	0,682	0,818	~
5	HTS 500h	0,89	0,216	0,128	0,762	1,018	+
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
6	HTS 1500h	2,7	1,674	0,989	1,711	3,689	+
Vieillessement sévère				Interface résine/lead-frame (%)			Evolution de la délamination
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	
1	avant PR	0,4	0,53	0,033	0,367	0,433	Rien
2	après PR	0,63	15,09	0,125	0,505	0,755	+
3	TS-65/150°C	0,78	14,22	0,116	0,664	0,896	+
4	HAST 192h	0,63	16,5	0,106	0,524	0,736	-
5	HTS 500h	0,82	15,45	0,183	0,637	1,003	+
6	HTS 1000h	0,72	16,62	0,208	0,512	0,928	~
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
7	HTS 2000h	3,94	16,27	0,170	3,770	4,110	+

(3) Interface résine/die-paddle (voir Tableau V.15 et Figure V.22)

La mesure de la délamination n'a été effectuée que pour le vieillissement sévère car le vieillissement contrôlé a montré le même comportement.

L'interface résine/die-paddle est délaminée à plus de 70% dès l'étape de "l'après-Pr". La délamination chute de ~4,39% après les TS puis augmente de ~8,62% après le HAST et se met définitivement à chuter à partir du HTS jusqu'à atteindre une diminution de l'ordre de ~10,53% à 1000h 175°C. Cette chute est

certainement due, comme pour les résultats précédents, à l'effet de la relaxation des contraintes thermomécaniques au niveau de l'assemblage.

Comme pour le QFN32, nous avons étudié l'évolution de la délamination à cette interface à partir du calcul simple. Nous pouvons observer les résultats dans le Tableau V.15 et sur la Figure V.22. Nous constatons qu'il y a aussi ici une corrélation entre les résultats mesurés et calculés.

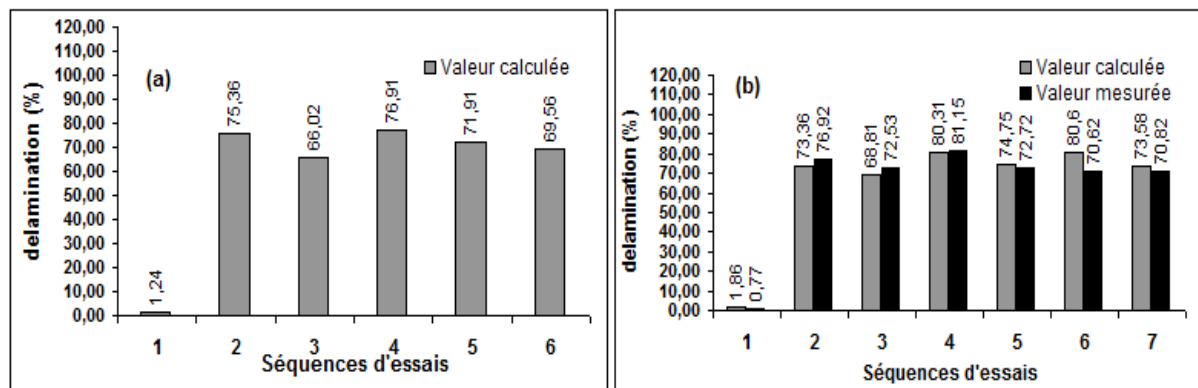


Figure V.22 : Boîtier TQFP64, évolution du pourcentage de la délamination (valeur moyenne) à l'interface résine/die-paddle. Résultats du (a) vieillissement contrôlé et ceux du (b) vieillissement sévère. Les séquences d'essais correspondantes sont décrites dans le tableau V.15.

Tableau V.15 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination à l'interface résine/die-paddle

Vieillessement sévère		Interface résine/die-paddle (%)	
N°	Séquences d'essais	μ (valeur calculée)	μ (valeur réelle)
1	avant PR	1,86	0,77
2	après PR	73,36	76,92
3	TS-55/125°C	68,81	72,53
4	HAIST 96h	80,31	81,15
5	HTS 500h	74,75	72,72
6	HTS 1000h	80,62	70,62
N°	Essais complémentaires	μ (valeur calculée)	μ (valeur réelle)
7	HTS 2000h	73,58	70,82

Vieillessement sévère		Interface résine/die-paddle (%)					Evolution de la délamination
N°	Séquences d'essais	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	
1	avant PR	0,77	0,09	0,054	0,716	0,807	Rien
2	après PR	76,92	1,28	0,755	76,165	77,442	+
3	TS-65/150°C	72,53	0,99	0,586	71,944	72,935	-
4	HAIST 192h	81,15	0,98	0,579	80,571	81,550	+
5	HTS 500h	72,72	1,07	0,634	72,086	73,159	-
6	HTS 1000h	70,62	5,11	3,019	67,601	72,709	-
N°	Essais complémentaires	μ	σ	IT/2	Min-IT	Max-IT	Evolution de la délamination
7	HTS 2000h	70,82	3,21	1,896	68,924	72,132	~

(4) Ensemble du boîtier (voir Tableau V.16 et Figure V.21)

Comme pour le QFN32 il n'y a aucune différence entre les deux modes de vieillissement.

Pour le vieillissement sévère, la délamination évolue dès l'étape de "l'après-Pr" en atteignant une valeur moyenne de 15,09%, puis elle oscille autour de cette valeur sur le reste de la durée du vieillissement, avec un écart type de l'ordre de 0,287%.

CHAPITRE.V : Apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques

A partir de l'analyse des résultats des autres interfaces, on constate que la majorité de la délamination observée sur l'ensemble du boîtier est uniquement attribuée à l'interface résine/die-paddle. Suite à cette constatation nous pouvons conclure que ces deux interfaces ont le même comportement sur l'évolution de la délamination tout au long du vieillissement (voir Figure V.21 et 22).

Tableau V.16 : Résumé des résultats principaux concernant l'évolution de la délamination au niveau de l'ensemble du boîtier

<i>Vieillessement contrôlé</i>				<i>Ensemble du boîtier (%)</i>			<i>Evolution de la délamination</i>
<i>N°</i>	<i>Séquences d'essais</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	
1	<i>avant PR</i>	0,35	0,057	0,034	0,316	0,384	Rien
2	<i>après PR</i>	15,49	0,287	0,170	15,320	15,660	+
3	<i>TS-55/125°C</i>	13,62	0,639	0,378	13,242	13,998	-
4	<i>HAST 96h</i>	15,86	0,726	0,429	15,431	16,289	+
5	<i>HTS 500h</i>	14,89	0,251	0,148	14,742	15,038	+
<i>N°</i>	<i>Essais complémentaires</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	<i>Evolution de la délamination</i>
6	<i>HTS 1500h</i>	15,02	1,759	1,040	13,980	16,060	~

<i>Vieillessement sévère</i>				<i>Ensemble du boîtier (%)</i>			<i>Evolution de la délamination</i>
<i>N°</i>	<i>Séquences d'essais</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	
1	<i>avant PR</i>	0,53	0,057	0,034	0,496	0,564	Rien
2	<i>après PR</i>	15,09	0,287	0,170	14,920	15,260	+
3	<i>TS-65/150°C</i>	14,22	0,624	0,369	13,851	14,589	-
4	<i>HAST 192h</i>	16,5	0,529	0,313	16,187	16,813	+
5	<i>HTS 500h</i>	15,45	0,581	0,343	15,107	15,793	-
6	<i>HTS 1000h</i>	16,62	0,806	0,476	16,144	17,096	+
<i>N°</i>	<i>Essais complémentaires</i>	μ	σ	<i>IT/2</i>	<i>Min-IT</i>	<i>Max-IT</i>	<i>Evolution de la délamination</i>
7	<i>HTS 2000h</i>	16,27	0,986	0,583	15,687	16,853	~

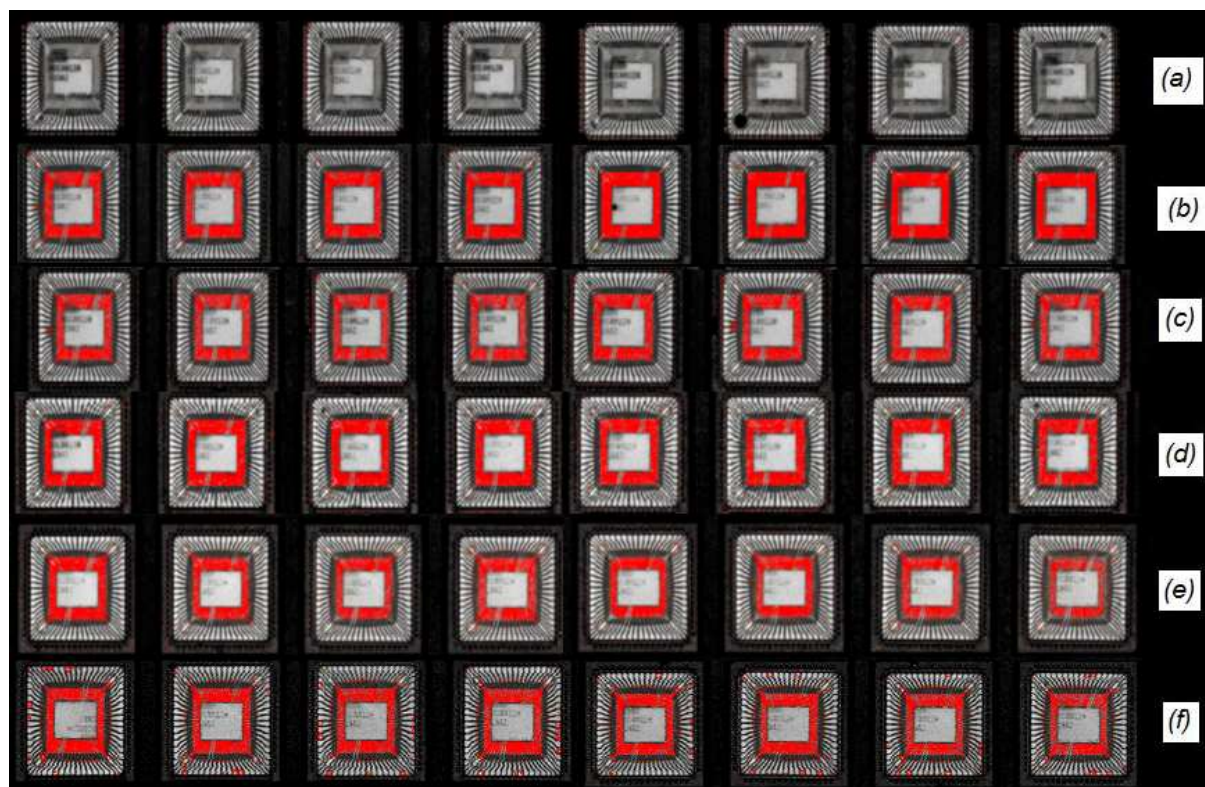


Figure V.23 : Vue d'ensemble de l'évolution de la délamination aux diverses interfaces correspondant au vieillissement sévère pour le TQFP64. (a) avant-Pr (b) après-Pr, (c) TS-65/150°C 15cycles (d) HAST 100°C/85%RH 192heures (e) HTS 175°C 100heures et (f) HTS 175°C 2000heures.

3.3.2.3. Tenue mécanique des interconnexions par les méthodes de test WP et BS

(1) Test WP (voir Figure V.24.a)

Cette analyse n'a montré aucune variation significative. L'analyse du mode de défaillance n'a révélé aucun Ball Bond Lift tout au long du vieillissement, nous n'avons identifié que le mode 3 ce qui signifie qu'on est situé dans le domaine de déformation plastique oligocyclique de la courbe de Wöhler (le domaine de vieillissement thermique usuel n'a jamais été atteint). La valeur moyenne atteinte pour la force de tirage respectivement pour le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère est de 4,68 (gm) et de 5 (gm). Ceci nous mène à conclure qu'il n'y a aucune différence entre les deux modes de vieillissement.

Comme nous l'avons précédemment décrit dans le chapitre III, le boîtier TQFP64 révèle des limitations de fiabilité au niveau de l'assemblage. En effet, en se référant aux résultats issus des qualifications produits pour ce type de boîtier, on a observé que quatre lots sur six provenant de trois assembleurs différents ont montré une défaillance à 1000h 175°C (simple essai) suite à la détection de CO.

Le lot de pièces sur lequel nous avons effectué l'étude provient quant à lui d'un quatrième assembleur. Vus les résultats obtenus et par comparaison aux résultats issus des qualifications et à l'exemple étudié dans le chapitre III (dont le résultat est illustré sur la Figure V.25), il est certain que ce lot présente une haute fiabilité au niveau de l'assemblage.

On ne peut pas juger ici comme on l'a fait pour le QFN32 d'un effet d'accélération ou non sur le mécanisme de dégradation prépondérant en HTS (1000h 175°C).

Il serait judicieux en fin de compte d'effectuer la comparaison sur la tenue des interconnexions en stockage à haute température entre un essai simple et un ensemble d'essais combinés, uniquement pour des composants ayant les mêmes paramètres du processus d'assemblage (Capillaire, fil de câblage, résine d'enrobage, ligne d'assemblage... : même assembleur). Ainsi il aurait fallu effectuer la comparaison avec le même produit encapsulé dans un boîtier TQFP 64pins provenant du même assembleur que celui utilisé dans l'étude du chapitre III afin de pouvoir juger s'il y a ou non un effet d'accélération en stockage à haute température. Ceci n'a pu être réalisé pour cette étude puisque le produit concerné (celui de l'étude du chapitre III) n'était plus en production.

(2) Test BS (voir Figure V.24.b)

Le vieillissement sévère semble être plus néfaste que le vieillissement contrôlé. Nous avons atteint environ ~ 7% de Ball Bond Lift sur le vieillissement sévère après 1000h à 175°C. Le niveau de dégradation correspond au début du domaine de vieillissement thermique usuel. Pour le vieillissement contrôlé on est toujours situé dans le domaine de déformation plastique : aucun Ball Bond Lift n'a été observé.

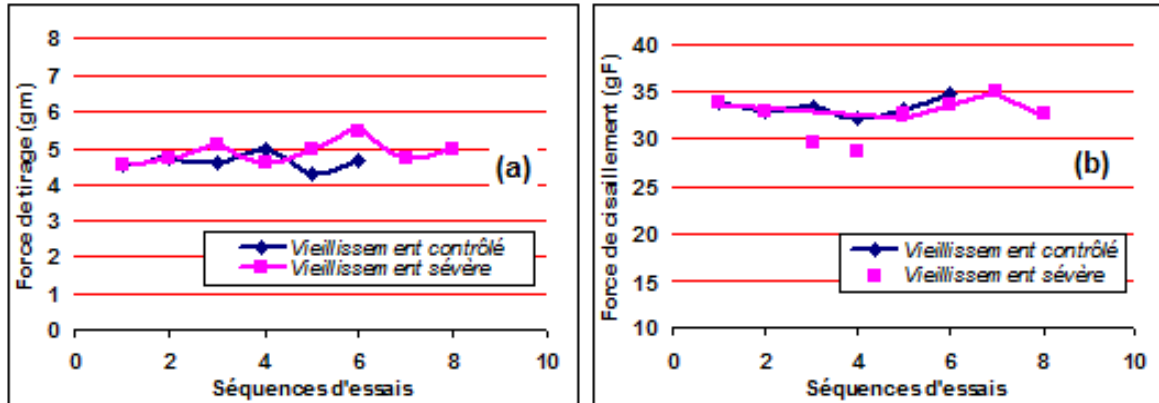


Figure V.24 : Analyse de la tenue mécanique des interconnexions pour les deux modes de vieillissement par (a) test WP, (b) test BS.

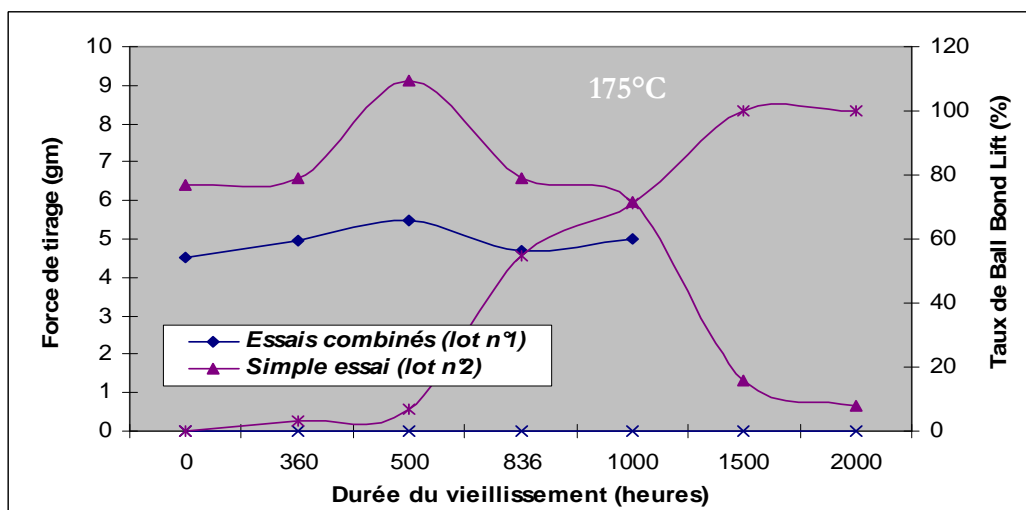


Figure V.25 : Tenue en vieillissement thermique estimée par le test WP pour deux lots de TQFP64 (provenant d'assembleurs différents).

Le lot n°1 reflète les résultats du vieillissement sévère et le lot n°2 reflète les résultats de l'exemple étudié dans le chapitre III.

3.3.3. Conclusion (1^{ière} partie) :

En analysant de plus près les résultats de l'évolution de la délamination, il semble difficile à ce stade de réellement différencier le vieillissement contrôlé du vieillissement sévère, ceci est vrai pour les deux types de boîtiers. En effet, en comparant les deux modes de vieillissement pour les mêmes séquences d'essais (Pr+TS+HAST), on constate qu'ils présentent un comportement similaire sur l'évolution de la délamination.

Effectivement, les facteurs utilisés, à savoir le nombre de cycles pour les chocs thermiques et la durée de stockage pour le HAST, semblent ne pas être déterminants. Pour remédier à cela, il faudrait apporter des améliorations sur la définition des essais pour les deux modes de vieillissement. Il serait judicieux de remplacer la partie d'essais combinés séquentiels (TS+HAST) par des essais combinés alternés, plus adaptés pour le vieillissement sévère.

Nous avons aussi vu au cours de l'évaluation des deux modes de vieillissement la présence d'un nouveau phénomène : la chute de la délamination (en valeur moyenne) à diverses interfaces.

Pour le QFN32, la chute s'est produite, à partir de l'étape du HTS (500h à 175°C), pour les interfaces résine/puce et résine/lead-frame et à partir du HAST pour l'interface résine/die-paddle et l'ensemble du boîtier.

A l'opposé, pour le TQFP64, la chute ne s'est produite que pour l'interface résine/die-paddle et l'ensemble du boîtier et ceci à partir de l'étape de l'après-Pr.

Les résultats de délamination, nous permettent aussi de conclure que le TQFP64 est plus dégradé que le QFN32 au niveau « Packaging » puisque la délamination totale atteinte sur l'ensemble du boîtier à la fin des essais du vieillissement sévère, est de ~16,62% pour le TQFP64 et de ~3,38% pour le QFN32.

L'analyse des mécanismes de rupture des interconnexions en test de cisaillement a montré en revanche un effet plus significatif pour le vieillissement sévère. Ceci est vrai pour les deux types de boîtier. En outre, elle a aussi révélé pour le QFN32, que l'essai combiné décrit par le vieillissement sévère conduit à une accélération du mécanisme de dégradation en stockage à haute température. Toutefois on se serait attendu à voir cet effet sur le test de traction puisqu'il caractérise le mieux la tenue mécanique de l'interconnexion. Ceci montre que l'accélération produite sur le mécanisme de dégradation par ces deux modes de vieillissement n'est pas suffisante. Dans ce contexte il est préférable, comme dit précédemment, d'apporter des améliorations sur la définition des essais pour les deux modes de vieillissement.

Afin de vérifier s'il y a une différence entre les deux modes de vieillissement concernant l'évolution de la délamination, nous avons décidé d'effectuer des essais complémentaires. Nous allons prolonger les essais de 500 heures en stockage à haute température pour le QFN32 et de 1000 heures pour le TQFP64 dans la suite de ce chapitre.

Ces essais vont nous permettre de voir en particulier si la chute de la délamination continue aux interfaces concernées durant le stockage à haute température, et ce pour les deux boîtiers. En outre, ils vont aussi nous permettre de vérifier l'hypothèse émise précédemment pour le QFN32 à savoir que les deux modes de vieillissement montrent une tenue similaire jusqu'à l'étape de HTS (500h à 175°C) et de prouver ainsi que la chute de la délamination est bien réelle de 500h à 1000h à 175°C pour le vieillissement sévère aux interfaces résine/puce et résine/lead-frame.

Afin d'apporter des améliorations sur la définition des essais relatifs aux deux modes de défaillances, nous avons décidé d'effectuer une étude comparative entre une nouvelle séquence d'essais d'évaluation décrite par du pré-conditionnement et des cycles thermiques (1000 cycles à -65/150°C) et la séquence d'essais (Pr suivi de chocs thermiques) issues des deux modes de vieillissement. Cette étude comparative va nous permettre d'évaluer parmi les chocs et les cycles thermiques la séquence d'essais la plus contraignante sur la délamination. Cette étude ne concernera que les boîtiers TQFP 64pins (produit catalogue ATMEL destiné aux applications automobiles).

La séquence d'essais d'évaluation sera effectuée sur deux lots de pièces (même produit) encapsulées dans des boîtiers TQFP64 réalisées par un même assembleur (un cinquième) afin de confirmer qu'il y a réellement un effet lot à lot de fabrication sur l'évolution de la délamination. En se basant sur des retours d'expériences, portant principalement sur des produits destinés aux applications commerciales, il a été constaté qu'on ne pouvait avoir de rupture au niveau des interconnexions (à travers l'intermétallique Au-Al) due à la délamination de l'interface résine/die-paddle que lorsque son épaisseur est supérieure ou égale à environ 3 µm. En outre, nous avons constaté à travers le cas traité dans le paragraphe 2.1, que lorsque l'interface résine/die-paddle est délaminée à plus de 40% pour les boîtiers TQFP 64pins (application commerciale), cela mène à une dégradation des interconnexions significative (rupture à travers l'intermétallique Au-Al). Il est important de noter que les produits destinés aux applications commerciales possèdent une couverture d'intermétallique plus faible que ceux destinés aux applications automobiles. C'est peut-être l'une des raisons pour lesquelles nous n'avons eu aucune dégradation au niveau des interconnexions sur nos produits automobiles malgré plus de 70% de délamination à l'interface résine/die-paddle. Cependant, il est certain que lorsque l'épaisseur de la délamination à cette interface est supérieure ou égale à 3 µm elle conduit automatiquement à la rupture des interconnexions.

Ainsi il se peut que l'épaisseur de la délamination atteinte à cette interface soit inférieure à 3 µm ce qui constituerait la seconde raison pour laquelle nous n'avons pas observé de dégradation des interconnexions. Pour vérifier cette hypothèse, nous allons mesurer l'épaisseur de la délamination à l'interface résine/die-paddle sur micrographie SEM, ceci sera réalisé à la fin des essais complémentaires pour le vieillissement sévère.

3.3.4. Essais complémentaires :

3.3.4.1. Conditions de vieillissement

- Pour le QFN32 :

Prolongation des essais de 500 heures en stockage à haute température pour les deux modes de vieillissement

- Pour le TQFP64 :

(1) Prolongation des essais de 1000 heures en stockage à haute température pour les deux modes de vieillissement

(2) Pour la séquence d'essais d'évaluation : pré-conditionnement suivi de 1000 cycles -65/150°C.

3.3.4.2. Méthodes d'analyse

En se référant aux méthodes d'analyse et d'évaluation de la fiabilité des interconnexions citées dans le paragraphe 3.1.1, seule l'analyse de la tenue mécanique des interconnexions par WP et BS n'est pas faite dans les essais complémentaires.

3.3.4.3. Analyse des essais complémentaires pour le QFN32

➤ Test électrique

Durant les essais complémentaires, aucune défaillance électrique (CO) n'a été détectée.

➤ Délamination

(1) Sur l'ensemble des interfaces

En analysant la suite des résultats (voir Tableau V.9-12 et Figure V.15 et 16), il semble qu'il n'y a aucune différence entre les deux modes de vieillissement. En effet, en comparant les deux modes de vieillissement pour les mêmes séquences d'essais (Pr+TS+ HAST+1000 heures à 175°C), on constate qu'ils présentent le même comportement en termes de délamination.

(2) Validation de l'hypothèse émise

En se référant aux Tableau V.9-12 et aux Figure V.15 et 16, on constate concernant le vieillissement contrôlé que, pour l'étape du HTS allant de 500 à 1000 heures à 175°C la délamination chute au niveau de toutes les interfaces comme nous l'avons précédemment prédit pour le vieillissement sévère. Ainsi nous confirmons l'hypothèse émise : le vieillissement contrôlé et le vieillissement sévère ont bien un comportement similaire jusqu'à l'étape de HTS (500h à 175°C) prouvant que la chute de la délamination est bien réelle entre 500h et 1000h à 175°C aux interfaces résine/puce et résine/lead-frame pour le vieillissement sévère.

En outre, la décroissance de la délamination estimée précédemment pour le vieillissement sévère, pour l'étape du HTS allant de 500 à 1000 heures à 175°C semble corrélée avec celle observée pour le vieillissement contrôlé (voir Tableau V.17).

Tableau V.17 : Décroissance de la délamination en HTS, entre 500 et 1000 heures à 175°C, pour les deux modes de vieillissement, aux diverses interfaces

Interface	Estimation de la chute de la délamination (%)		
	Résine/puce	Résine/lead-frame	Ensemble du boîtier
Vieillessement contrôlé (valeur mesurée)	2,32	2,32	2,68
Vieillessement sévère (valeur estimée)	1,61	1,61	1,45

(3) Analyse de l'évolution de la délamination pour l'étape du HTS allant de 1000 à 1500 heures à 175°C pour le vieillissement sévère

En se référant aux résultats, on constate qu'il n'y a pas eu d'évolution aux interfaces résine/puce (voir Tableau V.9 et Figure V.15) et résine/die-paddle (voir Tableau V.12 et Figure V.16). Par contre, à

l'interface résine/lead-frame la délamination continue à diminuer sur toute la durée du stockage à haute température (voir Tableau V.10 et Figure V.15), en moyenne de 1,06%.

Sur l'ensemble du boîtier la délamination n'a pas progressé (voir Tableau V.11 et Figure V.15). Comme on l'a précisé précédemment, l'évolution de la délamination sur l'ensemble du boîtier reste conditionnée par l'évolution de la délamination à l'interface résine/die-paddle. La chute observée à l'interface résine/lead-frame, qui est de 1,06%, représente une chute sur l'ensemble du boîtier de 0,18%, ce qui est négligeable.

3.3.4.4. Analyse des essais complémentaires pour le TQFP64

➤ Test électrique

Durant les essais complémentaires, aucune défaillance électrique (CO) n'a été détectée.

➤ Evolution de la délamination

(1) Ensemble des interfaces

La mesure de la délamination à 1000 heures à 175°C n'a été effectuée sur aucune des interfaces pour le vieillissement contrôlé.

En tenant compte des résultats observés sur le vieillissement sévère pour l'interface résine/lead-frame entre 500h et 1000h à 175°C, nous faisons l'hypothèse qu'il n'y a pas eu d'évolution sur la délamination pour le vieillissement contrôlé pour le même intervalle de temps.

A partir de l'hypothèse émise pour l'interface résine/lead-frame et des résultats observés sur l'ensemble des interfaces (voir les Tableau V.13-16 et les Figure V.21 et 22) nous pouvons conclure comme pour le QFN32, qu'il n'y a aucune différence entre les deux modes de vieillissement. En effet, en comparant les deux modes de vieillissement pour les mêmes séquences d'essais (Pr+TS+ HAST+1000 heures à 175°C), nous constatons qu'ils présentent le même comportement sur l'évolution de la délamination.

(2) Analyse de la délamination pour l'étape du HTS allant de 1000 à 2000 heures à 175°C pour le vieillissement sévère

Nous constatons qu'il n'y a pas eu d'évolution, ni à l'interface résine/puce (voir Tableau V.13 et Figure V.21), ni à l'interface résine/die-paddle (voir Tableau V.15 et Figure V.22) ni sur l'ensemble du boîtier (voir Tableau V.16 et Figure V.21). Par contre, la délamination a augmenté en moyenne pour l'interface résine/lead-frame de 3,22%, ce qui représente par rapport à l'ensemble du boîtier une évolution de 1,07%, négligeable.

➤ Mesure de l'épaisseur de la délamination à l'interface résine/die-paddle

On observe sur la Figure V.26 que l'interface résine/die-paddle est délaminiée sur tout le long du plan de coupe (A-A) sur une épaisseur de 0.38 µm en moyenne.

Les retours d'expériences (produits destinés aux applications commerciales) montrent qu'on ne peut avoir de rupture au niveau des interconnexions (à travers l'intermétallique Au-Al) que lorsque la délamination à l'interface résine/die-paddle possède une épaisseur supérieure à 3 µm environ. Cela conduit à une modification des champs de contraintes et de déformations autour de la puce et dans l'enrobage (interface résine/puce) tout en créant des points de concentration de contraintes ou en augmentant ceux qui existent déjà (coins de la puce et coins de la plage de report).

Ceci permet d'expliquer l'absence de dégradation significative observée. En outre, cela justifie aussi la possibilité d'une relaxation des contraintes thermomécaniques à haute température sur les diverses interfaces étudiées.

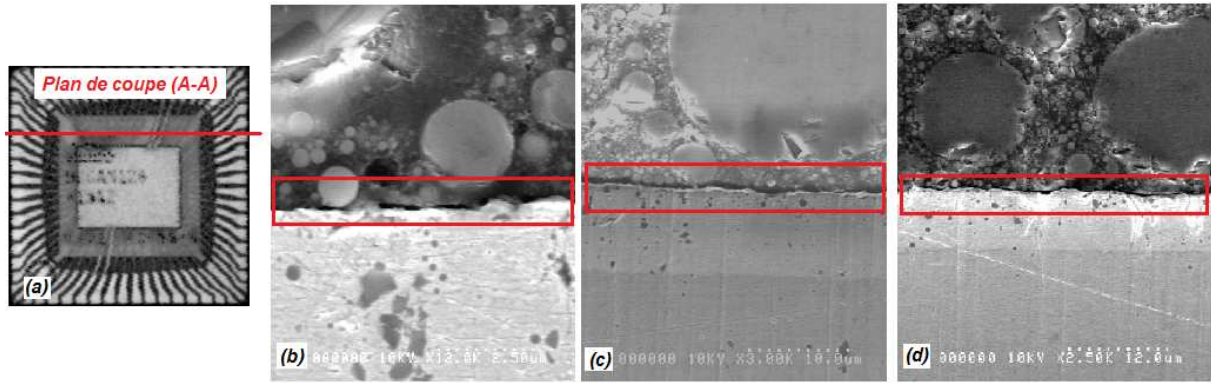


Figure V.26 : Micrographie SEM du plan de coupe (A-A). Observation de la délamination à l'interface résine/die-paddle pour le TQFP 64pins réalisée à la fin des essais complémentaires du vieillissement sévère sur un échantillon issu du lot.
 (a) Image CSAM. Observation de la délamination par rapport au plan de coupe (A-A) de la gauche vers la droite :
 (b) début, (c) centre et (d) fin.

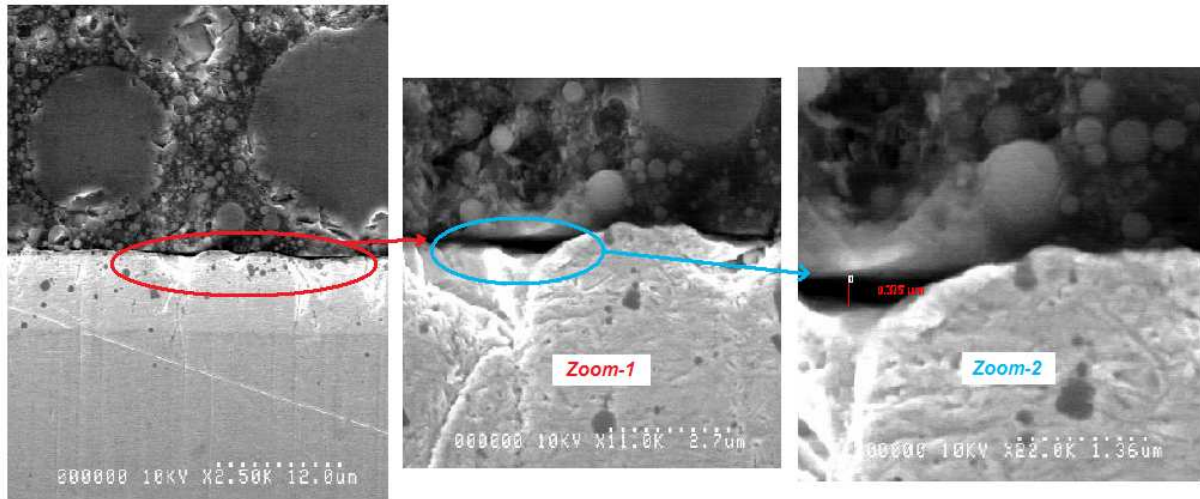


Figure V.27 : Mesure de l'épaisseur de la délamination à l'interface résine/die-paddle sur micrographie SEM (référence figure V.26.d), épaisseur (moyenne)= 0,38 μm .

(3) Etude de la variabilité sur l'évolution de la délamination entre lots de fabrication

Comme nous l'avons énoncé précédemment une séquence d'essais d'évaluation, décrite par du pré-conditionnement et des cycles thermiques (1000 cycles à $-65/150^{\circ}\text{C}$), va être appliquée à deux lots de pièces (même produit) encapsulées dans des boîtiers TQFP64 issus d'un même assembleur (un cinquième) afin de confirmer qu'il y a réellement un effet lot à lot de fabrication sur l'évolution de la délamination. Il s'agit du même produit que celui de l'étude menée au paragraphe 3.3.2, mais réalisé cette fois-ci chez un assembleur différent. Ainsi cela signifie que les deux types de boîtier ne possèdent pas les mêmes paramètres technologiques d'assemblage (capillaire, paramètres du processus de câblage, niveau d'homogénéisation de l'intermétallique et résine d'enrobage). En outre en effectuant une comparaison sur les caractéristiques thermomécaniques de la résine, on constate que celles⁴ du produit abordé dans cette étude sont les plus favorables.

La mesure de la délamination a été réalisée avant et après chaque essai. Dans le cadre de notre étude, les interfaces étudiées sont les suivantes : résine/puce, résine/lead-frame, résine/die-paddle et l'ensemble du boîtier. Les résultats CSAM sont illustrés sur la Figure V.28.

⁴ Type de la résine d'enrobage : G700L. Caractéristiques thermomécaniques de la résine : $T_g=130^{\circ}\text{C}$, $\text{CTE1}= 8\text{ppm}/^{\circ}\text{C}$ (pour $T < T_g$) et $\text{CTE2}= 38\text{ppm}/^{\circ}\text{C}$ (pour $T > T_g$).

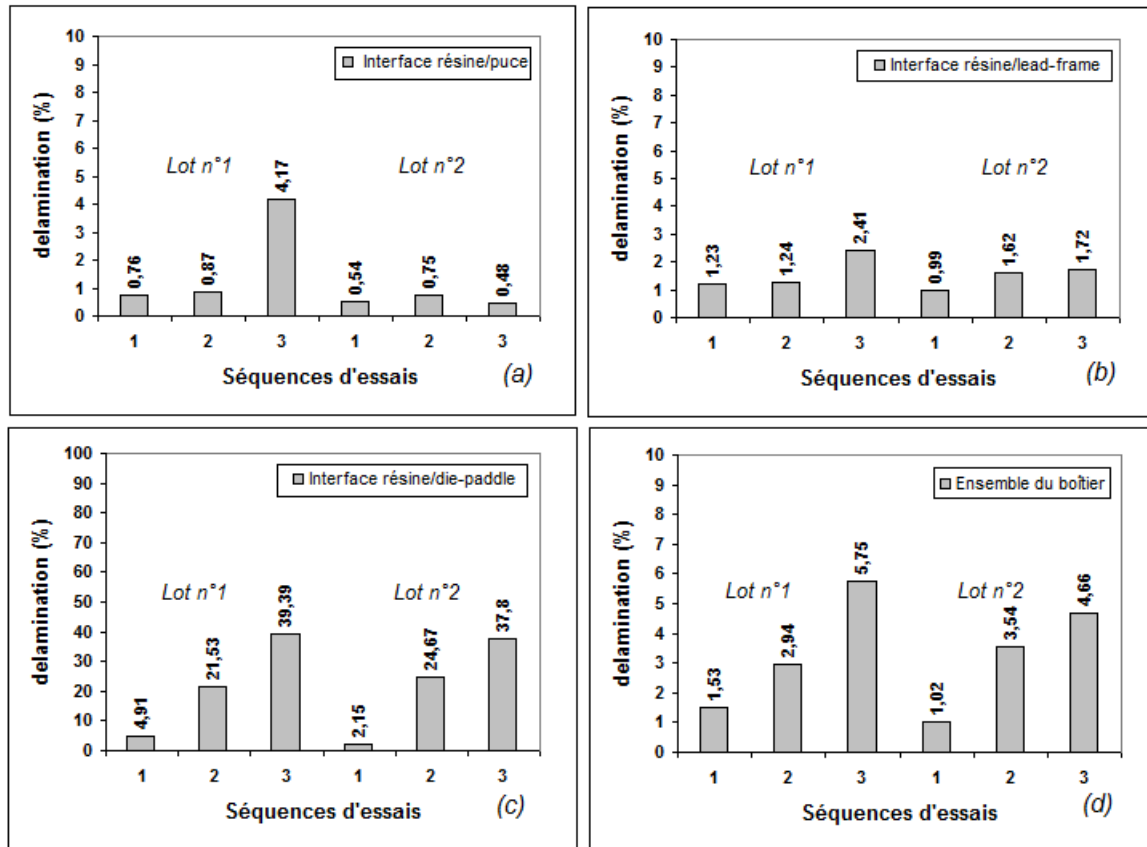


Figure V.28 : Etude de la variabilité sur l'évolution de la délamination entre lots de fabrication.
 Analyse de l'évolution de la délamination à diverses interfaces : (a) résine/puce, (b) résine/lead-frame, (c) résine/die-paddle et (d) ensemble du boîtier.
 Légende séquences d'essais : (1) avant-Pr, (2) après-Pr et (3) TC -65/150°C 1000 cycles.

On observe à partir de la Figure V.28 qu'il y a réellement un effet lot à lot de fabrication sur l'évolution de la délamination. Cet effet est plus prononcé à l'interface résine/puce.

En comparant les résultats CSAM pour la séquence d'essais d'évaluation (Pr suivi de cycles thermiques) et ceux de la séquence d'essais (Pr suivi de chocs thermiques) issus soit du vieillissement contrôlé soit du vieillissement sévère, on constate que la séquence d'essais d'évaluation (Pr suivi de cycles thermiques) est la plus contraignante sur l'évolution de la délamination et ceci bien que les caractéristiques thermomécaniques de la résine du produit étudié soient les plus favorables.

Ainsi si on veut obtenir un effet d'accélération plus pertinent sur le mécanisme de dégradation prépondérant et ce dans l'objectif d'atteindre une durée de vie plus courte en stockage à haute température, il serait judicieux de remplacer les chocs thermiques décrits dans les deux modes de vieillissement par un essai de vieillissement similaire à celui des cycles thermiques décrit dans la séquence d'essais d'évaluation.

3.3.5. Conclusion (2^{ème} partie) :

A la suite des essais complémentaires, nous pouvons conclure qu'il n'y a aucune différence significative sur l'évolution de la délamination entre les deux modes de vieillissement, ceci pour les deux types de boîtiers. En effet, en comparant de nouveau les deux modes de vieillissement pour les mêmes séquences d'essais (Pr+TS+HAST+même durée en HTS), nous constatons qu'ils présentent le même comportement sur l'évolution de la délamination.

Ces essais nous ont permis de confirmer que la diminution de la délamination était bien réelle pour les deux types de boîtier, durant le stockage à haute température pour le QFN32 et à partir de l'étape de "l'après-Pr" pour le TQFP64.

Ces essais nous ont ainsi permis de vérifier l'hypothèse émise concernant le QFN32, la diminution de la délamination s'est réellement produite entre 500h et 1000h à 175°C pour le vieillissement sévère aux interfaces résine/puce et résine/lead-frame.

CHAPITRE.V : Apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques

Nous avons aussi démontré pour le TQFP64, par inspection sur micrographie SEM, que l'interface résine/die-paddle est entièrement délaminée et que la valeur de l'épaisseur de la délamination mesurée (à cette interface) signifie, d'une part, qu'elle n'a eu aucune influence sur la fiabilité au niveau assemblage et, d'autre part, elle justifie la possibilité qu'il y ait eu une relaxation des contraintes thermomécaniques à haute température sur les diverses interfaces étudiées.

En outre, comme pour le QFN32 nous avons trouvé pour le TQFP64 un effet lot à lot de fabrication sur l'évolution de la délamination. Cela signifie qu'en vue d'apporter une assurance fiabilité au niveau « Packaging » il sera nécessaire d'effectuer les essais d'évaluation de la fiabilité sur plusieurs lots (au minimum deux lots).

Afin d'apporter des améliorations sur la définition des essais des deux modes de vieillissement, nous allons remplacer les chocs thermiques par des cycles thermiques comme nous l'avons suggéré lors de l'« Etude de la variabilité sur l'évolution de la délamination entre lots de fabrication » pour le TQFP64.

➤ *Voici ci-dessous les nouvelles définitions du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère :*

- *Le Vieillissement Contrôlé : PR+ TC -55/125°C 250cycles + HAST (Température test $\leq T_g$) °C/85%RH 96heures + TC -55/125°C 250cycles + HTS 175°C 500heures*
- *Le Vieillissement Sévère : PR+ TC -65/150°C 500cycles + HAST (Température test $\geq T_g$) °C/85%RH 192heures + TC -65/150°C 500cycles + HTS 175°C 1000heures*

Références bibliographiques :

- [1] C. D. BREACH, F. WULFF - *Intermetallic compound formation in gold ball bonds : general growth patterns and identification of to forms of Au4Al* - microelectronics reliability, vol 44, pp973-98, 2004
- [2] S.KUMAR, F.WULFF – *Degradation of small bonds due to intermetallic phase (IP) growth* - in Proc Int.Conf. High Density Packag. MCM, pp 403-408, 1999
- [3] A-R.CORY - *Improved reliability prediction through reduced-stress temperature cycling* - In : Proc 38th Annual IEEE Int Reliability Phys Symp, 2000. p. 231–6
- [4] R-C.BLISH – *Temperature cycling and thermal shock failure rate modelling* - Reliability Physics Symposium, 1997. 35th Annual Proceedings., IEEE International- On page(s) : 110-117, 8-10 Apr 1997
- [5] A.TEVEROVSKY - *The significance of glass transition temperature of molding compounds for screening and reliability qualification of COTS PEMs* - SPIE Proc Ser 2003;5288 :483–8
- [6] P.MCCLUSKEY, F.LILIE, O.BEYSSER, A.GALLO - *Low temperature delamination encapsulated microcircuits* - Microelectronic Reliability 1998; 38 :1829–34
- [7] A.TEVEROVSKY - *Effect of environments on degradation of molding compound and wire bonds in PEMs* - In : Proc of 56th ECTC, 2006. p. 1415–24

1. Introduction

Nous avons vu précédemment que les méthodes de test décrites par la norme AEC-Q100 pour l'étude de la fiabilité des interconnexions Au-Al à haute température sont limitées. Notamment l'étude classique de la tenue mécanique par les tests WP et BS après ouverture des boîtiers ou encore la détection électrique du circuit ouvert ne permettent pas:

- De décrire dans le temps le suivi de la dégradation des interconnexions tout au long du vieillissement thermique, avec précision,
- De détecter la dégradation en un délai court,
- De déterminer avec exactitude la durée de vie moyenne d'une interconnexion,
- De déduire la vraie durée de vie du composant,
- Et de garder la fonctionnalité du produit.

Afin de répondre à ces besoins, nous avons réalisé un indicateur précoce de dégradation (IPD), le principe consiste à mesurer in-situ la variation de la résistance de chacune des interconnexions au fur et à mesure du vieillissement particulièrement pour le stockage à haute température.

➤ *Corrélation entre le mécanisme de dégradation et la résistance électrique mesurée par l'IPD*

Lors d'un vieillissement en stockage à haute température, la dégradation des interconnexions Au-Al, est décrite par une amorce de fissure en périphérie de l'interconnexion à l'interface de la boule d'attache (or)/intermétallique Au-Al, puis par sa propagation à travers l'intermétallique Au-Al jusqu'à rupture totale de l'interconnexion, créant ainsi un circuit ouvert (CO). Ce mode de défaillance est principalement dû à un mécanisme de dégradation bien défini: consécutif à une croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al et un élargissement des trous Kirkendall (voir paragraphes 4.1.5 et 5 du chapitre I).

L'analyse en surface de ce mécanisme de dégradation du côté plot de report et du côté boule d'attache, a montré que la fissuration ne se produit qu'à travers les trous Kirkendall qui sont principalement situés entre deux phases distinctes de l'intermétallique Au-Al : $Au_4Al(\alpha)$ et $Au_4Al(\beta)$ (voir paragraphe 3.4.1 du chapitre IV).

La variation mesurée sur la résistance d'une interconnexion donnée est due à la présence des trous, à la haute résistivité des différentes phases intermétalliques Au-Al et plus particulièrement à la propagation de la fissuration. Tous ces phénomènes contribuent à l'augmentation de la résistance électrique de l'interconnexion. Il est à noter que dans le cadre de notre étude la rupture totale d'une interconnexion se traduit sur l'appareil de mesure par une résistance élevée de l'ordre de quelques k Ω .

2. Choix de la méthodologie de mesure

2.1. Choix de la méthodologie

Une étude bibliographique nous a permis de relever trois approches permettant de mesurer la variation de la résistance des interconnexions Au-Al en stockage à haute température :

- 1) La méthodologie adoptée par L.Maiocco et D.Smeys [1], consiste à effectuer la mesure directement sur les boules d'attache après ouverture boîtier, appliquant la méthode des 4 fils avec des pointes de sonde. Cette méthodologie présente divers inconvénients :
 - Dans le chapitre III, nous avons illustré que le fait de n'avoir aucune maîtrise sur les ouvertures boîtiers pouvait avoir une influence non négligeable sur les mesures de force de tirage ou de cisaillement. Il est évident qu'il en sera de même sur la mesure de la variation de la résistance des interconnexions.
 - Le fait de poser directement les pointes sur les boules d'attaches, peut aussi influencer la mesure, tel le rétablissement du contact entre le plot du report et la boule d'attache. Ainsi on ne verra jamais la variation due soit à l'amorce d'une fissuration soit à sa propagation. Sous l'effet d'une fausse manœuvre, on pourrait aussi provoquer la rupture totale d'une interconnexion fragilisée (ou limite à la rupture).
 - L'inconvénient majeur de cette méthodologie de mesure est qu'elle ne permet pas d'effectuer la mesure in-situ qui est l'élément essentiel pour répondre à nos besoins.

En conséquence cette méthodologie de mesure est à éliminer.

2) La méthodologie adoptée par S-S.Ahmed, R-C.Blish [2] et par A.Chandrasekaran [3], consiste à effectuer la mesure avec la méthode des 4 fils sur un Daisy-Chain spécifique.

Cette méthodologie aurait pu répondre à une grande partie des objectifs tracés, mais cette dernière présente aussi un inconvénient majeur : l'utilisation de circuits spécifiques ne correspond pas aux besoins du moment, car aucune dépense ne peut être engagée au niveau ressource "design".

Donc cette méthodologie de mesure est aussi à éliminer.

3) A.Tverovsky et A.Sharma [4,5] proposent d'estimer la variation de la résistance d'une interconnexion, en se basant sur la mesure du dépassement observé sur la tension de seuil de l'une des jonctions P-N, polarisée en direct, du circuit de protection ESD situé sur chaque plot de report. La variation de la résistance d'une interconnexion, notée $\Delta R_{bb}(t)$, est ici proportionnelle à la variation mesurée sur la tension de seuil $\Delta V_D(t)$, tel que : $\Delta R_{bb}(t) \propto \Delta V_D(t)$.

Principe de la mesure :

L'expérimentation consiste à injecter un courant de 3 mA à travers la chaîne de mesure et d'en relever la tension à ses bornes au fur et à mesure du vieillissement.

La mesure de $\Delta R_{bb}(t)$ est déduite de la tension mesurée aux bornes de la chaîne de mesure avant « stress » $V_D(0)$ et après « stress » $V_D(t)$, en gardant le même courant injecté I_f fixe, tel que :

$$\Delta R_{bb}(t) = \Delta V_D(t) / I_f = (V_D(t) - V_D(0)) / I_f \quad (1)$$

Cette méthodologie de test est la plus appropriée pour répondre aux besoins actuels. Elle répond aux principaux critères, telle que la conservation de la fonctionnalité du produit et le fait d'effectuer la mesure in-situ. Cependant, le choix d'un courant de 3mA nous paraît trop important. D'autre part, le modèle présenté ne prend pas en compte l'ensemble des éléments de la chaîne de mesure, que nous allons détailler par la suite.

2.2. Amélioration de la méthodologie de mesure

2.2.1. Description de la chaîne de mesure

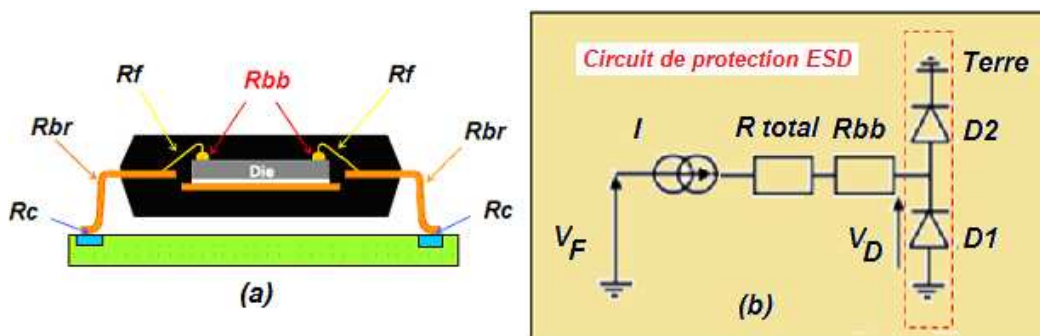


Figure VI.1 : Description de la chaîne de mesure. (a) Vue d'ensemble d'un boîtier TQFP avec les résistances séries (R_c , R_{br} et R_f) et (b) Schéma électrique équivalent aux bornes d'une interconnexion.

Note : R_{total} représente la somme de toutes les résistances séries ($R_c + R_{br} + R_f$).

Notre étude va porter sur un boîtier à broches. La Figure VI.1.a illustre la vue d'ensemble d'un boîtier TQFP, sur laquelle on observe les résistances séries : $R_{contact}$ (R_c), R_{broche} (R_{br}) en cuivre et R_{fil} (R_f) en or.

Comme nous l'avons énoncé précédemment, nous souhaitons mesurer in-situ la variation de la résistance R_{bb} , en se basant sur la méthodologie décrite par A.Tverovsky et A.Sharma [4,5] en y apportant les améliorations adéquates.

Notre modèle doit absolument évaluer l'influence de ces résistances séries (R_c , R_{br} et R_c) dans la chaîne de mesure et leur influence sur la variation de la résistance R_{bb}

La mesure de la variation de la résistance R_{bb} est estimée en se basant sur la mesure du dépassement observé sur la tension de sortie, et non plus directement sur la tension de seuil de la jonction P-N polarisée en direct du circuit de protection ESD, situé sur chacun des plots de report (voir Figure VI.1.b). Ceci montre que l'on tient compte dans cette approche des résistances séries (R_c , R_{br} et R_c) dans la chaîne de mesure.

La mesure de la variation de la résistance Rbb, notée $\Delta R_{bb}(t)$ est déduite de la tension mesurée aux bornes de la chaîne de mesure avant « stress » $V_F(0)$ et après « stress » $V_F(t)$, en gardant le même courant injecté I fixe.

En se référant au schéma électrique de la Figure VI.1.b on constate que la tension de sortie V_F tient compte dans son modèle global des résistances séries. Pour un instant donné t, $V_F(t)$ s'écrit sous la forme suivante :

$$V_F(t) = (R_c(t) + R_{br}(t) + R_{fj}(t)) \cdot I + R_{bb}(t) \cdot I + V_D \quad (2); \text{ à température ambiante (25°C) } V_D \text{ est égale à } 0,65V.$$

Sachant que nous désirons décrire dans le temps le suivi de la dégradation des interconnexions avec précision par la mesure in-situ de la variation de la résistance Rbb tout au long du vieillissement, il est nécessaire de s'assurer que les variations observées par les résistances séries (R_c , R_{br} et R_c) ne puissent erroner la mesure désirée.

Afin d'éliminer l'influence due à la variation de la résistance de contact (R_c), nous allons utiliser comme méthode de mesure : la méthode des 4 fils (l'apport de cette méthode de mesure sera développé plus loin dans le paragraphe 4.1).

Les résistances R_{br} et R_f varient en fonction de la température.

En supposant que les mesures sont effectuées dans un environnement non stabilisé et que l'essai de vieillissement dure plus d'un mois et demi (1000 heures en stockage à haute température) qui est l'équivalent d'une saison, cela signifierait que l'on pourrait observer une variation en température à +/- 5°C.

En s'appuyant sur le Tableau VI.2 on constate qu'une variation en température à +/- 5°C peut mener à une variation sur l'ensemble des résistances séries (R_{br} et R_f) à +/- 2,1mΩ.

La gamme de variation que nous souhaitons mesurer sur la Rbb, pour répondre à notre objectif, s'étend d'une dizaine d'ohm à une centaine d'ohm (cette gamme est issue de nos résultats). Cette gamme de variation correspond à la non rupture des interconnexions Au-Al, pas de détection de circuit ouvert.

A partir de ces dernières constatations, on peut conclure que les variations observées sur l'ensemble des résistances séries (R_{br} et R_f) par comparaison à la gamme de variation de Rbb sont négligeables.

Rappel :

A tout conducteur de longueur (l), de section (S) et de résistivité (ρ) correspond une résistance R exprimée en Ω (Ohms), telle que : $R = \rho \cdot (l / S)$

La résistivité dépend du matériau conducteur et de la température. A une température (T) la résistivité suit cette loi : $\rho = \rho_0 \cdot (1 + \alpha_T \cdot T)$

Avec ρ_0 : résistivité à 0°C et α_T : coefficient de température des principaux matériaux.

Ainsi une résistance dépendante de la température peut s'écrire sous cette forme :

$$R(T) = R(0^\circ C) \cdot (1 + \alpha_T \cdot T)$$

L'incertitude de mesure correspondante est : $\Delta R = R(0^\circ C) \cdot \alpha_T \cdot \Delta T$

Les valeurs de la résistivité ρ_0 à 0°C et du coefficient de température α_T des principaux matériaux conducteurs rencontrés dans la chaîne de mesure sont fournis par le Tableau VI.1.

Tableau VI.1: Ce tableau fournit les valeurs de la résistivité ρ_0 à 0°C et du coefficient de température α_T des principaux matériaux conducteurs constituant la chaîne de mesure

matière	$\rho_0 (10^{-8} \Omega m)$	$\alpha_T (10^{-3} ^\circ C^{-1})$
cuivre	1.7	3.9
or	2.44	3.4

Tableau VI.2: Variations des résistances séries (R_{br} et R_f) en fonction de la température ainsi que l'estimation de leur incertitude à +/- 5°C

T (en °C)		0	25	165	T (en °C)	+/- 5°C
R (Ω)	Rfil	$2,3 \cdot 10^{-3}$	$2,5 \cdot 10^{-3}$	$4,1 \cdot 10^{-3}$	ΔR_{fil}	$+/- 39 \cdot 10^{-6}$
	Rbr	$96 \cdot 10^{-3}$	$106 \cdot 10^{-3}$	$166 \cdot 10^{-3}$	ΔR_{br}	$+/- 2,07 \cdot 10^{-3}$

La tension aux bornes d'une diode peut être assimilable à $V_D = R_{\text{éq}} * I$ (tel que $R_{\text{éq}}$: résistance équivalente). Ainsi à partir de l'équation n°2 la tension de sortie peut s'écrire sous cette forme :

$$V_F(t) = (R_{br}(t) + R_f(t)) * I + R_{bb}(t) * I + R_{\text{éq}} * I$$

Le choix effectué sur la valeur du courant de mesure, qui est de 150 μA (le choix de cette valeur sera expliqué plus loin dans le paragraphe 2.2.2), nous permet de déduire que la résistance équivalente de la diode ($R_{\text{éq}}$) à 25°C est de l'ordre de 4,3 k Ω .

Sachant qu'à température ambiante (25°C) on a $R_f = 2.5 \text{ m}\Omega$ et $R_{br} = 106 \text{ m}\Omega$, on peut déduire de ces dernières constatations que $R_{\text{éq}} \gg R_{br} + R_f$, ce qui signifie que les résistances R_{br} et R_f peuvent être négligées.

Les précédentes analyses nous amène à conclure que nous mesurons en fin de compte dans la chaîne de mesure uniquement la résistance R_{bb} et la tension aux bornes de la diode. Ainsi la tension de sortie s'écrit sous la forme suivante :

$$V_F(t) = R_{bb}(t) * I + V_D \quad (3)$$

▪ Détermination de ΔR_{bb} dans un environnement stabilisé :

La tension V_D ne varie qu'en fonction de la température (ce point sera détaillé plus loin dans le paragraphe 2.2.3). Nous allons considérer dans ce qui suit que les mesures sont effectuées dans un environnement stabilisé, la température est maintenue constante tout au long du vieillissement, ce qui signifie que la tension V_D ne varie pas dans le temps.

Dans les conditions de non « stress », à l'instant initiale ($t=0$ heures), la valeur mesurée de $R_{bb}(0)$ est constante et de l'ordre de 15 m Ω [1], la mesure de R_{bb} a été effectuée directement sur les boules d'attache après ouverture boîtier, en appliquant la méthode des 4 fils avec des pointes de sonde.

Dans les conditions initiales de non « stress », la tension mesurée s'écrit de la forme suivante :

$$V_F(0) = R_{bb}(0) * I + V_D \quad (4)$$

En effectuant (3)-(4), on obtient ainsi la variation de la résistance R_{bb} pour un instant donné t :

$$\Delta R_{bb}(t) = R_{bb}(t) - R_{bb}(0) \propto (V_F(t) - V_F(0)) / I \propto \Delta V_F(t) / I$$

La variation de la résistance R_{bb} , notée $\Delta R_{bb}(t)$, est ainsi proportionnelle à la variation mesurée sur la tension d'entrée, notée $\Delta V_F(t)$, tel que : $\Delta R_{bb}(t) \propto \Delta V_F(t) / I$.

2.2.2. Choix du courant de mesure (ou de polarisation)

La caractéristique courant-tension (I-V) d'une diode (voir Figure VI.2) peut être linéarisée selon le schéma de la Figure VI.3, pour lesquels les trois éléments constitutifs R_s , R_d et V_d ont une importance relative dépendante du courant injecté.

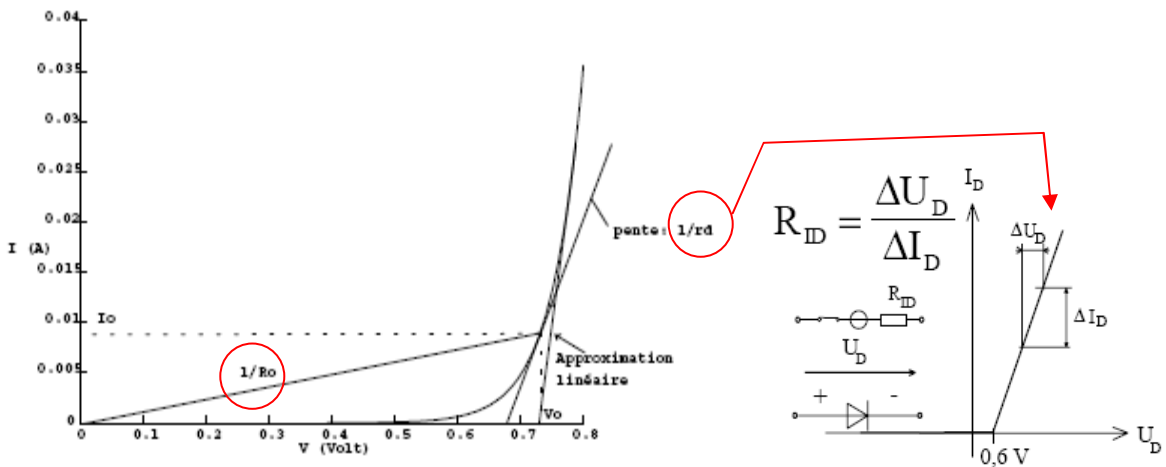


Figure VI.2-partie1 : Définition des différents modèles résistif d'une jonction P-N [6].

Si l'on trace expérimentalement la caractéristique $\text{Ln}(I) = f(V)$ (voir Figure VI.2-partie2), on observe l'apparition d'une courbure au niveau des forts courants (de l'ordre d'une centaine de mA). La présence de

cette courbure est due à la chute de tension dans la résistance série de la diode (R_s), dite aussi (R_{on}). En effet toute diode présente une résistance série avec la diode intrinsèque qui intervient dans la mesure de I-V.

La R_s ¹, généralement de l'ordre de l'ohm, est un élément parasite et doit être la plus petite possible.

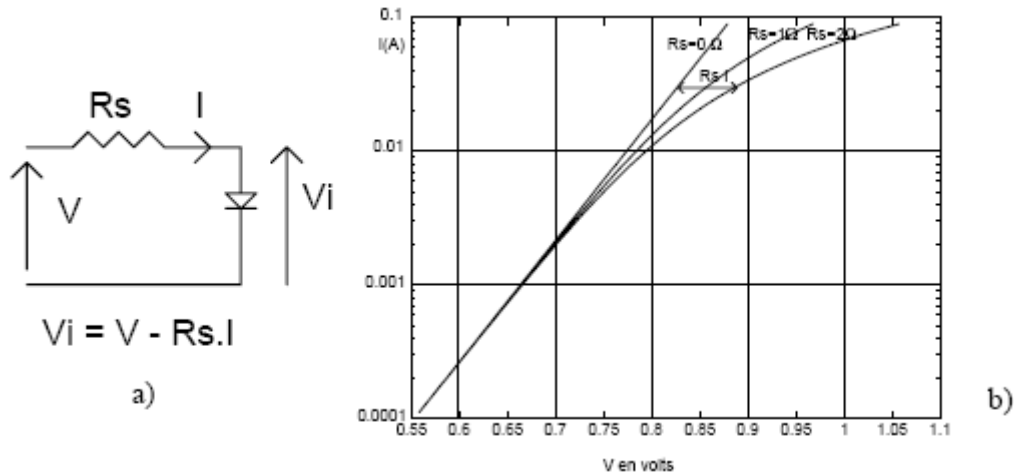


Figure VI.2-partie2 : (a) Schéma électrique équivalent de la diode réelle avec R_s [6]. V_i est la tension de commande intrinsèque. (b) Caractéristiques réelles de la diode tracées pour des valeurs de R_s allant de 0 à 2 Ω (ceci n'illustre qu'un exemple pour une diode donnée) [6]. La chute de tension par rapport à la tension intrinsèque est donnée par le segment de longueur $R_s \cdot I$ indiqué sur la figure.

En se basant sur la modélisation de la diode à jonction PN, la tension à ses bornes se présente sous sa forme générale comme suit : $V \approx R_s \cdot I + R_d \cdot I + V_d$ avec $V_i = R_d \cdot I + V_d$

Selon le niveau du courant injecté, la tension aux bornes de la diode à jonction P-N peut s'écrire sous trois formes :

- [$I < \text{centaines de } \mu\text{A}$] : zone située avant le coude de la courbe de diode, dite zone 1 (voir Figure VI.2-partie1)

$$V \approx V_i \approx V_d \approx R_0 \cdot I \quad (5); \quad (R_s \cdot I \text{ et } R_d \cdot I \ll V_i \text{ donc négligées}).$$

La résistance statique de la diode à jonction PN, notée R_0 (voir Figure VI.2-partie1), est donnée par la relation $R_0 = V/I$. C'est une grandeur fortement variable. Pour une diode idéale on a $R_0 = 0$ en direct et R_0 tend vers l'infini en inverse. Dans la réalité elle est moins négligeable, à titre d'exemple pour un courant de 1mA sa valeur est proche de 600 Ω (voir Figure VI.2-partie1).

- [$\text{centaines de } \mu\text{A} < I < \text{dizaines mA}$] : zone décrivant le coude de la courbe de diode : zone 2 (voir Figure VI.2-partie1)

$$V \approx V_i \approx R_d \cdot I + V_d \quad (6); \quad (R_s \cdot I \ll V_i \text{ donc négligée})$$

- [$I \geq \text{centaines de mA}$] : zone située au-delà du coude de la courbe de diode : zone 3 (voir Figure VI.2-partie2.b)

$$V \approx R_s \cdot I + V_i \approx R_s \cdot I \quad (7); \quad (R_s \cdot I \gg V_i)$$

Pour les faibles valeurs de courants ($R_s \cdot I \ll V_i$), la tension aux bornes de la diode se situe sur la jonction, c'est-à-dire $V \approx V_i$; ceci correspond aux zones 1 et 2. Pour les valeurs de courants élevées ($R_s \cdot I \gg V_i$), on constate que la tension aux bornes de la diode se situe sur la résistance série, c'est à dire $V \approx R_s \cdot I$, alors on déduit qu'elle est assimilable à une résistance ; ceci correspond à la zone 3.

¹ Il est à noter que l'épaisseur du semi-conducteur de type « P » est équivalente à une résistance (R_{sp}) et celle du type « N » est équivalente à une résistance (R_{sn}). Ces deux résistances forment la résistance série (R_s) de la diode à jonction PN.

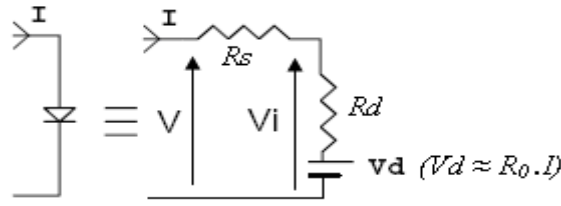


Figure VI.3 : Schéma équivalent d'une diode à jonction combinant le modèle réel et les modèles résistifs en basse fréquence en régime petits signaux.

Le choix du courant injecté (I) tel qu'il est décrit dans l'approche de A.Tverovsky et A.Sharma ($I_f = 3 \text{ mA}$) peut être considéré relativement élevé pour les objectifs visés.

En effet, l'utilisation d'un $I_f \gg \sim 300 \mu\text{A}$, fait apparaître en réalité dans la chaîne de mesure deux nouveaux paramètres : la résistance dynamique (R_d) et la résistance série (R_s) de la diode.

Les diodes des circuits de protection ESD sont réalisées de telles manières à supporter de forts courants, ce qui fait que leur résistance série (R_s) est élevée (de l'ordre de 40Ω). D'autre part, la résistance dynamique (R_d) est fortement dépendante de la température. Ainsi, pour s'affranchir de leur influence, nous avons choisi un courant de mesure de référence de $150 \mu\text{A}$. Pour cette valeur la caractéristique I-V de la diode s'écrit simplement : $V_D \approx R_0 \cdot I$.

Ainsi la tension de sortie s'écrit sous la forme suivante :

$$V_F(t) = R_{bb}(t) \cdot I + R_0 \cdot I \quad (8)$$

2.2.3. Influence de la température

La caractéristique I-V d'une diode est fortement dépendante de la température, la tension de la diode décroît linéairement avec un coefficient de température $\alpha = -2\text{mV}/^\circ\text{C}$.

Les diodes du circuit de protection ESD situées sur chaque plot de report « Pad » ne sont pas identiques, cela signifie qu'elles présentent un coefficient de température différent. Sachant aussi que la température varie avec les mesures, il est donc absolument nécessaire de réaliser une courbe d'étalonnage sur chacune des broches.

Afin de pouvoir décrire dans le temps le suivi de la dégradation tout au long du vieillissement avec précision et observer le coude correspondant à la variation de la résistance R_{bb} comme l'illustre la Figure VI.4, il est important d'effectuer les mesures in-situ dans les conditions réelles du vieillissement et d'établir un temps d'échantillonnage adéquat pour la mesure.

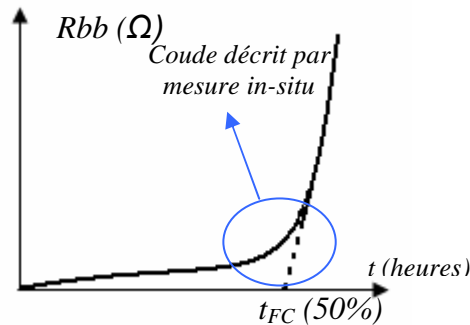


Figure VI.4 : Courbe théorique illustrant la variation de la résistance R_{bb} en mesure in-situ à une température donnée, sur laquelle on observe le coude de la variation de R_{bb} .

3. Descriptif du banc de mesure

3.1. Choix du composant

Nous avons signalé au cours de l'étude portant sur « l'influence des paramètres technologiques sur la tenue en vieillissement en stockage à haute température des interconnexions Au-Al » que les boîtiers de grande taille présentent des faiblesses au niveau de l'assemblage (voir chapitre III). Nous avons observé cela uniquement sur les TQFP 64 pins. En effet la plupart des faiblesses présentées sont principalement dues aux effets thermomécaniques. Dans un souci de validation de la méthodologie de mesure de l'IPD, le

choix s'est porté sur le même type de composant, un TQFP 64 pins, afin de reproduire les mêmes résultats, dans les mêmes conditions de vieillissement, que ceux observés dans le chapitre III. Les paramètres technologiques sont identiques, la seule différence est portée sur les caractéristiques thermomécaniques de la résine qui sont plus favorables.

Les propriétés thermomécaniques de la résine d'enrobage sont : CEL-9200THF (résine Green), $T_g=115^{\circ}\text{C}$, $\text{CTE1}=7$ et $\text{CTE2}=30$ ppm/ $^{\circ}\text{C}$.

La pièce de test qui a été choisie pour l'étude a déjà subi 1000 heures à 165°C sans observer aucune dégradation électrique, aucun circuit ouvert n'a été détecté.

Le banc de mesure est schématisé à la Figure VI.5. Il comprend une carte de test spécifique dédié à la haute température, une centrale d'acquisition avec comme interface de communication le logiciel VEE et divers appareils de mesure.

La carte de test a été conçue et réalisée spécialement pour cette étude.

Voici la liste des appareils de mesure utilisés :

- un Keithley_2000 intégrant une carte d'acquisition TSCAN2001 sur laquelle est branché un thermocouple de type K, l'ensemble forme un thermomètre numérique. Cet appareil permet de mesurer la température avec précision,
 - un Keithley_2400 jouant le rôle de source-mètre (mesure-V, source-I), cet appareil nous permet de configurer et d'injecter un courant fixe de $150\ \mu\text{A}$ et de mesurer à la suite la tension de sortie V_F ,
 - et une matrice HP/Agilent 34980A. Cette matrice permet de commuter sur toutes les Pins du boîtier.
- Ces appareils de mesure sont commandés par la centrale d'acquisition via des câbles IEEE488 et un bus GPIB.

La programmation du banc de mesure a été faite avec le logiciel VEE.

Ce banc de mesure nous permet d'effectuer les mesures in-situ constituant ainsi une automatisation de l'analyse de défaillance. Une photo de l'IPD est observable en annexe.4

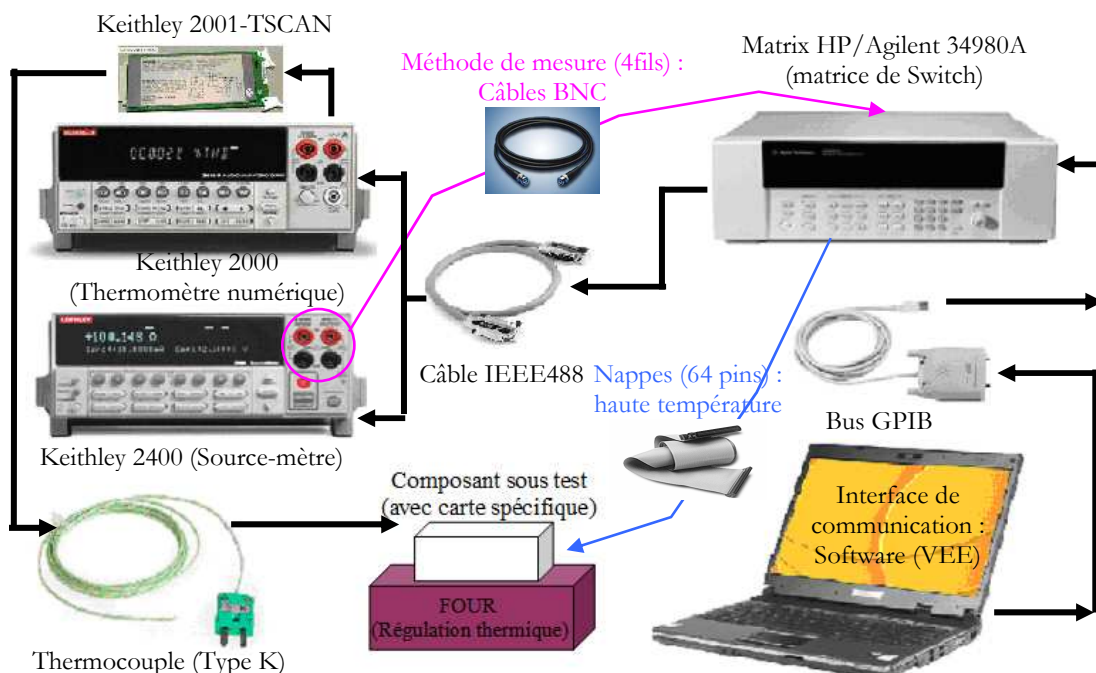


Figure VI.5 : Descriptif du banc de mesure de l'IPD (Automatisation de l'analyse de défaillance).

4. Principe de la mesure

4.1. Principe

La chaîne de mesure est équivalente au circuit présenté à la Figure VI.1.b. Comme expliqué précédemment, les résistances R_{br} et R_f pourront être négligées. Le problème revient donc à déterminer la variation de la résistance R_{bb} de l'interconnexion Au-Al en s'affranchissant des variations de la tension de diode V_D dues à la température.

Pour se placer dans les conditions réelles de vieillissement, le véhicule de test est laissé à l'intérieur du four servant au conditionnement, pendant la durée de l'essai (voir Figure VI.5). Les mesures sont effectuées à la température réelle du stockage thermique.

En se basant sur l'analyse effectuée précédemment, nous avons choisi un courant de polarisation (I_F) de 150 μ A. Ce choix correspond à la zone 1, zone de mesure située avant le coude de la courbe I-V.

L'expérimentation consiste à injecter ce courant à travers la chaîne de mesure et de mesurer la tension à ses bornes tout au long du vieillissement.

La mesure de $\Delta R_{bb}(t,T)$ est déduite de la tension mesurée aux bornes de la chaîne de mesure avant stress $V_F(0,T)$ et après stress $V_F(t,T)$, en gardant le même courant injecté I_F , tel que :

$$\Delta R_{bb}(t,T) = \Delta V_F(t,T)/I_F = (V_F(t,T) - V_F(0,T))/I_F \quad (9)$$

Avec:

- $\Delta R_{bb}(t,T)$: variation de la résistance de l'interconnexion Au-Al à un instant (t), à une température (T), exprimée en (Ω)
- $V_F(t,T)$: tension mesurée aux bornes de chaque broche « Pin » à un instant (t), à la température de vieillissement (T), exprimée en (mV)
- $V_F(0,T)$: tension mesurée aux bornes de chaque Pin à l'instant initial sans stress, à la température de vieillissement (T). C'est la tension de référence, exprimée en (mV)
- I_F : courant de polarisation, fixé à 150 μ A.

Le modèle régi par l'équation N°9 prend en compte le fait que les mesures sont effectuées dans un environnement stabilisé, la température de test (T) est maintenue fixe tout au long du vieillissement signifiant ainsi que $\Delta V_D(t,T) = V_D(t,T) - V_D(0,T) = 0$.

Nous étudierons par la suite l'influence de la variation de la température (environnement non stabilisé) d'une part sur la chaîne de mesure et d'autre part sur la mesure de la variation de R_{bb} (ΔR_{bb}) au fur et à mesure du vieillissement.

Afin d'éviter que la résistance des câbles et la résistance des contacts entre les connexions principales ne faussent la mesure, nous allons utiliser la méthode des 4 fils pour mesurer V_F au lieu de la méthode des 2 fils.

4.2. Analyse du mode de mesure de $V_F(t,T)$ avec la méthode des 4 fils (Théorie)

La méthode des 4 fils est utilisée pour la mesure de la tension (voir le schéma équivalent à la Figure VI.6). Cette méthode permet d'éliminer de la mesure : la résistance des contacts (R_c), la résistance des fils de connexion (R_L) et la résistance de relais de la matrice de Switch (R_r). La synthèse de la mesure va être effectuée ci-dessous.

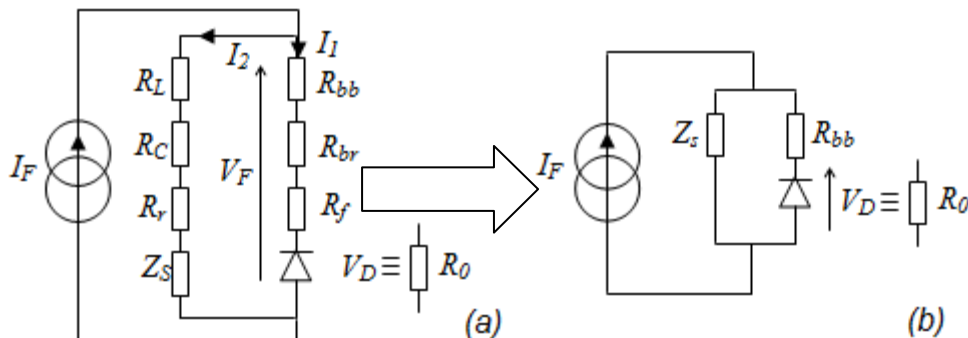


Figure VI.6 : (a) Schéma équivalent de la chaîne de mesure avec la méthode des 4 fils et (b) schéma équivalent simplifié.

Synthèse de la mesure

1- Détermination de la tension mesurée avec la méthode des 4 fils

A partir du schéma équivalent de la méthode de mesure des 4 fils on a (voir Figure VI.6.a) :

$$\text{Equation (1)} \quad V_F = R_1 \cdot I_1 = V_D + R_{bb} \cdot I_1 + R_f \cdot I_1 + R_{br} \cdot I_1$$

Avec $V_D \approx R_s \cdot I_1 + R_d \cdot I_1 + V_d$, sachant que le courant de polarisation est de 150 μ A, les résistances séries (R_s et R_d) sont négligeables. Ce qui fait que : $V_D \approx V_d \approx R_0 \cdot I_1$

$$\text{Ainsi on a : } V_F = R_0 \cdot I_1 + R_{bb} \cdot I_1 + R_f \cdot I_1 + R_{br} \cdot I_1$$

De la même manière que précédemment nous allons montrer que les résistances séries R_f et R_{br} sont négligeables avec : $R_0 \gg R_f + R_{br}$

Dans le cadre de l'expérimentation, la température de test est de 165°C, la résistance statique mesurée (R_0) à cette température est de 2,473 k Ω (pour une tension mesurée de $V_F(0)=371$ mV).

A partir du Tableau VI.2 les résistances (R_f et R_{br}) ont pour valeur :

$$R_{br} \approx 4,1 \text{ m}\Omega \text{ et } R_f \approx 166 \text{ m}\Omega$$

A partir de ces différentes constatations, on obtient : $R_0 \gg R_f + R_{br}$

Il résulte que la tension mesurée se présente sous cette forme :

$$V_F \approx R_0 \cdot I_1 + R_{bb} \cdot I_1 \approx V_D + R_{bb} \cdot I_1$$

$$\text{Equation (2)} \quad V_F = R_2 \cdot I_2 = Z_S \cdot I_2 + (R_c + R_r + R_L) \cdot I_2$$

Sachant que l'impédance interne Z_S du source-mètre (Keithley 2400) est une impédance infinie, on a :

$$Z_S \gg R_c + R_r + R_L$$

Il s'en suit que la tension mesurée se comporte de la forme : $V_F = R_2 \cdot I_2 = Z_S \cdot I_2$

A partir du schéma équivalent simplifié on a (voir Figure VI.6.b):

$$V_F = R_{EQ} \cdot I_F = (Z_S // (R_0 + R_{bb})) \cdot I_F \text{ sachant que } Z_S \gg R_{bb} + R_0$$

Ainsi la tension mesurée finalement aux bornes de la chaîne de mesure s'écrit :

$$V_F = R_{EQ} \cdot I_F = (R_0 + R_{bb}) \cdot I_F = R_{bb} \cdot I_F + V_D \quad (10)$$

Afin de tenir compte de l'influence de la température (environnement non stabilisé) d'une part sur la chaîne de mesure et d'autre part sur la mesure de la variation de la résistance R_{bb} au fur et à mesure du vieillissement, la tension mesurée (équation n°11) s'écrit sous la forme suivante :

$$V_F(t, T) = R_{bb}(t) \cdot I_F + V_D(T) \quad (11)$$

Avec:

- $V_F(t, T)$: tension mesurée aux bornes de chaque broche à un instant (t), à la température de vieillissement (T), exprimée en (mV)
- $R_{bb}(t)$: Résistance de l'interconnexion Au-Al à un instant (t), exprimée en (Ohms). A l'initial cette résistance est quasiment négligeable.
- $V_D(T)$: tension aux bornes de la diode du circuit de protection ESD à une température (T), exprimée en (mV)
- I_F : courant de polarisation, fixé à 150 μ A.

La tension de la diode V_D varie elle aussi en fonction de la température, on a :

$$V_D(T) = V_{D0} (1 + \eta T) \quad (12) ; \text{ Le produit } \eta V_{D0} \text{ représente le coefficient de température } (\alpha) \text{ de la diode.}$$

Avec :

V_{D0} : paramètre dépendant du matériau de la diode, exprimé en (mV) ;

η : constante, exprimée en ($^{\circ}\text{C}^{-1}$);

On remplaçant (12) dans (11), nous obtenons la forme généralisée de la tension mesurée V_F :

$$V_F(t, T) = R_{bb}(t) \cdot I_F + V_{D0} (1 + \eta T) \quad (13)$$

4.3. Détermination de la variation de la résistance Rbb et apport de la courbe d'étalonnage

Au cours de notre étude, nous avons enregistré une instabilité concernant la température réelle au sein du four estimée à +/-1°C (voir annexe.5). La température varie avec les mesures. Cette variation risquerait de fausser les résultats de mesure de la variation de la résistance Rbb, puisque la tension est mesurée à des températures différentes au cours du « stress ». Il est donc nécessaire de tenir compte de ce paramètre de variation dans la mesure de ΔR_{bb} au cours du vieillissement.

Comme nous l'avons énoncé précédemment la ΔR_{bb} est proportionnelle à la variation de la tension mesurée ΔV_F , ainsi nous obtenons à partir de l'équation n°8 le développement suivant pour la détermination de ΔR_{bb} :

$$\begin{cases} V_F(t_i, T_i) = R_{bb}(t_i) \cdot I_F + V_{D0}(1 + \eta T_i) & (14) \\ V_F(t_s, T_s) = R_{bb}(t_s) \cdot I_F + V_{D0}(1 + \eta T_s) & (15) \end{cases}$$

En effectuant (15) –(14) nous obtenons ΔV_F :

$$\begin{cases} \Delta V_F(t_s - t_i) = V_F(t_s, T_s) - V_F(t_i, T_i) \\ \Delta V_F(t_s - t_i) = \Delta R_{bb}(t_s - t_i) \cdot I_F + \eta V_{D0}(T_s - T_i) & (16) \end{cases}$$

Avec :

- $V_F(t, T)$: tension mesurée aux bornes de chaque Pin à un instant (t), à la température de vieillissement (T), exprimée en (mV)
- $R_{bb}(t)$: résistance de l'interconnexion Au-Al à un instant (t), exprimée en (Ohms). Initialement cette résistance est quasiment négligeable.
- $V_D(T)$: tension aux bornes de la diode du circuit de protection ESD à une température (T), exprimée en (mV)
- I_F : courant de polarisation, fixé à 150 μA .
- t_i, T_i : instant initial et température initiale de la mesure. Dans le cas de notre expérimentation on a : $t_i \approx 1000$ heures et $T_i = 165^\circ C$.
- t_s, T_s : instant et température de stress respectif de la mesure. La T_s avoisine T_i .

La mesure de la variation de la résistance Rbb aux bornes de chaque interconnexion est déduite de l'équation n°16 :

$$\Delta R_{bb}(t_s - t_i) = (\Delta V(t_s - t_i) - \eta V_{D0}(T_s - T_i)) / I_F \quad (17)$$

L'élément produit $\eta V_{D0}(T_s - T_i)$ est un paramètre correcteur, il permet de prendre en compte l'effet de la variation de la température sur les mesures.

Grace à ce paramètre correcteur la mesure de la variation de la résistance Rbb n'est ainsi pas faussée par l'instabilité de la température au sein du four.

Comme nous l'avons précisé auparavant les diodes du circuit de protection ESD ont un coefficient de température différent (car elles ne sont pas identiques).

Pour pouvoir mesurer la variation de la résistance Rbb pour chaque interconnexion avec précision, il est nécessaire de déterminer le paramètre produit ($\eta * V_{D0}$) propre à chacune d'elle. Il est à noter que le paramètre produit ($\eta * V_{D0}$) n'est autre que le coefficient de température (α) de la diode.

Pour déterminer ce coefficient de température (α) il est nécessaire de réaliser une courbe d'étalonnage décrivant l'évolution de la tension mesurée aux bornes de la chaîne de mesure (V_F) en fonction de la température. Pour cette expérimentation nous avons varié la température de 25 à 130°C.

Dans les conditions de non « stress », la tension mesurée V_F aux bornes de chaque broche se retrouve être la tension du seuil de la diode (ceci sera démontré plus loin). Ainsi la pente délivrée par la courbe d'étalonnage n'est autre que le coefficient de température de la diode (α).

4.4. Concept de la courbe d'étalonnage en température pour la mesure de la variabilité de la tension V_F à un instant donné t et une température donnée T

4.4.1. Etalonnage du thermocouple utilisé pour l'expérimentation

Le capteur de température dédié à l'expérimentation est un thermocouple de type K. Pour vérifier l'étalonnage du thermocouple, nous avons utilisé la méthode par comparaison qui consiste à comparer la mesure du capteur à étalonner à celle du capteur de référence, cette procédure d'étalonnage est dite

étalonnage en interne. Cette méthode nécessite au minimum un mesureur appelé thermomètre étalon ou chaîne de référence, un générateur de température (un bain ou un four) et un capteur étalon.

Afin d'estimer l'incertitude appropriée à la mesure, nous avons mené cette expérimentation sur une large plage de température, allant de 0 à 210°C (voir Figure VI.8 et 9).

Pour vérifier la compensation des soudures froides du thermocouple, nous avons opté pour la méthode des cellules points fixes (méthode d'étalonnage appropriée).

Le point fixe de la glace fondante à 0°C a été utilisé à ce sujet pour la compensation des soudures froides.

Quant à la méthode par comparaison, la chaîne de mesure est constituée de :

- Une chaîne de référence : un thermomètre de haute précision PN 5207 (AOiP)
- Un générateur de température: un bain HTR 300 Calibration Block (Kaye)
- Un capteur étalon : une PT 100
- Un thermomètre numérique : Keithley 2000

Pour la méthode des cellules points fixes: la chaîne de mesure est constituée du même appareillage que la précédente méthode. Le seul instrument qui diffère, est le générateur de température, ce dernier est remplacé par un ICE point/reference Kaye instruments.

La Figure VI.7 illustre le banc de mesure d'étalonnage des capteurs thermiques, illustrant les deux méthodes d'analyse citées précédemment.

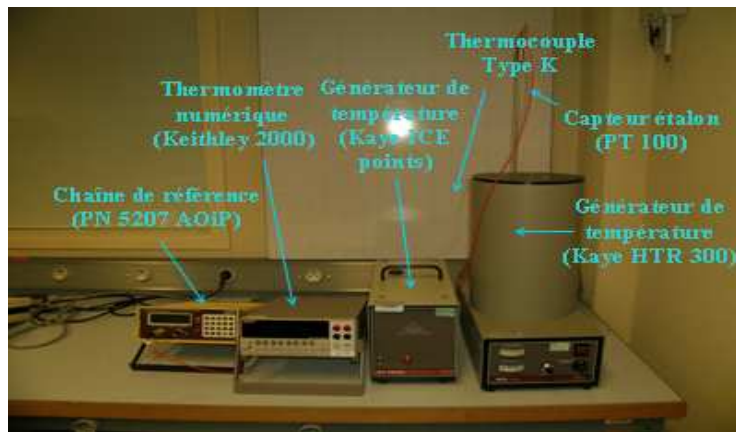


Figure VI.7 : Banc de mesure d'étalonnage des capteurs thermiques.

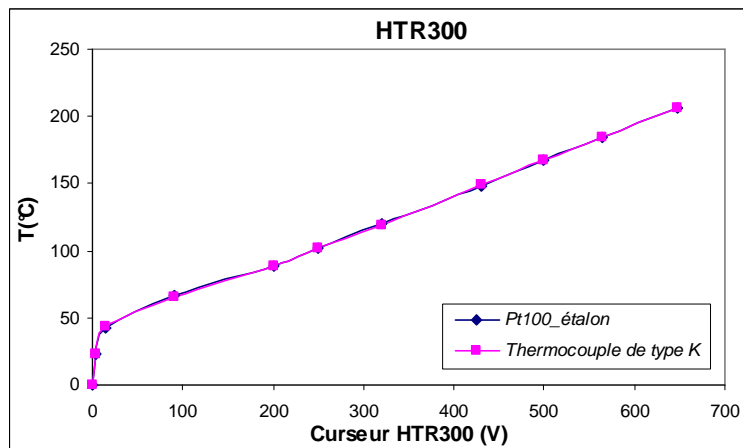


Figure VI.8 : Courbe d'étalonnage du thermocouple de type K. L'analyse de la soudure froide (0°C) a été établie par la méthode des cellules points fixes et l'analyse à haute température par la méthode par comparaison.

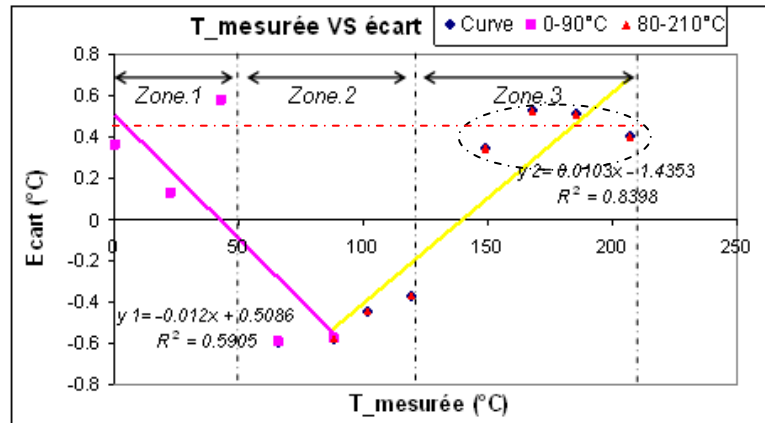


Figure VI.9 : Analyse des écarts thermocouple (type K)/étalon (PT 100).

La Figure VI.8 nous montre que les caractéristiques en température du thermocouple type K et de l'étalon sont confondues.

A partir de la Figure VI.9, on identifie trois zones de fonctionnement : zone 1 (basse température: 0 à 50°C), zone 2 (température moyennement élevée: de 50 à 120°C) et zone 3 (haute température : 120 à 210°C).

L'erreur en température est estimée en moyenne à 0.36°C dans la zone 1, à 0.5°C dans la zone 2 et à 0.44°C dans la zone 3. On constate que l'erreur à haute température peut être clampée en moyenne à 0.45°C, dite $\epsilon(\text{thermocouple})$. Cette erreur est prise en compte pour l'estimation de la variation de la résistance R_{bb} .

On peut conclure, suite à ces diverses constatations que le thermocouple type K utilisé pour l'expérimentation est correctement étalonné avec une erreur estimée à 0.45°C en moyenne à haute température.

4.4.2. Analyse de la courbe d'étalonnage

Afin de déterminer ΔR_{bb} , la courbe d'étalonnage décrit ici l'évolution de la tension mesurée aux bornes de la chaîne de mesure (V_F) en fonction de la température. Pour cette expérimentation nous avons varié la température de 25 à 130°C.

Avant toute « modélisation » de la relation entre deux variables, la tension aux bornes de la chaîne de mesure (V) et la température (T) pour le cas de l'étude, un travail préliminaire d'observation des données s'avère nécessaire. Les représentations graphiques constituent les outils de base ; elles sont efficacement complétées par la méthode des moindres carrés (d'un point de vue descriptif dans un premier temps). Ainsi nous étudierons l'étendue graphique de $V=f(T)$.

Sachant qu'au cours de l'expérimentation, nous souhaitons caractériser l'évolution de la résistance R_{bb} au fur et à mesure du vieillissement thermique, il est indispensable de tenir compte de la dépendance de la variabilité de (V) en fonction du temps (t), d'où la nécessité d'élaborer une méthodologie d'analyse comportementale numérique jouant le rôle d'indicateur de vieillissement. Cette partie de l'étude se retrouve principalement dans l'analyse de l'incertitude.

4.4.2.1. Analyse de l'incertitude:

- Méthode de mesure, prise en compte des erreurs systématiques et aléatoires, et corrections

Afin de fournir un résultat proche de la valeur réelle, nous avons diminué d'une part les erreurs aléatoires par le processus de la fidélité [10,11] afin d'assurer l'aptitude de la méthode à donner des résultats les plus proches possibles lors d'analyses répétées d'un même échantillon. Ainsi on tient compte de l'effet de la répétabilité et de la reproductibilité, en calculant la moyenne arithmétique des observations (mesures individuelles), notée $\langle V \rangle$ ou $\mu(V)$ et l'écart type associé, noté σ . D'autre part nous avons diminué les erreurs systématiques en suivant un protocole expérimental soigneux et méthodique et en appliquant des corrections en tenant compte de l'erreur observée sur le thermocouple à haute température, $\epsilon(\text{thermocouple}) = 0.45^\circ\text{C}$. Cette erreur ($\epsilon(\text{thermocouple})$) a été estimée par rapport au thermocouple étalon et est soustraite directement de la valeur mesurée de la température dans la programmation.

Rappel :

- *Répétabilité* : variabilité aléatoire des résultats d'une série de déterminations d'un même échantillon effectuée dans des conditions très proches (et donc généralement dans un temps court)
- *Reproductibilité* : variabilité aléatoire des résultats de plusieurs déterminations d'un même échantillon, effectuées de manière espacée dans le temps, donc dans des conditions qui peuvent être expérimentalement légèrement différentes.

Méthode de mesure suivie :

- Nous avons mesuré la répétabilité avec une méthode chromatographique en effectuant successivement sur le même échantillon cinq fois de suite la mesure de la tension (V) dans une même ½ journée et répété la méthode pour chaque température. Les cinq mesures sont effectuées en un délai très court, inférieur à une seconde.

On y a associé à chaque fois la moyenne correspondante à la tension $\mu(V)$.

- pour la vérification de la reproductibilité, nous avons repris la procédure expérimentale précédente, une fois par jour et ce sur deux jours de suite pour un total de deux séries de mesure correspondant à dix points pour chaque niveau de température.

A chaque fois on a associé pour chaque série, la moyenne correspondante à la tension $\mu(V)$ et l'écart type associé $S(V)$.

➤ *Estimation de l'incertitude, jugement de mesure et tolérance*

Sachant qu'on ne peut connaître la valeur précise de l'erreur (δV) sur la tension, nous avons déduit à partir de l'ensemble des mesures effectuées, l'incertitude correspondante ΔV et définit un intervalle de confiance pour lequel il y a une forte probabilité de trouver la « vraie » valeur de la quantité mesurée, telle que la $V_{\text{vraie}} \in [V_{\text{vraie}} - \Delta V, V_{\text{vraie}} + \Delta V]$ avec $\Delta V \leq \delta V \leq +\Delta V$.

On cherche à encadrer l'erreur, donc il s'agit bien d'estimer l'incertitude absolue.

Dans le cadre de notre étude, l'évaluation de l'incertitude s'effectue par la méthode de type A fondée sur l'application des méthodes statistiques à une série de déterminations répétées, utilisée pour quantifier les incertitudes de répétabilité des processus de mesure. Avec n valeurs indépendantes V_i , pour laquelle on détermine :

- l'estimation de l'espérance mathématique ou moyenne arithmétique de V, donnée par :

$$\mu(V) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n V_i$$

- l'estimation de la variance de V, donnée par :

$$S^2(V) = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (V_i - \mu(V))^2$$

Avec :

V_i : i^{ème} valeur, obtenue sur une série de n mesures d'un échantillon,

$\mu(V)$: valeur moyenne sur la série de n mesures,

n : nombre de mesures total,

S : estimation de l'écart type,

En général la reproductibilité et la répétabilité sont estimées par un écart type S.

Le fait que l'on tienne compte de toutes les erreurs systématiques permet de s'assurer :

- Qu'à partir de l'écart type S, on obtient une bonne estimation de l'incertitude absolue, une mesure individuelle V_i , pourvu que le nombre de points soit assez grand ($n \geq 10$), ce qui est notre cas $n=10$.

- Sachant que l'on considère non plus le résultat d'une mesure individuelle V_i mais la moyenne de n mesures $\mu(V)$, l'écart type devient $\frac{S}{\sqrt{n}}$.

- Si l'on suppose en plus de cela que nous avons une distribution normale centrée réduite $N(0,1)$ des résultats, l'intervalle de confiance sur la moyenne de n mesures $\mu(V)$ est donnée par :

$$IT_{1-\alpha} = \left[\mu(V) - \frac{Z_{1-\alpha/2} \cdot S}{\sqrt{n}} ; \mu(V) + \frac{Z_{1-\alpha/2} \cdot S}{\sqrt{n}} \right]$$

Avec :

$IT_{1-\alpha}$: intervalle de confiance,

α : risque d'erreur ou seuil de risque,

$1-\alpha$: coefficient de confiance,

$Z_{1-\alpha/2}$: quantile de la loi normale centrée réduite $N(0,1)$.

$\frac{Z_{1-\alpha/2} \cdot S}{\sqrt{n}}$ Représente l'incertitude dite «élargie».

- Dans le cadre de cette étude nous avons choisi une estimation pour un intervalle de confiance à 99%, correspondant à un intervalle de confiance au niveau 0.99 du paramètre μ .
- Ce qui nous a amené à : $\alpha = 0.99$; $1 - \alpha = 0.01$ et $Z_{1-\alpha/2} = 2.575$

Cette valeur d'intervalle de confiance a été choisie de telle façon à avoir une incertitude élargie la plus large possible.

Sachant que nous disposons de deux séries de mesures à chaque niveau de température pour la réalisation de la courbe d'étalonnage; la présence de la fluctuation de la moyenne d'échantillonnage est une certitude, ainsi l'analyse de la moyenne et de l'écart type se font différemment [12], menant à une formulation nouvelle de l'intervalle de confiance. Ainsi on a :

- soit deux séries de mesures : Série_1 (μ_1, S_1) ; Série_2 (μ_2, S_2)
- Moyenne des séries : $\mu(\text{séries}) = \left(\frac{\mu_1 + \mu_2}{2} \right)$
- Ecart type des séries :
La moyenne de l'écart type des séries tend vers : $\mu(S_i) = \sqrt{n_s - 1/n_s} \cdot S(\text{séries})$
○ Avec n_s : nombre de mesures par série.

$$D'où on a : S(\text{séries}) = \sqrt{n_s/n - 1/n_s} \cdot \mu(S_i)$$

Ainsi on obtient :

$$IT_{1-\alpha} = \left[\mu(\text{séries}) - \frac{Z_{1-\alpha/2} \cdot \sqrt{n_s/(n_s - 1)} \cdot \mu(S_i)}{\sqrt{n}} ; \mu(\text{séries}) + \frac{Z_{1-\alpha/2} \cdot \sqrt{n_s/(n_s - 1)} \cdot \mu(S_i)}{\sqrt{n}} \right] \quad (18)$$

Sachant que $n=10$ et $n_s=5$ on a :

$$IT_{0.01} = \left[\mu(\text{séries}) - \frac{2.575 \cdot \sqrt{5/4} \cdot \mu(S_i)}{\sqrt{10}} ; \mu(\text{séries}) + \frac{2.575 \cdot \sqrt{5/4} \mu(S_i)}{\sqrt{10}} \right]$$

4.4.2.2. Réalisation de la courbe d'étalonnage avec un appareil à atmosphère contrôlé :

La réalisation de la courbe d'étalonnage de la pièce de test dédiée à la validation de la méthodologie de l'IPD a été effectuée avec un appareil à atmosphère contrôlé, le TEMPTRONIC, pour ses hautes spécificités en température (contrôle: +/-0.1°C ; précision: 1°C ; résolution: +/-0.1°C et taux de transmission standard de -55 à 125°C : environ 7 secondes).

Afin de s'assurer d'une part qu'il y a bien stabilité en température et d'autre part d'avoir une certitude sur la valeur réelle lue, nous avons inséré en parallèle au thermocouple utilisé (thermocouple type K) un capteur de température étalon (PT 100).

La chaîne de mesure est constituée de:

- Un source-mètre : Keithley 2400,
- Une matrice de commutation : HP 34980A,
- Un thermomètre numérique : Keithley 2000,
- Un capteur de température de référence : TC Type K,
- Un capteur étalon : PT 100,
- Véhicule de test : carte spécifique au produit étudié, haute température (200°C),
- Une centrale d'acquisition (PC) et un logiciel d'étalonnage (VEE pro),
- Pièce de test : un boîtier TQFP 64 pins ayant déjà subi un vieillissement à 1000h 165°C.
Sur ce boîtier, nous avons réalisé la courbe d'étalonnage et analysé les résultats sur 54 des 64 pins (les autres pins sont inaccessibles).

Le banc de mesure utilisé pour la réalisation de la courbe d'étalonnage est identique à celui de l'IPD (voir Figure VI.5) sauf que le four est ici remplacé par le TEMPTRONIC.

Remarque : La méthodologie de la mesure de la courbe d'étalonnage, décrite précédemment a été entièrement programmée avec le logiciel VEE pro.

4.4.2.3. Analyse de la courbe d'étalonnage:

La détermination de l'incertitude liée à l'étalonnage à partir de la droite des moindres carrés est le plus souvent incontournable.

Dans notre cas on a supposé que le modèle empirique de relation entre V et T est une droite d'équation ($V=a T + b$) et on a cherché dans ce cas à déterminer les valeurs des coefficients (a) et (b) de telle façon que la droite représente au mieux le nuage de points.

On désigne \hat{v}_i les valeurs prédites par le modèle, et e_i les résidus (écarts entre valeurs mesurées V_i et les valeurs prédites \hat{v}_i).

Tel que: $\hat{v}_i = aT_i + b$ et $e_i = v_i - \hat{v}_i = v_i - b - aT_i$

Le critère des moindres carrés consiste à chercher les paramètres (a) et (b) qui minimisent la somme des carrés des résidus (SCE_R), tel que :

$$SCE_R(a,b) = \sum_i e_i^2 = \sum_i v_i - \hat{v}_i = \sum_i (v_i - b - aT_i)^2 \quad (19)$$

Il est rigoureux de faire une analyse de la variance des points expérimentaux (V_i) pour savoir quelle méthode des moindres carrés à appliquer pour analyser la courbe d'étalonnage: la méthode classique ou la méthode avec pondération [11,13].

La méthode classique suppose une variance constante de V quelle que soit la valeur de T sur la plage d'étalonnage. C'est rarement le cas en analyse où le plus souvent la variance croît avec le signal et c'est l'erreur relative qui est en revanche approximativement constante.

Dans ce cas c'est l'utilisation de la méthode de régression avec pondération des variables qui est la plus adaptée. Chaque point d'étalonnage est affecté d'une variance S_i^2 qui représente un écart quadratique moyen dont l'inverse va servir d'élément de pondération [11,13].

En se référant à la séquence de test choisi pour évaluer la variabilité de V_F , on en déduit que chaque point expérimental (V_i, T_i) est déjà un point moyen tel que :

$$v_i = \mu(V) \text{ et } T_i = \mu(T).$$

La valeur moyenne de V_i est notée $\mu(V_i)$ et celle de T_i notée $\mu(T_i)$.

Pour chaque point V_i on lui a associé un écart type d'où une variance.

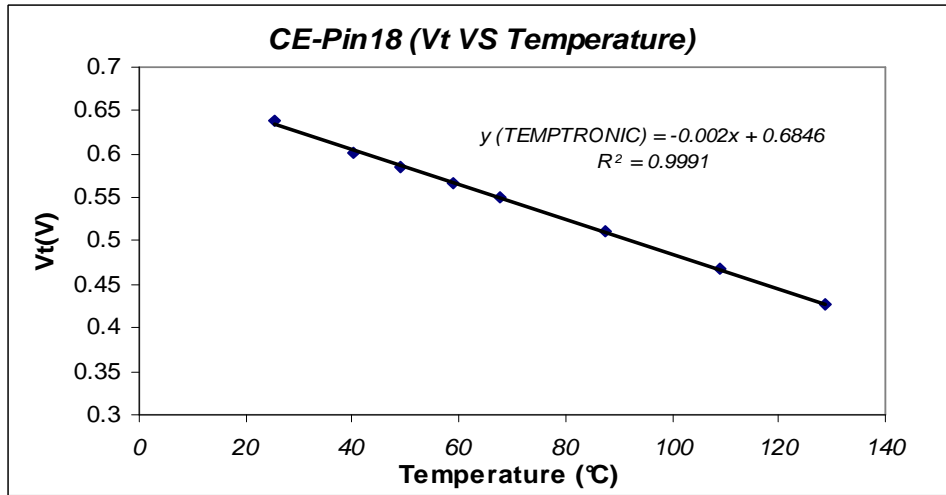


Figure VI.10: Courbe d'étalonnage de la Pin 18, avec comme coefficients de régression (a)= -0.001966 V/°C et (b)= 0.682162 V et un coefficient de corrélation $\rho=0.9991$.

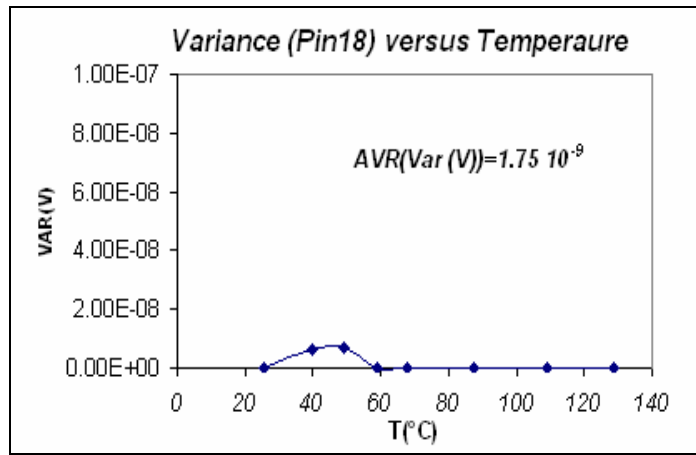


Figure VI.11: Variabilité de la variance des points d'échantillonnage en fonction de la température pour la courbe d'étalonnage (illustration d'un exemple de la Pin18).

On observe à partir de la Figure VI.11 que la variance des points expérimentaux est quasiment constante et de valeur moyenne égale à $1.75 \cdot 10^{-9}$. En conséquence la méthode de régression la plus adaptée au cas étudié est la méthode classique.

A partir de là on peut conclure que l'incertitude liée au résultat obtenue à partir de la droite d'étalonnage dépend principalement :

- De l'incertitude sur la pente (a)
- Et de l'incertitude sur le point moyen $(\mu(V_i), \mu(T_i))$

Calcul des coefficients du modèle [10,13 et 14] :

$$a = \frac{\sum_i \frac{v_i T_i}{n} - \mu(V_i) \mu(T_i)}{\sum_i \frac{T_i^2}{n} - \mu(T_i)^2} = \frac{COV_{vTi}}{S^2_{v_i}} \quad b = \mu(V_i) - a \cdot \mu(T_i)$$

Avec comme coefficient de corrélation (ρ) :

$$\rho = \frac{\sum_i \frac{v_i T_i}{n} - \mu(V_i)\mu(T_i)}{\sum_i \frac{T_i^2}{n} - \mu(T_i)^2 \sum_i \frac{V_i^2}{n} - \mu(V_i)^2} = \frac{COV_{v_i T_i}}{S_{v_i} S_{T_i}}$$

A partir de la Figure VI.10, on constate que nous avons obtenu un coefficient de corrélation proche de 1 ($\rho=0.9991$), l'ajustement linéaire est parfait. Les points sont parfaitement alignés sur la droite de régression et la somme des carrés des écarts résiduels est presque nulle ($SCE_R=1.24 \cdot 10^{-3}$).

4.4.3. Validité de la courbe d'étalonnage

Lors de la réalisation de la courbe d'étalonnage, la tension mesurée aux bornes de chaque broche est sensée être la tension du seuil de la diode. Pour valider cette hypothèse il suffit de montrer que la pente du modèle n'est autre que le coefficient de température de la diode, tel que :

$$a = \frac{\Delta V}{\Delta T} = \frac{dV_D}{dT} \approx -2mV / ^\circ C$$

On a vu précédemment, à partir de l'équation (8), que la tension mesurée aux bornes de la chaîne de mesure est de cette forme: $V_F(t, T) = Rbb(t) \cdot I + V_D(T)$

La courbe d'étalonnage est réalisée dans des conditions de non « stress », à l'état initial ($t=0$), d'où:

$$V_F(0, T) = Rbb(0) \cdot I + V_D(T)$$

Dans ces conditions la $Rbb(0)$ est constante et de l'ordre de $15 \text{ m}\Omega$ [1], ainsi on a:

$$Rbb(0) \cdot I \approx 2,25 \mu V \ll V_D(25^\circ C) \approx 638 mV;$$

De ce fait la tension $\{Rbb(0) \cdot I\}$ est négligeable, d'où on obtient :

$$V_F(0, T) = V_D(T) = a \cdot T + b$$

À partir de la Figure VI.10, on constate que la pente du modèle de la courbe d'étalonnage reflète parfaitement le coefficient de température de la diode :

$$a = \frac{\Delta V}{\Delta T} = -1.966 \approx -2mV / ^\circ C, \text{ ainsi l'hypothèse est vérifiée.}$$

Pour chaque diode, la tension $V_D(T)$ se présente sous la forme suivante:

$$V_D(T) = V_{D0}(1 + \eta T) ; \text{ avec } a = \eta V_{D0} \text{ et } b = V_{D0}$$

Avec :

V_{D0} : paramètre dépendant du matériau de la diode, exprimé en (mV) ;

η : constante, exprimée en ($^\circ C^{-1}$) ;

Le produit ηV_{D0} représente le coefficient de température (α) de la diode. Ainsi la pente délivrée (a) par la courbe d'étalonnage n'est autre que le coefficient de température de la diode (α).

Nous avons dit précédemment, que pour pouvoir mesurer la variation de la résistance Rbb pour chaque interconnexion avec précision, il est nécessaire de déterminer le paramètre produit ($\eta \cdot V_{D0}$) propre à chacune d'elle.

Nous venons ainsi de démontrer que nous pouvons déterminer ce paramètre produit ($\eta \cdot V_{D0}$) pour chaque interconnexion en réalisant à chaque fois la courbe d'étalonnage correspondante.

Les paramètres (V_{D0} , η et $\sigma(v_i)$) sont déterminés pour toutes les broches lors de la réalisation de leur courbe d'étalonnage respective. Ils serviront de paramètres de conversion pour la mesure de la variation de la résistance Rbb aux bornes de chaque interconnexion.

Rappel : $\sigma(v_i)$, c'est la variance moyenne des points d'échantillonnage de la courbe d'échantillonnage

5. Méthodologie de la mesure de l'IPD

Comme nous l'avons écrit précédemment ΔR_{bb} est proportionnelle à la variation de la tension mesurée ΔV_F . Le modèle (équation n°17) par lequel nous allons pouvoir déterminer la mesure de ΔR_{bb} est le suivant :

$$\Delta R_{bb}(t_s - t_i) = (\Delta V(t_s - t_i) - \eta V_{D0}(T_s - T_i)) / I_F$$

Dans notre expérimentation ΔR_{bb} est exprimée en (Ohms).

Tout au long du vieillissement, nous mesurons la tension de sortie VF in-situ. La température réelle au sein du four varie rapidement à +/-1°C. Il est nécessaire de tenir compte de la dépendance de la variabilité de (V) en fonction du temps (t), d'où la nécessité d'élaborer une méthodologie d'analyse comportementale numérique jouant le rôle d'indicateur de vieillissement. Cette partie de l'étude se retrouve principalement dans l'analyse de l'incertitude (voir paragraphe 5.2).

Pour ce faire, nous avons choisi d'établir une méthode de mesure optimisée (par comparaison à celle proposée pour la réalisation de la courbe d'étalonnage) afin de tenir compte de l'effet de la répétabilité et de la reproductibilité.

5.1. Méthode de mesure (descriptif de la séquence de mesure) :

Nous avons mesuré la répétabilité avec une méthode chromatographique en effectuant successivement sur le même échantillon trois fois de suite la mesure de la tension (V) pour une seule mesure de (T). Les trois mesures sont effectuées en un délai très court, inférieur à une seconde. Cette procédure expérimentale constitue une série dite de mesure.

Le banc de mesure met six minutes pour effectuer la série de mesure sur toutes les Pins.

Pour la vérification de la reproductibilité, nous avons réitéré la procédure expérimentale précédente à cinq reprises pour un total de cinq séries de mesure correspondant à quinze points de mesure en tension (V) et à cinq points de mesure en température (T).

A chaque fois on a associé pour chaque série, la moyenne correspondante à la tension $\mu(V)$ et l'écart type associé $S(V)$, il en est de même pour la température.

L'ensemble des mesures constitue un point expérimental (V_i, T_i) .

La séquence de mesure dure au total 30 minutes et les séries de mesures sont espacées dans le temps de 6 minutes.

5.2. Estimation de l'incertitude de mesure

Comme nous venons de le voir chaque point expérimental (V_i, T_i) est déjà un point moyen avec :

$$V_i = \mu(V) \text{ et } T_i = \mu(T).$$

La valeur moyenne de V_i est notée $\mu(V_i)$ et celle de T_i notée $\mu(T_i)$.

Nous avons associé pour chaque point moyen (V_i, T_i) : une valeur moyenne, un écart type et un intervalle de confiance à 99% pour la tension (V_i) et uniquement une valeur moyenne pour la température (T_i), notés :

$$\Rightarrow \{ \mu(V_i), \sigma(V_i), IT(99\%) \text{ et } \mu(T_i) \}$$

Nous avons fait de même pour $\Delta V(t_s - t_i)$ et pour $\Delta R_{bb}(t_s - t_i)$, nous leur avons associé respectivement une valeur moyenne, un écart type et un intervalle de confiance à 99%, tel que :

$$\begin{cases} \Delta V(t_s - t_i) \Rightarrow \{ \mu(\Delta V), \sigma(\Delta V) \text{ et } IT(99\%) \} \\ \Delta R_{bb}(t_s - t_i) \Rightarrow \{ \mu(\Delta R_{bb}), \sigma(\Delta R_{bb}) \text{ et } IT(99\%) \} \end{cases}$$

Détermination de l'écart type, respectivement pour $\Delta V(t_s - t_i)$ et $\Delta R_{bb}(t_s - t_i)$, nous obtenons ainsi les équations suivantes :

$$\begin{cases} \sigma(\Delta V) = \left[\sigma^2(V_F(t_s, T_s)) + \sigma^2(V_F(t_i, T_i)) \right]^{0.5} \text{ Constante} \\ \sigma(\Delta R_{bb}) = \left[\left(\frac{1}{I_F^2} \right) \sigma^2(\Delta V) + \left(\frac{\eta V_{D0}}{I_F^2} \right) \sigma^2(\Delta T) \right]^{0.5} \Rightarrow \sigma(\Delta R_{bb}) = (\sigma(\Delta V) / I_F) \end{cases}$$

L'ensemble tend vers zéro

5.3. Critère de défaillance

La résistance mesurée de départ n'est autre que la résistance statique de la diode à jonction P-N, telle que :

$$R_{Chaîne}(t_i, T_{Test}) = R_{bb}(t_i) + R_0(T_{Test}) \quad (43) \text{ avec : } R_{bb}(t_i) \approx 0;$$

$R_{Chaîne}$, c'est la résistance mesurée aux bornes de la chaîne de mesure.

Le fait de mesurer une variation sur cette résistance signifie que la R_{bb} n'est plus négligeable et sera prise en compte dans la chaîne de mesure, ainsi on a :

$$\left\{ R_{Chaîne}(t_s, T_{test}) = R_{bb}(t_s) + R_0(T_{Test}) \right. \quad (44)$$

$$\left. \begin{array}{l} \text{En effectuant (44)-(43) on a } \Delta R_{Chaîne}(t_s - t_i) = \Delta R_{bb}(t_s - t_i) \end{array} \right\} \quad (45)$$

- *Choix du critère de défaillance :*

A partir des résultats expérimentaux (voir paragraphe.6), nous avons pu constater que lorsque ΔR_{bb} excède de 20% la valeur réelle de la résistance statique ($R_0 = 2.473 \text{ k}\Omega$ à 165°C), on peut admettre qu'il y a une fragilité sur la robustesse de l'interconnexion Au-Al. Ainsi nous pouvons définir comme critère de défaillance : $\Delta R_{bb}(t_s - t_i) = 20\% \cdot R_0(T_s)$ (20)

En effet à partir des variations mesurées sur la résistance R_{bb} tout au long du vieillissement, nous avons conclu que les interconnexions peuvent être considérées dégradées pour une ΔR_{bb} de l'ordre de 500Ω , équivalent à une variation mesurée sur la tension V_F de 75mV .

5.4. Importance du temps d'échantillonnage sur le suivi de la dégradation

Afin de répondre à l'objectif majeur de l'étude « *décrire dans le temps le suivi de la dégradation des interconnexions Au-Al tout au long du vieillissement thermique avec précision (mesures in-situ)* », nous avons effectué une recherche itérative du temps d'échantillonnage adéquat pour les mesures.

Pour ce faire nous avons suivi la procédure décrite ci-dessous :

Dans le cadre de cette étude nous sommes arrêtés à deux itérations :

1^{ère} itération : Nous avons effectué la recherche du premier rejet sur la base d'un échantillonnage de 2 mesures par jour {à 10h et 16h}. Sur le premier rejet nous n'avons pu observer le résultat escompté.

2^{ème} itération : L'amélioration de l'échantillonnage des mesures pour le second rejet a été établie à partir de l'analyse des résultats du premier. Nous avons augmenté le nombre de mesure par jour, ainsi l'ajustement s'est soldé sur une mesure toutes les 3 heures (8 mesures/jour). Avec cette amélioration apportée sur le temps de l'échantillonnage nous avons pu décrire dans le temps le suivi de la dégradation des interconnexions Au-Al tout au long du vieillissement thermique avec précision.

Remarque : la procédure d'ajustement du temps d'échantillonnage es prise en compte dans le programme VEE de la méthodologie de mesure de l'IPD.

6. Procédure de validation des résultats de l'IPD (analyse comparative)

Afin de valider les résultats issus de l'IPD, nous avons procédé à deux analyses de comparaison de méthodes de test :

- La 1^{ère} consiste à comparer les résultats de l'IPD au test d'Open/Short.
 - Principe : vérifier qu'à chaque fois que l'on observe une augmentation de ΔR_{bb} sur une Pin donnée, cela se manifeste par la dégradation de sa courbe de diode (I-V), et que la mesure d'une résistance élevée correspond à un rejet électrique en circuit ouvert (observable sur I-V), dit "Open".
- La 2^{ème} consiste à comparer les résultats de l'IPD aux méthodes de test WP et BS.
 - Principe : Pour cette expérimentation nous avons étudié en parallèle dans les mêmes conditions de vieillissement (HTS à 165°C 2000h) la tenue mécanique des interconnexions Au-Al sur le même lot de fabrication que celui de la pièce de test de l'IPD.
Une étude comparative est effectuée sur les évolutions observées durant le vieillissement, on distingue:
 - L'analyse de la tenue mécanique des interconnexions par les méthodes de test WP et BS au fur et à mesure du vieillissement et l'analyse du mécanisme de défaillance (micrographies SEM+ analyses EDX).
 - Et l'étude comparative du taux de défaillance observé entre les résultats issus de l'IPD et les méthodes de test WP et BS.

7. Résultats et discussions

7.1. Analyse du premier rejet

En analysant la courbe d'étalonnage de chacune des Pins de la pièce de test, nous avons identifié un premier rejet sur la Pin n°34, pour laquelle les coefficients du modèle (α et β) sont inadéquats avec les valeurs normalisées, $\alpha \neq -2\text{mV}/^\circ\text{C}$ et $\beta \neq \sim 680\text{ mV}$, (Voir Figure VI.12.a). Le rejet a été confirmé, en analysant la dégradation de la caractéristique (I-V), sur laquelle on observe le gabarit d'un circuit ouvert (Voir Figure VI.12.b).

La confirmation du rejet a été effectuée en comparant sa caractéristique (I-V) avec celle d'une Pin non détériorée (Pin n°24).

Remarque : Les coefficients du modèle (a et β) de la Pin 34 ont été déterminés sans tenir compte des points de non mesure. Pour un circuit ouvert (CO), le source-mètre renvoie comme référence de tension de non mesure, $V_{\text{réf}}=1\text{V}$.

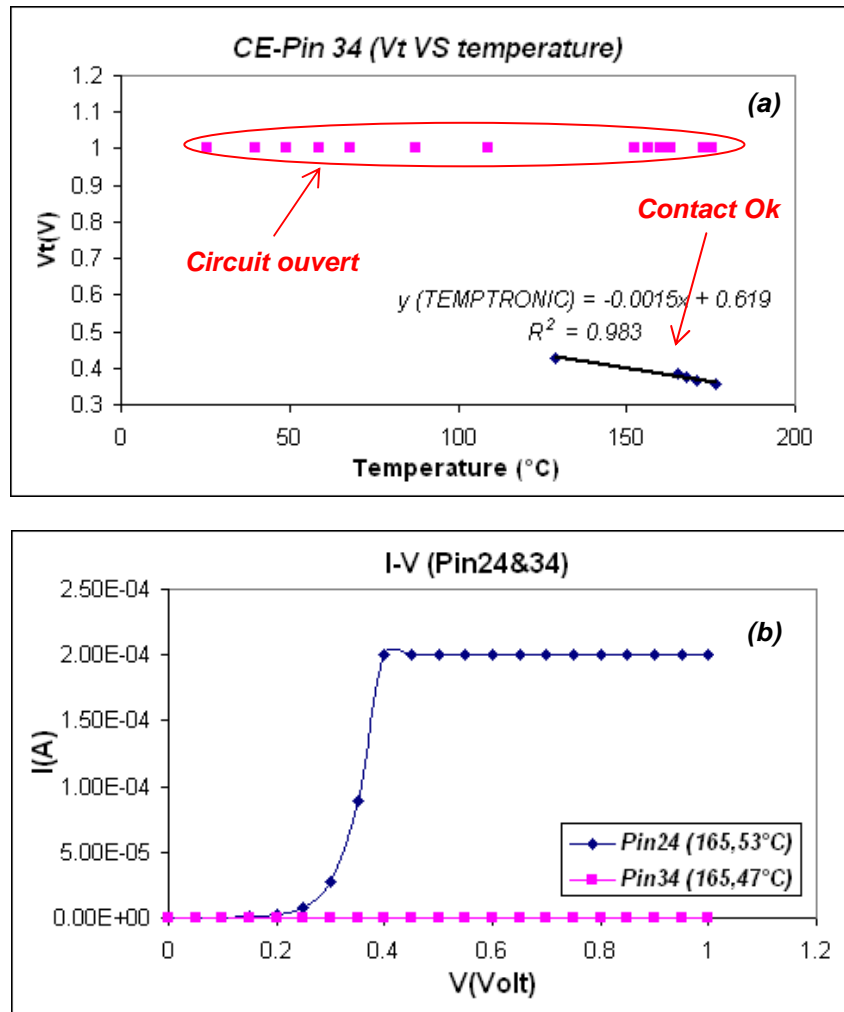


Figure VI.12 : (a) Courbe d'étalonnage de la Pin 34, avec comme coefficients de régression $a = -0.001464\text{ V}/^\circ\text{C}$ et $b = 0.619008\text{ V}$ et un coefficient de corrélation $\rho=0.983$.
 (b) Confirmation du rejet sur la Pin 34 par analyse de la dégradation de la caractéristique (I-V).

7.2. *Analyse des résultats de la variation de la résistance R_{bb} pour chacune des interconnexions Au-Al*

Les Figure VI.13.a et 14.a, illustrent l'évolution de la variation de la résistance R_{bb}, notée ΔR_{bb} (en valeur moyenne), au fur et à mesure du vieillissement thermique, allant de 1000 jusqu'à 2000h à 165°C, sur diverses interconnexions de la pièce de test (TQFP64 pins).

Avec : $\mu (\Delta R_{bb}) = \text{moyenne de 15 mesures.}$

On constate à partir de ces figures que l'évolution de ΔR_{bb} dans le temps, est caractérisée par deux phases : une phase d'induction et une phase de croissance.

- Phase d'induction : Sur cette période de vieillissement, ΔR_{bb} reste stable et en-dessous de 120 Ω . La durée de la phase d'induction (t_i) varie d'une interconnexion à une autre, reflétant ainsi des durées de vie différentes (voir Figure VI.13.a).
- Phase de croissance : Cette période décrit principalement la phase de dégradation d'une interconnexion. Au cours de cette phase, ΔR_{bb} croît jusqu'à atteindre un seuil de variation avoisinant les 3k Ω . Cette variation est clampée sur la plupart des interconnexions à $\sim 4,2$ k Ω , traduisant en réalité une résistance infinie correspondant à un circuit ouvert (CO).

La variation de ΔR_{bb} est observée sur 9 Pins : {10, 16, 57, 12, 14, 3, 17, 29 et 25}.

La durée de la phase de dégradation (t_D) varie aussi d'une interconnexion à une autre (voir Figure VI.13.a).

Au cours de cette phase, ΔR_{bb} continue à croître jusqu'à la fissuration totale de l'interconnexion. Cette croissance peut être soit lente ($t_D \geq 30h$) telle que pour les Pins {16, 12 et 14}, soit rapide ($t_D < 3h$) tel que pour les Pins {10, 57, 3, 17, 29 et 25}.

En associant le premier rejet de la Pin 34 observé lors de l'analyse des diverses courbes d'étalonnage de la pièce de test, le nombre total de rejets s'élève à dix.

7.3. *Comparaison des résultats de l'IPD, au test d'Open/short*

A partir des Figure VI.13 et 14, on observe qu'à chaque fois que ΔR_{bb} augmente au fur et à mesure du vieillissement, il s'en suit une dégradation de la caractéristique (I-V); telle que pour les Pins {16, 14 et 29}. On constate aussi qu'à chaque fois que la variation est élevée ($\Delta R_{bb} > 3K\Omega$), un CO est observé sur toutes les Pins rejets ; la Pin 18 est donnée comme exemple de Pin non dégradée.

Le reste des Pins (résultats non illustrés) ont un comportement similaire à celui de la Pin 18.

Suite à ces constatations on peut affirmer qu'il y a une corrélation entre les résultats issus de l'IPD et ceux issus du test d'Open/short. Les deux méthodes de test sont ainsi complémentaires.

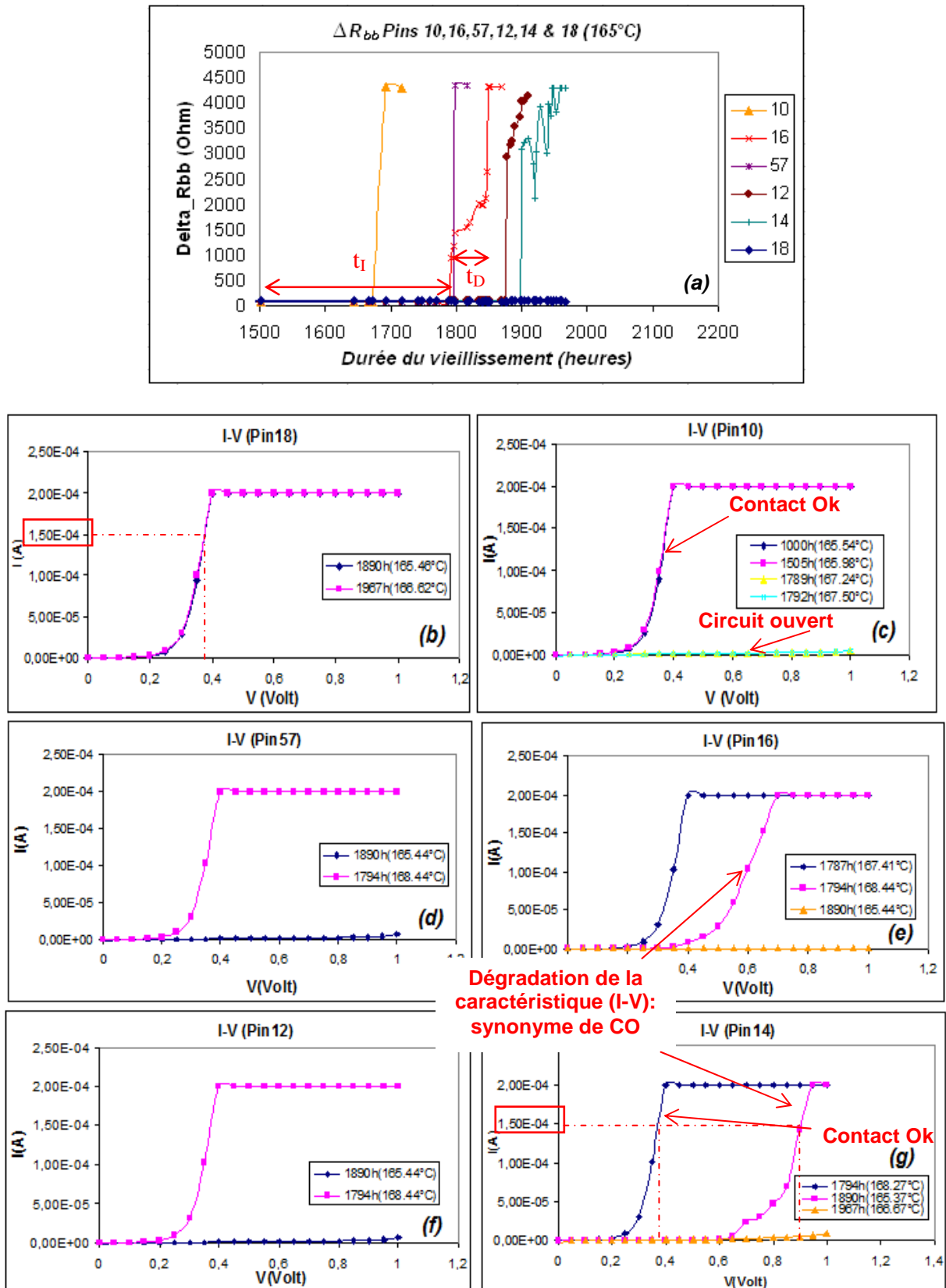


Figure VI.13 : (a) Mesure de la variation de la résistance R_{bb} (noté ΔR_{bb}) pour les interconnexions de la pièce de test (IQFP64 pins) au fur et à mesure du vieillissement thermique sur une durée de 1000 h à 165°C. (b-g) Suivi de l'évolution de la caractéristique (I-V) au cours du vieillissement, pour valider l'état de fonctionnalité des Pins testées.

Pins testées : n°10, 16, 57, 12 et 14 (défaillantes) et 18 (non défaillante).

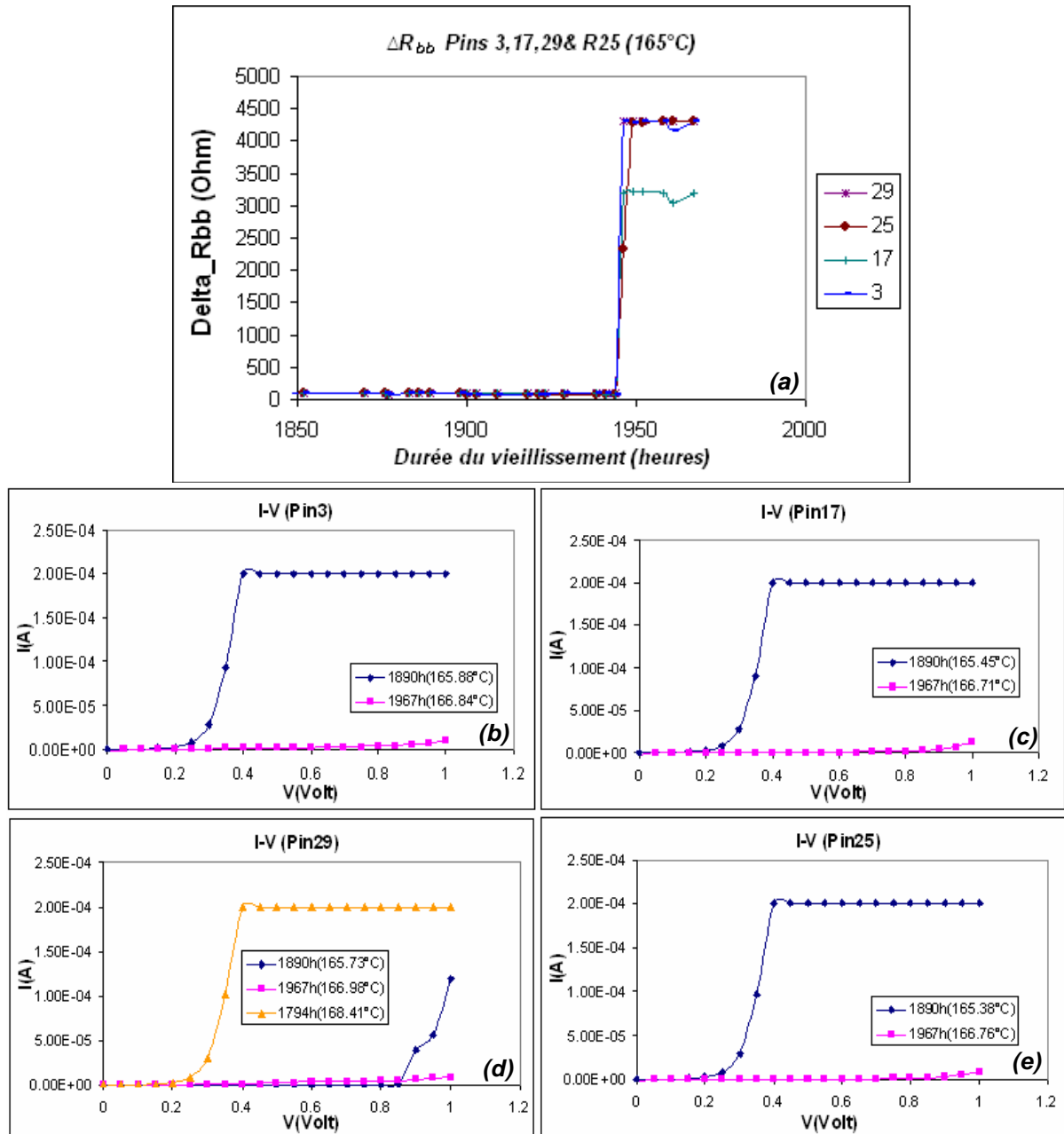


Figure VI.14 : (a) Mesure de la variation de la résistance R_{bb} (noté ΔR_{bb}) pour les interconnexions de la pièce de test (IQFP64 pins) au fur et à mesure du vieillissement thermique sur une durée de 1000 h à 165°C. (b-e) Suivi de l'évolution de la caractéristique (I-V) au cours du vieillissement, pour valider l'état de fonctionnalité des Pins testées.

Pins testées : n°3, 17, 29 et 25 (défaillantes).

7.4. *Analyse de l'évolution de la dégradation des interconnexions Au-Al tout au long du vieillissement thermique*

➤ *Impact de la fréquence d'échantillonnage sur le suivi de la dégradation*

En analysant l'évolution dans le temps de ΔR_{bb} sur le second rejet (Pin 10), on constate qu'il n'y a pas eu de suivi sur l'évolution de la dégradation de cette interconnexion. On a seulement réussi à détecter la rupture totale de l'interconnexion en mesurant une résistance élevée de $\sim 4,2 \text{ k}\Omega$ après $\sim 1794\text{h}$ à 165°C . Ce fait est dû au choix inadéquat sur la fréquence d'échantillonnage qui est considérée comme faible (2 mesures/jour).

En augmentant cette dernière à une mesure toutes les 3 heures (8 mesures/jour), nous constatons sur les Pins {16, 12 et 14}, que nous avons réussi à suivre dans le temps l'évolution de la dégradation de chacune des interconnexions Au-Al au fur et à mesure du vieillissement thermique avec précision, décrivant principalement pour chacune d'elles la propagation de la fissuration à travers l'intermétallique Au-Al (voir Figure VI.15).

La même constatation a été faite sur la Pin 25, sauf que cette fois-ci le suivi est partiellement observé.

Ainsi nous pouvons conclure que plus la fréquence d'échantillonnage est élevée et plus la description dans le temps du suivi de la dégradation est enrichie.

On peut échantillonner les mesures dans le meilleur des cas toutes les heures, l'inconvénient majeur est le traitement et l'analyse des données, cela demanderait beaucoup de temps de travail.

➤ *Analyse de l'écart type pour un point moyen de mesure*

L'ensemble des mesures (15 au total) constituant ce point, sont réparties sur une durée de 30 minutes. En tenant compte de l'effet de cette répartition (aspect du temps) sur la variation des mesures et de l'effet de la température, nous avons associé à chaque point moyen de mesure un intervalle de confiance (voir Figure VI.15).

Rappel: un intervalle de confiance (IT) est fonction de l'écart type (σ). Tel que : $It = \mu \pm const \cdot \sigma$

En analysant l'évolution de la variation de ΔR_{bb} au cours de la phase de croissance, on constate que:

- ✓ Lorsque l'écart type est faible sur les (n) mesures, ΔR_{bb} reste stable dans le temps, cela signifie que la fissuration ne progresse pas (voir l'encadré en rouge Figure VI.15).
- ✓ Tandis que lorsque l'écart type est élevé, on observe dans le temps une augmentation de ΔR_{bb} , cela signifie qu'il y a eu progression de la fissuration (voir l'encadré en vert Figure VI.15).

L'analyse de l'écart type va nous permettre de vérifier si les variations mesurées sur R_{bb} sont réelles ou non.

Suite à ces constatations, on conclut que l'analyse de l'écart type peut être utilisée comme un indicateur sur l'état de progression de la fissuration (et ainsi de la dégradation de l'interconnexion).

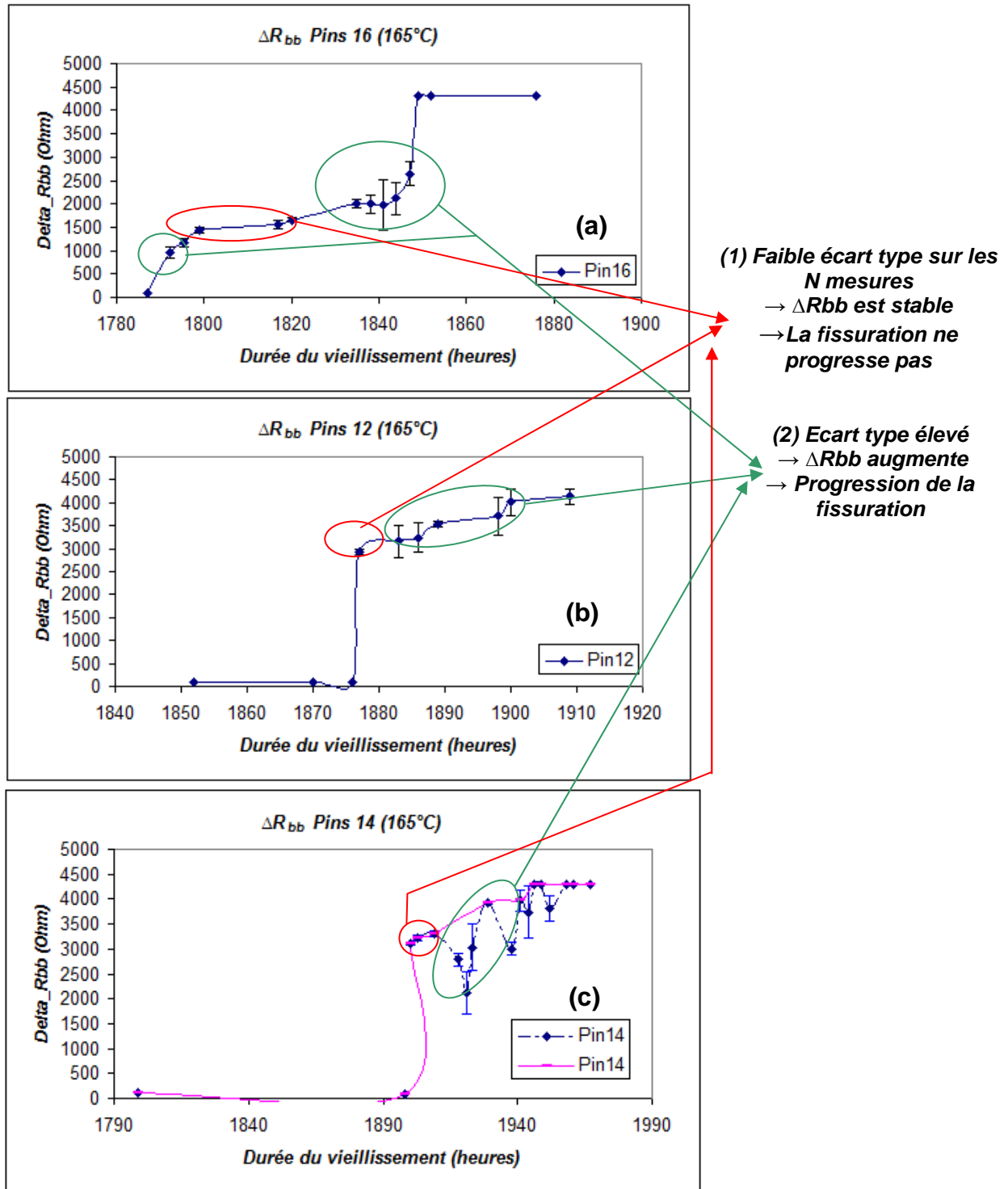


Figure VI.15 : Suivi dans le temps de l'évolution de la dégradation de l'interconnexion Au-Al au fur et à mesure du vieillissement thermique avec précision décrivant principalement la propagation de la fissuration à travers l'intermétallique Au-Al. (a-b) Augmentation de ΔR_{bb} observée respectivement sur les Pins 16 et 12. (c) Illustration de l'effet de la dilatation thermique de la résine sur l'augmentation de ΔR_{bb} pour la Pin 14.

7.5. Effet de la dilatation thermique de la résine

A partir de la Figure VI.16, on observe que sur une partie des Pins rejets {10, 57, 12 et 14}, l'interconnexion s'est rétablie à plusieurs reprises, elle se présente sous la forme d'un contact intermittent. La ΔR_{bb} oscille dans le temps. Cette oscillation n'est récurrente uniquement que sur les Pins détectés auparavant en CO, tel que pour les Pins {10, 57 et 12}.

Ce phénomène s'est aussi produit pendant la phase de croissance de ΔR_{bb} de la Pin 14. Ce cas précis a été uniquement observé sur cette Pin.

Le contact vient à se rétablir dans le temps sous l'effet de la dilatation thermique de la résine, suite à une augmentation de la température. Il se peut aussi qu'il existe d'autres phénomènes qui agissent aussi en ce sens.

Selon WC.Filho.Maia [15], une défaillance intermittente doit être considérée comme un vrai rejet (un réel rejet électrique en CO) puisque l'intermittence est due à un rétablissement mécanique du contact qui s'effectue dans le temps sous l'effet de la dilatation thermique de la résine due aux effets thermomécaniques vus par le boîtier.

Exemple.1 :

Lors de la réalisation de la courbe d'étalonnage de la Pin 34 (voir Figure VI.12), l'interconnexion a été détectée en CO de 25 à 110°C, en un temps de 4h30 min; puis l'interconnexion s'est rétablie à 128°C. Entre les deux points successifs de mesure (110 et 130°C), un temps de 45min s'est écoulé. Cela montre que sous l'effet de la haute température la dilatation thermique de la résine n'est effective qu'à partir d'un certain temps ($t \geq 30\text{min}$) avant que le contact ne puisse se rétablir.

Sur la plage allant de 150 à 175°C, le contact s'est rétabli à plusieurs reprises, principalement vers les températures les plus hautes (voir Figure VI.12). On peut conclure que plus le différentiel de dilatation thermique entre la résine et la puce (ΔCTE) est important plus on a de la chance de voir le contact se rétablir.

Pour cette expérimentation la courbe d'étalonnage a été réalisée d'abord avec le TEMPTRONIC (appareil à atmosphère contrôlé) pour la basse température (de 25 à 130°C) puis avec le four pour la haute température (de 150 à 175°C).

Exemple.2 :

Comme nous l'avons énoncé précédemment, la température dans le four n'est pas stable, il y a une variabilité à $\pm 1^\circ\text{C}$ (sur une durée de 30 min).

La Figure VI.17, nous montre trois cas d'illustrations du suivi réel de la température dans le temps sur les Pins n° 10, 12 et 14, avec le suivi de la variation de la résistance R_{bb} .

Sur cette même figure ainsi que sur la Figure VI.16.c, on peut voir que l'effet de la dilatation thermique de la résine est aussi présent sur un point moyen de mesure (voir l'encercle en vert).

Sous une durée de stockage thermique assez longue à haute température, la résine vient à se dilater et reste en constance de dilation, sans bien sûr atteindre l'effet de polymérisation.

A partir de la Figure VI.17, on constate que la présence de contacts intermittents (après la rupture de l'interconnexion) fait suite aux variations de la température réelle à $\pm 1^\circ\text{C}$, soit dans le sens d'une augmentation en température comme pour la Pin 10 (voir Figure VI.17.b), soit dans le sens d'une diminution en température comme pour la Pin 12 (voir Figure VI.17.c).

A partir de la Figure VI.17.a, on constate que l'effet de la dilatation thermique de la résine peut être aussi présent pendant une phase de croissance (avant que la rupture de l'interconnexion ne soit totale).

Sur un point moyen de mesure, l'effet de la dilatation thermique de la résine peut être identifié en analysant l'écart type, il est repérable par la présence d'un écart type élevé.

Suite à ces diverses constatations, on peut conclure que le contact vient à se rétablir dans le temps sous l'effet de la dilatation thermique de la résine faisant suite à une variation de la température réelle (à haute température).

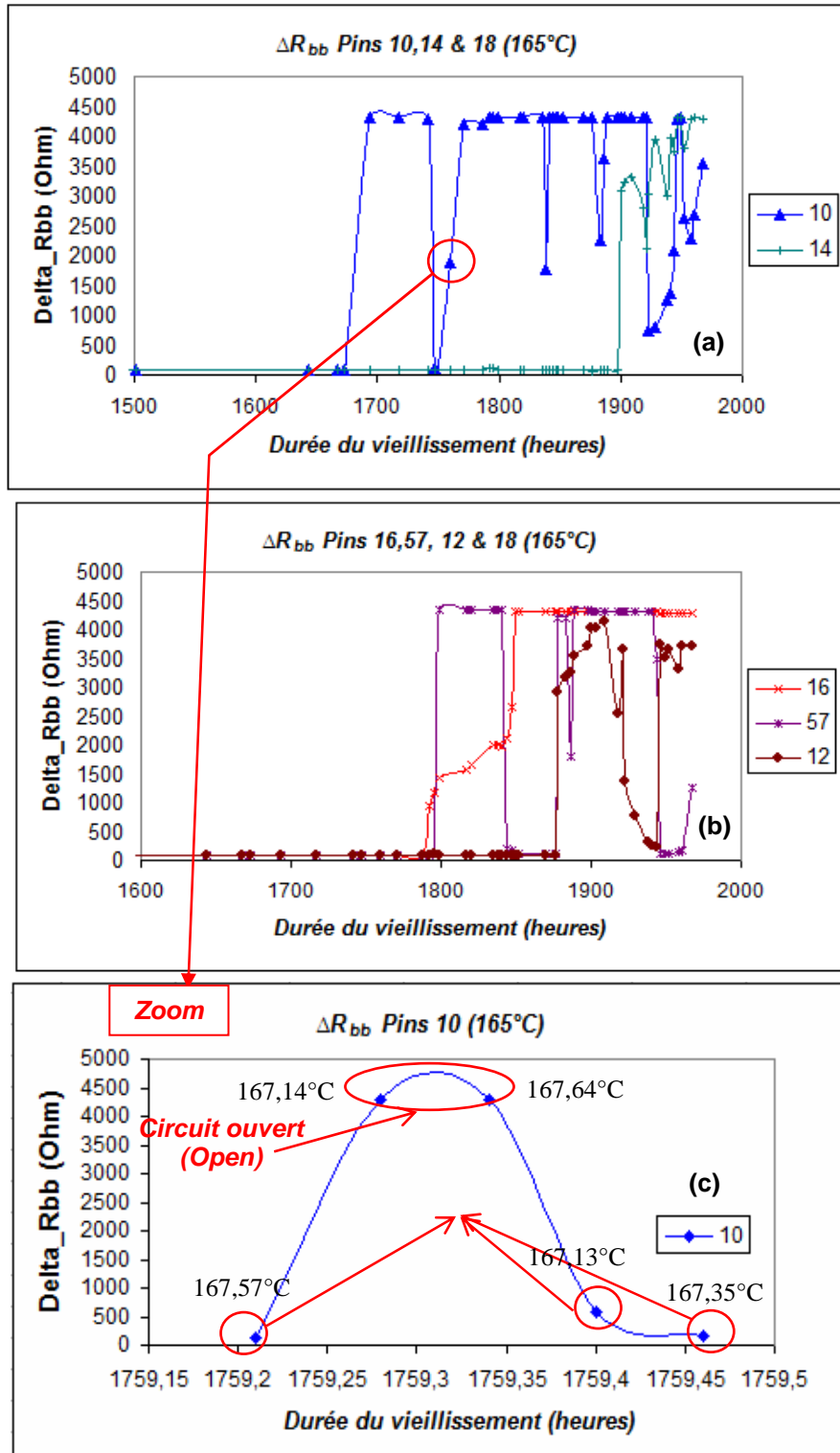


Figure VI.16 : (a et b) Effet de la dilatation thermique de la résine, due à une fine variation de la température, sur la mesure de ΔR_{bb} au fur et à mesure du vieillissement, pour les Pins n°10, 57, 12 et 14. (c) Illustration de l'effet dilatation thermique de la résine sur un point moyen de mesure ($t=1759h$ et $51min$) pour la Pin 10.

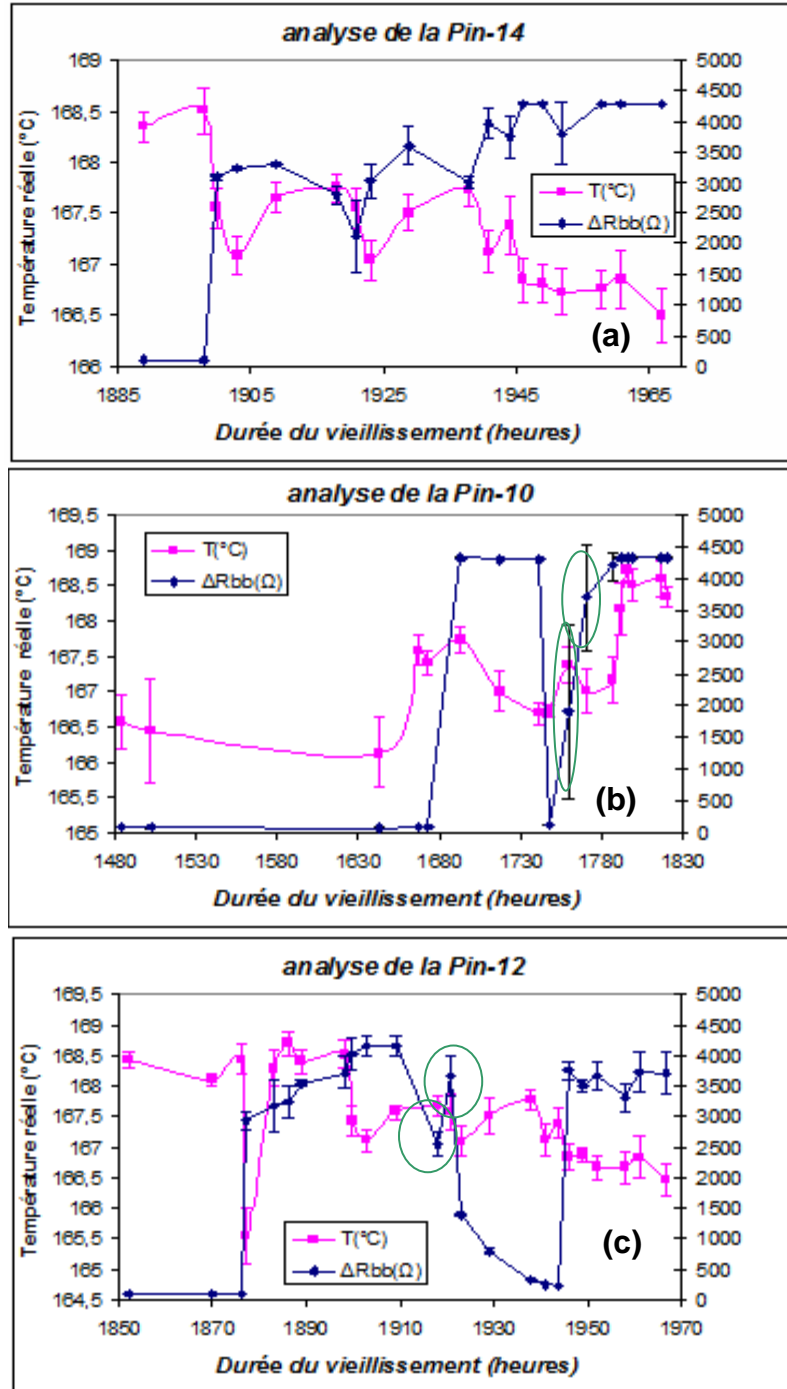


Figure VI.17 : Effet de la dilatation thermique à haute température avec l'analyse du profil réel en température, (a) avant rupture : analyse de la Pin-14, et (b et c) après rupture : analyse des Pin 10 et 12.

7.6. Analyse de la cartographie des défaillances

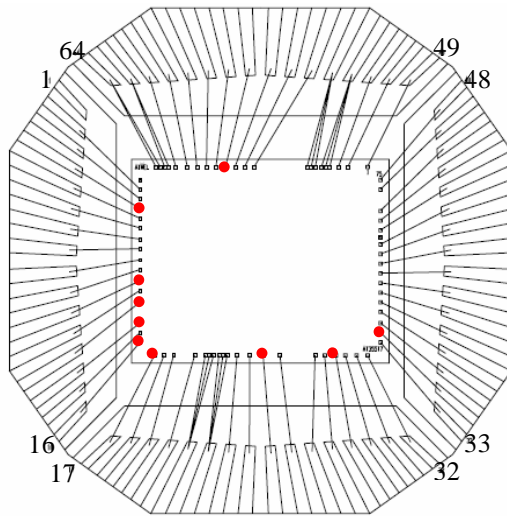


Tableau VI.3 : durée des Pins rejets

n° rejet	n° Pin	Durée de vie (heures)
1	34	1000
2	10	1693
3	57	1799
4	16	1852
5	12	1909
6	14	1929
7	3,17,29	1946
8	25	1949

Figure VI.18 : Cartographie des Pins défaillants de la pièce de test (TQFP64)

A partir du Tableau VI.3 et de la Figure VI.18, on constate qu'il n'y a pas de chemin préférentiel sur l'arrivée des rejets, c'est aléatoire. Il n'y a pas que les Pins situées dans les coins de la puce qui chutent en premier, il y a aussi des Pins situées dans la zone centrale.

7.7. Comparatif des résultats de l'IPD avec ceux issus des méthodes de test WP et BS

Pour cette expérimentation nous avons étudié en parallèle et dans les mêmes conditions de vieillissement (stockage à 165°C/2000 heures) la tenue mécanique des interconnexions Au-Al pour le même lot de fabrication que celui de la pièce de test de l'IPD.

Il s'ensuit une étude comparative sur les évolutions observées durant le vieillissement.

7.7.1. Etude de l'évolution de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al par les méthodes de test WP et BS au fur et à mesure du vieillissement

(1) Analyse des résultats de la force de tirage du fil (WP test)

Le domaine de déformation plastique oligocyclique (D1) s'étend jusqu'à 1747h. Pas de stabilité sur la valeur moyenne de la force de tirage, on observe une fluctuation, celle-ci est principalement due à la non maîtrise de l'ouverture boîtier (voir Figure VI.19.a). Sur cette durée de vieillissement, le mode de défaillance observé est uniquement caractérisé par le mode.3 (voir Figure VI.19.c), décrivant une rupture du fil au niveau de l'extrémité de la boule d'attache.

Le domaine de vieillissement thermique usuel (D2) débute à partir de 1747h. A partir de cette durée de vieillissement, on observe d'une part une régression de la valeur moyenne de la force de tirage et d'autre part une évolution du taux de Ball Bond Lift, décrit principalement par le mode.5c et le mode.6c, atteignant un taux de 10% après 1970h de stockage thermique à 165°C (voir Figure VI.19.a et Figure VI.19.c). A partir de la Figure VI.19.c, on observe aussi qu'après 1970h de stockage le principal mode de défaillance reste le mode.3, 93% des défaillances sont en effet de ce mode (comparé autres modes de défaillance existants).

(2) Analyse des résultats de la force de cisaillement de la boule d'attache (BS test)

De même que pour l'analyse de la partie WP test, le D1 s'étend jusqu'à 1747h. On observe à partir de la Figure VI.19.b, deux phases de stabilité sur l'évolution de la force de cisaillement. Il y a entre elles une zone de transition qui traduit une première chute de la valeur moyenne de la force de cisaillement.

Au cours de ce domaine on observe l'apparition de phases intermédiaires sur le mode de défaillance, elles sont principalement situées dans la seconde phase (voir Figure VI.19.b et Figure VI.19.d).

- 1^{ère} phase [1000 ; 1230h] : le principal mode de défaillance, est le mode.4.
- 2^{ème} phase [1230 ; 1747h] : cette phase est décrite par plusieurs modes de défaillance (voir Figure VI.19.d), mais dont certains disparaissent au fur et à mesure du vieillissement jusqu'à l'apparition du domaine D2.

En BS test, le D2 débute aussi à partir de 1747h. Comme vu précédemment, on observe dans ce domaine une régression de la valeur moyenne de la force de cisaillement et une évolution du taux de Ball Bond Lift, principalement décrit par le mode.5c, atteignant un taux de 13% après 1970h de stockage thermique à 165°C (voir Figure VI.19.b et Figure VI.19.d).

A partir de la Figure VI.19.d, on observe qu'après 1970h de stockage, que le principal mode de défaillance est le mode.5a, atteignant un taux de défaillance à 79%.

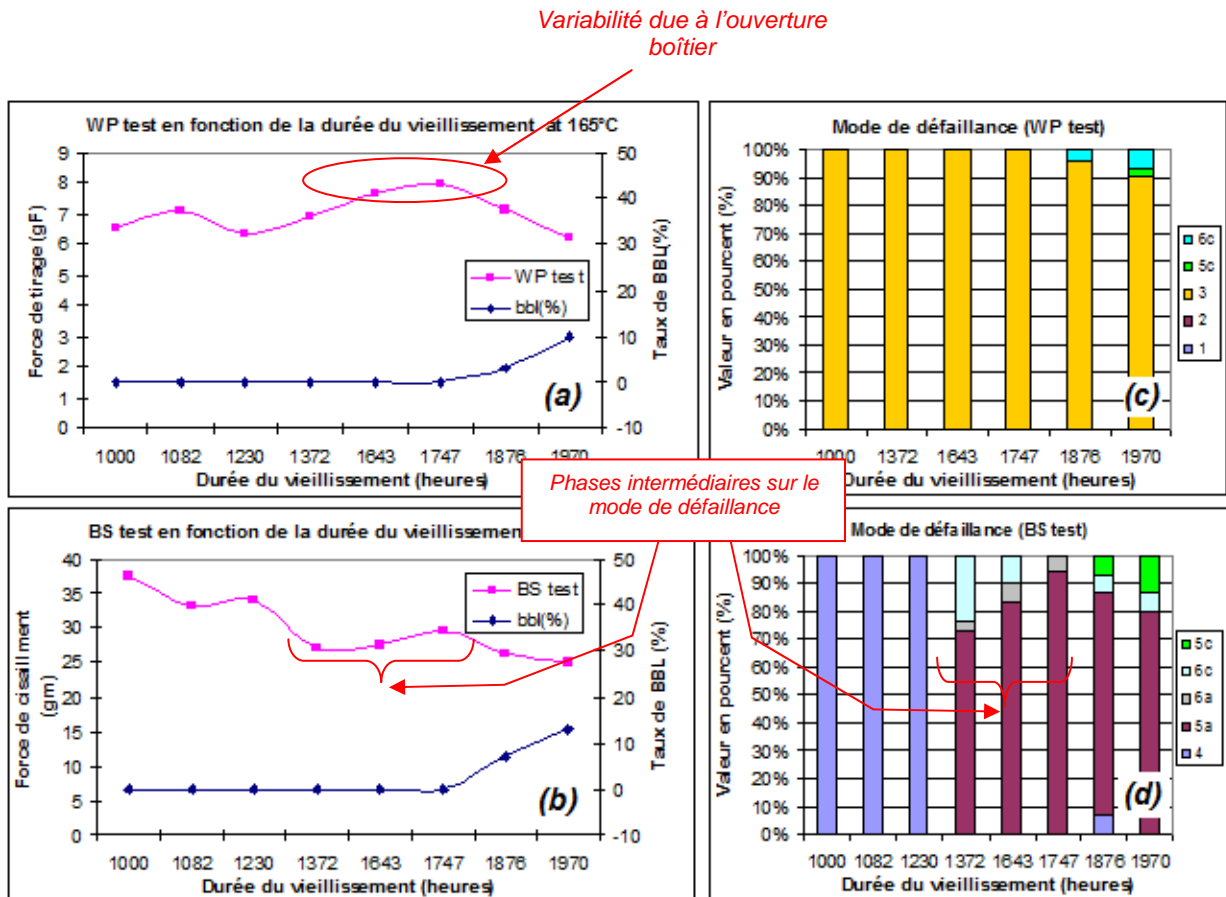


Figure VI.19 : (a,b) Etude de la tenue mécanique des interconnexions Au-Al en WP et BS tests suite à un vieillissement thermique allant jusqu'à 2000 h à 165°C et étude de l'évolution du taux de Ball Bond Lift correspondant. (c,d) Barre-graphes décrivant l'évolution des modes de défaillance observés en WP et BS tests au fur et à mesure du vieillissement.

Pour la suite nous allons uniquement nous intéresser aux résultats issus de la méthode de test WP, puisque cette dernière caractérise le mieux le mécanisme réel de défaillance.

7.7.2. Analyse du mécanisme de défaillance en WP test

L'analyse du mécanisme de défaillance a été effectuée par EDX.

Dans cette partie de l'étude, on s'est uniquement intéressé à l'analyse de la surface de la fissuration du côté du plot de report au fur et à mesure du vieillissement.

En ce qui concerne l'analyse chimique par technique EDX, elle s'est principalement portée sur la détermination de la composition élémentaire qualitative de l'échantillon étudié.

- [De 0 à 1747h] : Dans cet intervalle de temps aucun Ball Bond Lift n'a été observé. Ceci n'est pas le cas de la pièce de test de l'IPD, puisque l'on a observé à ce stade deux rejets électriques en CO à 1000h et à 1693h correspondant ainsi à deux Ball Bond Lifts.

Si on ne tient compte que du second rejet, le domaine de vieillissement thermique usuel débuterait à partir de 1693h pour la pièce de test. Il est à posteriori cohérent avec celui de l'ensemble du lot, puisque ce dernier débute entre 1643h et 1747h en WP test.

L'analyse de la surface de fissuration du côté du plot de report en BS test à 1747h n'a révélé aucun Ball Bond Lift montrant ainsi que le domaine de vieillissement thermique usuel de l'ensemble du lot est bien situé après celui de la pièce de test.

L'analyse chimique par technique EDX (voir Figure VI.20.a), indique que plus de 80% de la surface de fissuration est uniquement constituée d'or (se référer au spectre de l'analyse du point_2 (voir Figure VI.20.b et Figure VI.20.c)).

On observe en périphérie la présence de l'intermétallique Au-Al sous la forme d'un croissant (voir Figure VI.20.a) (se référer aussi au spectre de l'analyse du point_1 (voir Figure VI.20.b et Figure VI.20.c)).

Ce mécanisme de défaillance correspond à celui du mode.5a, c'est le mécanisme de défaillance prépondérant à 1747h, il représente plus de 95% des défaillances observées (voir Figure VI.19.d).

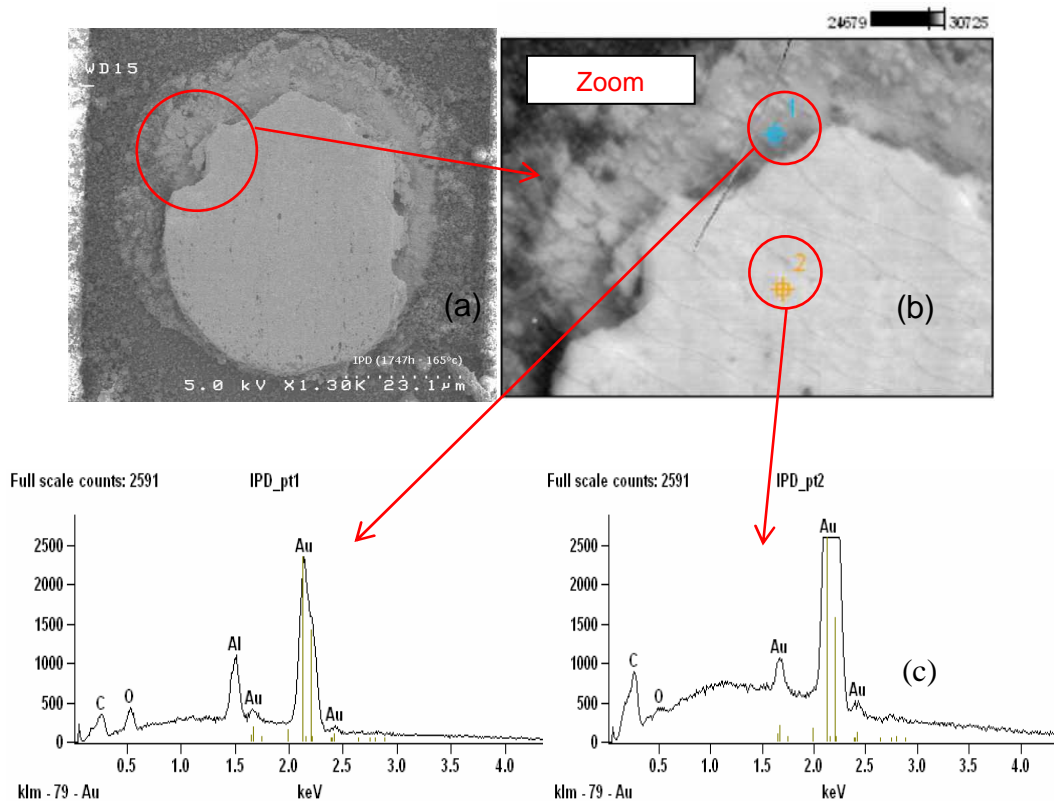


Figure VI.20 : (a) Micrographie SEM de la fissuration de l'interconnexion du côté du plot de report après 1747h à 165°C, (b) imagerie EDX avec les points d'analyse des régions étudiées et (c) spectres EDX des régions étudiées.

▪ [à 1876h] : en WP test, l'analyse de la surface de fissuration par EDX (voir Figure VI.21) révèle la présence de l'intermétallique Au-Al sous forme de couronne en périphérie (se référer au spectre de l'analyse du point_1 : voir Figure VI.21.b et Figure VI.21.c) et sous forme de lamelle dans la zone centrale de l'interconnexion (se référer au spectre de l'analyse du point_3: voir Figure VI.21.b et Figure VI.21.c). Au niveau de la zone centrale de l'interconnexion, nous observons principalement un arrachement des sous-couches (se référer aux spectres d'analyse des point_2 et 4 : voir Figure VI.21.b et Figure VI.21.c) Ce mécanisme de défaillance correspond à celui du mode.6c. Nous avons atteint 3% de Ball Bond Lift à ce stade de vieillissement.

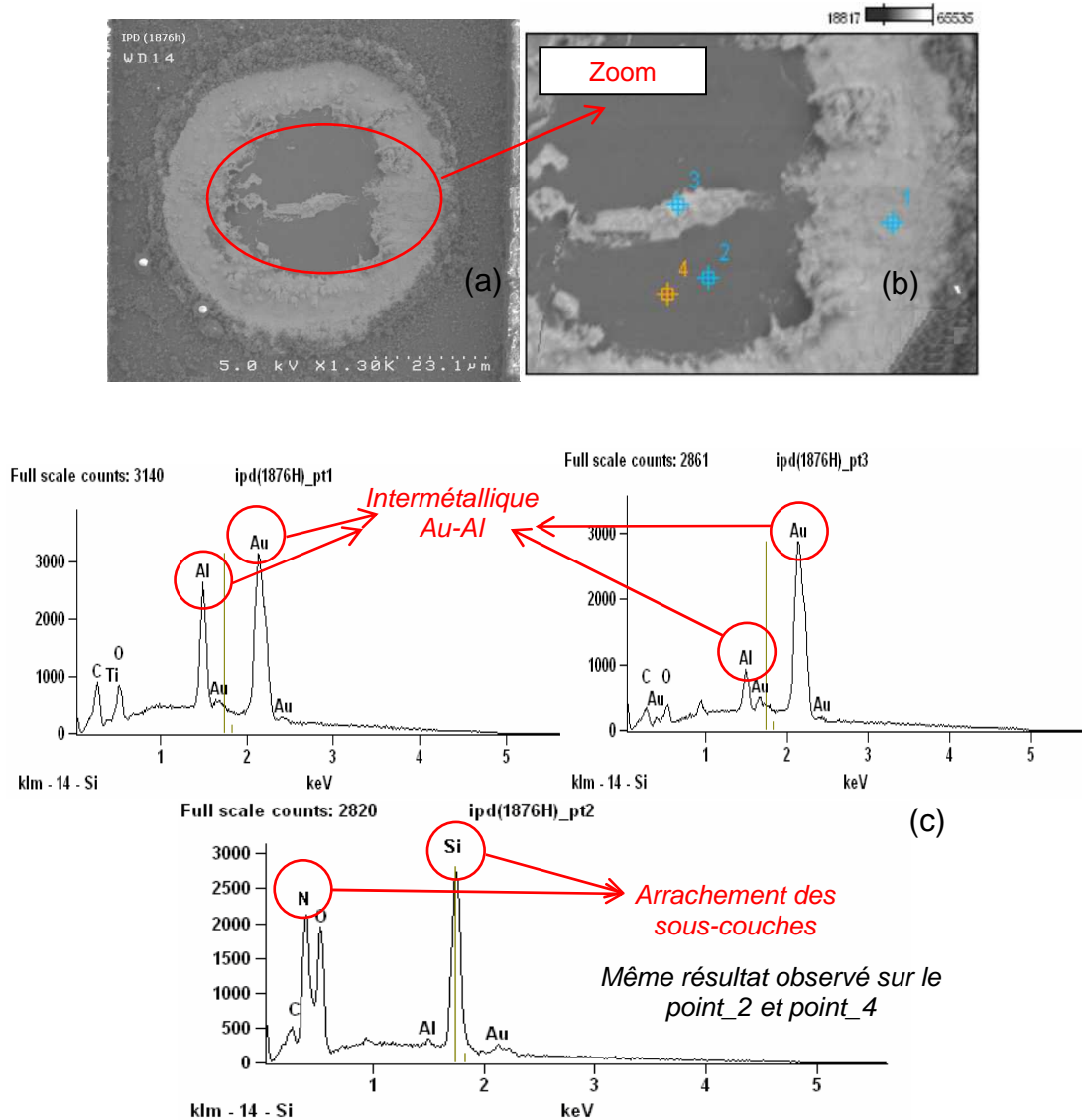


Figure VI.21 : (a) Micrographie SEM de la fissuration de l'interconnexion du côté du plot de report après 1876h à 165°C, (b) imagerie EDX avec les points d'analyse des régions étudiées et (c) spectres EDX des régions étudiées.

- [à 1970h] : en WP test, l'analyse de la surface de fissuration par EDX révèle uniquement de l'intermétallique Au-Al (voir Figure VI.22). Ce mécanisme de défaillance correspond à celui du mode.5c. Le mode.6c est aussi présent. Nous avons atteint au final 10% de Ball Bond Lift.

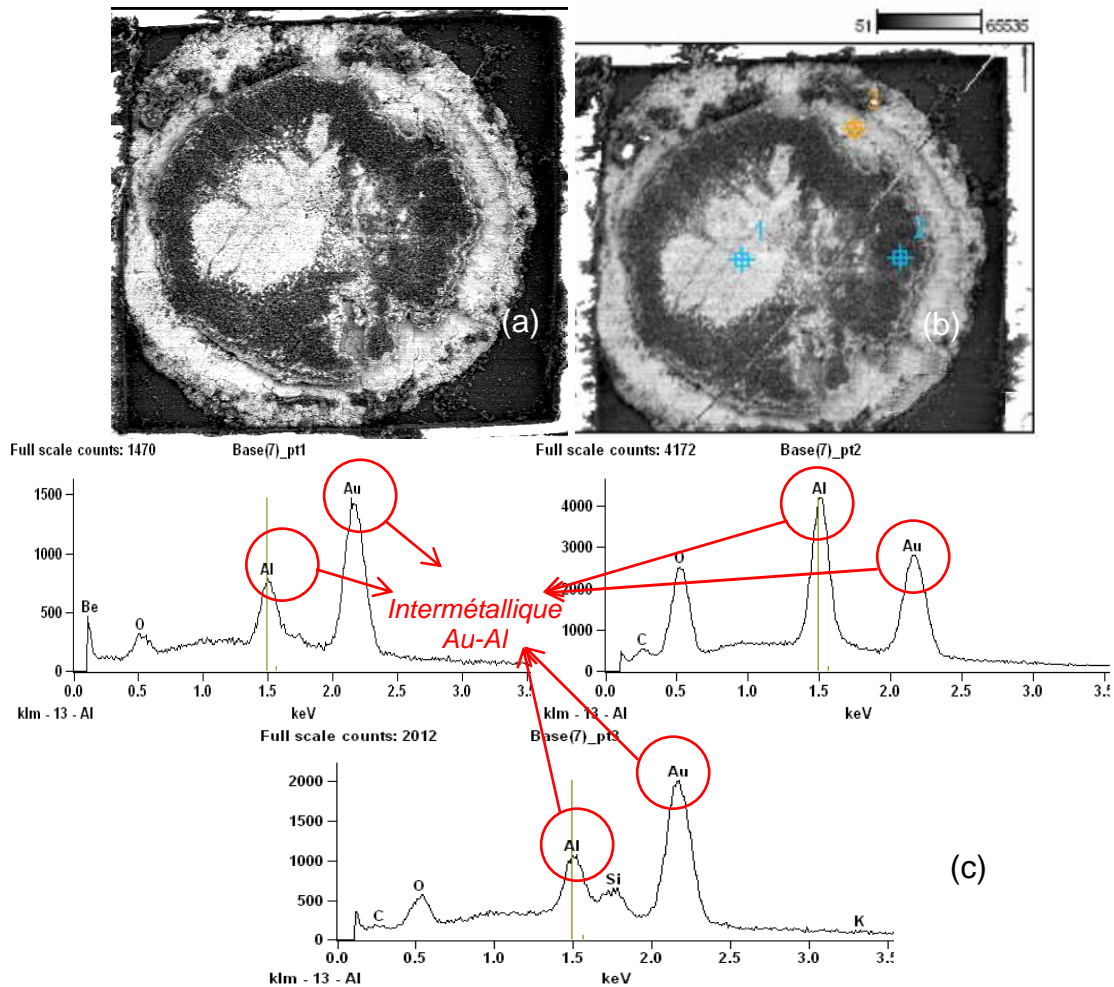


Figure VI.22 : (a) Micrographie SEM de la fissuration de l'interconnexion du côté du plot de report après 1970h à 165°C, (b) imagerie EDX avec les points d'analyse des régions étudiées et (c) spectres EDX des régions étudiées.

7.7.3. Analyse du taux de défaillance (discussion)

Le taux de défaillance (synonyme de Ball Bond Lift) atteint après 1970h à 165°C par les deux méthodes de test, est de ~18% pour l'IPD et de ~10% pour le WP test.

En comparant les deux taux de défaillance, on constate qu'ils sont proches compte tenu de l'effet de population. Le taux de défaillance issu de la méthode de test WP, est inadéquat. Pour chaque point de mesure il est calculé à partir de plusieurs pièces, il n'est pas représentatif d'un échantillon particulier de la population mère. D'autre part il est aussi influencé par l'effet assigné à l'ouverture boîtier et de la période d'échantillonnage.

➤ Analyse de la durée de vie moyenne d'une interconnexion Au-Al : t_{FB} (50%)

Nous avons calculé la durée de moyenne d'une interconnexion Au-Al pour les deux méthodes de test, en effectuant une analyse Weibull sur le taux de défaillance cumulatif (voir Figure VI.23).

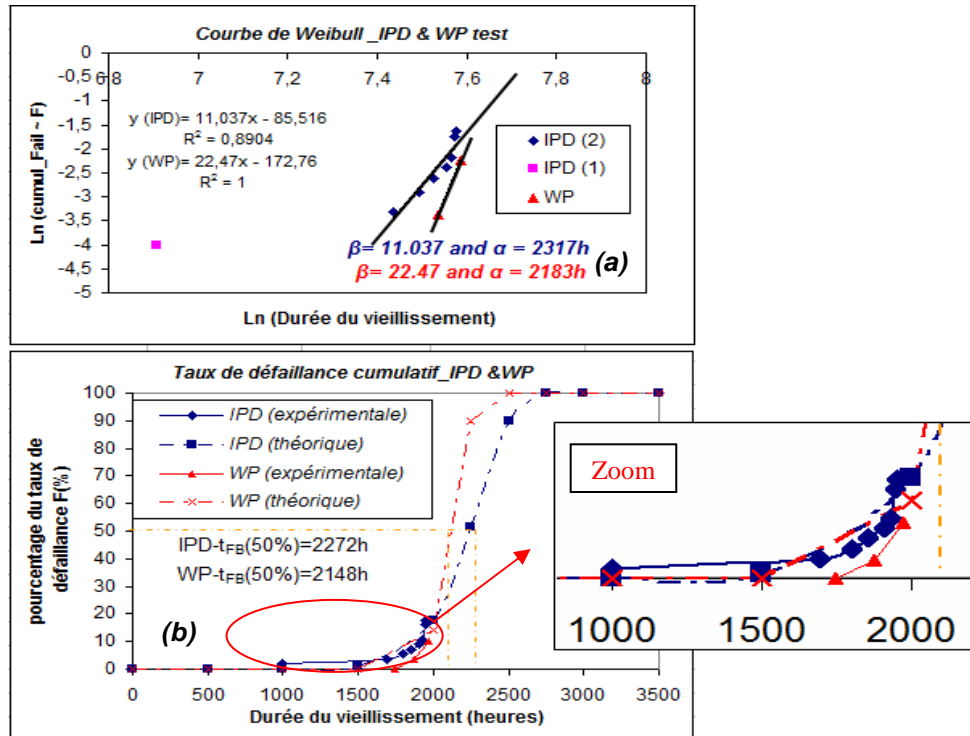


Figure VI.23 : Analyse Weibull liée à la méthode de test de l'IPD et à celle du test WP.
 (a) Courbe de Weibull et (b) taux de défaillance cumulatif.

A partir de la courbe de Weibull (voir Figure VI.23.a), on constate que le paramètre de forme (β) est supérieur à 1 pour les deux méthodes de test, cela signifie qu'on est situé dans la période d'usure. Nous avons atteint un taux de défaillance à 63%, paramètre (α) de la loi de Weibull correspondant au MTTF (durée de vie moyenne de bon fonctionnement), pour l'IPD à $\sim 2352h$ et pour le test WP à $\sim 2183h$.

Dans le cadre des deux méthodes de test (IPD et WP), on constate que $\beta > 10$ cela signifie que la technologie est maîtrisée (*dans notre cas il s'agit du processus d'assemblage*), voir Figure VI.23.a. On observe également une faible dispersion sur l'arrivé des instants de défaillance (voir la courbe de Weibull (Figure VI.23.a)).

A partir de la courbe portant sur le taux de défaillance cumulatif (voir Figure VI.23.b) on constate que les évolutions expérimentales et théoriques sont quasiment confondues pour l'IPD, et que les paramètres Weibull (α , β) déterminés sont les plus appropriés. Pour la méthode de test WP ceci n'est absolument pas parfait car il y a un écart sur les évolutions (voir le zoom) qui est principalement dû au faible nombre de points de mesure. Les paramètres Weibull (α et β) obtenus pour la méthode de test WP ne sont qu'approximatifs.

A partir des paramètres de la loi de Weibull (α et β), nous avons déterminé la médiane des temps de bon fonctionnement d'une interconnexion Au-Al $\{t_{FB}(50\%)\}$ pour chacune des méthodes de test, telle que :

- Pour l'IPD, on a : $M_e = t_{FB}(50\%) \approx 2272$ heures
- Pour le test WP, on a : $M_e = t_{FB}(50\%) \approx 2147$ heures

On constate à partir des ces résultats que la durée de vie moyenne d'une interconnexion pour un échantillon particulier est similaire à celle obtenue pour une interconnexion représentative de la population mère.

7.7.4. Identification des mécanismes de défaillance observés au fur et à mesure du vieillissement pour l'IPD

A partir du Tableau VI.4 nous avons essayé d'identifier quels sont les mécanismes de défaillance qui auraient pu être observés par les Pins en CO pour l'IPD, en se référant d'une part aux critères de rejet en WP test cités dans le chapitre II et d'autre part aux résultats que nous avons obtenus suite à l'analyse du mécanisme de défaillance en WP test (voir paragraphe 7.7.1).

Tableau VI.4 : Identification des mécanismes de défaillance observés au fur et à mesure du vieillissement pour l'IPD.

<i>n° rejet</i>	<i>n° Pin</i>	<i>Durée de vie (heures)</i>	<i>Mécanisme de défaillance correspondant (en référence à la méthode de WP test)</i>
1	34	1000	mode.6a
2	10	1693	mode.5a
3	57	1799	mode.5a et mode.6c (voir Figure VI.24)
4	16	1852	
5	12	1909	
6	14	1929	
7	3,17 et 29	1946	mode.6c (voir Figure VI.25) et mode.5c (voir Figure VI.26)
8	25	1949	

8. Conclusion

Nous avons développé une nouvelle méthodologie, dite IPD (Indicateur Précoce de Dégradation), permettant de décrire avec précision le suivi de la dégradation des interconnexions tout au long du vieillissement à haute température des boîtiers plastiques et ce en effectuant les mesures in-situ. Elle permet d'observer l'instant précis de la défaillance pour chaque interconnexion. L'étude a été menée sur le boîtier TQFP 64pins. L'idée sous-jacente est de mesurer la variation de la résistance électrique de l'interconnexion Au-Al (Rbb), sur chaque Pin, à travers la mesure de la chaîne constituée de l'une des jonctions PN du circuit de protection ESD, de la broche en cuivre (référence à la Rbr : résistance de la broche), du fil de câblage en or (référence à la Rf : résistance du fil), de l'interconnexion Au-Al (Rbb) et de la résistance de contact établie entre la broche et le PCB (Rc : résistance de contact). L'avantage majeur de cette approche est qu'elle permet un suivi in-situ quasi continu (échantillonnage fin par rapport à la durée de vie) dans les conditions réelles du vieillissement (la haute température) de façon non destructive, ce qui permet de suivre la dégradation de la même structure durant tout le vieillissement. La fonctionnalité du produit est ainsi sauvegardée.

Cette nouvelle méthodologie permet de couvrir tous les produits automobiles et commerciaux. Les résultats préliminaires ont montré la faisabilité du suivi en temps réel de la dégradation des interconnexions, à condition que la stratégie adéquate de mesures électriques soit utilisée. En particulier, une correction automatique de la variation de la température dans le domaine de la haute température doit être appliquée. Cette correction permet de prendre en compte l'influence de la variation de la température sur la variation de la résistance Rbb mesurée. Ceci nous a conduit à la réalisation d'une courbe d'étalonnage pour chaque broche. Nous avons aussi montré que l'analyse de l'écart type peut être utilisée comme un indicateur sur l'état de progression de la fissuration (et ainsi de la dégradation de l'interconnexion).

Nous avons aussi montré que l'évolution de la dégradation peut être enregistrée à partir de la mesure de la résistance Rbb, mais aussi celle de la courbe de diode (I-V) « caractéristique complète » correspondant à l'interconnexion étudiée en particulier après que la dégradation de Rbb ait été initiée.

En outre, l'instant de défaillance déduit de cette méthodologie de mesure est parfaitement cohérent avec les résultats obtenus en test destructifs de traction ou de cisaillement pour le même lot de fabrication dans les mêmes conditions de vieillissement. Sur la base des observations métallographiques (SEM+EDX) issues de l'analyse du mécanisme de défaillance en WP et BS effectuée tout au long du vieillissement, nous avons proposé une tentative d'identification des mécanismes de défaillance observés au fur et à mesure du

vieillessement pour l'IPD. Des investigations complémentaires sont nécessaires pour établir avec une profonde confiance cette description des mécanismes de défaillance observés.

Ces résultats démontrent le potentiel de cette nouvelle méthodologie de mesure à l'analyse de la fiabilité des interconnexions, pour établir la durée de vie à moindre-coût, et une meilleure estimation des variations pièce à pièce. Cette méthodologie permet aussi d'avoir une estimation précise sur la durée de vie moyenne d'une interconnexion $\{t_{FB} (50\%)\}$ en d'autres termes de la durée de vie du composant étudié. Elle offre donc des perspectives d'amélioration de la modélisation de ce mécanisme de défaillance. L'unique inconvénient de cette méthodologie c'est qu'elle n'est actuellement réalisable que sur une seule pièce à la fois, pas assez représentative pour l'analyse de la durée de vie de l'ensemble du lot d'où la difficulté d'en déduire la vraie durée de vie du composant.

Références bibliographiques :

- [1] L.MAIOCCO, D.SMYERS, P.R.MUNROE et I.BAKER - *Correlation between electrical resistance and microstructure in gold wirebonds on aluminum films* - IEEE Trans. Comp. Hybrids and Manuf. Technol. Vol. 13, 1990, pages 592 – 595
- [2] S.AHMAD, R.BLISH, T.CORBETT, J.KING et C.SHIRLEY - *Effect of Bromine in Molding Compounds on Gold - Aluminum Bonds* Components - IEEE Trans. Comp. Hybrids and Manuf. Technol. Vol. 9, 1986 pages 379 – 385
- [3] A.CHANDRASEKARAN- *Thesis: Effect of encapsulant on high temperature reliability of the gold wirebond-aluminium bondpad interface* - University of Maryland (2003)
- [4] A. TEVEROVSKY et A.SHARMA - *High-temperature degradation of wire bonds in plastic encapsulated microcircuits* - In: Proceedings of IMAPS European microelectronics and packaging conference; 2005- June 12-15, Brugge, Belgium
- [5] A. TEVEROVSKY - *Effect of vacuum on high temperature degradation of gold/aluminum wire bonds in PEMs* - IEEE Intern. Reliability Phys. Symp. Proc., pages 547-556, 2004
- [6] Cours « *Diodes à jonctions* » - http://www.brive.unilim.fr/files/fichiers/quere/Elec_phys/CHAP_2.pdf
- [7] Cours « *Les diodes semi-conductrices* » - www.eudil.fr/eudil/bbsc/bip/bip200.htm
- [8] I.SARI-ALI, B.BENYOUCEF, B.CHIKH-BLED - *Etude de la jonction PN d'un semi-conducteur à l'équilibre thermodynamique* - Journal of Electron Devices, Vol. 5, 2007, pp. 122-126
- [9] Cours « *PHYSIQUE ET TECHNOLOGIE DES COMPOSANTS DE PUISSANCE* » http://www.creaa.u-bordeaux.fr/download/physique_technologie_composants_puissance.pdf
- [10] F.TAILLADE - *Notions de métrologie* - Laboratoire central des ponts et chaussées, 7octobre 2004 http://www.lpc.fr/fr/presentation/organigramme/div_mi/enseign/doc/cours_metrologie.pdf
- [11] INRS - *Le calcul d'incertitude dans les méthodes de mesurage de l'exposition professionnelle* - http://www.farm.ucl.ac.be/tpao/portail_stat/cours_stat/des_indu/Incertitude/documents/incertitude/incertitude.pdf
- [12] Cours - *La fluctuation de la moyenne d'échantillonnage* - <http://www.ac-nancy-metz.fr/enseign/maths/APMEP/stats/pdf/echantillonnage.pdf>
- [13] B.BOURGES – *Cours sur la Modélisation statistique des données* – Ecole des mines de Nantes – Janvier 2003
- [14] Cours « *Régression linéaire* » http://fr.wikipedia.org/wiki/R%C3%A9gression_lin%C3%A9aire
- [15] W.C. MAIA FILHO, M.BRIZOUX, H.FRÉMONT et Y.DANTO - *Improved physical understanding of intermittent failure in continuous monitoring method* - Microelectronics and Reliability Vol. 46, 2006, pages 1886-1891

Conclusion générale

Les impératifs de sûreté de fonctionnement d'une électronique qui tend à s'intégrer à chaque organe des nouveaux véhicules, imposent de revoir les méthodologies de test, les facteurs d'environnement et de mieux anticiper les risques relatifs aux solutions innovantes. C'est pourquoi le développement et la mise en place d'un nouveau système d'assurance fiabilité pour les composants électroniques devient nécessaire, en particulier pour les profils de mission exigeants mettant en jeu une durée d'utilisation très longue et/ou de la haute température. Dans cette perspective nous avons développé des techniques de diagnostic fiabilité et de qualification au niveau « Packaging » pour les composants électroniques dédiés à l'environnement automobile haute température.

L'étude a montré que le mécanisme de dégradation prépondérant à haute température au niveau « packaging » est la rupture des interconnexions Au-Al à travers les trous Kirkendall. En effet, la dégradation se caractérise par un affaiblissement de la tenue mécanique des interconnexions en vieillissement thermique, en conséquence de l'élargissement des trous Kirkendall et de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. Il faut de plus considérer que pour une interconnexion « wire bonding » donnée, on constate des différences importantes de durée de vie en fonction des paramètres technologiques des boîtiers plastiques, bien qu'elle soit caractérisée par la même évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique. Nous avons mis en évidence que le paramètre technologique le plus influent sur la fiabilité des interconnexions en stockage à haute température est la géométrie des boîtiers. Ce résultat a été confirmé par deux méthodes, l'une basée sur un simple modèle analytique et la seconde basée sur des simulations à éléments finis (FEM). Cette étude a été menée sur plusieurs familles de boîtiers (SOIC et TQFP) microcontrôleurs AVR.

Afin d'étendre le domaine de qualification à haute température (150°C grade 0) aux boîtiers de grande taille (TQFP 14x14mm², QFN 7x7mm²) et de prolonger la période de sûreté de fonctionnement, nous avons apporté une amélioration au processus d'assemblage qui consiste en l'ajout d'éléments de 1% en poids d'alliage tel le Pd ou le Cu à l'or constituant le fil de câblage. Par l'étude comparative de la force d'arrachement des interconnexions entre le fil 4N, le fil 2N_Pd et le fil 2N_Cu nous avons montré que les fils 2N_Pd ou Cu ont une meilleure tenue que le fil 4N en stockage à haute température. Si l'ajout de Pd ou Cu permet d'améliorer la robustesse des interconnexions, nous avons notamment montré que le fil 2N_Cu présente une meilleure tenue en stockage à haute température. L'ajout du Cu en tant qu'élément d'alliage contribue le mieux à renforcer la fiabilité des interconnexions. L'analyse détaillée de la cinétique de croissance de l'intermétallique a confirmé la tendance, et l'analyse des profils de composition de l'intermétallique a apporté des réponses précises sur les mécanismes impliqués. Nous avons trouvé pour le fil 2N_Pd qu'il se crée une couche riche en Pd à l'interface fil 2N_Pd/intermétallique Au-Al. Cette couche riche en Pd empêche la diffusion de l'Au vers l'Al, ralentissant les réactions inter-faciales Au-Al et diminuant ainsi la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. Elle joue pleinement un rôle de barrière de diffusion entre l'Au et l'intermétallique, ralentissant principalement la croissance de l'épaisseur de la phase prédominante, Au₄Al. Pour le fil 2N_Cu, le rôle joué par le Cu a été clairement identifié, nous avons constaté que le Cu s'est entièrement réparti à travers l'intermétallique Au-Al formant de nouvelles phases intermétalliques combinant de l'Au, de l'Al et du Cu. Nous avons identifié que la phase prédominante de l'intermétallique est la phase (Au,Cu)₆Al. Les régions riches en Cu dans cette phase ((Au,Cu)₆Al) ne fonctionnent pas en tant que barrière de diffusion, mais la quantité de Cu accumulée dans les diverses phases intermétalliques ralentit la décomposition et la transformation de ces phases en d'autres phases ainsi que la croissance de leur épaisseur. Les investigations effectuées sur le mécanisme de défaillance des interconnexions nous ont permis aussi de confirmer que l'ajout d'un élément d'alliage tel que le Pd ou le Cu ralentit la dégradation. Cette amélioration est plus sensible avec le fil 2N_Cu. Les résultats issus de ces investigations corréleront parfaitement avec ceux de l'étude comparative sur la tenue mécanique des interconnexions à haute température et de l'étude de l'évolution de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. La dégradation des interconnexions est précoce pour le fil 4N comparé aux autres fils (type 2N). Ces résultats montrent que l'ajout d'éléments d'alliage tel le Pd et le Cu à l'or du fil de câblage, permet d'améliorer la fiabilité des interconnexions et ainsi la fiabilité globale du produit.

Pour observer la fin de vie dans un délai court et permettre l'expérimentation, l'accélération par la température n'est pas suffisante. La combinaison de contraintes environnementales présente a priori deux avantages : de se rapprocher des contraintes de la vie réelle d'une part et d'activer les interactions

éventuelles d'autre part. Nous avons pu vérifier l'apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques au niveau « Packaging » et proposer deux ensembles d'essais séquentiels, un vieillissement contrôlé et un vieillissement sévère. Ces deux modes de vieillissement combinent du pré-conditionnement, des cycles thermiques, du HAST et du stockage à haute température. Le premier est caractérisé par une séquence d'essais proches des contraintes réelles dans le but d'accélérer les mécanismes de défaillance pertinents. Un processus d'assemblage sera considéré robuste si aucun rejet n'est notifié après cette séquence d'essais. Pour éviter l'introduction éventuelle de nouveaux mécanismes de défaillance, cet ensemble doit prendre en compte le fait que la température la plus élevée des cycles thermiques ou du HAST doit être proche de ou inférieure à la Tg de la résine. Le second est utilisé pour optimiser l'accélération de la ou (des) défaillance(s) dans une perspective d'observation et d'évaluation de la ou (des) défaillance(s) aux conditions limites d'utilisation.

Nous avons créé pour cette étude une nouvelle méthodologie de diagnostic fiabilité qui permet de suivre l'évolution de la délamination. En effet nous avons démontré à partir de cas d'étude que la mesure de la délamination peut être utilisée comme un indicateur de potentielles faiblesses au niveau de l'assemblage. Nous avons montré grâce à cette méthode de mesure que :

- La combinaison d'essais environnementaux est plus efficace qu'un simple essai, valorisant l'apport de l'accélération du temps d'essai
- Un essai combiné alterné est plus contraignant qu'un essai combiné séquentiel et est par là beaucoup plus rapide à révéler des faiblesses
- les paramètres d'essai les plus significatifs sur l'évolution de la délamination peuvent être identifiés

Les méthodes de diagnostic mises en œuvre au cours de ces travaux ont conduit à la réalisation de nouvelles procédures pour l'évaluation de la fiabilité et pour l'analyse des défaillances.

Le nouvel ensemble de tests que nous avons proposé pour l'analyse des défaillances au niveau « Packaging », nous a permis d'une part de détecter une potentielle faiblesse au niveau de l'assemblage (en se référant à la rupture des interconnexions Au-Al) et d'autre part de suivre l'évolution temporelle de la dégradation. Ceci ne pouvait être observé avec l'ensemble des tests spécifiés par la norme JESD47D. Avec cette nouvelle méthode, nous savons désormais détecter et quantifier la délamination à diverses interfaces à l'aide du SAM à toutes les étapes du test d'évaluation de la fiabilité avant et après chaque essai. L'analyse de la délamination tout au long du vieillissement doit être associée à l'identification et à la compréhension du mécanisme de dégradation prépondérant ainsi qu'au suivi de son évolution temporelle.

Contrairement à nos attentes les deux modes de vieillissements initialement prévus n'ont pas entraîné à une différence significative d'accélération sur l'évolution de la délamination. Ceci est vrai pour les deux types de boîtier testés, le QFN 32pins et le TQFP 64pins. L'analyse des mécanismes de rupture des interconnexions en test de cisaillement a montré en revanche un effet plus significatif pour le vieillissement sévère. Toutefois on se serait attendu à voir cet effet sur le test de traction puisqu'il caractérise le mieux la tenue mécanique de l'interconnexion. Ceci reflète que l'accélération produite sur le mécanisme de dégradation par ces deux modes de vieillissement n'est pas suffisante. Dans ce contexte nous avons redéfini les deux modes de vieillissement en remplaçant dans les séquences d'essais, les chocs thermiques par des cycles thermiques au détriment de la rapidité du test. Nous avons identifié une condition de cycles thermiques qui mène à une évolution plus prononcée de la délamination comparée aux conditions des chocs thermiques précédentes.

La série d'expérimentations combinées a révélé qu'il y a aussi un effet des déviations de la fabrication lot à lot sur l'évolution de la délamination et donc de la susceptibilité du produit. Ainsi dans une perspective d'assurance fiabilité au niveau « Packaging », on devra prendre en compte cette dispersion et tester plusieurs lots.

Les conditions finales des séquences du vieillissement contrôlé et du vieillissement sévère sont les suivantes :

- o Le Vieillissement Contrôlé : PR+ TC -55/125°C 250cycles + HAST (Température test \leq Tg) °C/85%RH 96heures + TC -55/125°C 250cycles + HTS 175°C 500heures
- o Le Vieillissement Sévère : PR+ TC -65/150°C 500cycles + HAST (Température test \geq Tg) °C/85%RH 192heures + TC -65/150°C 500cycles + HTS 175°C 1000heures

Enfin nous nous sommes intéressés à la caractérisation in-situ de la dégradation des interconnexions Au-Al tout au long du vieillissement à haute température. Nous avons développé une méthode de mesure de dégradation au niveau « Packaging », permettant d'observer l'instant précis de la défaillance pour chaque

interconnexion. L'étude a été menée sur le boîtier TQFP 64pins. Cette méthodologie consiste à mesurer la variation de la résistance électrique de l'interconnexion Au-Al, sur chaque Pin, à travers la mesure de la chaîne constituée de l'une des jonctions PN du circuit de protection ESD, de la broche en cuivre (Rbr), du fil de câblage en or (Rf), de l'interconnexion Au-Al (Rbb) et de la résistance de contact établie entre la broche et le PCB (Rc). L'avantage majeur de cette approche est qu'elle permet un suivi in-situ quasi continu (échantillonnage fin par rapport à la durée de vie) dans les conditions réelles du vieillissement (la haute température) de façon non destructive, ce qui permet de suivre la dégradation de la même structure durant tout le vieillissement. La fonctionnalité du produit est ainsi sauvegardée.

Cette nouvelle méthodologie permet de couvrir tous les produits automobiles et commerciaux. Les résultats ont montré la faisabilité du suivi en temps réel de la dégradation des interconnexions, à condition que la stratégie adéquate de mesures électriques soit utilisée. En particulier, une correction automatique de la variation de la température dans le domaine de la haute température doit être appliquée. Cette correction permet de prendre en compte l'influence de la variation de la température sur la variation de la résistance Rbb mesurée. Ceci est rendu possible par la réalisation d'une courbe d'étalonnage pour chaque broche.

Nous avons aussi montré que l'évolution de la dégradation peut être enregistrée à partir de la mesure de la résistance Rbb, mais aussi celle de la courbe de diode (I-V) « caractéristique complète » correspondant à l'interconnexion étudiée en particulier après que la dégradation de Rbb ait été initiée.

L'instant de défaillance déduit de cette analyse est parfaitement cohérent avec les résultats obtenus en test destructifs de traction ou de cisaillement pour le même lot de fabrication dans les mêmes conditions de vieillissement. Ces résultats démontrent le potentiel de cette nouvelle méthodologie de mesure à l'analyse de la fiabilité des interconnexions, pour établir la durée de vie à moindre-coût, et une meilleure estimation des variations pièce à pièce. Cette méthodologie permet aussi d'avoir une estimation précise sur la durée de vie moyenne d'une interconnexion en d'autres termes de la durée de vie du composant étudié. Elle offre donc des perspectives d'amélioration de la modélisation de ce mécanisme de défaillance.

L'ensemble des travaux constitue un apport important pour les nouvelles démarches d'assurance fiabilité de l'assemblage plastique. En effet le mécanisme de dégradation dominant pour cette technologie de produit a été décrit et les moyens de caractérisation développés permettent la modélisation de la fiabilité.

Ces travaux pourraient être prolongés vers la compréhension des mécanismes de défaillance secondaires tels que la délamination sous l'effet de variations thermiques et de l'humidité, la dégradation des caractéristiques thermomécaniques de la résine, le vieillissement du « wedge bond »...D'autre part la modélisation pourrait être étendue aux paramètres technologiques du produit comme par exemple les dimensions du boîtier, le nombre d'interconnexions, la structure du boîtier, le type résine...

ANNEXE- 1 : analyse de la fiabilité avec la loi de Weibull

(1) Analyse de la fiabilité intrinsèque d'une famille de composants par la loi de Weibull : impact de la maturité technologique [4,5]

La loi de Weibull est une technique permettant d'évaluer la maturité de la technologie utilisée (*soit lors de la conception des circuits intégrés de point de vue silicium soit pour le processus d'assemblage*) sur la fiabilité intrinsèque d'une famille de composants (voir Figure A.1).

En effet, une technologie peu mature (taux de défaillance élevé) avec un taux de défaillance avoisinant les 50%) entraîne en général une dispersion des paramètres technologiques sur les populations de composants. Cette dispersion peut entraîner un plus grand étalement des défaillances donc des durées de vie d'une population d'un lot de composants lors d'un procédé de qualification, ce qui mène à une distribution plus élargie (voir cas n°1). Cela se traduit en général par une pente "**β**" faible (mais β reste >1 : usure).

A l'inverse, une technologie maîtrisée contribue à une faible dispersion des instants de défaillance (voir cas n°2). Cela se traduit en général par une pente "**β**" élevée (β ≥ 10).

Une technologie robuste (taux de défaillance faible) peut induire à une forte dispersion des instants de défaillance (voir cas n°3). Cela se traduit en général par une pente "**β**" faible (mais β reste >1 : usure).

Une technologie fragile peut induire à des instants de défaillance moyennement dispersés (voir cas n°4).

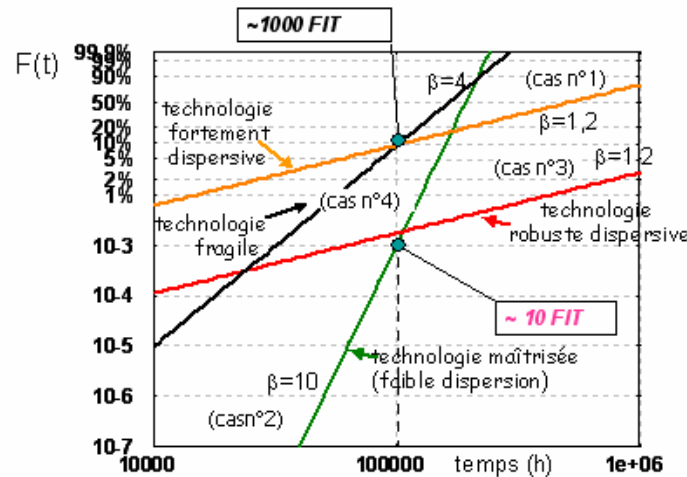


Figure A.1 : Impact de la maturité d'une technologie sur la fiabilité intrinsèque (sur la pente "β" de la loi de Weibull) [4].

Dans le cadre d'une distribution Weibull à deux paramètres, la fonction de défaillance (F(t)) s'écrit sous la forme suivante :

$$\text{➤ Fonction de défaillance : } F(t) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{\alpha}\right)^\beta\right]$$

β est un paramètre de forme et α un paramètre d'échelle, homogène à un temps.

Afin de caractériser une technologie, il faut donc pouvoir extraire les paramètres intervenants dans la distribution de Weibull, ce qui peut s'effectuer de différentes méthodes, bien détaillées dans la littérature [1,2 et 3], et dont nous reprenons les points principaux ici.

(2) Graphique à échelle fonctionnelle [1,2]

Si on applique à la distribution de Weibull à 2 paramètres la transformation suivante :

$$Y = \text{Ln}\left[\text{Ln}\left(\frac{1}{1-F(t)}\right)\right]$$

$$X = \text{Ln}(t)$$

On obtient une relation linéaire : $Y = \beta X - \beta \text{Ln } \alpha = aX + b$ (1)

En utilisant le graphique d'Allan Plait, dont les ordonnées sont proportionnelles à Y et graduées en F(t), et les abscisses sont proportionnelles à X et graduées en t, on obtient une droite dont la pente est proportionnelle à β et dont l'abscisse à l'origine des Y ($F(t) = 0,632$) correspond à α .

Généralement, on estime F(t) par $F(t) = N_0 - N(t) / N(t)$, si le nombre des systèmes ou d'échantillons mis en service à l'instant 0 est suffisamment grand.

Dans le cadre d'un nombre d'échantillons petit, la fonction de répartition F(t) peut être approximée par diverses méthodes, dites méthodes des rangs.

Dans toutes ces méthodes, on affecte à chaque observation un ordre croissant de survenue, ou (i) est le rang de la pièce défaillante et (n) est le nombre de pièces défaillantes. On approxime ensuite la fonction de répartition F(t) par différentes formules.

Dans le cas de la méthode des rangs bruts, $F(t) = \frac{i}{n}$ si $n > 50$. Mais dans cette approximation simpliste, à la n^{ième} observation de l'échantillon, la fonction vaudra 1 alors que pour la population mère, cela ne se produirait qu'après un nombre $t \rightarrow \infty$. Pour corriger cette erreur, on utilise d'autres méthodes qui sont des estimateurs fonction de l'ordre (i), tel que :

➤ Méthode des rangs moyens : $F(t) = \frac{i}{n+1}$ si $20 < n \leq 50$

➤ Méthode des rangs médians : $F(t) = \frac{i-0,3}{n+0,4}$ si $n \leq 20$

(3) *Autres méthodes d'extraction des paramètres de la loi de Weibull (α, β) pour une meilleure analyse de la fiabilité : étude de cas particuliers [3]*

○ Cas où le taux de défaillance est faible ($\lambda < 10\%$)

Dans ce cas le paramètre α à la médiane de temps de bon fonctionnement (M_c) ne peut plus être déduit directement de la méthode graphique. En effet, si le paramètre β déduit de la pente de la droite pour les 10% de défaillance est le même que celui de la population complète, le paramètre α , déduit de l'abscisse à l'origine, n'est pas le même. Il faut par conséquent, en extrapoler la valeur pour la population complète par la procédure suivante :

- i. n_1 est le nombre de rejets atteint pour un λ_1 , tel que $\lambda_1 < 10\%$.
- ii. Cette combinaison d'événements représente aussi l'apparition d'un rejet de la population complète à un instant (t).
- iii. Cet instant (t) peut être estimé par le temps médian (50% de probabilité cumulée) de la distribution de n_1 , noté t_1 .
- iv. Ainsi on vient représenter sur le graphe d'Allan Plait le point correspondant au premier rejet et de coordonnées $\{F(1), t_1\}$, tel que : $F(t) = \frac{1-0,3}{n+0,4}$ (le nombre d'échantillon (n) de la population mère est dans ce cas d'étude inférieur ou égale à 20).
- v. Puis on trace la parallèle à la droite de la distribution n_1 , car c'est le même (β). L'intersection de cette droite avec l'axe des abscisses nous indique l'instant correspond à (α).
Ce paramètre peut être aussi déterminé mathématiquement en utilisant l'équation (1) et en se basant sur les coordonnées du premier rejet, sachant que : $\alpha = \exp(b/\beta)$.

○ Cas de mortalité infantile

Dans le cas de présence de mortalité infantile, il est nécessaire de soustraire le taux de défaillance correspondant sur le taux de défaillance totale dans la région de la période d'usure avant de déterminer les paramètres de la loi de Weibull (α, β).

ANNEXE- 2 : Diagramme de phase Au-Al

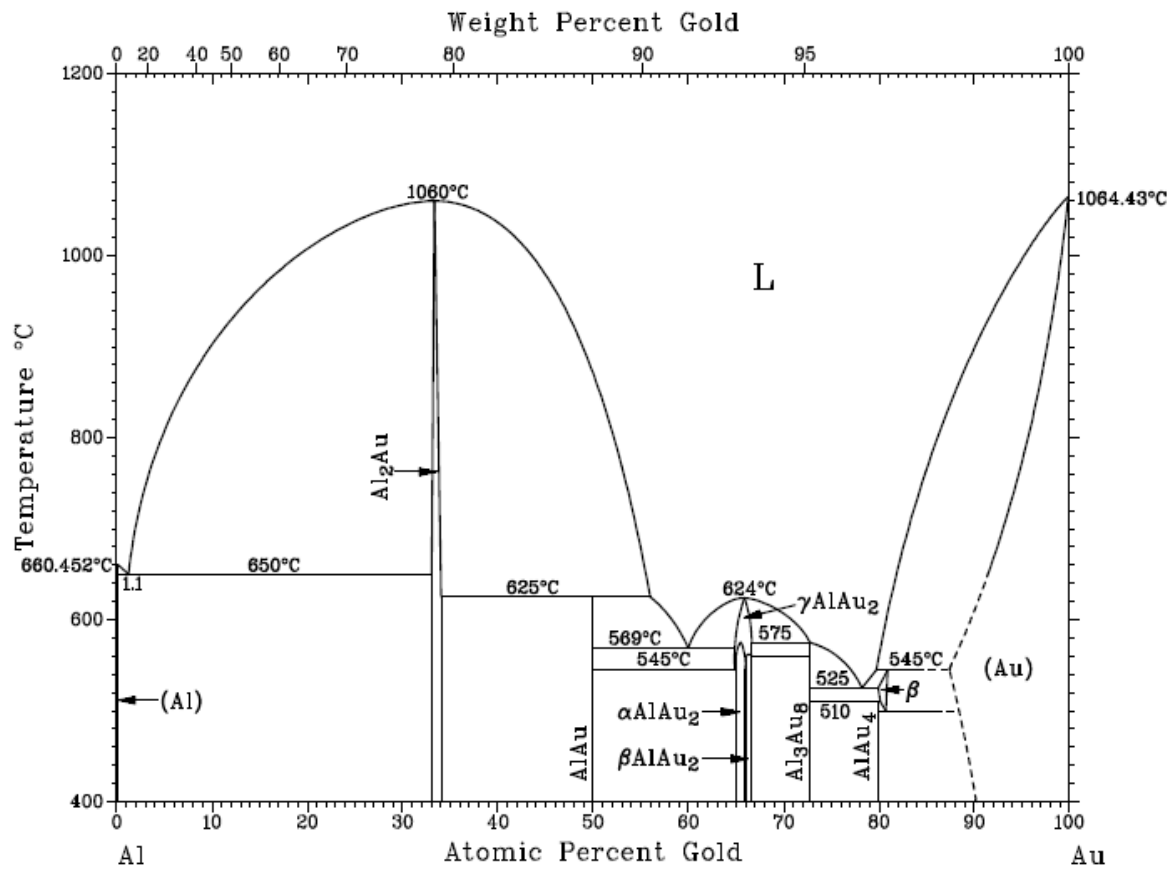


Figure A.2 : Diagramme de phase Au-Al.

ANNEXE- 3 : Méthodes d'analyse thermique (TMA et DSC) [6]

I. Introduction [6]

Un grand nombre de transitions (fusion, cristallisation, transition vitreuse...) ne s'accompagnent pas d'une variation de masse. Ces transitions qui ne sont pas détectées par l'analyse thermogravimétrique le sont par les analyses thermique et enthalpique différentielles.

II. TMA [6]

L'analyse thermomécanique est une technique mesurant la déformation d'un échantillon sous contrainte non oscillatoire lorsqu'il est soumis à une programmation de température, sous atmosphère contrôlée. La contrainte peut correspondre à une compression, une traction ou une flexion.

Cette technique est surtout utilisée pour des matériaux polymères et composites (ramollissement, transition vitreuse, dégradation, réticulation) sous contrainte variée, pour l'étude des films et des fibres, pour le frittage des céramiques, pour l'étude du comportement mécanique des alliages métalliques, et d'une façon générale pour la mesure des coefficients de dilatation.

III. DSC [6]

La technique est la même que pour la DTA si ce n'est que les températures sont mesurées à partir de plateaux de grande surface sur lesquels reposent le creuset de référence (vide) et le creuset contenant l'échantillon. C'est la DSC par flux de chaleur "heat flow (en mW)". Cette technique permet, par exemple, de mesurer la chaleur spécifique.

IV. Propriétés mesurées

	DTA (T)	DSC (T, H)	TGA (Δm)	TMA (Δl)
Propriétés physiques				
Transition vitreuse	+	++		+
Fusion^a	++	++		+
Pureté		++		
Évaporation^a	+	++	+	
Sublimation^a	+	+	+	
Changement de phase^a	++	++		
Cristallisation^b	+	++		
Pyrolyse^b	+	+	++	
Point de Curie	+	+		

T : mesure la température – H : mesure l'enthalpie – Δm : mesure la variation de masse
 Δl : mesure la variation de longueur - + : cette technique permet de mesurer cette propriété
 ++ : technique la mieux adaptée pour mesurer cette propriété – a : endothermique – b : exo

Figure A.3 : Propriétés mesurées par les méthodes d'analyse thermique (TMA et DSC) [6].

D'après la Figure A.3 on constate que la technique d'analyse DSC est la technique la mieux adaptée pour mesurer la température de transition vitreuse (T_g) et la température de fusion (T_f) du matériau à l'étude.

V. Exemple d'analyse thermique avec la DSC et la TMA

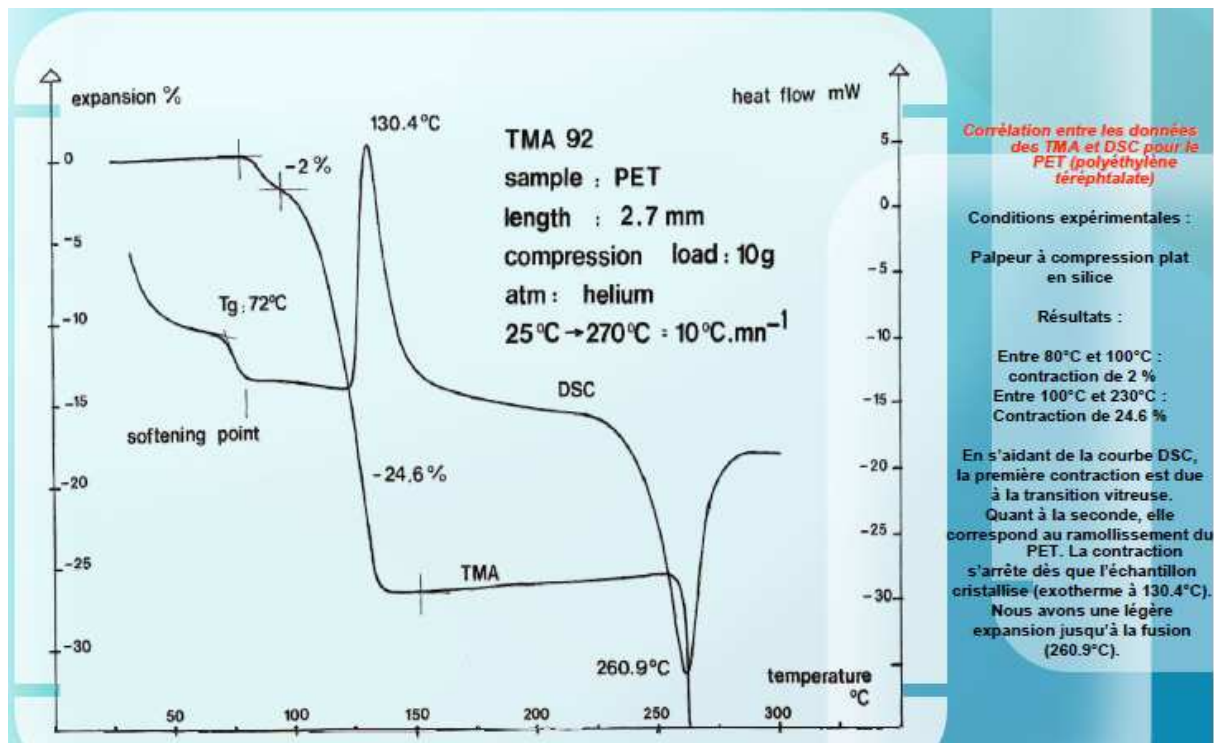


Figure A.4 : Propriétés mesurées par les méthodes d'analyse thermique (TMA et DSC) [6].
Echantillon : PET, avec pour $T_g=72^\circ\text{C}$ et $T_f=260.9^\circ\text{C}$, $\text{CTE}_1=2 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$ et $\text{CTE}_2=24.6 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$.

VI. Résultats (concernant l'étude portant sur "l'apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques", voir Chapitre V)

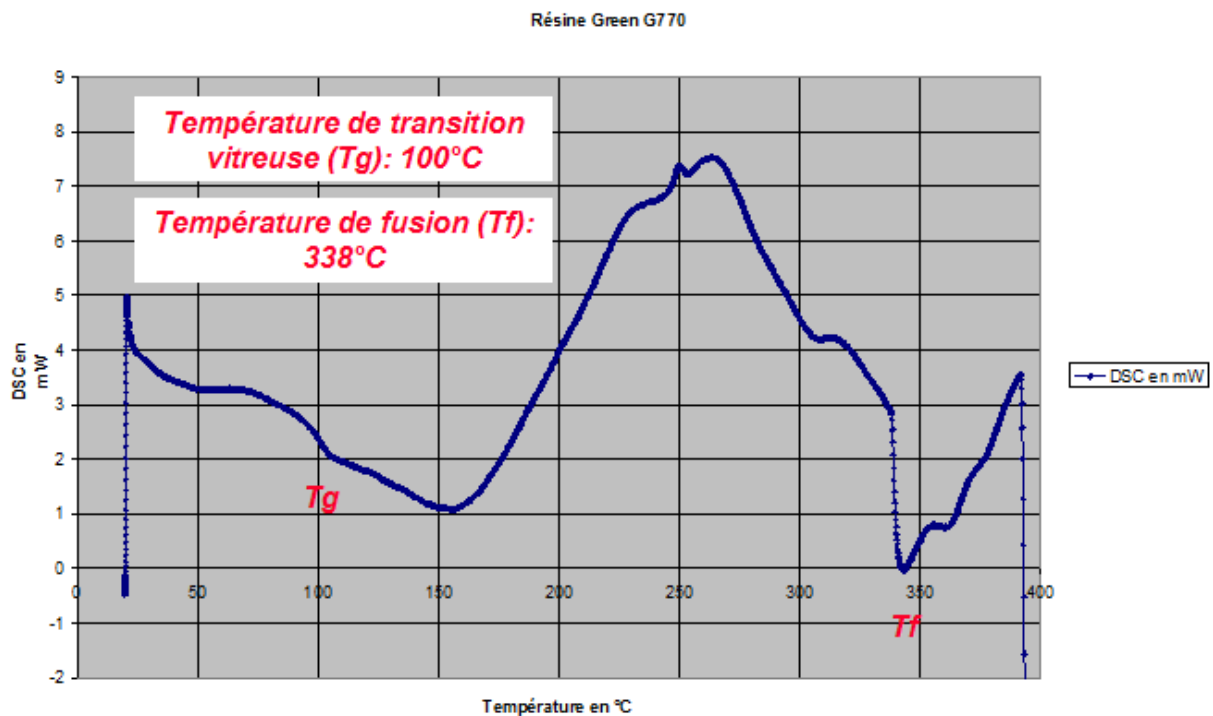


Figure A. 5 : Propriétés mesurées par la méthode d'analyse thermique DSC.
Echantillon : Résine Green G770 SUMITUMO, avec pour $T_g=100^\circ\text{C}$ et $T_f=338^\circ\text{C}$.

ANNEXE- 4 : Photo du banc de test de l'indicateur précoce de dégradation (IPD)

La Figure A. 6 illustre une photo du banc de test de l'indicateur précoce de dégradation (IPD)

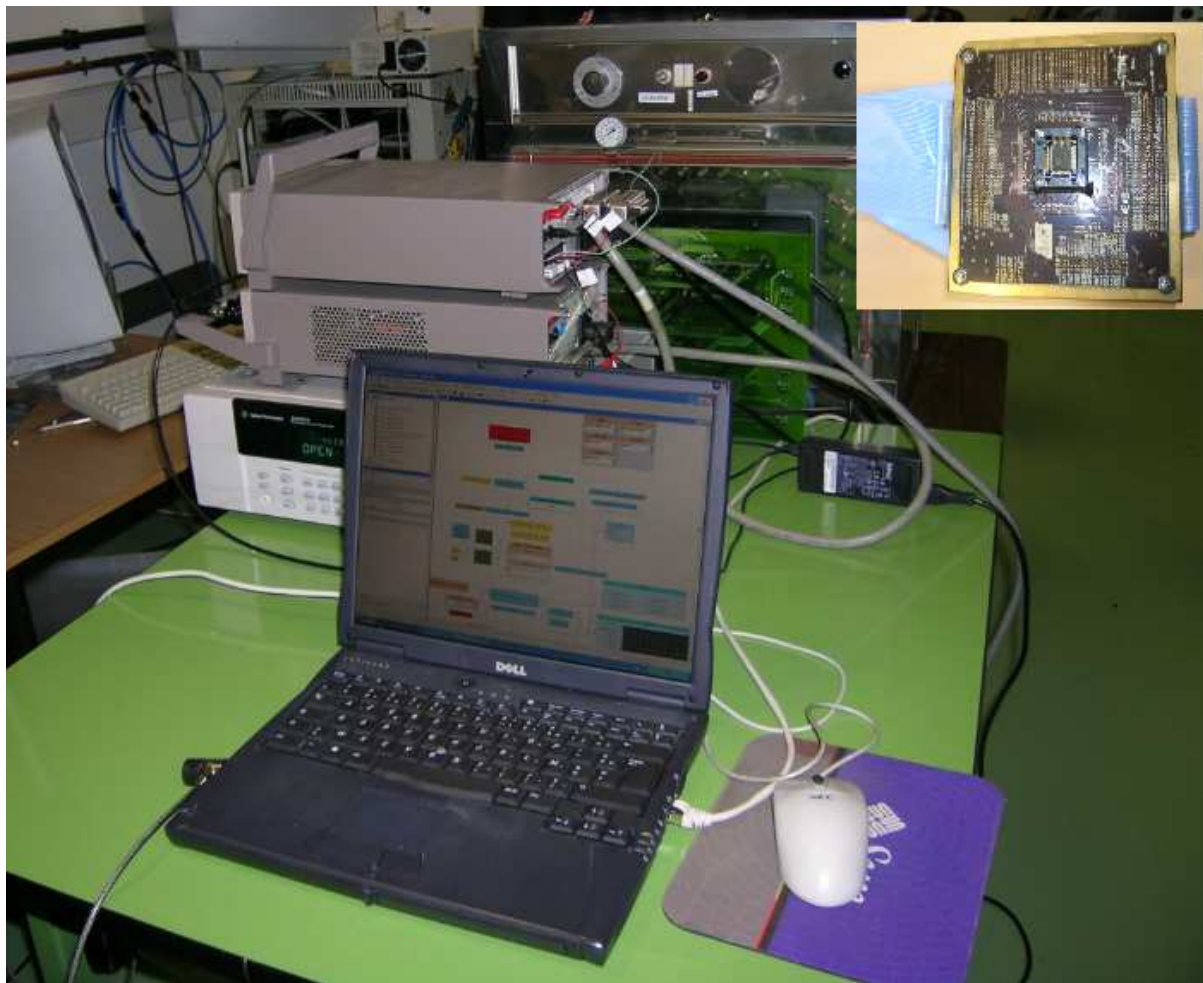


Figure A. 6 : Photo du banc de test de l'indicateur précoce de dégradation (IPD)

ANNEXE- 5 : Variation de la température réelle au sein du four se rapportant à l'étude de l'IPD

La Figure A. 7 illustre la mesure de la variation de la température réelle au sein du four dans le cadre de l'étude de l'IPD.

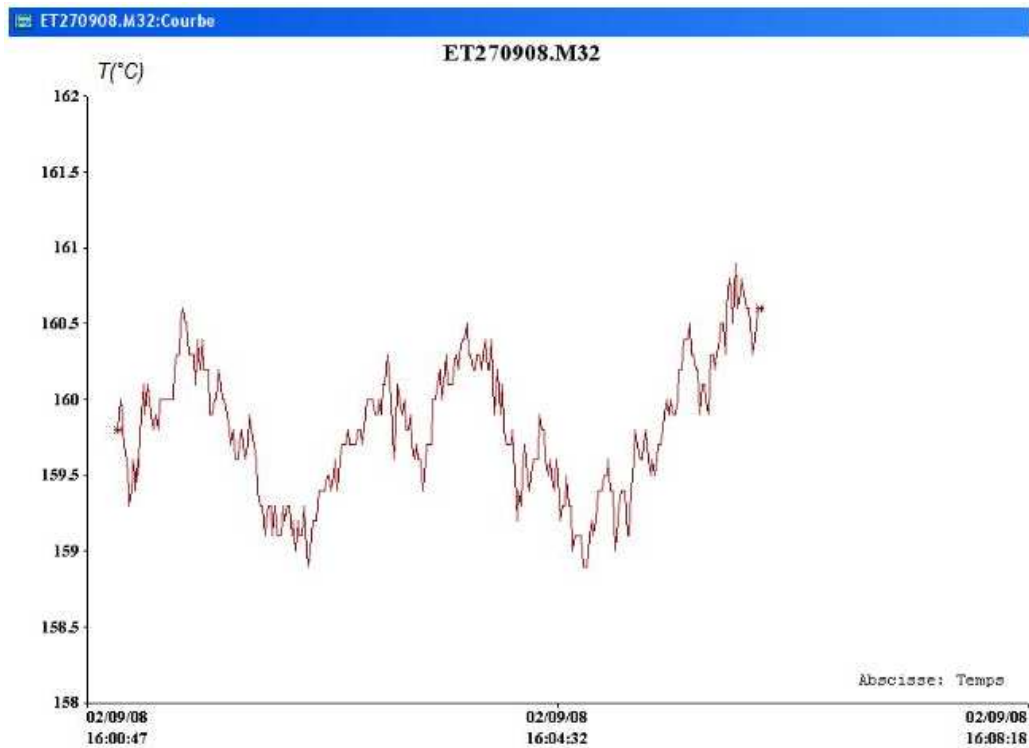


Figure A. 7: Variation de la température réelle au sein du four se rapportant à l'étude de l'IPD, tel que : $\Delta T = \pm 1^\circ\text{C}$.

Références bibliographiques :

- [1] M. GIRAUD - *Sûreté de fonctionnement des systèmes (Principes et définitions)* - Techniques de l'ingénieur - Réf : e3850
- [2] P. CHAPOUILLE - *fiabilité, maintenabilité* - Techniques de l'ingénieur - Réf : T4300
- [3] M. GIRAUD - *Sûreté de fonctionnement des systèmes (Étude expérimentale des lois de la fiabilité)* - Techniques de l'ingénieur - Réf : e3854
- [4] L. BECHOU, Y. DANTO, JY. DELETAGE, F. VERDIER, D. LAFFITTE, JL. GOUDARD - *New approaches of reliability assessment : Prospects for nanotechnologies* - journées scientifiques du CNFRS "NANOSCIENCES ET RADIOÉLECTRICITÉ" Paris, le 20 et 21 mars 2007
- [5] J. H. STATHIS - *Physical and Predictive Models of Ultra Thin Oxide Reliability in CMOS Devices and Circuits* - IEEE Transactions On Device And Materials Reliability, Vol. 1, n°. 1, March 2001.
- [6] S. GUTIERREZ - *Introduction aux méthodes d'analyses thermiques* - http://www.ccm.usherbrooke.ca/fr/services/ccm/LCG/pdf/analyse_thermique.pdf

Résumé

L'évolution du système d'assurance fiabilité pour les composants électroniques destinés à l'industrie automobile implique la création de nouvelles approches pour l'évaluation de la fiabilité des composants à haute température. Dans cette perspective nous avons développé des nouvelles techniques de diagnostic fiabilité et de qualification à haute température au niveau « Packaging » des composants électroniques. Ceci a consisté dans un premier temps en l'identification du mécanisme de dégradation prépondérant : la rupture des interconnexions à travers les trous Kirkendall conséquence de la croissance de l'épaisseur de l'intermétallique Au-Al. Ensuite on s'est attaché à l'étude de l'influence de la géométrie des boîtiers sur la tenue en vieillissement en stockage à haute température, qui s'est avéré être le paramètre technologique le plus influent. Cette étude a été menée sur plusieurs familles de boîtiers (SOIC et TQFP).

Afin d'étendre le domaine de qualification à haute température (150°C grade 0) aux boîtiers de grande taille et de prolonger la période de surêté de fonctionnement, une amélioration a été apportée au processus d'assemblage. On a évalué l'ajout d'impuretés tel le Pd ou le Cu au câblage filaire en or qui a permis d'obtenir une meilleure fiabilité des interconnexions Au-Al.

Nous avons également démontré l'apport de la combinaison des essais environnementaux pour la qualification des composants électroniques au niveau « Packaging » et proposé deux ensembles d'essais séquentiels. Les méthodes de diagnostic mises en œuvre au cours de ces travaux ont conduit à la réalisation de procédures pour l'évaluation de la fiabilité et pour l'analyse des défaillances.

Enfin nous avons développé et mis en place deux nouvelles méthodes de mesures des dégradations « packaging » : la première permet le suivi de l'évolution de la délamination et la seconde mesure in-situ la variation de la résistance de chacune des interconnexions Au-Al, au fur et à mesure du vieillissement.

Mots clés : Fiabilité, interconnexion Au-Al, composé intermétallique, combinaison d'essais environnementaux, diagnostic fiabilité, électronique automobile et analyse de défaillance.

Abstract

The evolution of reliability insurance systems for electronic components in the automotive industry involves the creation of new approaches in order to evaluate component reliability at high temperature. In this context, we developed new techniques of reliability diagnosis and qualification at high temperature for electronic components at the "Packaging" level. We firstly identified the major failure mechanisms related to the Kirkendall voids, a consequence of the intermetallic thickness growth Au-Al causing the interconnection failure. Secondly, we studied the influence of package geometry on ball bond robustness in high temperature storage, which was proved to be the most important technological parameter. This study allowed us to evaluate the reliability of many kinds of packages (SOIC and TQFP).

To extend the qualification domain at high temperature (150°C grade 0) for large package sizes and to prolong the safe operation period, we evaluated the improvement provided by the addition of Pd or Cu as alloying elements to Au bonding wires. This improvement allows insuring a better Au-Al interconnection reliability.

In addition, we demonstrated the contribution of combined environmental stresses to the electronic components qualification at the "packaging" level and proposed two optimized package sequential tests. The diagnostic methods implemented during this research led to the creation of procedures for the evaluation of reliability and for failure analysis.

Finally, we developed and implemented two new measurement methods of "packaging" degradation: the first allows us to follow the delamination evolution and the second to measure the resistance variations of each Au-Al interconnection while aging in-situ.

Keywords: Reliability, Au-Al interconnection, intermetallic compound, combined environmental stresses, reliability diagnostic, automotive electronics, and failure analysis.