université PARIS-SACLAY

NNT : 2019SACLN043

Thèse de doctorat

école normale supérieure paris–saclay

Elaboration et comparaison de deux modèles de durée de vie des fils d'interconnexion des modules de puissance, l'un basé sur les déformations et l'autre sur les dégradations

Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay
préparée à l'ENS Paris-Saclay

École doctorale n°575
Electrical, Optical, Bio - Physics and Engineering (EOBE)

Spécialité de doctorat
Génie Electrique, Electronique, Photonique et Systèmes

Thèse présentée et soutenue à Cachan, le 31 octobre, par

Nausicaa Dornic

Composition du Jury :

M. Paul-Etienne Vidal Maitre de Conférences, ENIT (– LGP)	Rapporteur
M. Eric Woirgard Professeur des Universités, Université de Bordeaux (– IMS)	Rapporteur
M. Frédéric Richardeau Directeur de Recherche, ENSEEIHT (– CNRS)	Président
M. Mauro Ciappa Maître de Recherche et de Conférence (– ETH Zurich)	Examinateur
M. Stéphane Lefebvre Professeur des Universités, ENS Paris Saclay (– SATIE)	Examinateur
M. Stefan Mollov Directeur R&D, 'Power Electronic Systems' (– Mitsubishi Electric)	Examinateur
M. Ali Ibrahim Ingénieur de Recherche, IFSTTAR (– SATIE)	Examinateur
M. Zoubir Khatir Directeur de Recherche, IFSTTAR (– SATIE)	Directeur de thèse
Mme. Mounira Berkani Maitre de Conférences, ENS Paris Saclay (– SATIE)	Invitée
M. Nicolas Degrenne Ingénieur de Recherche, 'Power Electronic Systems' (– Mitsubishi Electric)	Invité

Remerciements

Cette thèse est le fruit d'une belle collaboration entre l'équipe TEMA du laboratoire SATIE, unité mixte de recherche de l'IFSTTAR basée à Versailles Satory, et l'équipe *Power System* du centre R&D de Mitsubishi Electric basé à Rennes (Mitsubishi Electric R&D Center Europ – MERCE). Durant ces trois années, j'ai pu travailler et échanger avec de nombreuses personnes. Chacune de ces personnes m'a aidé d'une façon ou d'une autre à mener à bien ces travaux de recherche, et c'est le moment de les en remercier.

Pour commencer, je voudrais bien entendu chaleureusement remercier M. Zoubir Khatir qui a dirigé cette thèse. J'ai énormément apprécié sa disponibilité, son écoute et sa gentillesse. En effet, quel que soit le problème, sa porte était toujours ouverte. Je le remercie profondément pour ses conseils, toujours apportés avec bienveillance et humilité. Il m'a aidé à aiguiser ma pensée scientifique et à prendre de l'assurance dans mes raisonnements. C'est pour toutes ces raisons que je suis très heureuse qu'il ait été le directeur de cette thèse.

Ensuite, je voudrais remercier l'ensemble de mes encadrants : M. Ali Ibrahim, M. Jeffrey Ewanchuk, M. Nicolas Degrenne, et M. Stefan Mollov. Tout d'abord, je veux remercier grandement Ali pour toute l'aide qu'il m'a apportée au laboratoire. Il m'a fourni un soutien technique et moral fort à maintes occasions, lorsque plus rien ne semblait fonctionner, et je l'en remercie énormément. Ensuite, je remercie très chaleureusement Jeffrey pour son humanité et sa bienveillance. Les discussions que nous avions ensemble à Rennes étaient toujours très enrichissantes, car elles me permettaient de prendre du recul et de voir 'the big picture'. Je remercie ensuite énormément Nicolas, qui a été présent dès le début de la thèse, et surtout qui a repris mon encadrement pour les six derniers mois. Son investissement m'a été très précieux dans ces derniers moments, notamment pour la préparation de la soutenance, et je l'en remercie grandement. Finalement, je remercie aussi Stefan pour avoir été présent durant ces trois années, pour m'avoir soutenu jusqu'au bout.

Ensuite, je souhaite remercier M. Eric Woirgard et M. Paul-Etienne Vidal pour avoir accepté de rapporter sur ces travaux de thèse. Je veux aussi remercier l'ensemble des membres du jury, M. Frédéric Richardeau, M. Mauro Ciappa, M. Stéphane Lefebvre, ainsi que les membres invités dont Mme. Mounira Berkani pour avoir fait le déplacement pour la soutenance de cette thèse.

Je souhaite aussi remercier l'ensemble de l'équipe TEMA qui m'a accueilli très chaleureusement pendant mes trois ans de thèse. J'ai passé de très bons moments avec chacun d'eux. En particulier, je voudrais remercier Richard Lallemand, Jean-Pierre Ousten et Damien Ingrosso pour leur aide au laboratoire, notamment dans la réalisation du banc de tests. Je tiens aussi à remercier toute la team des non permanents (doctorants, post-doctorants, CDD…) avec qui j'ai eu le bonheur d'interagir, que ce soit aux pauses cafés, ou bien lors de matchs de tennis de table, ou bien encore lors de pique-niques et autres sorties. Je voudrais aussi remercier l'ensemble des personnes que j'ai eu l'occasion de rencontrer lors de mes passages à MERCE. Elles ont toujours fait en sorte que je me sente intégrée malgré mes venues parfois rapides. Ce fut un réel plaisir de côtoyer toutes ces belles personnes.

Plus généralement, je souhaite remercier toutes les personnes que j'ai pu croiser le long de ces trois années, que ce soit au SATIE, à l'IFSTTAR, ou bien à MERCE. Ce furent trois années riches en rencontres, et c'est une des choses que j'ai le plus appréciée. Je me rappellerai toujours des belles et riches discussions que j'ai pu avoir lors des séminaires, des pots, des conférences, ou bien même dans le bus et le train.

Finalement, je souhaite remercier du fond du cœur l'ensemble de ma famille et de mes amis.

Table des Matières

Table des Illustrations 11
Liste des Tableaux 19
Introduction Générale 21
Chapitre I. Fiabilité des technologies d'interconnexions au sein des modules de puissance 26
1. Introduction 26
2. Architectures des modules de puissance 26
2.1. Composantes principales 27
2.1.1. Puce 27
2.1.2. Substrat 28
2.1.3. Semelle 29
2.2. Interconnexions et interfaces 29
2.2.1. Procédés de soudure 30
2.2.2. Fils et rubans 32
2.2.3. Métallisations 36
2.2.4. Brasures 38
2.2.5. Interfaces thermiques 39
2.3. Architectures alternatives 40
2.3.1. Puces retournées (Flip Chip) 40
2.3.2. Tape-Automated Bonding (TAB) 41
2.3.3. Puces enfouies (Embedded) 42
3. Modes et mécanismes de défaillance 43
3.1. Mécanismes de dégradation 43
3.1.1. Fracture et levée de fil 44
3.1.2. Reconstruction de la métallisation 48
3.1.3. Délamination de la brasure 51
3.2. Indicateurs et critères de défaillance 54
3.2.1. Tension à l'état passant V_{CE} 54
3.2.2. Résistance thermique $R_{th,j-c}$ 55
3.2.3. Critères de défaillance 55
4. Estimation de la durée de vie restante 56
4.1. Estimation de la température de jonction T_j 58

4.1.1. Mesures directes et indirectes 58
4.1.2. Modèles thermiques et électrothermiques 59
4.2. Algorithmes de comptage et lois de cumul d'endommagement 60
4.2.1. Algorithmes de comptage 60
4.2.2. Lois de cumul d'endommagement 62
5. Modèles de durée de vie 62
5.1. Modèles empiriques 62
5.1.1. Tests de cyclage accélérés 62
5.1.2. Modèles généraux 64
5.1.3. Modèles spécifiques 66
5.2. Modèles physiques 67
5.2.1. Méthodes basées sur les contraintes ou déformations 67
5.2.2. Méthodes basées sur l'énergie 69
5.2.3. Méthodes basées sur la propagation de l'endommagement 70
5.3. Modèles stochastiques 74
6. Conclusions 75
Chapitre II. Modèle de durée de vie des fils d'interconnexion basé sur les déformations 78
1. Introduction 78
2. Etude expérimentale 78
2.1. Choix du composant à tester 79
2.2. Protocole et choix stratégiques 80
2.2.1. Mode de fonctionnement et stratégie de test 80
2.2.2. Conditions de test 81
2.3. Description du banc de test 81
2.4. Mesures électriques 84
2.4.1. Caractérisations électriques statiques 84
2.4.2. Correction de la tension V_{CE} 86
2.5. Résultats expérimentaux 88
2.5.1. Analyse de l'état des brasures 88
2.5.2. Dégradations des fils et métallisations 89
2.5.3. Durées de vie 90
3. Etude numérique 91
3.1. Modèle à éléments finis 92

3.1.1. Modèle géométrique 92
3.1.2. Propriétés des matériaux 94
3.2. Simulation 96
3.2.1. Protocole 96
3.2.2. Conditions limites 97
3.2.3. Réduction du modèle mécanique 98
3.3. Résultats de simulation 99
3.3.1. Résultats thermiques 100
3.3.2. Résultats mécaniques 100
4. Modèle de durée de vie 102
4.1. Evolution des déformations en fonction de N_f et ΔT_j 102
4.2. Extrapolation vers les faibles ΔT_j 104
5. Conclusions 106
Chapitre III. Analyse de l'évolution de l'endommagement au niveau des interconnexions supérieures. 110
1. Introduction 110
2. Observations préliminaires – projet "MERCE" 111
2.1. Protocole et conditions de tests 111
2.2. Résultats et observations 111
3. Test de cyclage accéléré spécifique 114
3.1. Principe et méthodologie de test 114
3.2. Banc de test et mesures électriques 114
3.2.1. Description du banc de test 114
3.2.2. Mesures électriques 116
3.3. Résultats du test 116
4. Caractérisations électriques et analyses 118
4.1. Instrumentation des mesures électriques 118
4.2. Résultats – métallisation 120
4.3. Résultats – contact 123
5. Généralisation de l'évolution de l'endommagement 127
6. Etude numérique 130
6.1. Modélisation électrothermique de la dégradation 132
6.2. Résultats de simulation 134
6.3. Vérification 137

7. Conclusions 138
Chapitre IV. Modèle de durée de vie des fils d'interconnexion basé sur les dégradations 142
1. Introduction 142
2. Evolution de la fissure au cours du cyclage 143
2.1. Relation entre fissuration et tension V_{CE} 143
2.1.1. Modélisation géométrique de la fissuration 143
2.1.2. Impact de la perte de contact sur la tension V_{CE} 144
2.2. Relation entre fissuration et cyclage 145
2.2.1. Combinaison des données 145
2.2.2. Comparaison avec les données d'analyses 146
2.2.3. Discussion 146
3. Modélisation de l'endommagement 148
3.1. Modèle de zone cohésive 148
3.1.1. Description du CZM 148
3.1.2. Choix du CZM 149
3.2. Implémentation du CZM 151
3.2.1. Simulations électro-thermo-mécaniques 151
3.2.2. Validité du sous-modèle 152
3.2.3. Introduction du CZM dans le sous-modèle 155
3.3. Calage du modèle CZM 156
3.3.1. Vitesses de propagation de référence 156
3.3.2. Procédure d'ajustement des paramètres du CZM 158
3.3.3. Vitesses de propagation simulées 160
4. Modèle de durée de vie 162
4.1. Simulations de la fissuration pour différents ΔT_j 162
4.1.1. Simulations du modèle complet 162
4.1.2. Vitesses de fissurations pour les différents ΔT_j 163
4.2. Evolution de N_f en fonction de ΔT_j 165
4.2.1. Paramètre de réduction 165
4.2.2. Détermination de N_f 166
5. Conclusions 167
Conclusions Générales et Perspectives 169
Références 175

Publications 187

Table des Illustrations

Figure I.1: Structure multicouche d'un module de puissance standard ave son système de refroidissement [Kov15] 27

Figure I.2: (a) Mise en relief des différents atouts électriques et thermiques des nouvelles technologies à grand gap SiC et GaN par rapport au Si [Mil14], (b) Dépendance entre tenue en tension et température pour les technologies Si, GaN, SiC et Diamant [ElH18] 28

Figure I.3: Surfaces inférieures (en haut) et supérieures (en bas) d'un substrat DAB (à gauche) et d'un substrat DBC (à droite) de dimension 26x35 mm [Lin07] 28

Figure I.4: Coefficient de dilatation thermique (CTE) des principaux matériaux qui compose la structure d'un module de puissance [Bec07] 29

Figure I.5: Technologie de module sans semelle; les contacts électriques sont réalisés par un système de ressorts et de pression sur l'assemblage [Bec07] 29

Figure I.6: Schéma de soudure par thermocompression d'un fil métallique sur un matériau semi-conducteur [And57] 30

Figure I.7: Fil d'or soudé par thermocompression sur un composant en silicium [Chr58] 30

Figure I.8: Procédé de soudure par ultrasons [Dus71] 31

Figure I.9: Image MEB d'un fil soudé par ultrasons (à gauche) et image MEB du motif de soudure par ultrasons (à droite); un anneau de soudure est un bien visible en périphérie du contact, tandis que le centre n'est pas soudé [Har74] 32

Figure I.10: Schéma du câblage de fils 'ball to wedge' [Tum01] 33

Figure I.11: Câblage 'ball' [Tum01] 33

Figure I.12: Câblage 'wedge' de fils larges (250 µm à droite te 150 µm à gauche) [Har10] 34

Figure I.13: (a) Fils (400 µm) et métallisation en cuivre [Gut10], (b) fil constitué d'un composite Al/Cu [Sch12a] 34

Figure I.14: Ruban en aluminium (2 x 0.2 mm) [Har10] 35

Figure I.15: Schéma du fonctionnement général d'un procédé de dépôt par pulvérisation cathodique [Mor11] 36

Figure I.16: Images MEB de la métallisation; les cellules élémentaires se distinguent et forment un motif damier [Mar09] (à gauche) [Ped15] (à droite) 37

Figure I.17: Procédé 'damascene' permettant la réalisation d'une métallisation en cuivre [Jin18] 38

Figure I.18: Image d'une métallisation en cuivre [Jia18] 38

Figure I.19: Images de la poudre d'argent avant (à gauche) et après frittage (à droite) obtenue via un Microscope Electronique par Réflexion (REM) [Gob10] 39

Figure I.20: Interface entre le module de puissance et le refroidisseur, (a) sans TIM et (b) avec TIM idéale [Gwi03] 40

Figure I.21: (a) Représentation schématique de l'architecture d'une puce retournée, (b) Image du motif des billes de soudure sur la puce [Tum01] 41

Figure I.22: Exemple de technologies TAB [Har10] 42

Figure I.23: Représentation schématique (à gauche) et coupe transversale (à droite) d'une technologie de puce enfouie [Man07] 43

Figure I.24: Défauts observés après le procédé de soudure (a) au niveau de l'interface fil-métallisation, notamment aux extrémités du contact, [Agy16] et (b) à la surface du fil dans la zone du talon [Har10] 44

Figure I.25: Dégradations observées au niveau des interconnexions, (a) décollement du fil de la métallisation ('lift-off', image SEM 40x) et (b) fracture du fil au niveau du talon ('heel crack', image SEM 25x) [Cia02] 45

Figure I.26: Micro-section de l'interface fil-métallisation dégradée ; des fissurations sont visibles à chacune des extrémités du contact, notamment dans la zone du talon [Sch12b] 45

Figure I.27: Impact de la géométrie du fil (rapport longueur sur hauteur) sur la dégradation du fil d'interconnexion avec (a) le profil de la déformation le long du fil pour différentes géométries [Ram00] et (b) la défaillance de l'interconnexion pour différentes géométries [Mer08] 46

Figure I.28: Images EBSD du fil d'interconnexion et de son interface avec la métallisation ; (a) [Mer08] et (b) [Loh07] 46

Figure I.29: Micro-section de l'interface fil-métallisation où l'on observe bien la fissure se propager dans le fil [Agy16] 47

Figure I.30: Schéma de la propagation de la fissure entre les grains d'aluminium du fil [Onu00] ... 47

Figure I.31: (a) Evolution des forces de cisaillement nécessaires au décollement du fil de la métallisation avec la dégradation pour des soudures réalisée à différentes températures ; on constate à 200°C que la force à appliquer pour arracher le fil est plus importante, signifiant ainsi que la fissuration est moins avancée que dans les autres cas et (b) Images EBSD de l'interface pour les soudures à 100 °C et 200°C correspondantes [Loh07] 47

Figure I.32: Evolution de la contrainte en fonction de la température pendant les phases d'échauffement et de refroidissement [Mar14] 48

Figure I.33: Images MEB de la reconstruction de la métallisation d'un IGBT 1200V/450A, (a) métallisation neuve, (b) zone en périphérie de la métallisation dégradée, et (c) zone au centre de la même métallisation dégradée [Yua18]. 48

Figure I.34: Images FIB de coupes de la métallisation d'un MOSFET SPQ15 ; (a) métallisation neuve (les grains sont représentés avec des couleurs différentes), et (b) métallisation reconstruite avec une recristallisation et une fracture indiquée par la flèche [Mar14] 49

Figure I.35: Orientation d'un grain d'aluminium (≈ 5 µm) de la métallisation pour différent niveau de recristallisation – la désorientation maximale (en jaune) s'élève à 8 degrés [Bri18] 49

Figure I.36: Images de la surface d'un film d'aluminium obtenue à l'aide d'un microscope optique, (a) film neuf, (b) film soumis à des variations de température qui présente des hillocks à sa surface, et (c) zoom de côté d'un des hillocks présent à la surface [Kim01] 50

Figure I.37: Images de coupes d'une métallisation de transistors CoolMOS (800V) dégradée observée au FIB – formation d'une fissure à la surface de la métallisation qui se propage vers la puce active (à gauche), et formations de creux et fissure pour des conditions de test sévères (à droite) [Pie11] 50

Figure I.38: Modèle de dégradation de la métallisation proposé par [Mar14], basé sur le modèle original de [Gao99] 51

Figure I.39: Dégradations observes dans les brasures classiques, (a) micro-section de l'interconnexion puce-substrat dans laquelle est présente une fissuration [Dep06] et (b) images obtenues au microscope acoustique SAM d'une brasure neuve (en haut) et délaminée (en bas) [Guo17] 51

Figure I.40: Schéma de la structure intermétallique qui se forme dans la brasure à l'interface avec le substrat [Fre94] 52

Figure I.41: Micro-section d'une brasure en frittage d'argent dégradée avec fissuration [Kno10] . 53

Figure I.42: Fissuration de brasures en frittage d'argent pour différente porosité (3% à gauche et 15% à droite) [Her13] 53

Figure I.43: Evolution de la résistance à l'état passant R_{ON} (à gauche) et de la résistance de métallisation R_{metal} (à droite) avec le vieillissement ; tests sur MOSFETs avec des cycles de 10s (80A injecté pendant 0.2s puis 9.8s de repos) et une durée de vie totale considérée à 175 kcycles [Mar14] 54

Figure I.44: Evolution de la chute de tension à l'état passant d'un IGBT V_{CE} avec le vieillissement [Ped17] 55

Figure I.45: Taux de défaillance h(t) en fonction du temps [Klu03]..... 57

Figure I.46: Schéma typique de détermination de la RUL à l'aide d'une procédure de comptage [Ouh17]..... 57

Figure I.47: (a) Image IR d'une puce active à l'équilibre thermique pour une puissance dissipée de 270W et (b) Profil de température le long de la diagonale avec un gradient visible d'environs 40°C [Sch09] 58

Figure I.48: Exemples de courbe de calibration pour des composants IGBTs 600V-200A avec à gauche $V_{CE}(T_j)$ et à droite $V_{GE}(T_j)$ [Dup12] 59

Figure I.49: Modèle RC équivalent avec à gauche le réseau de Cauer et à droite le réseau de Foster [Ger07] 60

Figure I.50: Principe du comptage Rainflow avec (a) l'historique du profil de T_j, (b) le réarrangement de ce profil de telle sorte qu'en (c) soit obtenu les boucles d'hystérésis contrainte-déformation [Dow82] 61

Figure I.51: Représentation du principe du fonctionnement du compteur Rainflow en ligne pour un profil de T_j donné avec ses boucles d'hystérésis contrainte-déformation associées [Gop15] 61

Figure I.52: Exemples de deux matrices obtenues à partir d'un même profil de température avec deux algorithmes de comptages différents : comptage Rainflow conventionnel à gauche et variante à droite ; le taux de dégradation est estimé à 0.029% dans le cas conventionnel et à 0.033% dans l'autre [Gop15]..... 61

Figure I.53: Enceinte climatique utilisée pour la réalisation de TCTs [Bou08]..... 63

Figure I.54: Exemple de profil de température imposé au module à tester par TCT [Bou08]..... 63

Figure I.55: Principe des PCTs 63

Figure I.56: Impact des différentes stratégies de PCTs sur la durée de vie d'un module de puissance avec n°1 – I_{load} constant, n°3 – P constante, n°4 – ΔT_j constant [Sch10] 64

Figure I.57: Présentation de deux résultats contradictoires concernant l'effet de $T_{j,m}$ sur la durée de vie des modules avec (a) courbe $N_f(\Delta T_j)$ obtenu à partir de PCTs pour différentes valeurs de $T_{j,m}$ [Hel97] et (b) effets de $T_{j,m}$ sur la force Fs/cN à appliquer au module pour obtenir la défaillance – Le second graphe montre bien que plus $T_{j,m}$ augmente, plus la force à appliquer sur le module pour atteindre la défaillance est importante, ce qui signifie que le module est moins dégradé [Agy10] 65

Figure I.58: Influence de t_{ON} sur le nombre de cycle à défaillance N_f pour des modules présentant des dégradations au niveau des fils et de la métallisation seulement (modèle SKIM63/93) [Sch13] 66

Figure I.59: Schéma de l'évolution de la déformation totale ε_t en fonction de la durée de vie N_f (nombre de cycle à défaillance) [Lau91] 68

Figure I.60: Représentation schématique d'une boucle d'hystérésis contrainte-déformation [Das92] 70

Figure I.61: Résultats expérimentaux de l'endommagement d'une brasure avec : à gauche, l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle N à différents endroits de la brasure et à droite, une image SEM de la brasure dégradée indiquant les zones de mesure des fissures [Dep06] 71

Figure I.62: (a) Schéma de la zone cohésive définie au voisinage du front de fissure et (b) loi cohésive générale décrivant la relation entre la traction cohésive et l'ouverture de la fissure [Sun12] 72

Figure I.63: Loi cohésive de type exponentielle décrivant trois cycles de chargements et de déchargements [Rot14] 73

Figure I.64: Représentation schématique de la fissuration à l'interface entre le fil d'interconnexion et la métallisation de puce [Yan13] 73

Figure I.65: Suivi et prévision de l'évolution de la résistance $\Delta R_{DS(ON)}$ d'un MOSFET selon différentes techniques : un processus de régression gaussien (GPR), un filtre de Kalman étendu (EKF) et un filtre particulaire (FK) [Cel11b] 74

Figure II.1: (a) Représentation du module SKIM63 de Semikron [Hau13] avec (b) son schéma électrique associé [Sem13] 79

Figure II.2: Image d'un substrat DCB du module SKIM63 de Semikron 79

Figure II.3: Banc de test en power cycling 82

Figure II.4: Principe d'injection de la puissance dans trois modules au cours d'un PCT 82

Figure II.5: Circuit hydraulique de refroidissement pour la réalisation des PCTs 83

Figure II.6: Support et instrumentation du module de puissance avec (a) schéma d'insertion du thermocouple dans le refroidisseur et (b) photo du module fixé sur le refroidisseur avec sa carte d'interface 83

Figure II.7: Schéma du circuit de puissance pour une campagne de PCT comportant trois modules 84

Figure II.8: Procédé de caractérisation statique, image obtenue à partir du Dewetron 85

Figure II.9: Courbe de calibration obtenue pour le TSEP V_{CE} pour les modules SKIM63 86

Figure II.10: Courbe de calibration $V_{CE}(T_j)$ pour (I_{load}=150A) pour le module SKIM63 87

Figure II.11: Résultats $R_{th,jc}$ de l'ensemble des essais pour (a) t_{ON}=3s et (b) t_{ON}=20s 88

Figure II.12: Images SAM (a) d'un module sain et (b) d'un des modules du PCT ⑥, c'est-à-dire {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=20s} après cyclage 89

Figure II.13: Evolution de la tension VCE pour les PCTs ③ et ⑥, c'est-à-dire (a) {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=3s} et (b) {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=20s} 90

Figure II.14: Images obtenues du décollement de fils d'interconnexion à l'aide du microscope numérique HIROX pour le PCT ③ 90

Figure II.15: Modèle géométrique complet, seul le substrat central est modélisé 92

Figure II.16: Détails du modèle géométrique du substrat SKIM63 93

Figure II.17: Caractéristique I-V des DUTs du module SKIM63 95

Figure II.18: Lois de comportement élasto-plastique de l'aluminium et du cuivre [Nag00] [Sha00] 96

Figure II.19: Schéma de la simulation des 5 cycles 97

Figure II.20: Conditions limites électriques et mécaniques appliquées au modèle 98

Figure II.21: Modèle réduit pour la simulation thermomécanique 99

Figure II.22: Evolution de la température T_j (en haut), de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ (au milieu) et de la déformation élastique $\Delta\varepsilon_{el}$ (en bas) sur les trois derniers cycles simulés pour un ΔT_j de 110°C 100

Figure II.23: Calcul de la température T_j des DUTs supérieur et inférieur du module SKIM63 à la fin de la phase d'échauffement pour ΔT_j=110°C 100

Figure II.24: Déformations élastique $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ au niveau de la métallisation à la fin d'une phase d'échauffement pour ΔT_j=110°C 101

Figure II.25: Dépendance de $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ calculées sur un cycle en fonction de la durée de vie N_f du module SKIM63 obtenue par les PCTs 102

Figure II.26: Evolution des déformations induite sur un cycle $\Delta\varepsilon_{el}$, $\Delta\varepsilon_{pl}$, et $\Delta\varepsilon_t$ en fonction de la variation ΔT_j pour une durée t_{ON} de 3s 104

Figure II.27: Variation de déformation totale $\Delta\varepsilon_t$ induite par cycle en fonction de la durée de vie Nf 105

Figure II.28: Résumé des résultats des PCTs et validation du modèle de durée de vie établi 106

Figure III.1 : Courbe normalisée de la tension $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N pour ΔT_j = 70, 90 et 110°C, $T_{j,min}$ = 55°c et t_{ON}=3s 112

Figure III.2 : Banc de test pour le PCT spécifique 115

Figure III.3 : Principe du PCT mis en œuvre pour le cyclage de six modules 115

Figure III.4 : Schéma du circuit de puissance du PCT spécifique mis en œuvre 116

Figure III.5 : Résultats du PCT spécifique comparés aux résultats du projet MERCE pour les conditions de test {ΔT_j = 110°C, $T_{j,min}$ = 55°C, t_{ON} = 3s} 117

Figure III.6 : Principe des caractérisations électriques – mesures 4 pointes 119

Figure III.7 : Sonde et réceptacle utilisés pour la mesure 4 pointes 119

Figure III.8 : Instrumentation pour la mesure de V_m et V_c, zoom sur la puce avec les 4 pointes configurées pour la mesure de V_m (gel enlevé pour la photo) 120

Figure III.9 : Evolution de V_m en fonction de l'augmentation relative de V_{CE} à 25°C 121

Figure III.10 : Images MEB de la métallisation pour différent état de vieillissement 122

Figure III.11 : Evolution de R_m en fonction de la température pour différents états de vieillissement (M1.1 à 3kcycles, M1.3 à 10kcycles et M1.5 à 24kcycles) 123

Figure III.12 : Evolution de V_c en fonction de l'augmentation relative de V_{CE} à 25°C 124

Figure III.13 : Evolution de la fissure à l'interface fil-métallisation obtenue par micro-section 125

Figure III.14 : Propagation de la fissure en fonction de l'augmentation relative de V_{CE} 126

Figure III.15 : Evolution relative de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N pour les conditions {ΔT_j=40°C, $T_{j,min}$=60°C, t_{ON}=0,1s} 128

Figure III.16 : Comparaison des données issues des caractérisation électriques pour les conditions {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=55°C, t_{ON}=3s} et {ΔT_j=40°C, $T_{j,min}$=60°C, t_{ON}=0,1s}, avec (a) tension V_m et (b) tension V_c 129

Figure III.17 : Comparaison des micro-sections réalisées pour les deux PCT spécifiques 130

Figure III.18 : Contact parfait représenté à gauche, sans aspérité et avec des lignes de courant non déviées, et constriction des lignes de courant à droite au niveau des différentes aspérités présentes à l'interface [Ohr15] 131

Figure III.19 : Détails du modèle géométrique 132

Figure III.20 : Image obtenue au microscope numérique d'une puce IGBT d'un module SKIM63 vieilli 133

Figure III.21 : Image obtenue au profilomètre des pointes de tests permettant la mise en œuvre des mesures 4 pointes (configuration pour la mesure de V_m) 133

Figure III.22 : Modélisation des contacts fils-métallisations 134

Figure III.23 : Courbes $V_m(\rho_{met}, ECC)$ et $V_c(\rho_{met}, ECC)$ 135

Figure III.24 : Evolution de ρ_{met} et ECC en fonction de l'évolution relative de V_{CE} 135

Figure III.25 : Evolution de R_m et R_c en fonction du vieillissement $\Delta V_{CE,cor}$ 136

Figure III.26 : Modèle géométrique complet avec amélioration de la modélisation des interconnexions supérieures 137

Figure III.27 : Evolution de la tension $V_{CE,cor}$ en fonction de N relatif à l'endommagement dans la métallisation et au niveau du contact 138

Figure IV.1: Modélisation géométrique de la perte de contact à l'interface fil-métallisation (pourcentage surfacique) 143

Figure IV.2: Evolution relative de la tension V_{CE} en fonction de la fissuration f 144

Figure IV.3: Evolution de V_{CE} due à l'endommagement du contact fils-métallisations en fonction du nombre de cycle N (cf. chapitre III) 145

Figure IV.4: Evolution de la fissure au cours du cyclage pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} 145

Figure IV.5: Comparaison entre l'évolution de la fissure f au cours du cyclage obtenue expérimentalement et numériquement pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} 146

Figure IV.6: Zone de dominance de K et zone inélastique autour du front de fissure [Sun12] 149

Figure IV.7: Représentation d'un contour arbitraire autour du front de fissure pour le calcul de l'intégrale J [And05] 149

Figure IV.8: Exemples de différentes lois de traction cohésive avec (a) le modèle 'Dugdale', (b) le modèle linéaire, (c) le modèle trapézoïdal, et (d) le modèle exponentiel [Sun12] 149

Figure IV.9: Loi de traction cohésive bilinéaire utilisée dans ANSYS pour un mode I de rupture [Ans17] 150

Figure IV.10 : Modes de rupture fondamentaux, (a) Mode I pour l'ouverture (traction), (b) Mode II pour le glissement (cisaillement dans le plan) et (c) Mode III pour le déchirement (cisaillement perpendiculaire au plan) [Sun12] 150

Figure IV.11: Evolution de la température T_j sur les trois cycles simulés pour les conditions {ΔT_j=110°C,$T_{j,min}$=55°C,t_{ON}=3s} 152

Figure IV.12: Sous-modèle (à droite) du substrat SKIM63 utilisé pour l'implémentation du CZM 153

Figure IV.13: Comparaison des tailles des éléments à l'interface entre fils et métallisations pour le modèle et sous-modèle 153

Figure IV.14: Déformation plastique ε_{pl} au niveau de la métallisation à la fin de la phase d'échauffement du premier cycle (t=3s) obtenue avec le sous-modèle pour ΔT_j=110°C 154

Figure IV.15: Comparaison entre modèle et sous-modèle avec (a) la déformation élastique ε_{el} et (b) la déformation plastique ε_{pl} 155

Figure IV.16: Paramètre de décohésion d_n à l'interface fil-métallisation à la fin de chacun des trois cycles de contrainte 156

Figure IV.17: Vitesse de propagation de la fissure au cours du cyclage pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} 157

Figure IV.18: Evolution de la fissure f en fonction du nombre de cycle N pour différentes valeurs de σ_{max} pour les conditions {ΔT_j=110°C,$T_{j,min}$=55°C,t_{ON}=3s} 158

Figure IV.19: Décohésion d_n à la fin du premier cycle simulé pour σ_{max} égale à 17,7 MPa pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} 159

Figure IV.20: Ouverture à l'interface pour σ_{max} égale à 17,7 MPa pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} (a) à la fin de la phase d'échauffement et (b) à la fin de la phase de refroidissement du premier cycle simulé 159

Figure IV.21 : Déplacement du fil d'interconnexion pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} (a) à la fin de la phase d'échauffement et (b) à la fin de la phase de refroidissement pour le premier cycle simulé 160

Figure IV.22 : Evolution de la vitesse de propagation de la fissure à l'interface fil-métallisation en fonction de σ_{max} pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} 161

Figure IV.23 : Evolution de la température T_j sur les trois cycles simulés pour les différentes conditions de fonctionnement choisies 163

Figure IV.24 : Evolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de σ_{max} pour différentes variations ΔT_j 164

Figure IV.25 : Evolution de la fissure en fonction du cyclage pour différentes variations ΔT_j..... 166

Figure IV.26 : Comparaison entre les données issus des tests expérimentaux de cyclage 'PCT' et les données obtenues avec le modèle..... 167

Liste des Tableaux

Tableau I.1 : Les principales défaillances des modules IGBTs de puissance 56

Tableau II.1: Récapitulatif des conditions de tests des six différents PCTs réalisés au sein du projet MERCE 81

Tableau II.2: Résultats des PCTs ①, ②, ③, c'est-à-dire pour t_{ON}=3s 90

Tableau II.3: Résultats des PCTs ④, ⑤, ⑥, c'est-à-dire pour t_{ON}=20s 91

Tableau II.4: Matériaux et dimensions des différentes couches du substrat SKIM63 93

Tableau II.5: Propriétés des matériaux utilisées dans la simulation 94

Tableau II.6: Courants de puissance I_{load} utilisé en simulation 97

Tableau II.7: Variations des déformations élastiques $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ par cycle pour des ΔT_j de 110, 90 et 70°C (t_{ON}=3s) 102

Tableau II.8: Variations des déformations élastiques $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ par cycle pour des ΔT_j de 110, 90 et 70°C (t_{ON}=20s) 103

Tableau III.1 : Conditions de tests des PCTs réalisés au sein du projet "MERCE" avec $T_{j,min}$ = 55°C et t_{ON}=3s 111

Tableau III.2 : Résultats du PCT spécifique 116

Tableau III.3 : Résultats du PCT spécifique pour les conditions {ΔT_j=40°C, $T_{j,min}$=60°C, t_{ON}=0,1s} 128

Tableau III.4 : Dimensions de la métallisation et du contact 133

Tableau IV.1: Paramètres du CZM choisis pour l'étude 151

Tableau IV.2 : Chargement en courant de puissance pour les simulations électrothermiques 162

Tableau IV.3 : Vitesse de propagation de la fissure pour différentes variations ΔT_j pour σ_{max} égal à 17.5 MPa 165

Tableau IV.4 : Vitesse de propagation de la fissure pour différentes variations ΔT_j 166

Introduction Générale

Le domaine de la fiabilité des dispositifs d'électronique de puissance connait un intérêt grandissant, lié à la demande toujours plus importante d'électrification des systèmes. Avec cette demande s'accompagne en effet une nécessité de fournir des équipements toujours plus performants, compacts et robustes.

Parmi ces dispositifs présents au cœur des systèmes de conversion se trouvent les modules de puissance qui regroupent au sein d'une même structure différents types de composants, les plus courants étant les transistors IGBTs et MOSFETs et les diodes. Ces modules en opération sont soumis à des contraintes environnementales et fonctionnelles, qui aboutissent à des dégradations au sein de leur structure. Ces dégradations altèrent le fonctionnement normal du dispositif, menant finalement à sa défaillance. C'est dans ce contexte que devient nécessaire l'établissement et l'utilisation de modèles de durée de vie pour estimer l'état de santé du dispositif en opération, et surtout prévoir sa durée de vie restante. Ainsi, une maintenance efficace et adaptée peut être mise en place, permettant de réduire de manière conséquente le cout du système.

Dans le domaine de la fiabilité des modules de puissance actuel, la majorité des modèles proposés sont des modèles empiriques réalisés à partir de larges bases de données expérimentales. Pour pouvoir obtenir ces données en laboratoire, les dispositifs testés sont généralement placés dans des conditions de fonctionnement dites "accélérées" afin d'obtenir des résultats dans des temps raisonnables. A la suite de ces tests, une extrapolation des résultats vers des conditions de fonctionnement normales est donc nécessaire. La validité de cette extrapolation fait encore l'objet de discussions, car le type de modèle mis en œuvre ne décrit pas directement les mécanismes responsables de l'apparition des dégradations au sein du dispositif. Pour y remédier d'autres modèles basés sur la physique sont développés pour permettre une meilleure compréhension des processus menant à la défaillance.

C'est dans ce cadre que s'inscrivent les travaux de cette thèse CIFRE Mitsubishi Electric, réalisée en collaboration avec le laboratoire SATIE. L'objectif principal est l'estimation de la durée de vie restante d'un module de puissance en ligne. Pour ce faire, deux modèles de durée de vie basés sur la physique sont proposés et comparés, en alternative aux modèles empiriques usuellement employés. Ces deux modèles, de par leur établissement, diffèrent fondamentalement. Le premier est basé sur les déformations mécaniques induites au sein du module en fonctionnement, tandis que le second est basé sur les dégradations. La comparaison de ces deux modèles permet de mettre en évidence les qualités et défauts de chacun et de vérifier s'il existe une corrélation possible entre eux. Plus généralement, l'établissement et la comparaison de ces deux modèles a pour but de fournir des méthodologies permettant la mise en place d'outils de diagnostics prédictifs dédiés aux modules de puissance.

Au sein d'un module en fonctionnement, différents mécanismes de dégradation se produisent simultanément et interagissent entre eux. Dans la plupart des modèles empiriques, cette interaction n'est pas prise en compte lors de l'extrapolation vers des conditions de fonctionnement normales ce qui peut mener à des erreurs. Dans le cas des modèles physiques, ce problème n'est pas soulevé du fait que ces mécanismes de dégradation sont à la base de leur établissement. Dans le cadre de la thèse, les deux modèles de durée de vie proposés sont spécifiques à l'une des dégradations les plus courantes observée au sein des modules de puissance : la dégradation des interconnexions supérieures constituée des fils et métallisations.

Dans le premier modèle, cet endommagement est donc pris en compte via les déformations mécaniques. En effet, en opération, le module de puissance est soumis à des variations de température, provenant soit de la puissance dissipée par les composants actifs, soit des conditions environnementales. Ces variations de température entrainent des déformations et contraintes mécaniques aux niveaux des interfaces des matériaux constituants l'assemblage du module liées aux coefficients de dilatation différentiels. C'est finalement la répétition des déformations thermomécaniques, en particulier

inélastiques, qui entraine la formation de dégradations par fatigue. Ainsi, la quantification des déformations induites au niveau des interconnexions supérieures du module en opération constitue une approche permettant de décrire l'endommagement présent dans cette zone.

Le second modèle de durée de vie quant à lui se base sur une modélisation de la dégradation. L'intérêt d'un tel modèle réside dans le fait que l'état de santé du module est alors directement décrit par son endommagement. Cette modélisation de la dégradation peut s'avérer complexe. C'est pourquoi généralement, des paramètres représentatifs de l'endommagement, comme la déformation utilisée dans le premier modèle, sont utilisés. Néanmoins, ces paramètres ne fournissent pas une description claire des modifications structurelles liées à l'endommagement, comme le fait un modèle de dégradation. Un tel modèle peut donc permettre de mieux saisir et de mieux définir la manière dont évolue l'endommagement au cours du fonctionnement du module, et donc d'obtenir des durées de vie plus précises qu'avec des modèles plus classiques.

Dans le premier modèle basé sur les déformations et contraintes, l'apport scientifique est essentiellement lié à la méthodologie d'établissement de l'extrapolation des conditions accélérées vers les conditions normales. Ce modèle a ainsi permis de formaliser une loi originale de durée de vie des contacts de fils d'interconnexion en fonction des contraintes thermiques : la variation cyclique de température de jonction ΔT_j et la durée de la phase d'échauffement des cycles t_{ON}. Concernant le modèle basé sur les dégradations, l'originalité est liée aux caractérisations spécifiques réalisées au cours du vieillissement qui ont permis de corréler les dégradations au niveau de la métallisation et des contacts à la mesure du V_{CE} (indicateur électrique du vieillissement) et par la suite au paramétrage d'un modèle de zone cohésive utilisé pour modéliser la fissuration.

Dans le premier chapitre est tout d'abord présentée une description des assemblages de module de puissance, avec une attention particulière portée sur les interconnexions. L'idée est de montrer que ces dernières constituent des zones critiques, propices à la formation de dégradations. Ces dégradations sont ensuite décrites afin de mieux comprendre quels sont les phénomènes et mécanismes physiques intervenant dans leur formation. Associées à ces dégradations sont présentés les indicateurs et critère de défaillance généralement utilisés pour déterminer la fin de vie du module. La méthode classique permettant la détermination de la durée de vie restante des modules de puissance en opération est ensuite énoncée. Finalement, une revue des différents modèles de durée de vie existants appliqués aux modules de puissance est proposée.

Le modèle de durée de vie des contacts de bonding, basé sur les déformations, est décrit dans le second chapitre. L'établissement de ce modèle s'effectue via la combinaison de résultats expérimentaux et numériques. Les résultats expérimentaux sont issus de tests accélérés de cyclage de puissance réalisés sur des modules spécifiques. Le choix de ces modules est primordial car les interconnexions supérieures doivent constituer la seule zone critique de l'assemblage. Des simulations numériques sont ensuite effectuées dans le but de calculer les déformations induites dans cette zone. Ces déformations associées aux résultats de cyclage permettent d'établir le modèle de durée de vie et de réaliser l'extrapolation vers les conditions normales.

Les troisième et quatrième chapitres sont ensuite dédiés au modèle basé sur les dégradations. Tout d'abord, pour permettre de décrire précisément l'endommagement au niveau des fils et métallisations avec le vieillissement du module, des tests expérimentaux spécifiques sont mis en œuvre. Ces tests sont décrits dans le troisième chapitre. Puis, en utilisant ces résultats, une modélisation de la dégradation peut être réalisée. Cette modélisation est présentée dans le quatrième chapitre. Finalement, un modèle de durée de vie basé sur cet endommagement est proposé à la fin du quatrième chapitre.

Une conclusion sur l'ensemble des travaux réalisés est fournie en fin de document. Celle-ci est suivie d'une discussion sur la comparaison entre les deux modèles de durée de vie et des perspectives possibles à cette étude.

Chapitre I

Fiabilité des technologies d'interconnexions au sein des modules de puissance

Chapitre I.
Fiabilité des technologies d'interconnexions au sein des modules de puissance

1. Introduction

L'électrification accrue actuel des systèmes s'accompagne d'une nécessité d'implémenter des équipements électriques performants et fiables. Au cœur de ces systèmes se trouve l'électronique de puissance, qui permet la conversion de l'énergie. Cette conversion est assurée par un regroupement de puces semi-conductrices qui forme un module de puissance. Différentes technologies de puces sont utilisées, les plus connues étant les transistors IGBTs et MOSFETs. Au cours de leur fonctionnement, ces modules sont soumis à de fortes contraintes environnementales et fonctionnelles. Ces dernières mènent à l'apparition de dégradations dans le module, et finalement à la défaillance du système.

Une maintenance est donc nécessaire pour garantir le bon fonctionnement de l'équipement, mais elle peut s'avérer compliquée et couteuse. Si l'on peut estimer ou prévoir l'état de santé d'un module pendant son fonctionnement, une maintenance adaptée et efficace peut être planifiée en amont de la rupture, réduisant ainsi de manière conséquente les couts du système. De plus, un ajustement du fonctionnement du système peut aussi être envisagé afin de limiter les contraintes sur l'équipement et retarder sa rupture.

Afin de pouvoir estimer ou prévoir cet état de santé, une première étape consiste en l'analyse des modes et mécanismes de dégradations opérant au sein du module. La mise en évidence de certains mécanismes d'endommagement peut permettre d'une part de réfléchir à des technologies alternatives permettant de réduire ou bien de supprimer cette dégradation, et d'autre part de surveiller l'état de santé du module en fonctionnement. Ensuite, afin de déterminer la durée de vie restante du module en fonctionnement et ainsi planifier une maintenance adaptée, des modèles de durée de vie sont établis.

La seconde partie de ce chapitre sera ainsi consacrée à la description des technologies d'assemblage des modules de puissance. Tout d'abord, les différentes parties d'une architecture classique de module seront présentées. En particulier, les technologies d'interconnexion standards seront détaillées. Puis seront proposés quelques architectures alternatives permettant de palier à certains inconvénients des structures classiques. La troisième partie sera consacrée à la présentation des modes et mécanismes de dégradations observés au sein de l'assemblage. Ensuite, dans une troisième partie sera détaillée la procédure classique de détermination de la durée de vie restante des modules en opération. Finalement, une cinquième partie permettra de détailler les différents modèles de durée de vie associés aux modules de puissance existants.

2. Architectures des modules de puissance

Un module de puissance est constitué d'un assemblage de couches de différents matériaux. Dans une structure classique, les interconnexions des couches supérieures constituées de la métallisation et des fils, permettent l'acheminement de la puissance vers la puce semi-conductrice. Les couches sous-jacentes

de l'assemblage, composés des brasures, du substrat et de la semelle, assurent la tenue mécanique de l'ensemble et la diffusion thermique de la chaleur produite par la puce. Cette chaleur est évacuée à l'aide d'un refroidisseur via une interface thermique [Kov15] [Deg15]. La figure I.1 présente un schéma de cet ensemble.

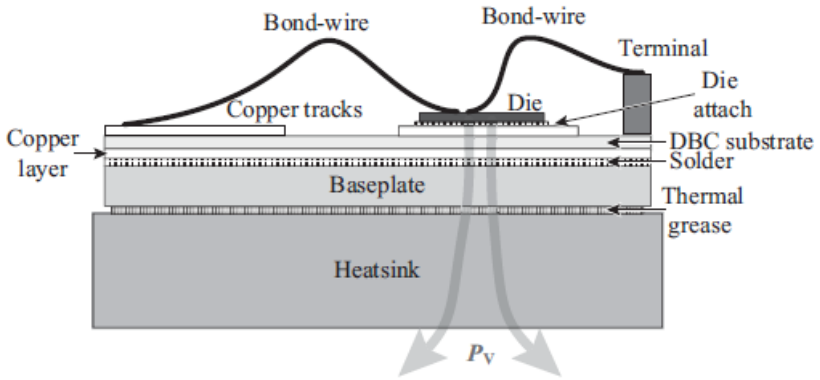


Figure I.1: Structure multicouche d'un module de puissance standard ave son système de refroidissement [Kov15]

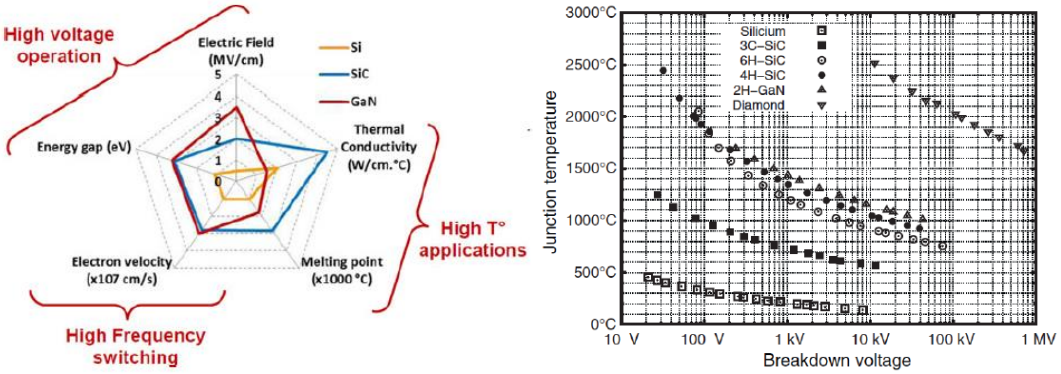
2.1. Composantes principales

Dans cette partie sont présentées les composantes principales de la structure du module de puissance, c'est-à-dire la puce semi-conductrice, le substrat DCB (*Direct Copper Bonding*) et la semelle. Dans une seconde partie seront présentées l'ensemble des interconnexions et interfaces qui permettent de connecter ces composantes principales entre elles.

2.1.1. Puce

La puce constitue la partie active de l'assemblage et est réalisée à partie d'un matériau semi-conducteur, généralement le silicium. D'autres technologies appelées 'semi-conducteur à grand gap' sont aujourd'hui à l'étude, et pour certains déjà commercialisées, pour permettre de repousser les limites en tension, en fréquence et en température de la technologie actuelle en silicium. Les plus prometteuses en termes de coût et d'efficacité énergétique sont les composants en nitrure de gallium (GaN) et en carbure de silicium (SiC). La figure I.2(a) compare certaines des caractéristiques de ces deux matériaux à celles du silicium et mettent en avant leurs promesses [Mil14].

Le diamant constitue lui aussi une bonne alternative au silicium du fait de ses excellentes propriétés électriques et thermiques, mais son coût élevé le relaie à des applications bien spécifiques et exigeantes, comme celles du domaine spatial par exemple [Won99] [ElH18]. La figure I.2(b) [ElH18] présente les compromis comparés entre la tenue en tension et la température de fonctionnement de ces semi-conducteurs. Par exemple, pour une tenue en tension de 1000V, la température théorique maximale d'utilisation pour le silicium est de 200°C alors qu'elle est de plus de 1000°C pour du SiC-4H ou du GaN, et près de 3000°C pour du diamant.



(a) *(b)*

Figure I.2: (a) Mise en relief des différents atouts électriques et thermiques des nouvelles technologies à grand gap SiC et GaN par rapport au Si [Mil14], (b) Dépendance entre tenue en tension et température pour les technologies Si, GaN, SiC et Diamant [ElH18]

2.1.2. Substrat

Le substrat joue le rôle d'isolant électrique entre la puce et le support sur lequel est fixé le module de puissance. Il se compose d'une céramique métallisée, généralement de l'alumine Al_2O_3 ou bien du nitrure d'aluminium AlN. L'alumine possède de moins bonnes propriétés thermiques**,** mais est malgré cela plus utilisée du fait de son coût très abordable [Bou08].

Pour réaliser la métallisation, des feuilles de cuivre de 200 à 300 microns sont déposées de part et d'autre de la céramique, puis sont chauffées à des températures proches du point de fusion du cuivre (T_f(Cu)=1085°C). Le substrat obtenu est appelé substrat 'DBC' pour 'Direct Bonded Copper' [Sch00]. La métallisation supérieure est découpée de telle sorte qu'elle forme avec les puces semi-conductrices et les interconnexions supérieures le circuit électrique du module de puissance, tandis que la métallisation inférieure est conservée uniforme pour un éventuel brasage sur une semelle (cf. figure I.3).

Récemment, des substrats 'DAB' pour 'Direct Aluminum Bonded' ont été proposés en alternative au substrat cuivré dans le but de diminuer les contraintes sur la céramique et donc d'obtenir une meilleure fiabilité [Boe13] [Lin07].

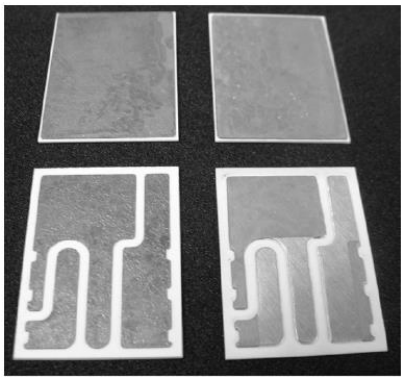


Figure I.3: Surfaces inférieures (en haut) et supérieures (en bas) d'un substrat DAB (à gauche) et d'un substrat DBC (à droite) de dimension 26x35 mm [Lin07]

2.1.3. Semelle

La semelle est habituellement en cuivre. Cependant, le coefficient de dilatation thermique CTE du cuivre est beaucoup plus élevé que celui de la céramique utilisée pour le substrat (CTE(Cu) = 17 ppm/°C, CTE(Al_2O_3) ≈ 8 ppm/°C) (cf. figure I.4). Cette différence engendre des contraintes élevées à l'interface semelle-substrat et mène à l'apparition de défauts. Pour y remédier, des matériaux composites à matrice métallique MMC dont le CTE peut être réduit jusqu'à 6.7 ppm/°C sont utilisés [Azz98].

Afin de s'affranchir de ces problèmes d'incompatibilités entre CTE, une autre solution consiste à supprimer complètement la semelle du module de puissance. Le substrat est alors directement en contact avec le refroidisseur via une interface thermique, ce qui assure un meilleur refroidissement de la puce [Sku08]. Cette méthode nécessite néanmoins de revisiter complètement l'assemblage du module afin d'assurer de bonnes connexions électriques et une bonne tenue mécanique (cf. figure I.5) [Bec07].

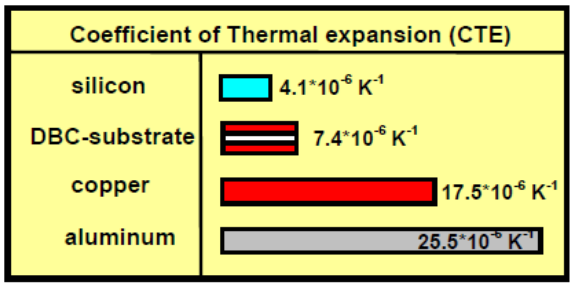


Figure I.4: Coefficient de dilatation thermique (CTE) des principaux matériaux qui compose la structure d'un module de puissance [Bec07]

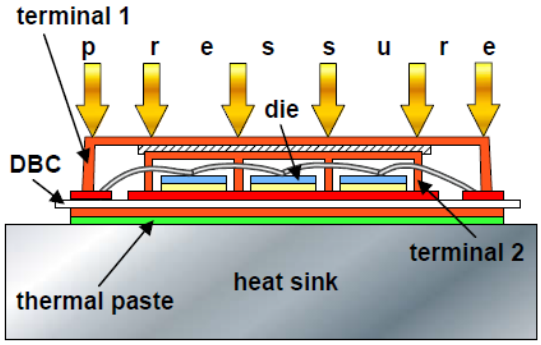


Figure I.5: Technologie de module sans semelle; les contacts électriques sont réalisés par un système de ressorts et de pression sur l'assemblage [Bec07]

2.2. Interconnexions et interfaces

Dans cette partie sont présentées les interconnexions et interfaces permettant de relier les différentes composantes principales du module de puissance entre elles. Tout d'abord, les interconnexions électriques supérieures composées de la métallisation et des fils permettent de relier la puce au substrat DCB et de fournir par ce biais l'énergie électrique nécessaire au fonctionnement du dispositif. Les brasures, quant à elles, sont situées à deux endroits de l'assemblage : entre la puce et le substrat et entre le substrat et la semelle. Elles possèdent un rôle multiple : conduire le courant du substrat vers la puce, diffuser la chaleur émise par la puce vers le refroidisseur, et assurer la tenue mécanique de la structure. Finalement, une interface thermique est placée entre le module de puissance et le refroidisseur pour assurer une bonne conduction de la chaleur.

Un premier paragraphe sera tout d'abord consacré aux procédés de soudure mis en œuvre pour la réalisation des technologies de fils d'interconnexions. Puis ces dernières seront détaillées dans un second paragraphe. Ensuite seront abordées les différentes technologies de métallisation de puce, puis de brasure dans les troisième et quatrième paragraphes. Finalement un dernier paragraphe sera consacré aux interfaces thermiques.

2.2.1. Procédés de soudure

Pendant longtemps, les soudures ne pouvaient être réalisées qu'en phase liquide en chauffant les matériaux au-delà de leur point de fusion, et en modifiant donc de manière permanente leurs propriétés électrique, thermique et mécanique. Dans le cas du soudage des fils d'interconnexion de puce semi-conductrice, le développement de procédés de soudure s'effectuant en phase solide a été nécessaire.

Dans une structure classique de module de puissance, les fils sont actuellement le plus souvent soudés sur la métallisation via l'apport d'une énergie ultrasonique, ce qui permet de conserver les matériaux sous phase solide. Les trois procédés classiques de soudures à phase solide sont la thermocompression, la soudure par ultrasons et la soudure thermosonique.

- *La thermocompression*

La thermocompression fut utilisée pour la réalisation des premières technologies d'interconnexions fils-puce au milieu des années cinquante (cf. figure I.7). Le procédé, alors développé par Bell Laboratories, consistait en la chauffe et la mise sous pression de l'ensemble à souder pendant une durée de l'ordre de la seconde (cf. figure I.6) [And57] [Chr58] [Sch72].

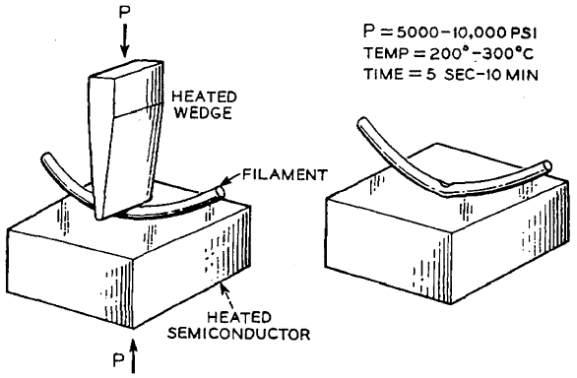


Figure I.6: Schéma de soudure par thermocompression d'un fil métallique sur un matériau semi-conducteur [And57]

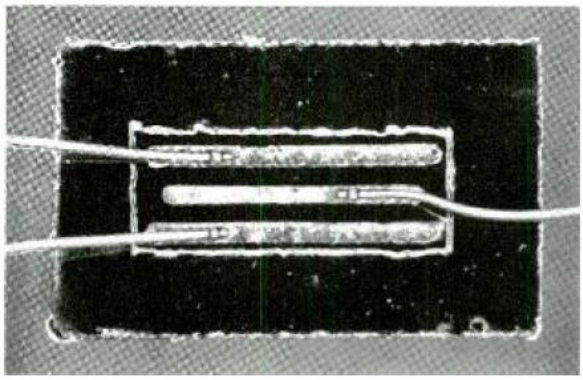


Figure I.7: Fil d'or soudé par thermocompression sur un composant en silicium [Chr58]

Contrairement aux techniques de soudure jusqu'alors utilisées, la thermocompression ne présentait pas de phase liquide. En effet, les températures utilisées variaient typiquement entre 300 et 350°C [Sch72], températures bien en dessous des points de fusion des matériaux utilisés (T_f(Al) ≈ 600°C, T_f(Si) ≈ 1500°C). Cet aspect était un avantage non négligeable pour l'époque où débutait la miniaturisation des puces et autres composants électroniques [Chr58].

A l'heure actuelle, la soudure par ultrasons a remplacé la thermocompression du fait de sa facilité d'utilisation et de ses meilleures performances. La thermocompression est encore utilisée actuellement pour des applications spécifiques, telles que pour les technologies TAB (cf. § 2.3.2) ou bien pour le conditionnement des dispositifs électroniques intégrés dit 'wafer level' [Hag71] [Tsa04].

- *La soudure par ultrasons*

La soudure par ultrasons fut introduite par Robert S. Soloff en 1965. Contrairement à la soudure par thermocompression, elle s'effectue à froid [Sol65] [Ber00]. Elle présente l'avantage d'être discrète, rapide et précise. De ce fait, elle est largement utilisée au sein des dispositifs électroniques intégrés, précisément pour la liaison entre fils d'interconnexion et puce semi-conductrice [Sch72] [Har10].

La réalisation d'une soudure par ultrasons repose sur un appareil appelé transducteur mécanique. Ce dernier permet la mise en résonnance du système de soudure via la conversion d'un signal électrique oscillant en vibrations mécaniques. Un générateur fournit l'énergie électrique nécessaire à une fréquence définie selon les caractéristiques de la soudure à réaliser. Dans le cas des fils d'interconnexion, elle est usuellement fixée à 60 kHz. Une fois cette énergie électrique transformée en énergie mécanique, une pièce appelée sonotrode placée à la sortie du transducteur permet l'amplification et la transmission de l'onde mécanique ultrasonique à l'endroit exact de la soudure, ici le fil d'interconnexion. Un dernier dispositif appelé outil capillaire d'adhésion a pour rôle de maintenir le fil d'interconnexion contre la métallisation de la puce semi-conductrice, tout en transmettant au fil l'énergie ultrasonique nécessaire à la soudure. Cet outil capillaire peut prendre différentes formes et doit être suffisamment grand pour produire une soudure fiable. Il se déplace parallèlement à la surface à souder d'une amplitude de l'ordre du micromètre. Réaliser une soudure efficace revient à trouver un compromis entre puissance ultrasonique à délivrer, force d'adhésion à appliquer au fil pour le maintenir contre la métallisation sans l'abimer, et temps de soudure [Dus71] [Cri72] [Sch72] [Har10] (cf. figure I.8).

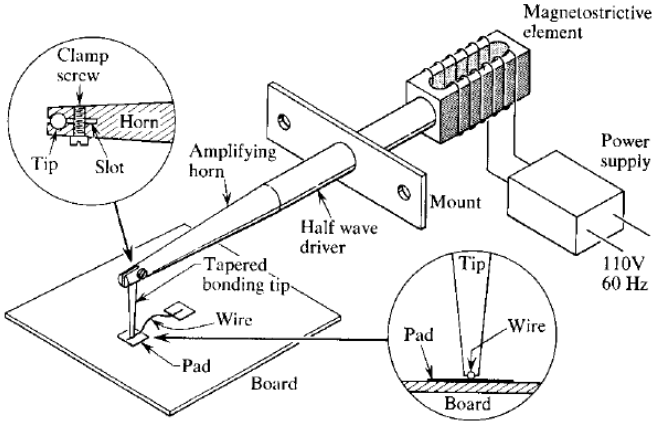


Figure I.8: Procédé de soudure par ultrasons [Dus71]

Les mécanismes opérant lors d'une soudure par ultrasons et permettant l'adhésion ont beaucoup été étudiés et font toujours actuellement débat. Néanmoins, certaines interprétations ont toutefois recueilli un large consensus [Tum01] [Xu08] [Har10].

Lorsque le fil est soumis aux ultrasons, deux effets sont visibles : le ramollissement et l'écrouissage. L'effet de ramollissement du métal apparaît presque immédiatement après l'application des ultrasons (≈ 10 ms). L'énergie ultrasonique déloge les dislocations présentes dans le métal de leur position d'équilibre et les met en mouvement. La contrainte à appliquer sur le métal pour le déformer plastiquement peut donc être considérablement réduite. L'écrouissage est quant à lui un phénomène bien connu et apparait lorsqu'un métal est déformé plastiquement à froid. Le nombre de dislocations augmentent, provoquant ainsi une augmentation de la limite d'élasticité. Le métal est alors plus difficile à déformer [Lan66] [Har74] [Krz90].

Conjointement à ces effets, lorsque le fil est mis en contact avec la métallisation sous la force du capillaire, des forces de cisaillement et de glissement apparaissent à l'interface. Ces forces jouent un rôle majeur car elles permettent de casser le film d'oxyde présent à la surface de la métallisation. Les polluants ainsi rejetés, la surface propre et très énergétique de la métallisation entre en contact avec le métal du fil. Avec l'inter-diffusion, l'adhésion se créé entre le fil et la métallisation [May99] [Xu08]. C'est pourquoi, la soudure apparait en premier aux endroits où les forces de cisaillement et de glissement sont les plus fortes, c'est-à-dire en périphérie du contact. Plus le temps de soudure sera long, plus les oxydes et autres

polluants seront retirés et plus la soudure se créera sur l'ensemble du contact [Zho05] [Tum01]. Souvent, la soudure n'a lieu qu'en périphérie afin de limiter le temps d'application des ultrasons, et un anneau de soudure est alors obtenu [Sch72] (cf. figure I.9).

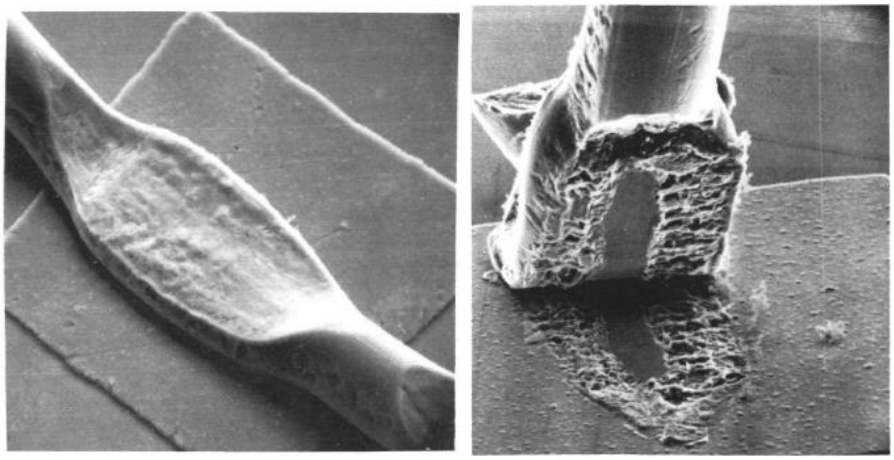


Figure I.9: Image MEB d'un fil soudé par ultrasons (à gauche) et image MEB du motif de soudure par ultrasons (à droite); un anneau de soudure est un bien visible en périphérie du contact, tandis que le centre n'est pas soudé [Har74]

- *La soudure thermosonique*

La soudure thermosonique a été proposée pour la première fois par A. Coucoulas en 1965. C'est aujourd'hui la technique de soudure la plus utilisée en microélectronique. Elle correspond à l'association de la soudure par thermocompression et de la soudure par ultrasons. Elle nécessite en effet la combinaison de la température, de la pression et de l'énergie ultrasonique [Cou70].

La thermocompression nécessite l'application de température trop élevée pour l'électronique d'aujourd'hui. La soudure thermosonique est une bonne alternative car les températures utilisées varient de 125°C à 220°C [Har10] [Zho05]. Quant à la soudure par ultrasons, l'énergie ultrasonique délivrée peut provoquer des défauts dans la puce semi-conductrice ou le substrat lorsque celle-ci est trop élevée [Cou65] [Bur94]. Coucoulas montre alors que chauffer les métaux permet de réduire de manière non négligeable l'énergie ultrasonique à appliquer au fil pour obtenir une soudure. En effet, l'effet de la température permet de contrecarrer l'effet d'écrouissage constaté avec la soudure par ultrasons. Ces phénomènes de restauration et de recristallisation obtenus lors de la chauffe d'un métal sont connus et font partis du procédé de recuit. Ce procédé permet de redonner à une pièce métallique durcie par des déformations plastiques un comportement plus mou. Il est ainsi plus facile de le manipuler. Ainsi, le fil est plus mou et transmet moins de contraintes à la puce et au substrat.

2.2.2. Fils et rubans

Le câblage par fil est la technologie d'interconnexion la plus utilisée au sein des dispositifs électroniques intégrés. Elle présente une facilité d'implémentation que peu d'autres technologies possèdent. Un fil est utilisé pour effectuer la liaison entre la puce semi-conductrice et le substrat DCB. Selon le type de composants à alimenter et la puissance à délivrer, le point de contact du fil sur la métallisation peut prendre la forme d'une boule, on l'appelle alors 'Ball Bond' (cf. figure I.11), sinon on l'appelle 'Wedge Bond'.

- *Le contact 'ball'*

Le câblage dit 'ball bonding' représente plus de 90% de l'ensemble des câblages par fil en microélectronique. Le procédé de câblage consiste usuellement dans un premier temps à souder par énergie thermosonique le côté 'ball' sur la métallisation en aluminium. Puis le deuxième contact de forme 'wedge' est réalisé entre le fil et le substrat qui souvent est métallisé en or ou en cuivre. C'est pourquoi ce genre de connexion est appelé aussi 'ball to wedge' (cf. figure I.10).

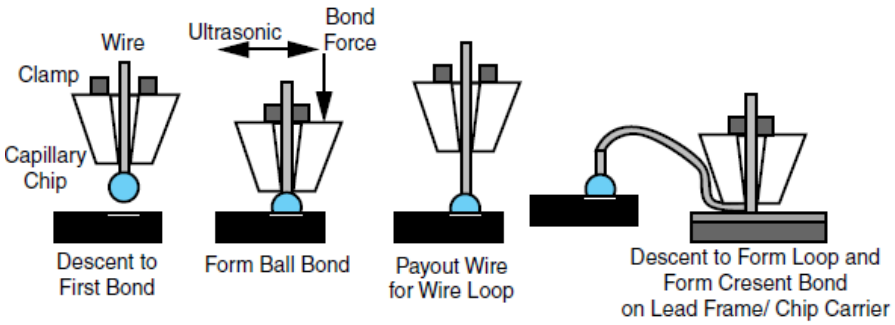


Figure I.10: Schéma du câblage de fils 'ball to wedge' [Tum01]

Le principal avantage de cette technologie en forme de boule est qu'elle ne requiert pas d'alignement ou d'orientation quelconque du fil lors de la soudure, contrairement à la soudure dit 'wedge'. Les fils utilisés sont généralement fins (20-25 µm) et sont constitués d'or pur à 99.99%. Ils sont aussi soumis à un procédé de recuit avant la réalisation du contact afin de limiter l'apparition de défauts pendant la soudure, notamment dans la zone au-dessus de la boule. Le temps nécessaire à la réalisation d'un tel contact est de moins de 20 ms.

Depuis peu, le cuivre est envisagé en remplacement de l'or très couteux. Cependant, le cuivre possède une limite élastique bien supérieure à l'or, et requiert donc davantage d'énergie ultrasonique et de force à appliquer sur le fil lors de la soudure. Cela peut provoquer des défauts dans la puce semi-conductrice ou bien dans le substrat. De plus, le cuivre s'oxyde très facilement contrairement à l'or, notamment lorsqu'il est chauffé. Aussi, la soudure thermosonique d'un fil de cuivre doit être réalisée sous atmosphère contrôlée [Har10] [Tum01].

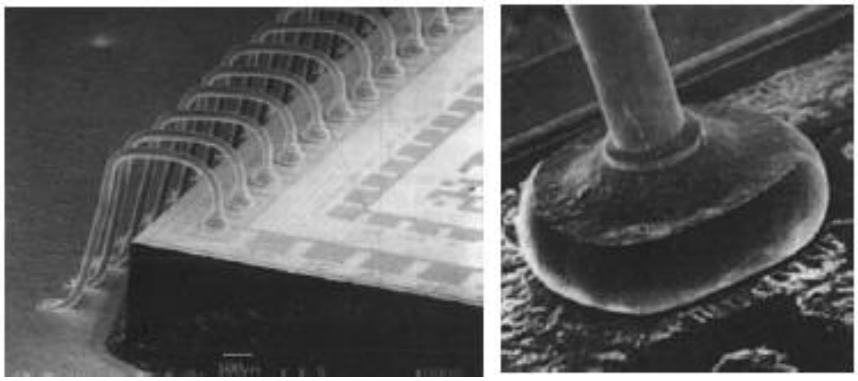


Figure I.11: Câblage 'ball' [Tum01]

- *Le contact 'wedge'*

Le câblage dit 'wedge bonding' est plus généralement utilisé pour les interconnexions des modules de puissance. Les fils doivent dans ce cas être capables de conduire des courants de l'ordre de plusieurs ampères, et sont donc plus larges que ceux présentés pour les soudures 'ball'. Leur diamètre peut varier

de 100 µm à plus de 0.5 mm (cf. figure I.12). Ils sont généralement constitués d'aluminium enrichi à 1% en silicium (Al,1%Si) ce qui permet d'augmenter leur dureté. Le contact est usuellement réalisé par soudure à ultrasons à froid. Lors du procédé de câblage dit 'wedge', le fil doit être aligné de telles sortes que les contacts sur la métallisation et le substrat ne subissent pas trop de contraintes. En conséquence, le temps nécessaire à la réalisation d'un tel câblage peut monter jusqu'à 80 ms [Har10] [Tum01].

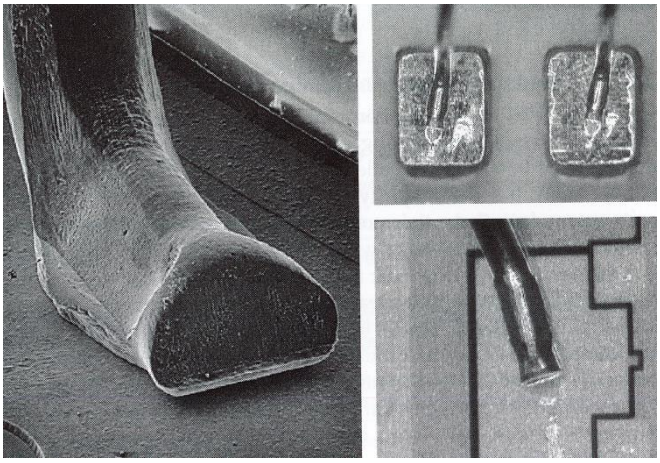
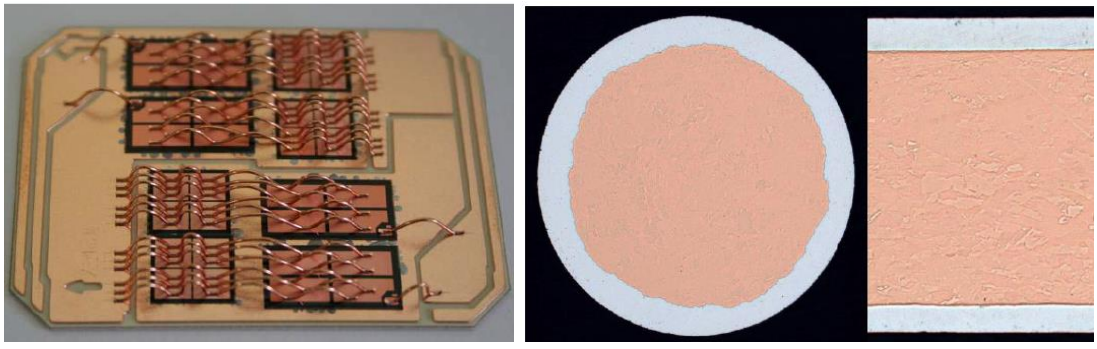


Figure I.12: Câblage 'wedge' de fils larges (250 µm à droite te 150 µm à gauche) [Har10]

Tout comme le contact 'ball', le cuivre est de plus en plus vu comme une alternative à l'aluminium pour les contacts 'wedge' au sein des modules de puissance. Le cuivre présente en effet de meilleures conductivités thermiques et électriques que l'aluminium. De plus, son coefficient de dilatation thermique est plus proche de celui-ci du silicium (CTE(Al)=23.1, CTE(Cu)=16.5, CTE(Si)=2.49, unité $10^{-6}K^{-1}$). De ce fait, utiliser le cuivre permettrait d'augmenter les densités de courant dans les interconnexions tout en réduisant les déformations thermomécaniques à l'interface puce-fils.

Pour supprimer les incompatibilités entre le cuivre et l'aluminium, la métallisation doit être elle aussi en cuivre (cf. figure I.13(a)). En effet, il a été montré que le cuivre beaucoup plus dur s'enfonçait dans l'aluminium et pouvait en conséquence provoquer des défauts dans la puce et le substrat. Des tests de fiabilité sur des modules avec des interconnexions en cuivre ont montré des durées de vie bien meilleures que celles obtenues avec les interconnexions classiques en aluminium [Gut10] [Cil10]. En conséquence, ces technologies sont envisagées dans le conditionnement des nouvelles technologies de puces semi-conductrices type SiC ou GaN [Sie10].



(a) *(b)*

Figure I.13: (a) Fils (400 µm) et métallisation en cuivre [Gut10], (b) fil constitué d'un composite Al/Cu [Sch12a]

Les technologies d'interconnexion en cuivre rencontrent néanmoins de nombreux problèmes d'implémentation. La diffusion du cuivre dans la puce, ou bien les effets de corrosion en sont des exemples. Une autre possibilité consiste en l'utilisation d'un fil fait d'un matériau composite Al/Cu : un cœur en cuivre permettant d'obtenir de bonnes propriétés électriques et mécaniques recouvert d'un revêtement en aluminium afin de réaliser la liaison avec la métallisation (cf. figure I.13(b)). Dans [Sch12a], R. Schmidt propose un fil de 300 µm constitué à environ 70% de cuivre. Les tests de fiabilités montrent de bons résultats avec une durée de vie du dispositif multiplié par trois par rapport à l'aluminium classique pour de sévères conditions de test. La méthode présente néanmoins elle aussi des problèmes d'implémentation et nécessite une adaptation du procédé de soudure [Sch12a] [Jia18].

- *Cas particulier - les rubans*

Les rubans constituent une variante des câblages par fil 'wedge' (cf. figure I.14). Leur section peut varier de 3-50µm en largeur et 50-500µm en longueur [Qin02] [Lue07]. A l'origine en or et soudés par thermocompression, ils sont aujourd'hui généralement fait d'aluminium à 99.99% et sont soudés par ultrasons [Har10]. Cependant, comme c'est le cas pour les technologies fils, des rubans mixtes Al/Cu sont envisagées [Lue17].

D'un point de vue mécanique, du fait de leur forme plane, la réalisation de la soudure par ultrasons nécessite moins de force que pour les celles des fils. De ce fait la déformation du ruban en est réduite. Cela peut poser problème lors de la soudure car les oxydants et contaminants présents à la surface de la métallisation sont moins bien supprimés. Un nettoyage plasma peut donc être nécessaire en amont de la soudure [Har10]. D'un autre point de vu, cette faible déformation permet de réduire la pénétration du ruban dans la métallisation et de limiter les contraintes sur la puce semi-conductrice. Ainsi, peu de défauts ont été observés au niveau du contact [Sch72] [Ong04] [Qin02]. De plus, la technologie ruban est flexible car elle permet de jouer sur le ratio largeur-longueur afin de s'adapter au mieux à la surface de la puce [Lue17].

D'un point de vue électrique, les rubans possèdent une impédance et une inductance plus faible que les fils. Les rubans permettent d'une part de minimiser la résistance de contact au niveau de l'interface avec la métallisation. D'autre part, à haute fréquence apparaît l'effet de peau: le courant tend alors à se concentrer dans la surface du conducteur. Ces aspects mécaniques et électriques font des rubans un bon candidat pour les applications à hautes fréquence telles que l'optoélectronique ou bien celles associées aux micro-ondes [Har10] [Tan04] [Qin02].

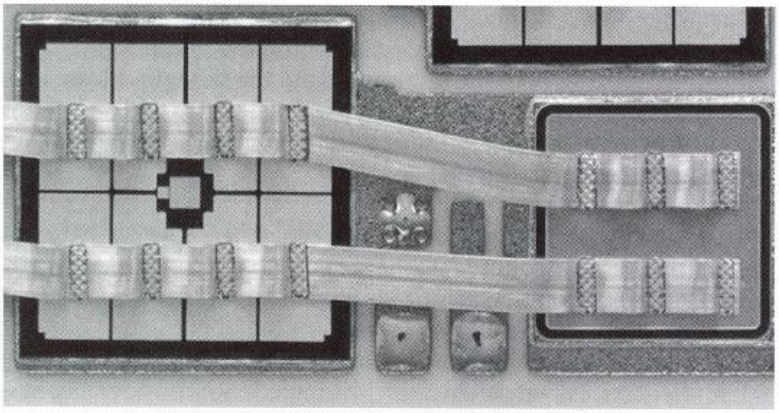


Figure I.14: Ruban en aluminium (2 x 0.2 mm) [Har10]

En conclusion, le câblage par fil est une technologie d'interconnexion flexible, très présente dans l'industrie du fait de sa bonne fiabilité. De ce fait, elle est moteur de nombreuses avancées [Sie10]. Elle

présente tout de même des inconvénients : l'utilisation d'un fil long dégrade les performances électriques et le fil peut bouger lors de l'encapsulation. D'autres technologies d'interconnexion sont proposées dans le but de palier à ces inconvénients (cf. § 2.3).

2.2.3. Métallisations

La métallisation est l'interface entre la puce et les fils de connexion. Elle redistribue les courants en provenance de la puce vers les fils et est généralement composée d'aluminium ou d'un alliage d'aluminium et de silicium (1%). C'est un film mince, généralement de l'ordre de quelques microns d'épaisseur. Elle est de ce fait parcourue par de fortes densités de courant et est soumise à de fortes températures. Elle constitue donc une zone critique de l'assemblage du module de puissance [Bri16] [Sze02].

Les méthodes de dépôt physique en phase vapeur (ou PVD pour *'Physical Vapor Deposition'*), permettent le dépôt sous vide de films minces et sont donc bien adaptées pour la fabrication de la métallisation de puce. Les deux procédés les plus couramment utilisés sont l'évaporation sous vide et la pulvérisation cathodique, plus connu sous le nom anglais de 'sputtering'.

L'évaporation sous vide consiste à chauffer un matériau source, ici l'aluminium, au-dessus de son point de fusion dans une enceinte sous vide. Ainsi, les atomes d'aluminium évaporés obtenus peuvent se propager à très haute vitesse dans l'enceinte sans entrer en collision avec d'autres particules. Ils viennent alors se déposer sur la puce en silicium pour former la métallisation [Sze02].

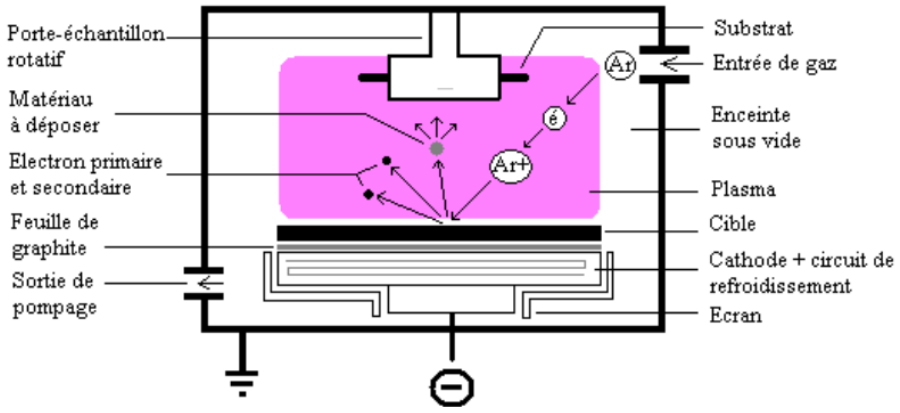


Figure I.15: Schéma du fonctionnement général d'un procédé de dépôt par pulvérisation cathodique [Mor11]

Bien que ce procédé d'évaporation ait été pendant longtemps utilisé, c'est aujourd'hui la pulvérisation cathodique qui est préféré. Contrairement à l'évaporation sous vide, la pulvérisation cathodique ne requiert pas la chauffe du matériau source. Le procédé de pulvérisation cathodique repose sur l'ionisation d'un gaz soumis à un champ électrique important. Le matériau source constituant le film, c'est-à-dire l'aluminium, aussi appelé 'cible' est attaché à la cathode, tandis que le substrat avec la puce en silicium se trouve proche de l'anode. L'ensemble est placé dans une enceinte à l'atmosphère raréfiée. Lorsque la cathode est alimentée par une source haute tension, un plasma se créé dans l'enceinte et les ions chargés positivement sont attirés vers la cathode. L'énergie cinétique des ions positifs est telle que lorsqu'ils viennent percuter la cathode où se trouve la cible, les atomes d'aluminium de celle-ci sont pulvérisés sous forme de particules dans l'enceinte. Ces particules viennent finalement se déposer sur le substrat près de l'anode pour former la métallisation. Dans le cas du procédé par pulvérisation cathodique, l'énergie cinétique des particules d'aluminium est beaucoup plus importante que pour les procédés d'évaporation sous vide, ce qui permet d'obtenir une meilleure adhésion de la couche de métallisation.

De plus, la pulvérisation cathodique permet une meilleure couverture de l'objet à métalliser et est beaucoup plus adaptable. C'est pourquoi elle est favorisée par rapport au procédé d'évaporation sous vide [Kol01] [Sze02] (cf. figure I.15).

La métallisation de puce obtenue possède une structure en forme de damier. En effet, la couche d'aluminium lorsqu'elle est déposée vient épouser la topologie de surface où les cellules élémentaires de la puce semi-conductrice sont visibles. Le motif en damier est obtenu du fait de la présence sur la puce en silicium d'une couche de silicium polycristallin et d'une couche de passivation au dioxyde de silicium SiO_2. Ce sont ces épaisseurs supplémentaires qui créent cet effet 'bombé' observé à la surface de la métallisation [Mar10] [Sze02] (cf. figure I.16).

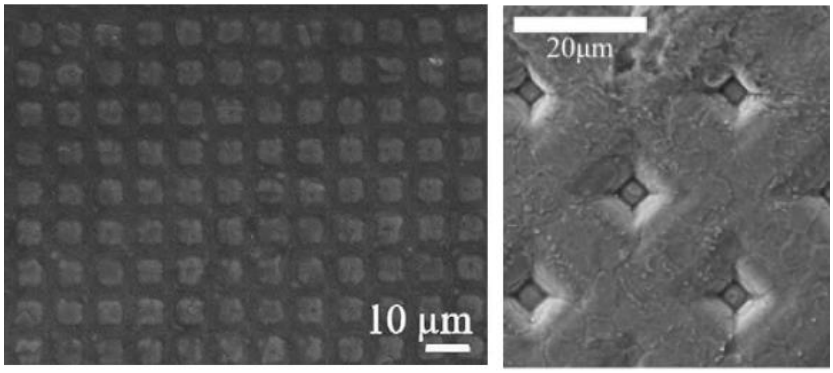


Figure I.16: Images MEB de la métallisation; les cellules élémentaires se distinguent et forment un motif damier [Mar09] (à gauche) [Ped15] (à droite)

Comme énoncé précédemment, la métallisation est généralement composée d'aluminium du fait de sa faible résistivité et de sa bonne adhésion sur le dioxyde de silicium. Afin de limiter les interactions qui pourraient se produire entre l'aluminium de la métallisation et le silicium de la puce, un alliage aluminium-silicium AlSi peut aussi être utilisé [Sze02].

Depuis quelques années, comme pour les fils (cf. § 2.2.2), des métallisations en cuivre sont aussi envisagées (cf. figure I.18). Le cuivre possède en effet une meilleure conductivité électrique que l'aluminium, ce qui permettrait d'augmenter les densités de courant dans la métallisation. Néanmoins, l'utilisation du cuivre est beaucoup plus complexe.

D'une part, du fait de la bonne diffusivité et solubilité du cuivre dans le silicium, des précipités Cu-Si se forment et viennent contaminer la puce, ce qui provoque une baisse des performances du dispositif, voir sa défaillance. Pour y remédier, des barrières permettant d'isoler le cuivre du silicium sont utilisées. Ces barrières, généralement constituées de TiN ou TaN (Nitrure de Titane et Nitrure de Tantale), peuvent être déposées par PVD comme dans le cas des métallisations en aluminium [Bau97] [Ist00] [Che18] [Jin18].

D'autre part, le cuivre est un matériau qui contrairement à l'aluminium se corrode très facilement. En effet, dans le cas de l'aluminium, une couche d'oxyde d'aluminium de quelques nanomètres se créé immédiatement dès le contact avec l'air et joue un rôle de passivation qui protège l'aluminium de toute corrosion. Ce n'est pas le cas du cuivre qui lui s'altère très rapidement. Cette corrosion peut apparaitre à de nombreuses étapes de la fabrication de l'interconnexion fils-métallisation, comme lors du dépôt du cuivre sur la puce par exemple ou bien lors de la soudure du fils sur la métallisation. Ainsi, un procédé électrochimique de dépôt du cuivre par placage par galvanoplastie, plus couramment appelée électroplacage, est requis en remplacement de la pulvérisation cathodique. Cette méthode de dépôt du cuivre est appelée 'damascene' (cf. figure I.17) [Jin18].

L'utilisation du cuivre pour la métallisation n'est pas actuellement une technologie assez mature et fiable en remplacement de l'aluminium, mais offre tout de même de bonnes perspectives en termes d'efficacité énergétique [Jin18].

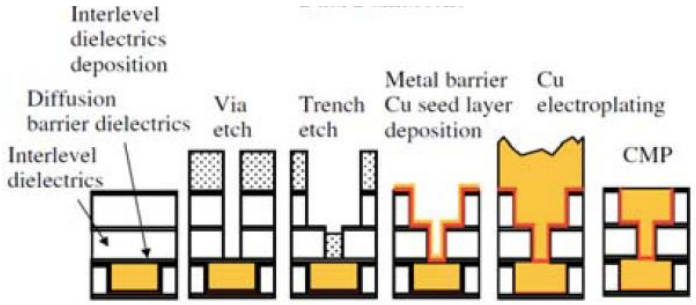


Figure I.17: Procédé 'damascene' permettant la réalisation d'une métallisation en cuivre [Jin18]



Figure I.18: Image d'une métallisation en cuivre [Jia18]

2.2.4. Brasures

Le brasage est un procédé permettant l'assemblage de pièces métalliques via un matériau tiers appelé 'métal d'apport'. La température de fusion de ce métal d'apport doit être inférieure à celle des pièces à joindre. En effet, le brasage repose sur la création d'une interface solide-liquide-solide par chauffe de l'ensemble jusqu'à atteinte de la fonte du métal d'apport. Des phénomènes de diffusion atomiques rendue possible grâce à la bonne mouillabilité et capillarité du métal d'apport sur les surfaces à relier permet la formation d'une brasure. L'avantage de ce procédé est qu'il permet de conserver les pièces dans leur état solide, et ainsi ne modifie pas de manière conséquente leurs propriétés mécaniques [Bou08].

Le procédé de brasage est utilisé en deux endroits de l'assemblage du module de puissance. La première brasure se trouve entre la puce semi-conductrice et le substrat, et est aussi appelée dans ce cas 'die attach'. Elle doit d'une part assurer un lien mécanique durable entre la puce et le substrat. D'autre part, elle doit posséder de bonnes conductivités électrique et thermique pour permettre de transmettre la puissance à la puce et de diffuser la chaleur produite vers les couches inférieures. La seconde brasure se trouve entre le substrat et la semelle. Son rôle dans ce cas est essentiellement identique à celui de la 'die attach' excepté qu'une conduction électrique n'est pas requise.

Pendant longtemps, les brasures des modules de puissance ont été composées d'un mélange eutectique étain-plomb SnPb. L'avantage de ce mélange est que sa fusion s'effectue à température constante. Ainsi, le mélange Sn63Pb37 constitué à 63% d'étain et 37% de plomb fond à une température constante d'environs 183°C. Cette température de fusion est la plus basse de tous les alliages SnPb, ce qui a fait du mélange Sn63Pb37 un matériau de choix pour la fabrication de brasures au sein des modules de puissance. Cependant, depuis le début des années 2000 le plomb a fait l'objet de réglementation, notamment en électronique, du fait de sa toxicité démontrée sur le corps humain. Les directives européennes RoHS (Restriction of Hazardous Substances) et WEEE (Waste Electrical and Electronic Equipment) en sont des exemples. Le défi a alors été de trouver des alternatives au plomb sans dégrader la qualité de la brasure. Les mélanges à base d'argent et de cuivre ont été les plus plébiscités, en particulier l'alliage SnAgCu aussi appelé SAC. Ce dernier est bien adapté au procédé de brasage car il possède une bonne mouillabilité et une température de fusion plutôt faible de 217°C [Bou08] [Guo17].

Pour remédier à l'utilisation du plomb dans les brasures, d'autres technologies d'attache ont aussi émergé. Comme présenté précédemment (cf. § 2.1.3), une technologie de module de puissance sans semelle a été développée, permettant ainsi de s'affranchir de sa brasure avec le substrat. Le module ainsi

obtenu ne possède donc plus qu'une brasure, celle entre la puce et le substrat. La réalisation de cette 'die attach' est très critique car elle se trouve au plus près de la puce et est donc soumise à des températures élevées. De plus, l'émergence de nouveaux matériaux semi-conducteurs dits 'grand gap' (cf. § 2.1.1) pouvant opérer à des températures allant jusqu'à 300°C a rendu nécessaire la fabrication de nouvelles attaches de puce.

Ainsi, des technologies d'attache reposant sur le procédé de frittage de poudre d'argent ont été développées (cf. figure I.19). Le frittage est un procédé qui contrairement au brasage permet d'obtenir un joint sans aller jusqu'à la fusion du métal d'apport, ici l'argent. Ce dernier constitue un bon compromis entre coût et performance : plus accessible que l'or, il ne présente pas de problèmes d'oxydations comme d'autres métaux tels que le cuivre. Les poudres utilisées peuvent être composées de microparticules (≈ 15 µm) ou bien de nanoparticules (≈ 100 nm) d'argent et sont chauffées entre de 250 et 300 °C lors du frittage [Sio14]. Il a été montré que la fiabilité des attaches de puce par frittage de poudre d'argent était bien meilleure que celle des brasures classiques, ce qui en fait une technologie d'attache prometteuse pour le futur des modules de puissance [Gob10] [Zha17].

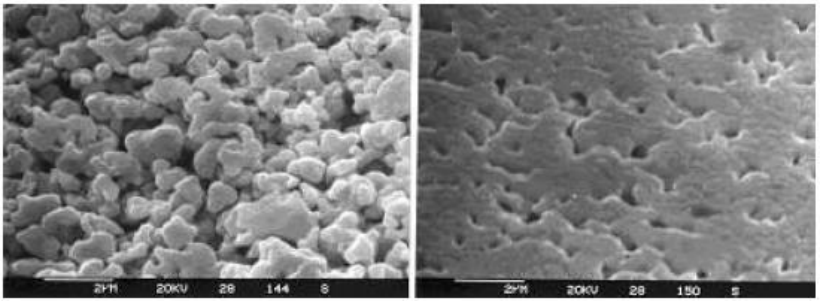
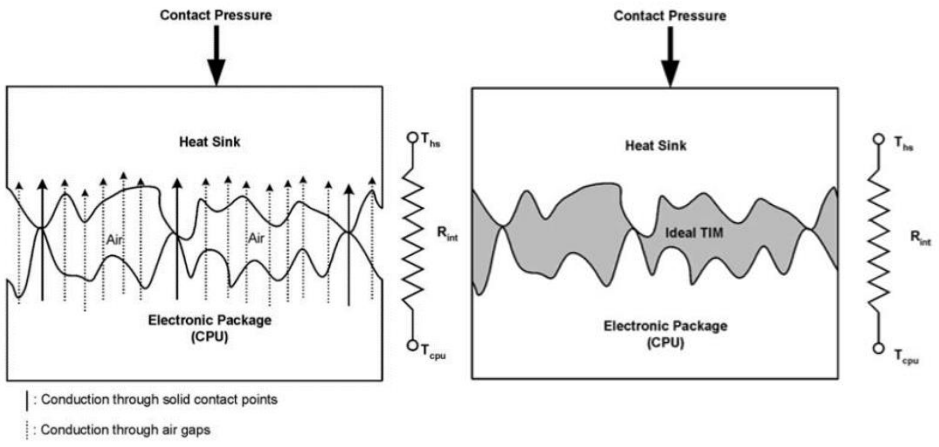


Figure I.19: Images de la poudre d'argent avant (à gauche) et après frittage (à droite) obtenue via un Microscope Electronique par Réflexion (REM) [Gob10]

2.2.5. Interfaces thermiques

L'interface thermique TIM entre le module de puissance et le refroidisseur joue un rôle essentiel dans la diffusion de la chaleur. En effet, les solides possèdent des surfaces rugueuses, et de ce fait n'entrent réellement en contact qu'en certains points discrets. A moins d'utiliser une interface thermique, les surfaces des solides sont donc à 99% séparées par de l'air. La conductivité thermique de l'air étant très mauvaise (0.026 W/m.K à température ambiante), la diffusion thermique entre les deux solides ne peut être bien assurée (cf. figure I.20) [Gwi03].

Une interface thermique entre le module de puissance et le refroidisseur est donc nécessaire. Elle doit posséder une bonne conductivité thermique, se déformer facilement pour s'adapter à la rugosité des surfaces en contact, et ne pas être trop épaisse pour minimiser la résistance thermique. De plus elle doit être facile d'utilisation et être compatible avec les matériaux des solides en contact. Le plus souvent, une pâte ou graisse thermique est utilisée entre le module de puissance et le refroidisseur. Généralement, elle se compose d'une base de silicone dans laquelle ont été ajouté des particules de matériaux à hautes conductivité thermiques, tels que l'argent (Ag) ou le nitrure d'aluminium (AlN). L'utilisation des pâtes thermiques est toutefois compliquée, notamment au niveau de la maîtrise de l'épaisseur de la couche à appliquer. Les adhésifs ou Matériaux à Changement de Phase (MCP) permettent de remédier à ce problème en contrepartie d'une baisse de la conductivité thermique [Gwi03] [Ram04].



(a) *(b)*

Figure I.20: Interface entre le module de puissance et le refroidisseur, (a) sans TIM et (b) avec TIM idéale [Gwi03]

Finalement, les interconnexions et interfaces représentent des parties critiques de l'assemblage des modules de puissance. Elles doivent en effet assurer des fonctions multiples et être le plus fiable possible. Avec l'émergence de nouvelles technologies de puces, les procédés de fabrication des interconnexions sont en évolution permanente pour permettre de repousser les limites des modules actuels. Les technologies d'interconnexions électriques sont notamment des zones de défaillance fréquente, et font donc l'objet de nombreux développements technologiques. Le chapitre suivant présente plus en détails ces technologies alternatives.

2.3. Architectures alternatives

Dans cette partie sont présentées des architectures de module alternatives : les puces retournées et enfouies, ainsi que les connexions TAB. L'objectif de ces technologies est de répondre à l'augmentation des densités de puissance toujours plus importante au sein des dispositifs électroniques intégrés, notamment dû à l'émergence des puces semi-conductrices à grand gap (cf. § 2.1.1).

2.3.1. Puces retournées (Flip Chip)

La puce retournée, plus couramment appelée sous le nom anglais 'flip chip', est la technologie d'interconnexion la plus utilisée en alternative au câblage par fil. Elle fut pour la première fois introduite par IBM en 1964 [Har10]. La puce dans ce cas est retournée et sa surface active est directement soudée sur le substrat, ce qui permet de supprimer les fils de câblage et d'obtenir un dispositif bien plus compact. Le système d'interconnexion est néanmoins bien plus complexe. Quatre différentes couches se distinguent : la bille de soudure et sa sous-couche côté puce, la métallisation côté substrat et l'encapsulant (cf. figure I.21(a)).

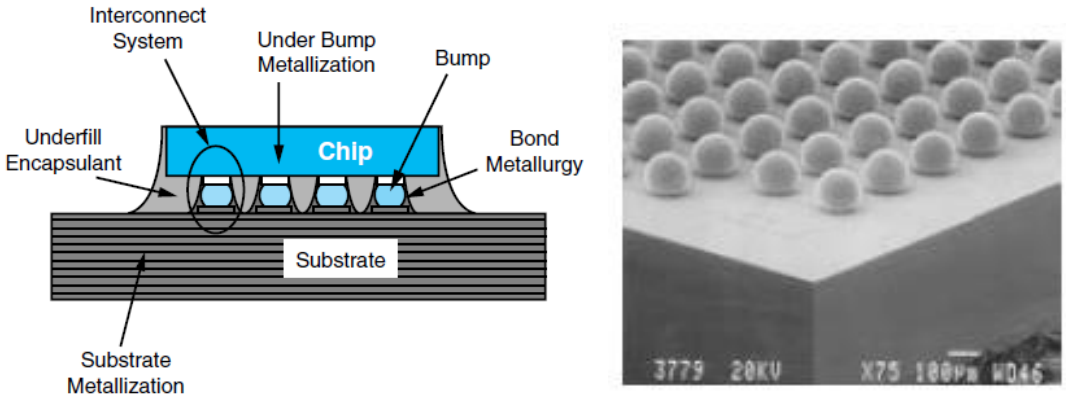
La sous-couche de la bille de soudure côté puce est l'une des parties les plus complexes du système d'interconnexion. En effet, elle est constituée de plusieurs couches de différents matériaux permettant de procurer un lien électrique et mécaniques efficaces entre la puce et la bille de soudure. Elle a aussi pour rôle de protéger la métallisation de la puce de l'humidité et de la corrosion. Différentes techniques sont utilisées pour le dépôt de ces couches minces, notamment l'évaporation sous vide utilisée à l'origine et

maintenant la pulvérisation cathodique (cf. § 2.2.3). En définitive, la réalisation de cette sous-couche requiert un procédé long et couteux.

La bille de soudure (cf. figure I.21(b)) quant à elle a plusieurs rôles. Elle doit assurer le contact électrique et mécanique de la puce avec le substrat et doit permettre de dissiper la température provenant de la puce. Elle peut prendre différente forme et peut être réalisée par évaporation sous vide ou bien par électroplacage, procédé aussi utilisé dans la fabrication des métallisations en cuivre. Elle est généralement constituée d'alliages étain-cuivre Sn-Cu ou étain-argent Sn-Ag, ou bien SAC (cf. § 2.2.4) [Rag15] [Tu03]. Plusieurs techniques permettent de souder la bille au substrat. L'une d'elle consiste à chauffer la bille jusqu'à atteindre la température de fusion pour lui permettre d'adhérer à la métallisation du substrat et de créer le contact [Ran98] [Deh94].

L'encapsulant, généralement une résine d'époxy, est ajouté à la fin du procédé. Il permet d'augmenter la fiabilité car il soulage les joints de soudure des contraintes thermomécaniques. Il permet aussi de protéger le dispositif de l'humidité.

La puce retournée permet de réduire la résistance, la capacitance, l'inductance des technologies d'interconnexion par rapport au câblage par fil. Aussi, ces dispositifs possèdent un conditionnement plus petit et plus compact et peuvent fonctionner à des fréquences élevées. Néanmoins, ces performances électriques dépendent fortement des matériaux en présence et du procédé de soudure complexe mis en œuvre. De ce fait, la puce retournée présente des technologies d'interconnexion moins flexible et plus couteuse que le câblage par fil. Taille, coût et performance électrique sont les trois variables à prendre en compte dans le choix d'une des technologies par rapport à l'autre [Ele00] [Tum01].



(a) *(b)*

Figure I.21: (a) Représentation schématique de l'architecture d'une puce retournée, (b) Image du motif des billes de soudure sur la puce [Tum01]

2.3.2. Tape-Automated Bonding (TAB)

Le Tape-Automated Bonding, ou TAB, est un autre procédé alternatif au câblage par fil. Il fut inventé par F. Hugle dans les années soixante.

L'interconnexion utilisée pour le TAB consiste en un ruban de polymère métallisé qui permet de faire la liaison entre la puce et le substrat (cf. figure I.22). Ce ruban possède une épaisseur généralement entre 35 et 70 µm. Sur celui-ci est gravé ou bien imprimé le circuit métallique permettant d'acheminer le courant à la puce. Le plus souvent, ce circuit est en cuivre, bien que l'aluminium, le fer et d'autres alliages soient utilisés. Côté puce, des billes de soudures avec leur sous-couche sont déposées en couche mince

sur la métallisation via un procédé d'électroplacage. Ces billes peuvent être en or, en cuivre ou bien fait d'un alliage à base d'étain.

Pour la réalisation du contact, le ruban métallisé est aligné sur la puce de telle sorte que le circuit en cuivre entre en contact avec le motif à billes. Deux méthodes de soudure sont possibles. La première consiste en la soudure par énergie thermosonique de chacun des points de contact l'un après l'autre, comme c'est le cas pour le câblage par fil. La deuxième utilise la thermocompression pour souder l'ensemble des points de contacts simultanément (cf. § 2.2.1). Cette dernière étant bien plus rapide, elle est davantage utilisée. Finalement, l'ensemble est encapsulé dans une résine d'époxy dans le but de protéger la puce et les joints de l'extérieur. Côté substrat, les points de contact sont de la même manière soit soudés par énergie thermosonique, soit par thermocompression.

Comparé au câblage par fil, la technologie TAB permet d'améliorer les performances électriques. Le ruban métallisé permet en effet de diminuer la longueur du circuit par rapport aux fils. En termes de taille, le TAB est similaire au câblage par fil. Néanmoins, la technologie TAB reste peu adaptée aux fortes puissances, et est peu utilisée du fait de sa complexité d'implémentation et du faible gain technologique apporté par rapport aux technologies d'interconnexion classiques [Tum01] [Har10].

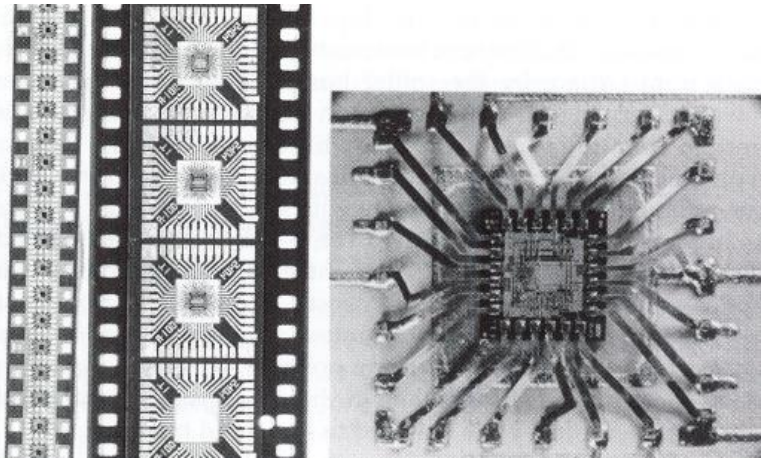


Figure I.22: Exemple de technologies TAB [Har10]

2.3.3. Puces enfouies (Embedded)

La puce enfouie dans le substrat, ou plus couramment 'embedded die substrate' en anglais, est une autre technologie plus récente qui permet la miniaturisation toujours plus importante des systèmes électroniques intégrés. Le Fraunhofer Institute for Reliability and Microintegration (IZM) et l'Université Technique de Berlin (TUB) ont été les premiers à avoir proposé l'intégration d'une puce active dans un polymère. Aujourd'hui, beaucoup de recherches sont mises en œuvre dans le but d'obtenir une technologie réalisable à grande échelle et à un coût abordable [Man07] [Ost02].

Dans [Boe08] est présenté un procédé de fabrication de puce enfouie. La première étape consiste en la soudure de la puce sur le substrat. L'attache de puce peut être réalisée à partir d'un film adhésif afin d'obtenir une meilleure précision d'attache qu'avec les pates adhésives par exemple.

Ensuite, un film de polymère RCC ('Resin-Coated-Copper') (cf. figure I.23) est laminé sous vide sur l'ensemble puce-substrat. Cela signifie qu'une pression et un profil de température sont appliqués sur le film de polymère pour que celui-ci vienne recouvrir l'ensemble puce-substrat. Cette étape est critique car les paramètres de pression et de température doivent être ajustés avec précision pour ne pas provoquer de défauts dans la puce tout en assurant une bonne adhésion du film. De plus, le laminage doit s'effectuer

sous vide pour éviter la présence de bulle d'air. Le choix du film polymère est aussi essentiel car une différence trop importante de coefficient de dilatation thermique avec la puce pourrait provoquer des défauts dans la résine ou au niveau des interconnexions [App11].

Des trous sont ensuite percés au laser dans le polymère au niveau de la puce et du substrat afin de libérer les surfaces de contact. Les contacts sont tout d'abord nettoyés afin de supprimer les contaminants, puis finalement sont recouverts d'un film de cuivre déposé par électroplacage qui joue le rôle d'interconnexion de la structure.

Finalement, les puces enfouies permettent la réalisation de dispositifs plus petits et plus compacts et offrent de meilleures performances électriques que les technologies classiques. Néanmoins, de par la complexité de leur fabrication, leur implémentation industrielle à grande échelle représente un réel défi [Boe08] [Ess17].

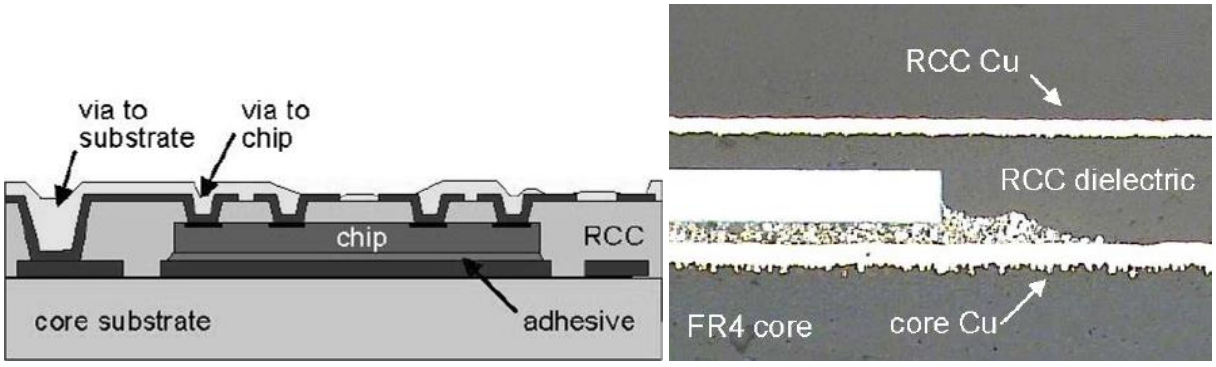


Figure I.23: Représentation schématique (à gauche) et coupe transversale (à droite) d'une technologie de puce enfouie [Man07]

En conclusion de cette première partie, les constituants de l'assemblage classique d'un module de puissance ont été présentés, avec une attention particulière pour les différentes technologies d'interconnexion. Le câblage par fil est la méthode la plus employée à ce jour du fait de sa facilité d'implémentation et de son faible coût. Des architectures alternatives de modules ont néanmoins été proposées, ou bien sont à l'étude. Elles proposent de s'affranchir de la technologie de fils afin d'obtenir de meilleures performances électriques et une meilleure tenue mécanique. Le câblage par fil continue malgré tout de susciter un grand intérêt et reste une technologie incontournable pour le futur de l'électronique de puissance [Sie10].

Dans la prochaine partie sont présentées les principales dégradations qui ont lieu au sein d'une architecture de module classique : la fracture et levée de fils, la reconstruction de la métallisation et la délamination de la brasure.

3. Modes et mécanismes de défaillance

3.1. Mécanismes de dégradation

Au cours de leur fonctionnement, les modules de puissance sont soumis à des cycles de température. Ces variations de température proviennent principalement des pertes par conduction et par commutation des composants de puissance présents au sein du module. On parle alors de cyclage actif. Le module est aussi soumis à des variations de température imposées par l'environnement extérieur, et dans ce cas, on parle de cyclage passif.

La structure d'un module de puissance, présentée précédemment, se compose d'un empilement de matériaux avec des coefficients de dilatation thermique différents. Ainsi, lorsque le module est soumis à des cycles de température, des contraintes thermomécaniques se créent aux différentes interfaces. La déformation ε_{tot} engendrée au niveau d'une interface entre un matériau n°1 et un matériau n°2 sous l'effet d'une variation de température ΔT_j est le plus souvent calculée en première approximation suivant l'équation [Cia02] [Yan11] :

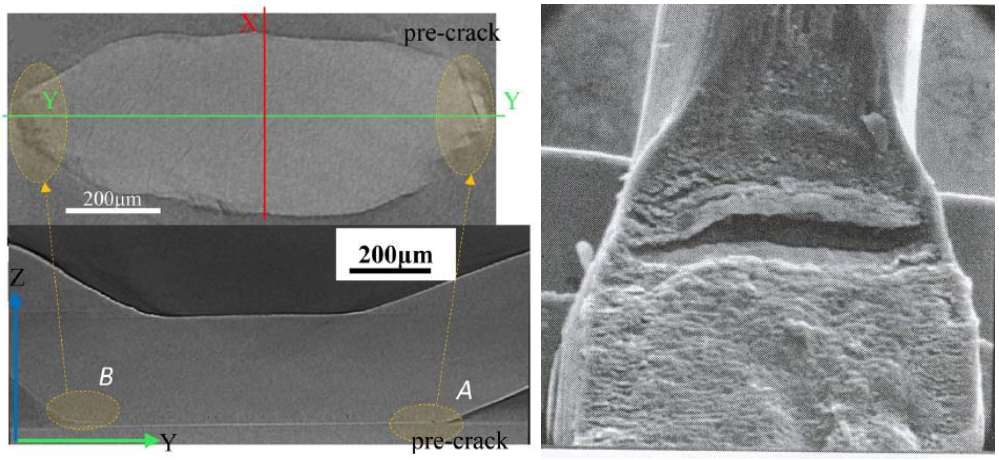
$$\varepsilon_{tot} = (\alpha_1 - \alpha_2)\Delta T_j \qquad \text{I.1}$$

Avec α_1 et α_2 les coefficients de dilatation thermique des matériaux n°1 et 2 respectivement.

Les zones les plus critiques de l'assemblage sont donc celles où les matériaux constituant l'interface présentent des CTE très éloignés. C'est ainsi le cas entre les interconnexions supérieures en aluminium et la puce en silicium, entre la puce en silicium et le substrat DCB via l'attache de puce, et entre le substrat DCB et la semelle via la brasure. Les fils, les métallisations de puce et les brasures sont donc les plus touchés. Dans la suite seront donc détaillées les différentes dégradations opérant dans ces zones, c'est-à-dire la fracture et la levée de fil, la reconstruction de la métallisation et finalement la délamination de la brasure [Kov15].

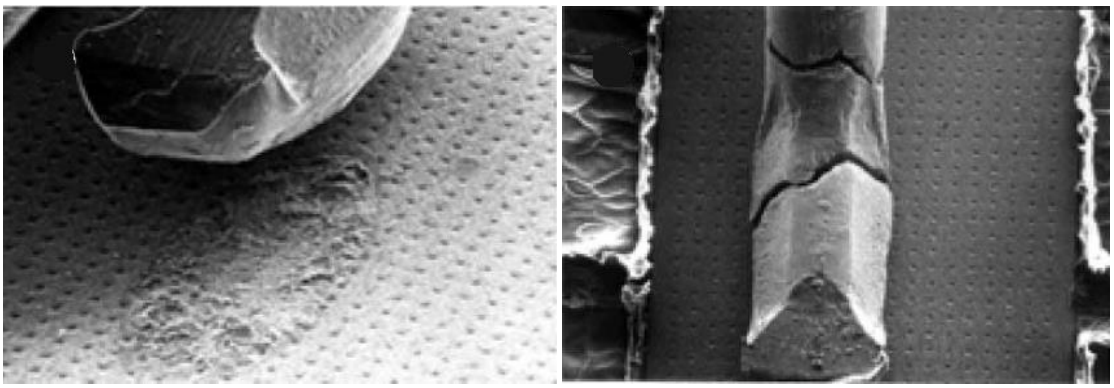
3.1.1. Fracture et levée de fil

Comme présenté paragraphe 1.2.1, la soudure du fil d'interconnexion sur la métallisation s'effectue par ultrasons. L'énergie ultrasonique, la force à appliquer sur le fil et la durée de soudure sont les trois paramètres à optimiser afin d'obtenir une bonne adhésion du fil sur la métallisation tout en minimisant l'apparition de défauts. Malgré cela, des trous et pré-fissures sont observés principalement dans la zone du talon du fil, que ce soit à l'interface fil-métallisation ou bien à la surface du fil. Ces défauts de fabrication sont le résultat d'une concentration de contrainte au niveau du talon engendrée par la flexion inévitable du fil d'interconnexion lors de la soudure de plus d'un contact. Ainsi, en opération, c'est dans cette zone la plus fragile que s'amorcent les dégradations (cf. figure I.24) [Agy16] [Har10] [Loh07]. Deux types de dégradations sont observés au niveau des fils d'interconnexion : le décollement du fil de la métallisation (en anglais 'lift-off'), et la fracture du talon (en anglais 'heel crack') (cf. figure I.25) [Har91] [Ram00] [Mer08].



(a) *(b)*

Figure I.24: Défauts observés après le procédé de soudure (a) au niveau de l'interface fil-métallisation, notamment aux extrémités du contact, [Agy16] et (b) à la surface du fil dans la zone du talon [Har10]



(a) *(b)*

Figure I.25: Dégradations observées au niveau des interconnexions, (a) décollement du fil de la métallisation ('lift-off', image SEM 40x) et (b) fracture du fil au niveau du talon ('heel crack', image SEM 25x) [Cia02]

La première, le décollement du fil, est le résultat d'une fatigue thermomécanique due à la différence de CTE entre l'aluminium du fil et le silicium de la puce [Ram98]. La répétition des contraintes mène à la formation de fissures aux extrémités du contact, et en priorité au niveau du talon. Par la suite, ces fissures se propagent vers le centre du contact jusqu'à se rejoindre et provoquer la levée du fil (cf. figures I.25(a) et I.26). Les fils les plus endommagés sont ceux ayant été soumis aux variations de température les plus grandes, c'est-à-dire au centre de la puce. Lorsque les fils au centre se décollent, les courants sont redistribués dans les fils en périphérie assurant toujours le contact. Les densités de courant peuvent devenir alors si intenses qu'elles peuvent provoquer la fusion de l'aluminium en des points localisés, et l'ouverture du circuit, menant finalement à la défaillance du système [Rav72] [Cia02].

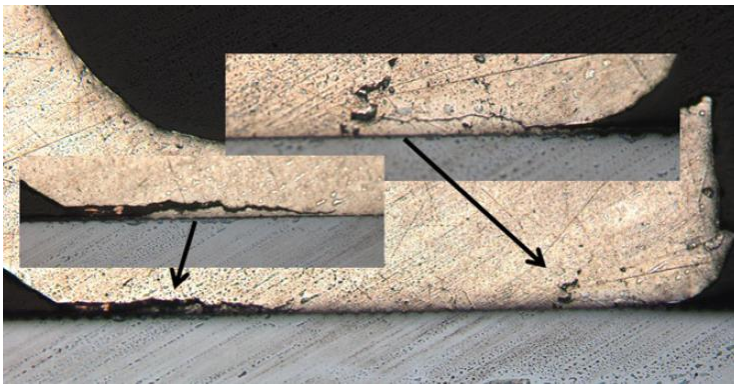
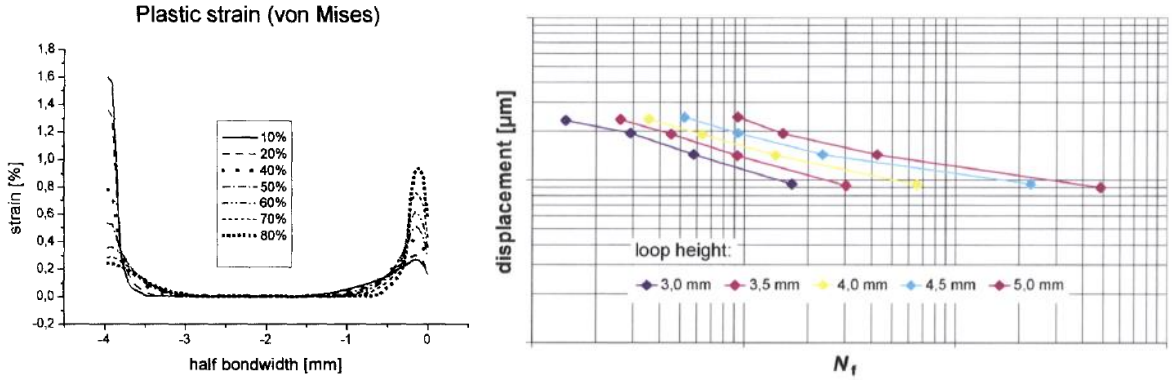


Figure I.26: Micro-section de l'interface fil-métallisation dégradée ; des fissurations sont visibles à chacune des extrémités du contact, notamment dans la zone du talon [Sch12b]

La seconde dégradation observée ('heel crack') résulte elle aussi d'une fatigue thermomécanique mais dans ce cas précis, elle est liée à la dilatation même du fil qui se plie et se tord avec la température (cf. figure I.25(b)). La fracture du fil au niveau du talon est une dégradation plus lente et par conséquent moins fréquente que la levée de fil. Elle apparaît généralement lorsque le procédé de soudure n'a pas été optimisé, ou bien pour des conditions opérationnelles intenses (fortes densités de courant et températures) [Cia02]. Il a été aussi observé que le rapport géométrique de la hauteur sur la longueur de la boucle du fil jouait un rôle important dans la fracture du talon. Lorsque ce rapport est élevé, les contraintes mesurées au niveau du talon sont plus faibles. Le fil est en effet plus souple et plus à même de

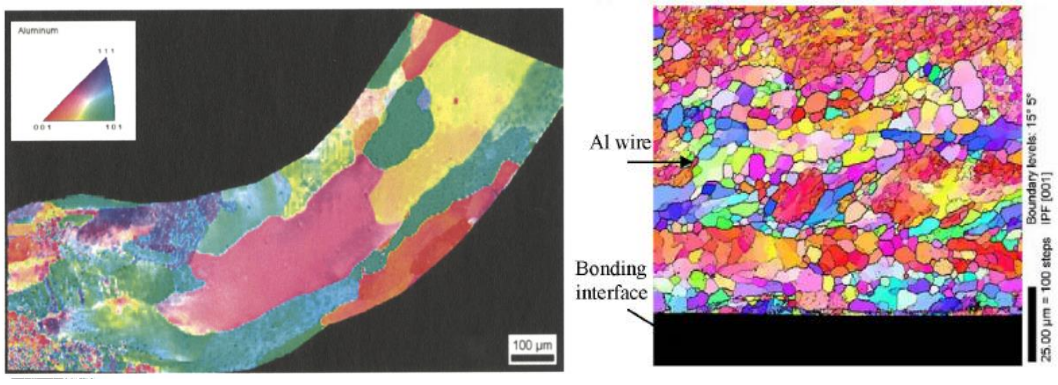
se déformer, ce qui permet de ralentir l'apparition des dégradations dans le talon (cf. figure I.27) [Ram00] [Mer08].



(a) (b)

Figure I.27: Impact de la géométrie du fil (rapport longueur sur hauteur) sur la dégradation du fil d'interconnexion avec (a) le profil de la déformation le long du fil pour différentes géométries [Ram00] et (b) la défaillance de l'interconnexion pour différentes géométries [Mer08]

Une analyse de la structure granulaire de l'aluminium réalisée via la méthode de diffraction d'électrons rétrodiffusés EBSD permet de comprendre quelles sont les mécanismes qui interviennent dans la formation de ces fissures. A l'état initial, c'est-à-dire une fois la soudure du fil sur la métallisation réalisée, des grains fins et allongés (≈5-15µm) sont observés à l'interface tandis qu'à l'intérieur du fil se trouvent de plus gros grains (≈60µm) [Ram98] [Cia00]. En effet, au cours du procédé de soudure, l'aluminium près du contact est soumis à de grandes déformations plastiques qui mènent au mouvement et à la multiplication des dislocations dans l'aluminium. Une recristallisation a alors lieu du fait du glissement de ces dislocations. On parle de mécanisme de durcissement car cette structure granulaire très fine est beaucoup plus rigide que la structure granulaire initiale de l'aluminium non recristallisée (cf. figure I.28) [Onu00].



(a) (b)

Figure I.28: Images EBSD du fil d'interconnexion et de son interface avec la métallisation ; (a) [Mer08] et (b) [Loh07]

Lorsque des contraintes thermomécaniques sont appliquées au fil, les fissures à l'interface s'initient très rapidement [Har91]. Leur propagation n'a pas lieu exactement à l'interface fil-métallisation comme on pourrait le penser, mais plutôt dans le fil juste au-dessus du contact, le long des grains fins d'aluminium (cf. figures I.29 et I.30). Les joints de grains sont en effet des lieux propices à la propagation des fissures.

En effet, des phénomènes de diffusion atomique favorisée par la présence de température élevée pendant la phase d'échauffement participent à la création de la fissure. Ainsi, plus les grains seront fins, plus la fissure se propagera rapidement [Onu00] [Agy10].

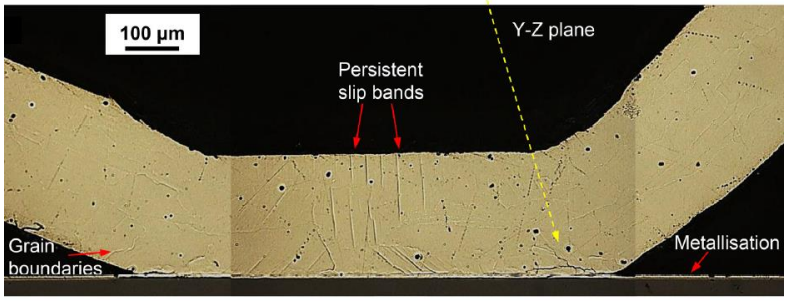


Figure I.29: Micro-section de l'interface fil-métallisation où l'on observe bien la fissure se propager dans le fil [Agy16]

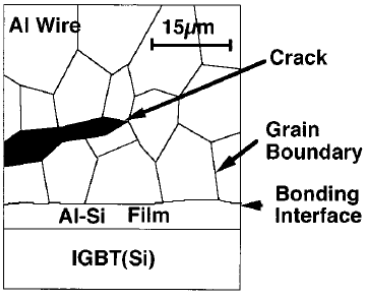
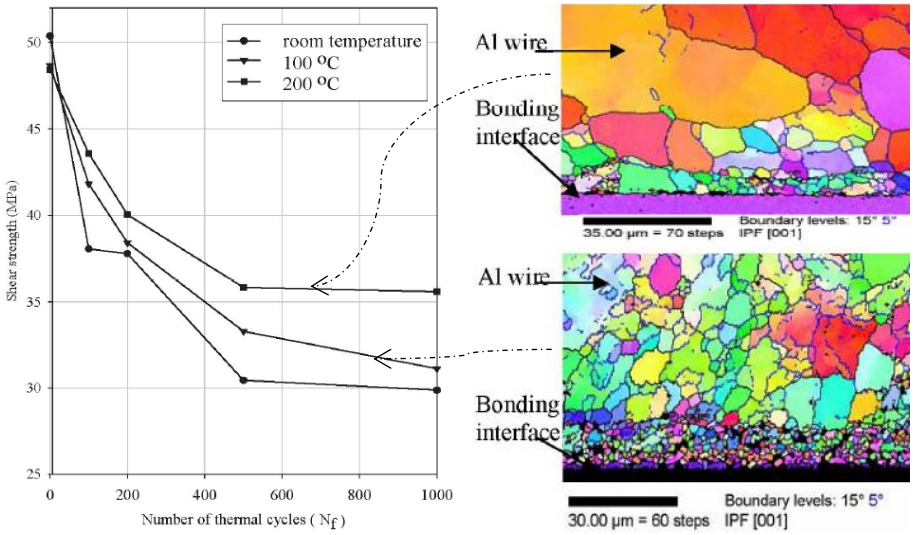


Figure I.30: Schéma de la propagation de la fissure entre les grains d'aluminium du fil [Onu00]

Des études montrent qu'augmenter la taille des grains à l'interface, via l'application de température élevée lors du procédé de soudure ou bien par recuit une fois la soudure réalisée, permet de freiner la propagation de la fissure. En effet, les grains étant plus gros, l'aluminium est plus mou et est plus à même d'absorber les déformations induites par les contraintes thermomécaniques. La fissuration s'en trouve alors ralenti (cf. figure I.31) [Onu00] [Loh07]. Dans la même idée, opérer dans des ambiances thermiques suffisamment élevées sur le fil permettrait aussi de limiter la propagation des fissures par rapport à des conditions de plus faibles températures [Agy11]. Des études sont toujours à l'œuvre dans le but d'expliquer ce phénomène contre-intuitif.



(a) *(b)*

Figure I.31: (a) Evolution des forces de cisaillement nécessaires au décollement du fil de la métallisation avec la dégradation pour des soudures réalisée à différentes températures ; on constate à 200°C que la force à appliquer pour arracher le fil est plus importante, signifiant ainsi que la fissuration est moins avancée que dans les autres cas et (b) Images EBSD de l'interface pour les soudures à 100 °C et 200°C correspondantes [Loh07]

3.1.2. Reconstruction de la métallisation

La reconstruction de la métallisation de puce est l'un des mécanismes de dégradation le plus connu au sein des modules de puissance. En effet, du fait de sa position au plus près de la source de chaleur, la métallisation est soumise en opération à de fortes variations de température. La différence de CTE entre l'aluminium de la métallisation et le silicium de la puce semi-conductrice engendre alors des contraintes thermomécaniques importantes, généralement en compression lors de l'échauffement et en traction lors du refroidissement (cf. figure I.32). La répétition de ces contraintes mène à une altération irréversible de la structure du film d'aluminium. La métallisation ne peut alors plus redistribuer efficacement les courants de puissance sur l'ensemble de la puce [Leg03] [Mar14].

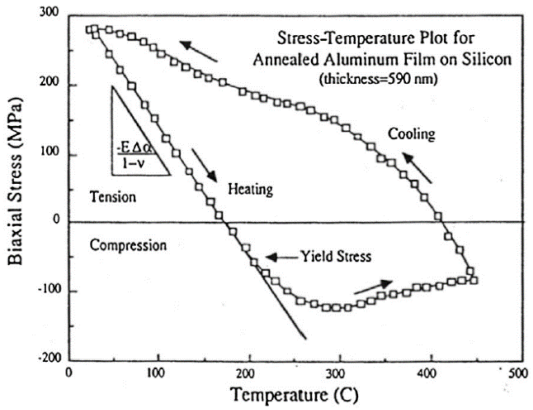
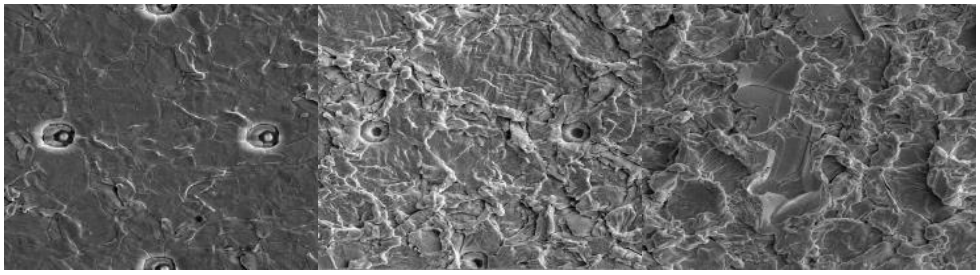


Figure I.32: Evolution de la contrainte en fonction de la température pendant les phases d'échauffement et de refroidissement [Mar14]

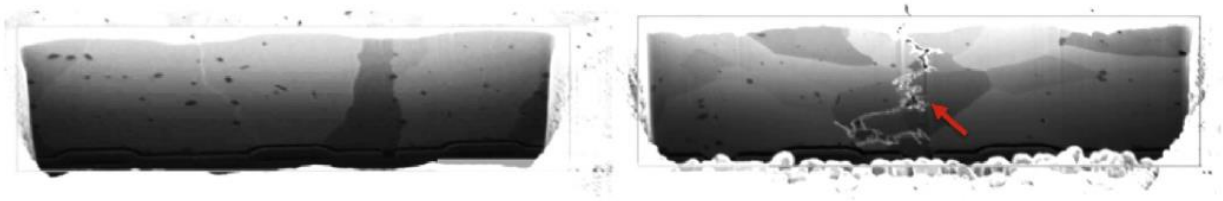
Des analyses de la surface de métallisation avant reconstruction puis une fois dégradée sont très souvent réalisées à l'aide par exemple de sonde ionique focalisée (Focused Ion Beam – FIB) ou bien de microscope électronique à balayage (MEB). Les images obtenues montrent dans un premier temps une métallisation neuve pour laquelle le réseau des cellules élémentaires de la puce est visible (comme décrit paragraphe 1.2.3) (cf. figure I.33(a)). Une fois dégradée, la surface de la métallisation présente un aspect désordonné, avec des excroissances et cavités. Du fait de cette augmentation de la rugosité, il n'est plus possible de distinguer les cellules de la puce. Les images montrent aussi que la dégradation de la métallisation n'est pas uniforme. En effet, la reconstruction de la métallisation est plus avancée dans les zones ayant vu les températures les plus élevées, c'est-à-dire au centre et aux voisinages des contacts avec les fils d'interconnexion (cf. figure I.33(b) et (c)) [Pie11] [Cia96] [Yua18].



(a) *(b)* *(c)*

Figure I.33: Images MEB de la reconstruction de la métallisation d'un IGBT 1200V/450A, (a) métallisation neuve, (b) zone en périphérie de la métallisation dégradée, et (c) zone au centre de la même métallisation dégradée [Yua18].

Des micro-sections de la métallisation sont aussi réalisées dans le but d'étudier plus précisément la structure granulaire du film d'aluminium. A l'état neuf, on observe que les grains d'aluminium font l'épaisseur de la couche de métallisation, c'est-à-dire quelques microns. Les grains sont séparés par une frontière appelée 'joint de grain' (cf. figure I.34(a)). Une fois dégradés, les grains d'aluminium sont plus nombreux et plus petits indiquant qu'un phénomène de recristallisation a eu lieu. De plus, des trous et fissures traversant la métallisation sont visibles (cf. figure I.34(b)) [Mar14] [Bri16].



(a) *(b)*

Figure I.34: Images FIB de coupes de la métallisation d'un MOSFET SPQ15 ; (a) métallisation neuve (les grains sont représentés avec des couleurs différentes), et (b) métallisation reconstruite avec une recristallisation et une fracture indiquée par la flèche [Mar14]

Le phénomène de recristallisation est mis en évidence par l'étude de l'orientation des grains d'aluminium. En effet, lorsque la recristallisation a lieu, les grains d'aluminium se divisent en sous-grains (plus petits) qui conservent une orientation presque similaire entre eux. Ainsi les sous-grains issus d'un même grain mère ne possèderont entre eux qu'une faible désorientation de seulement quelques degrés (cf. figure I.35). C'est ce que l'on observe dans la métallisation pendant la reconstruction.

Cette recristallisation a lieu du fait de la présence de dislocations dans le réseau cristallin de l'aluminium. Lorsque l'aluminium est soumis à des contraintes thermomécaniques importantes, ces dislocations sont mises en mouvement dans leur plan de glissement et leur déplacement engendre des déformations plastiques irréversibles et permanentes. Ce mouvement de dislocations par glissement est dit conservatif car il n'y a pas de transport de matière. Les dislocations finissent ensuite par se regrouper et former des sous-joints de grains, menant finalement à la division des grains d'aluminium initiaux en sous-grains de même orientation. Ce phénomène de recristallisation semble toutefois saturer rapidement et ne permet pas d'expliquer la présence de fissures et de trous dans la métallisation [Bri18] [Ruf14] [Mar14].

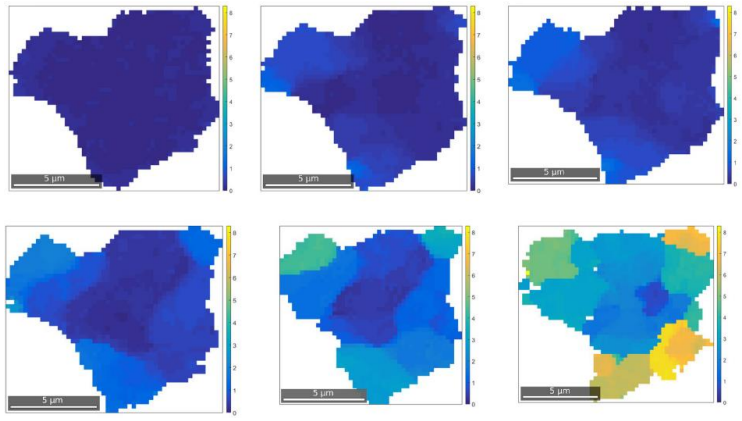
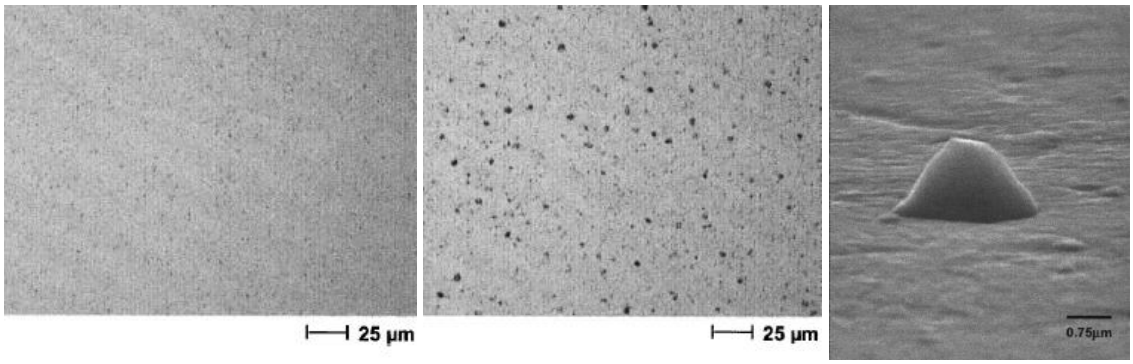


Figure I.35: Orientation d'un grain d'aluminium (≈ 5 µm) de la métallisation pour différent niveau de recristallisation – la désorientation maximale (en jaune) s'élève à 8 degrés [Bri18]

Des excroissances, appelées 'hillocks', ainsi que des sillons sont visibles à la surface de la métallisation dégradée (cf. figure I.36). Ces hillocks et sillons sont le résultat de mécanisme de diffusion de matière et de mouvements spécifiques de dislocations qui ont lieu pendant la phase de compression de la métallisation. Dans un premier temps, la diffusion est due à la présence de défauts ponctuels, en plus des dislocations, au sein du réseau cristallin de l'aluminium. Ces défauts peuvent être soit des lacunes, soit des atomes étrangers. La diffusion des lacunes a lieu par activation thermique, et se produit donc généralement lorsque la métallisation est soumise à de fortes températures. Favorisé par la diffusion des lacunes, un déplacement de dislocations par montée, c'est-à-dire perpendiculaire au plan de glissement, est rendu possible. Ce mécanisme par montée est non conservatif car il y a transport de matière. Des atomes d'aluminium se déplacent alors le long des joints de grains jusqu'à la surface de la métallisation. Dans le cas de l'aluminium qui forme instantanément une couche d'oxyde mince une fois en contact avec l'air, la couche de passivation est si fine que les atomes d'aluminium la traversent et s'oxydent à leur tour, formant finalement un hillock (cf. figure I.36(c) et I.38(d)). Fragilisés par les mécanismes de diffusion et de mouvement de dislocations, les joints et sous-joints de grains finissent par s'ouvrir lorsque la métallisation est soumise à des forces de traction lors du refroidissement (cf. figure I.37 et I.38(e)). Les fissures alors créées s'oxydent, et c'est cette couche de passivation qui les empêche de se refermer lors d'une nouvelle phase de compression (cf. figure I.38(f)). Les fissures peuvent se propager de cette façon jusqu'à atteindre le silicium de la puce semi-conductrice (cf. figure I.37 et I.38(g)) [San69] [Phi71] [Mar14].



(a) *(b)* *(c)*

Figure I.36: Images de la surface d'un film d'aluminium obtenue à l'aide d'un microscope optique, (a) film neuf, (b) film soumis à des variations de température qui présente des hillocks à sa surface, et (c) zoom de côté d'un des hillocks présent à la surface [Kim01]

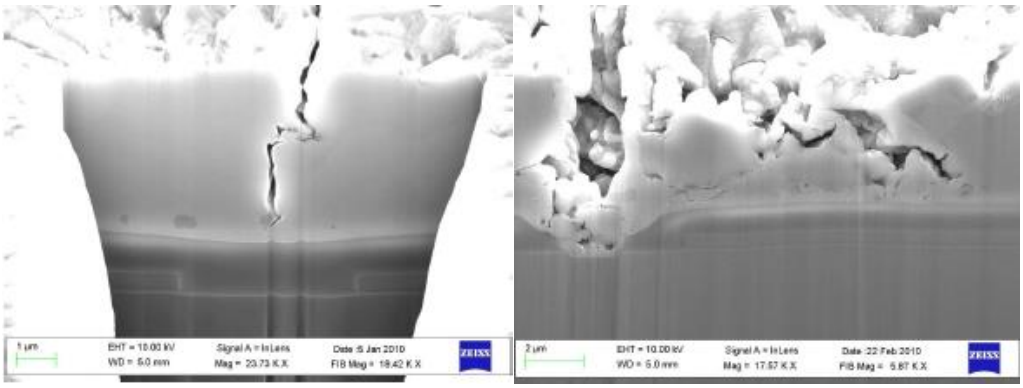


Figure I.37: Images de coupes d'une métallisation de transistors CoolMOS (800V) dégradée observée au FIB – formation d'une fissure à la surface de la métallisation qui se propage vers la puce active (à gauche), et formations de creux et fissure pour des conditions de test sévères (à droite) [Pie11]

Bien que ces mécanismes de diffusion et de mouvements spécifiques de dislocations soient habituellement observés pour des températures et contraintes très élevés, ils semblent pourtant s'appliquer à la métallisation de puce, même pour des conditions de fonctionnement non sévères. Ces phénomènes sont peut-être liés à la structure granulaire particulière de la métallisation. Dans [Mar14], un modèle de dégradation de la métallisation basé sur l'ensemble des mécanismes structurels décrit précédemment est proposé (cf. figure I.38).

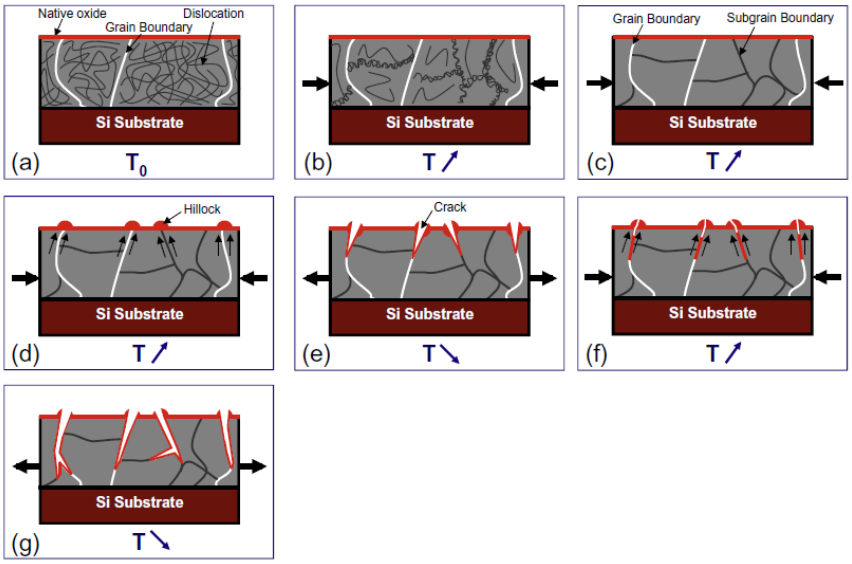
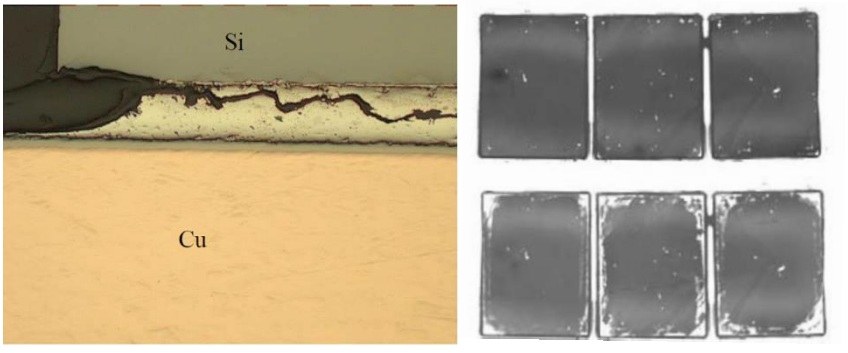


Figure I.38: Modèle de dégradation de la métallisation proposé par [Mar14], basé sur le modèle original de [Gao99]

3.1.3. Délamination de la brasure

La délamination des brasures est une des dégradations les plus observées au sein des assemblages de module de puissance. Dans le cas des brasures classiques, c'est-à-dire Sn63Pb37 et plus récemment SAC (cf. § 2.2.4), les fissures s'initient aux coins et aux bords, là où les contraintes thermomécaniques sont les plus importantes, puis se propagent vers le centre (cf. figure I.39) [Cia02] [Guo17]. Il a été observé que différents facteurs pouvaient influer sur la dégradation.



(a) *(b)*

Figure I.39: Dégradations observes dans les brasures classiques, (a) micro-section de l'interconnexion puce-substrat dans laquelle est présente une fissuration [Dep06] et (b) images obtenues au microscope acoustique SAM d'une brasure neuve (en haut) et délaminée (en bas) [Guo17]

Tout d'abord, il a été montré qu'augmenter l'épaisseur de la brasure permettait de réduire les contraintes, et ainsi de limiter la dégradation. Cependant, une augmentation de l'épaisseur de la brasure entraine une baisse des performances thermiques de l'assemblage. Il convient donc de trouver un compromis [Bou08] [Hun13].

La brasure doit assurer la tenue mécanique de différentes composantes entre elles : la puce active avec le substrat et le substrat avec la semelle (cf. § 2.2.4). Lors du procédé de brasage, des mécanismes d'inter-diffusion entre les matériaux de la brasure et les matériaux de ces composantes ont lieu et des intermétalliques peuvent se créer. Les structures intermétalliques les plus connues sont celles composées du mélange Cu-Sn qui se forment à l'interface entre le substrat et la brasure, type Cu_3Sn et Cu_6Sn_5 (cf. figure I.40). Les mécanismes de diffusion responsables de la formation de cette couche intermétallique se produisent à des températures élevées. Ainsi, il a été observé que cette couche d'intermétalliques s'épaississait avec l'application de la température. Dans un premier temps, on a cru que les fissures se formaient et se propageaient dans cette couche intermétallique bien plus rigide que la brasure elle-même. Mais des analyses plus précises ont montré que la délamination se produisait en réalité dans la brasure même, proche de l'interface avec la couche intermétallique. En effet, la formation de cette couche intermétallique provoque dans la brasure à l'interface un épuisement de l'étain qui fragilise la zone. Les contraintes sont de plus très importantes à cette interface [Fre94].

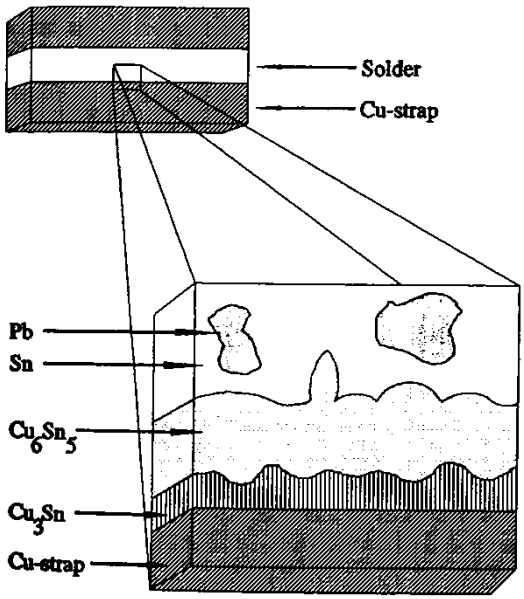


Figure I.40: Schéma de la structure intermétallique qui se forme dans la brasure à l'interface avec le substrat [Fre94]

Plus récemment, des interconnexions réalisées à base de frittage de micro-poudre et nano-poudre d'argent ont été réalisées (cf. § 2.2.4). Peu d'études sur la fiabilité et les mécanismes de dégradations opérant au sein de ces brasures ont été réalisées à ce jour. Néanmoins, certaines d'entre elles ont montré que la dégradation avait lieu de la même manière que dans les brasures classiques, c'est-à-dire par fissuration. La fissure s'initie de même aux bords et aux coins de la brasure et se propage vers le centre (cf. figure I.41), le long des joints de grains de l'argent. L'initiation de la fissure n'est pas immédiate, mais une fois la fissuration créée, sa vitesse de propagation est constante [Raj15] [Kno10].

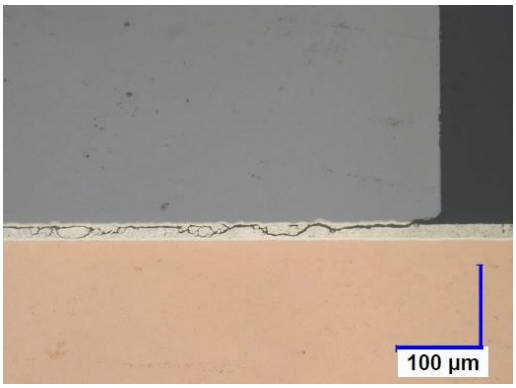


Figure I.41: Micro-section d'une brasure en frittage d'argent dégradée avec fissuration [Kno10]

La porosité de la brasure joue ici un rôle important dans la propagation inter-granulaire des fissures. Plus la porosité est grande, plus la fissure se propage vite. De plus, une zone de plus grande porosité est observée au niveau du front de la fissure, probablement liée à l'apparition de déformations plastiques (cf. figure I.42). En effet, contrairement aux brasures classiques qui possèdent un comportement majoritairement viscoplastique, les brasures en frittage d'argent semblent se déformer de manière élasto-plastique. Cependant, à très hautes températures, un modèle viscoplastique est nécessaire, comme c'est le cas pour la plupart des métaux [Her13].

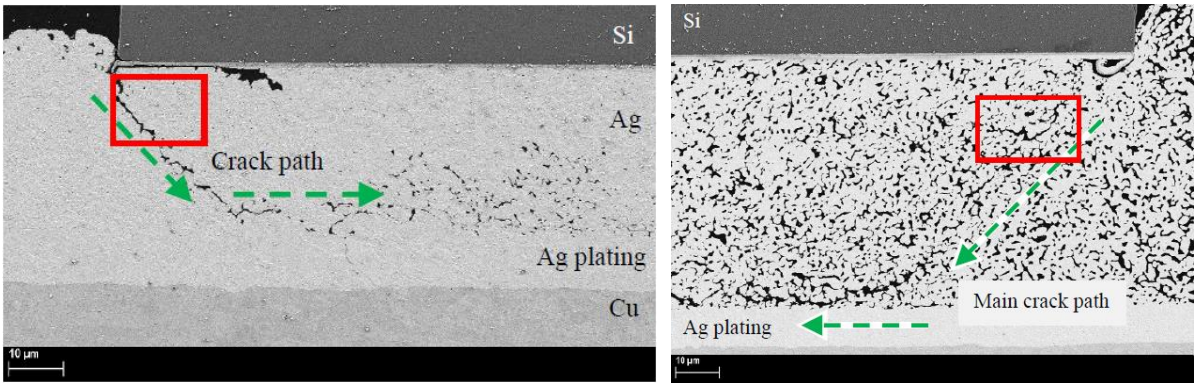


Figure I.42: Fissuration de brasures en frittage d'argent pour différente porosité (3% à gauche et 15% à droite) [Her13]

Les quelques études de fiabilité réalisées sur les brasures en frittage d'argent ont montré de bien meilleurs résultats que celles des brasures classiques SnPb et SAC. La durée de vie a ainsi pu être multipliée par trois [Gob10].

En conclusion, il a été montré que les mécanismes de dégradation opérant au sein des modules de puissance engendraient des changements structurels irréversibles, principalement au niveau de la métallisation, des fils d'interconnexion et des brasures. Ces changements structurels ont un impact non négligeable sur les performances électriques et thermiques du module. Des paramètres électriques représentatifs de la dégradation sont donc utilisés comme indicateurs du vieillissement. Des critères de défaillance associés à ces indicateurs ont ainsi été définis et servent de référence afin de déterminer la fin de vie du module. Dans le prochain paragraphe sont décrits quels sont ces indicateurs et les critères de défaillance qui leur sont associés.

3.2. Indicateurs et critères de défaillance

Dans le paragraphe précédent ont été décrits les principaux mécanismes de dégradations qui ont lieu au sein d'un module de puissance. A chacun de ces mécanismes est associé un indicateur électrique ou thermique représentatif de la dégradation. Pour les dégradations des interconnexions supérieures regroupant la reconstruction de la métallisation et la fracture et levée de fils, c'est généralement la tension à l'état passant du composant qui est utilisée comme indicateur de la défaillance. Dans le cas spécifique des transistors IGBTs, c'est donc la tension collecteur-émetteur V_{CE} qui est employée [Hel97]. Pour ce qui est de la délamination des brasures, c'est dans ce cas la résistance thermique jonction - semelle (ou le substrat lorsque le module ne possède pas de semelle) $R_{th,j-c}$ qui est utilisée [Dur15].

3.2.1. Tension à l'état passant V_{CE}

Il a été montré que la reconstruction de la métallisation se traduisait électriquement par une augmentation de la résistance du film d'aluminium. Pour ce faire, la méthode de mesure "4-pointes", souvent utilisée pour caractériser la résistivité d'une couche mince, a été mise en œuvre pour des métallisations de différentes épaisseurs déposées sur plusieurs types de composants (Diodes [Bri15], MOSFETs [Pie11] [Mar14]). Tous les résultats indiquent une augmentation de la résistance du film R_{metal} avec la dégradation. Cette augmentation varie selon les tests réalisés, mais il a été montré qu'elle pouvait atteindre 3 à 5 fois sa valeur initiale. De plus, son évolution a souvent la même tendance et peut être décomposée en 3 phases : une première phase qui ne présente pas d'augmentation significative, une seconde phase pendant laquelle une élévation nette et importante a lieu, et finalement une dernière phase qui présente un début de saturation [Bri15]. La résistance à l'état passant des composants testés R_{ON}, dans ce cas des MOSFETs, présente une évolution similaire, ce qui semble indiquer qu'une partie non négligeable de son augmentation est liée à l'augmentation de R_{metal}. Aussi, dans le cas des composants IGBTs, une partie de l'augmentation de la tension V_{CE} serait donc bien associée à la reconstruction de la métallisation (cf. figure I.43) [Mar14]. Dans [Det04], les caractérisations électriques réalisées sur des MOSFETs semblent même indiquer que la reconstruction de la métallisation est le principal phénomène influençant la tension V_{DS} dans les premiers moments de la dégradation (jusqu'à 2% de ΔV_{DS}), et ce avant même la dégradation du contact fil-métallisation. La présence en revanche d'une saturation de l'évolution de R_{metal} dans les derniers moments de vie du module semble indiquer que la reconstruction de la métallisation n'est pas le mécanisme principal déclencheur de la défaillance du module [Pie11].

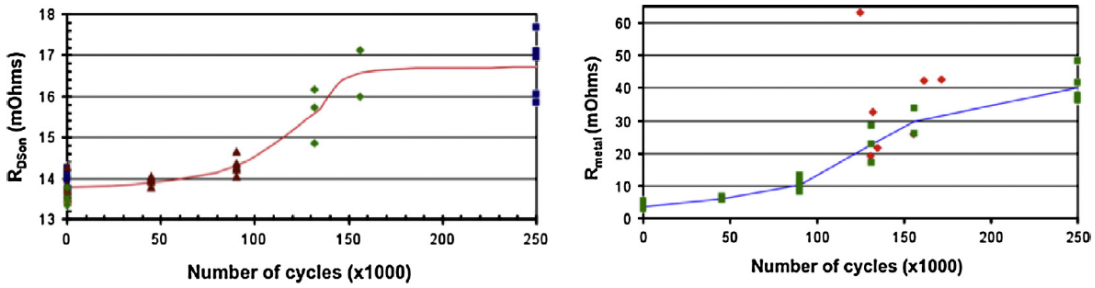


Figure I.43: Evolution de la résistance à l'état passant R_{ON} (à gauche) et de la résistance de métallisation R_{metal} (à droite) avec le vieillissement ; tests sur MOSFETs avec des cycles de 10s (80A injecté pendant 0.2s puis 9.8s de repos) et une durée de vie totale considérée à 175 kcycles [Mar14]

Concernant les dégradations au niveau du contact fil-métallisation, l'augmentation brusque de la tension V_{CE} à la fin de vie du module a été depuis longtemps associée au décollement des fils

d'interconnexion de la puce [Hel97] [Sme13]. Une mesure fine de l'évolution de V_{CE} en fonction du vieillissement permet même d'observer des paliers qui correspondent chacun à des levées de fils distinctes (cf. figure I.44) [Ped17] [Deg18] [Ghi13]. En revanche, peu d'information est disponible sur le lien entre l'évolution du V_{CE} avant cette élévation brusque et la dégradation au niveau du contact fil-métallisation. Certaines études font néanmoins le lien entre l'évolution quasi linéaire du V_{CE} et la vitesse de propagation des fissures à l'interface considérée constante. Mais d'autres mécanismes pourraient influencer l'évolution du V_{CE}, comme la reconstruction de la métallisation détaillée ci-dessus ou bien la délamination de l'attache de puce. Dans tous les cas, c'est bien le décollement des fils d'interconnexion de la puce qui est le mécanisme responsable de la fin de vie du module.

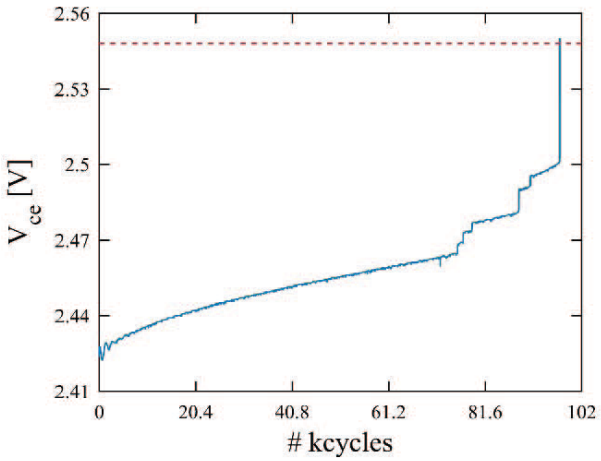


Figure I.44: Evolution de la chute de tension à l'état passant d'un IGBT V_{CE} avec le vieillissement [Ped17]

3.2.2. Résistance thermique $R_{th,j-c}$

La mesure $R_{th,j-c}$ donne quant à elle des informations sur la dégradation des différentes couches de l'assemblage du module qui se trouvent sous la puce active. Généralement, les parties les plus dégradées sont les brasures, même si des défauts peuvent aussi se produire au niveau de la céramique du substrat. Lorsque la délamination des brasures a lieu, le flux de chaleur est moins bien conduit de la puce vers le refroidisseur ce qui mène à une augmentation de la température au niveau de la puce T_j. Le suivi de $R_{th,j-c}$ nous donne ainsi des indications sur la progression de la dégradation dans ces couches [Kov15] [Hen10].

De façon expérimentale, pouvoir suivre l'évolution de $R_{th,j-c}$ avec le vieillissement n'est pas si aisé. La mesure directe de $R_{th,j-c}$ n'étant pas possible, elle est généralement estimée à partir des températures de puce T_j et de semelle T_c. La température de semelle T_c est obtenue de manière directe via l'utilisation de thermocouples positionnés sous le module au cours des tests. Quant à la mesure de T_j, elle peut être obtenue de différentes façons, via des méthodes directes ou indirectes (décrites paragraphe 4.1.1) [Hua13] [Coq00] [Dup13].

3.2.3. Critères de défaillance

Des critères de défaillance associés aux indicateurs décrits ci-dessus sont généralement utilisés. Ils indiquent la quantité de dégradation limite tolérée pour un module de puissance. Le but est ici d'arrêter le fonctionnement du dispositif avant que celui-ci ne se dégrade de manière trop importante et ait un impact sur son environnement proche. Les critères traditionnellement employés sont les suivants [Coq00] [Kov15] [Hua13] [Tou10] :

- Une augmentation de 5 à 20% de la tension V_{CE},
- Une augmentation de 20 à 50% de la résistance thermique $R_{th,j-c}$.

Le tableau I.1 présente un résumé des modes et mécanismes de dégradation décrit dans ce paragraphe.

Tableau I.1 : Les principales défaillances des modules IGBTs de puissance

Mode de défaillance	Vitesse d'apparition du mode	Mécanisme de défaillance	Localisation du phénomène	Indicateur de défaillance
Augmentation de la chute de tension à l'état passant	Lente puis rapide	Fracture et levée des fils d'interconnexion, Reconstruction de la métallisation	Interconnexions supérieures constituées des fils et de la métallisation	V_{CE}
Augmentation de la résistance thermique, Augmentation de T_{jmax}	Lente	Délamination des brasures	Attache de puce et brasure substrat-semelle	$R_{th,j-c}$ T_{jmax}

En conclusion de cette seconde partie, les principaux mécanismes de dégradation observés au sein d'un assemblage classique de module de puissance ont été présentés. A ces dégradations sont associés des indicateurs électriques et thermiques. Ces derniers permettent de suivre l'endommagement présent dans le dispositif au cours de son fonctionnement, et ce jusqu'à sa défaillance.

Afin de pouvoir d'une part réaliser des modules plus fiables et robustes, et d'autre part minimiser les couts du système en opération, des modèles de durée de vie sont établis. Ces modèles ont pour objectif l'estimation de la durée de vie restante des dispositifs en fonctionnement.

4. Estimation de la durée de vie restante

Avec l'augmentation de l'électrification des systèmes, l'électronique de puissance s'est développée de manière importante ces dernières années. Comme cela a été présenté précédemment, les technologies de puce et d'assemblage ont fait l'objet d'évolutions importantes dans le but d'obtenir des systèmes plus fiables et efficaces. Suivant cette tendance, l'étude de la fiabilité des modules de puissance a suscité un intérêt grandissant.

La fiabilité d'un module de puissance est généralement décrite via la courbe en baignoire qui est une représentation statistique du taux de défaillance d'un module en fonction du temps (cf. figure I.45). Cette courbe se décompose en trois parties [Klu03] [Car03] [Kov15] :

- Une première phase de décroissance pendant laquelle les défaillances sont liées à des défauts de jeunesse, c'est-à-dire des défauts liés au procédé de fabrication par exemple, ou bien encore au transport,
- Une seconde phase constante correspondant à la vie utile du module et pendant laquelle ont lieu des défaillances aléatoires,
- Et finalement une phase de croissance importante qui correspond à la fin de vie du module.

C'est cette dernière partie, dans laquelle les défaillances sont liées au vieillissement des matériaux constituants l'assemblage des modules, qui nous intéresse ici. Certaines des dégradations opérant au sein de l'assemblage et les plus fréquemment observées ont été décrites précédemment (cf. § 3.1).

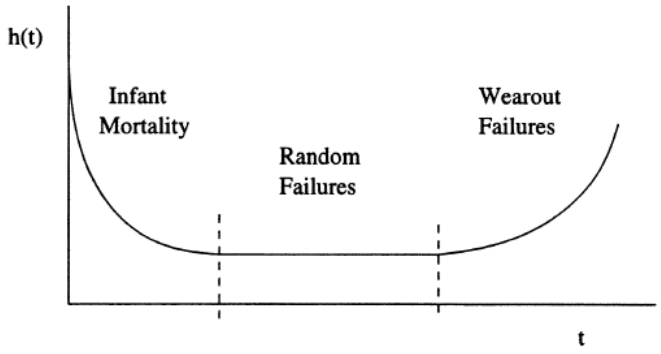


Figure I.45: Taux de défaillance h(t) en fonction du temps [Klu03]

Des modèles de durée de vie issus de l'analyse de ces défaillances sont réalisées dans le but de déterminer la durée de vie restante des dispositifs en opération (Remaining Useful Lifetime – RUL). La détermination de la RUL est d'une grande importance pour une finalité de maintenance prédictive car elle permet de réduire les coûts économiques et écologiques du système. D'un point de vue économique, il est moins pénalisant de programmer une maintenance avec un remplacement du système que de subir un arrêt brutal dû à une panne. D'un point de vue écologique, le remplacement d'un système au plus près de sa fin de vie permet de réduire la consommation de matières premières et de limiter son impact sur les autres systèmes environnants en cas de défaillance.

La procédure de détermination de la RUL s'effectue classiquement en trois étapes. Le vieillissement étant dû aux cycles de température, la première étape consiste donc en l'estimation de la température de jonction T_j au niveau des puces actives. Cette grandeur peut être mesurée au cours du fonctionnement du module, de manière directe ou indirecte, ou bien peut être calculée à partir d'un modèle électrothermique. Une fois T_j obtenue, la seconde étape consiste en l'utilisation d'un algorithme de comptage associé à une loi de cumul d'endommagement dans le but de quantifier la dégradation associée aux cycles de température subis par le module. Finalement, un modèle de durée de vie est utilisé dans la dernière étape dans le but d'estimer la RUL (cf. figure I.46) [Sch11] [Gop15] [Ouh17].

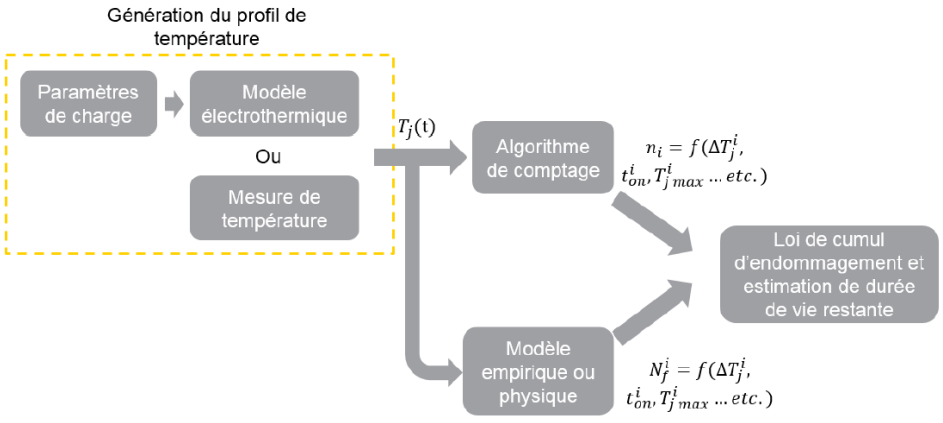


Figure I.46: Schéma typique de détermination de la RUL à l'aide d'une procédure de comptage [Ouh17]

Dans la suite seront détaillées succinctement les méthodes de détermination de T_j, ainsi que les algorithmes de comptage et lois de cumul d'endommagement les plus utilisés. Les différents modèles de durée de vie existants sont précisés en détails dans la suite.

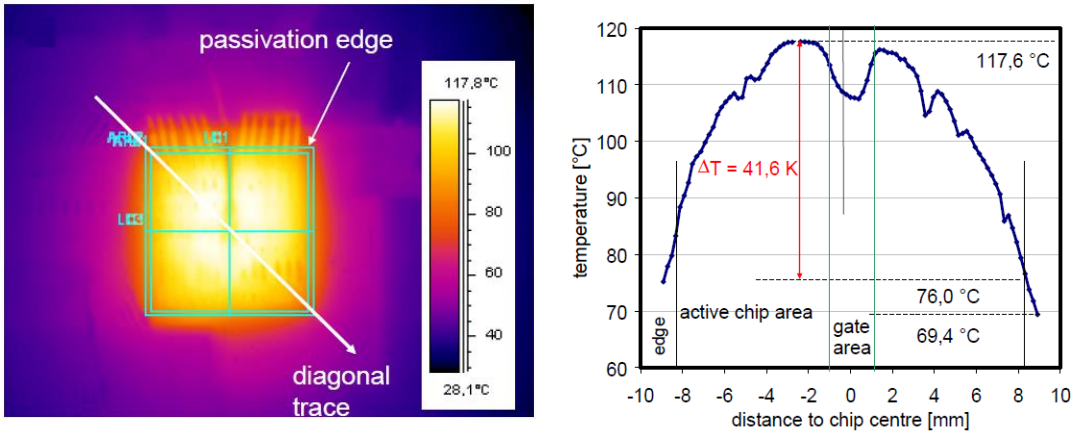
4.1. Estimation de la température de jonction T_j

La température de jonction T_j est habituellement utilisée pour désigner la température de la puce active dans un module de puissance. Très difficile à mesurer, elle apparaît souvent dans les documents constructeurs sous la forme de température de jonction virtuelle T_{jv}. D'après la commission électrotechnique internationale IEC, elle est définie comme étant 'la température théorique basée sur une représentation simplifiée du comportement thermique et électrique d'un dispositif à semi-conducteurs' (réf. 521-05-14). Dans la suite seront détaillées les différentes méthodes permettant de l'estimer.

4.1.1. Mesures directes et indirectes

La température T_j peut être mesurée en opération de manière directe ou indirecte. Deux catégories se distinguent parmi les premières : les mesures optiques et les mesures par contact physique [Ouh17] [Bla04].

Les méthodes optiques permettent d'obtenir des cartographies thermiques sur la surface de la puce de manière assez précise. Des gradients de température de plus de 40°C peuvent ainsi être observés entre le centre et les extrémités de la puce (cf. figure I.47, [Sch09]). Cependant, elles nécessitent une modification de la structure de l'assemblage de telle sorte que les surfaces de puce soient visibles, ce qui peut modifier le fonctionnement du module. Ces méthodes sont donc généralement utilisées afin de valider une mesure réalisée avec une autre méthode. En revanche, elles ne peuvent être envisagées pour une implémentation à grande échelle. La figure I.47(a) donne un exemple de mesure par caméra thermique qui enregistre les rayonnements infrarouges émis par le module [Sch09] [Bla04].



(a) *(b)*

Figure I.47: (a) Image IR d'une puce active à l'équilibre thermique pour une puissance dissipée de 270W et (b) Profil de température le long de la diagonale avec un gradient visible d'environs 40°C [Sch09]

Les mesures par contact quant à elle permettent d'obtenir une valeur locale de la température sur la puce. Dans ce cas, la mesure peut être réalisée par exemple par une sonde à fibre optique mise directement en contact avec la surface de la puce active. L'implémentation nécessite une intrusion mais bien moindre que pour la thermographie IR laissant la capacité totale au module de fonctionner. Leur

utilisation se réduit néanmoins à des tests spécifiques en laboratoire car elles ne peuvent être implantées au sein de systèmes embarqués [Bla04].

Les mesures directes ne sont donc pas de bons candidats pour l'estimation de la température T_j en opération. De ce fait, des méthodes de mesures indirectes basées sur la mesure de paramètres électriques thermosensibles (ThermoSensitive Electrical Parameter – TSEP) sont utilisées. L'estimation de T_j obtenue est une valeur moyennée de la température au niveau de la puce active. Ces méthodes présentent l'avantage de ne pas être intrusives comme c'est le cas des méthodes directes, et sont donc préférées. Cependant, l'utilisation d'un TSEP peut nécessiter la modification du fonctionnement normal du module afin d'être dans des conditions spécifiques de mesure. Parmi les TSEPs employés pour des composants MOSFETs et IGBTs, on compte par exemple la chute de tension à l'état passant V_{CE}, la tension de seuil $V_{GE,th}$ ou bien la résistance de grille R_g [Bra18].

L'utilisation de TSEPs nécessite la réalisation de trois étapes. Dans un premier temps a lieu une étape de calibration au cours de laquelle le paramètre électrique choisi est caractérisé par rapport à T_j (cf. figure I.48). Dans un second temps, un circuit de mesure est conçu et implémenté au sein du module pour permettre une bonne mesure du TSEP. Finalement, une dernière étape consiste en la validation de l'estimation de T_j via le TSEP en utilisant par exemple une des méthodes directes citées précédemment [Bak13] [Dup12].

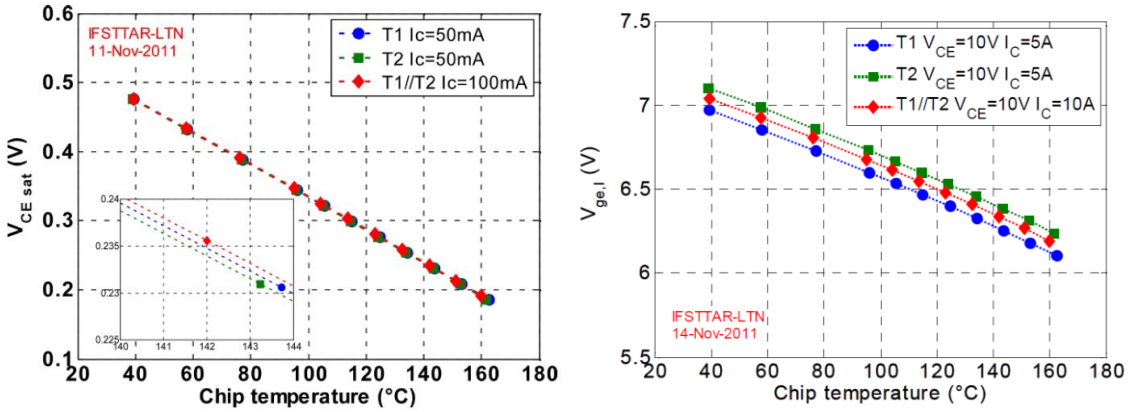


Figure I.48: Exemples de courbe de calibration pour des composants IGBTs 600V-200A avec à gauche $V_{CE}(T_j)$ et à droite $V_{GE}(T_j)$ [Dup12]

4.1.2. Modèles thermiques et électrothermiques

Une autre méthode permettant d'obtenir la valeur de la température T_j en fonctionnement consiste en l'utilisation de modèles thermiques ou bien électrothermiques.

De nombreux modèles existent (analytique, numérique…), mais le modèle le plus courant car simple et rapide d'utilisation est le modèle équivalent RC, représentés sous les formes bien connues des réseaux de Cauer ou de Foster (cf. figure I.49, [Ger07]) à l'aide de cellules R_{th}-C_{th}. De manière équivalente à un circuit électrique, R_{th} est la résistance thermique qui permet d'obtenir la réponse thermique stationnaire au sein du module, tandis que C_{th} est la capacité thermique qui permet d'obtenir la réponse thermique transitoire. Les différents nœuds du réseau Cauer ont une signification physique car ils représentent chacune des différentes couches de l'assemblage du module. Ce n'est pas le cas du réseau Foster où seuls les points d'entrée représentent des grandeurs physiques, c'est-à-dire les températures des couches extrêmes (T_j au niveau de la puce, T_c au niveau de la semelle ou du substrat, T_h au niveau du refroidisseur…) [Kov15] [Ouh17].

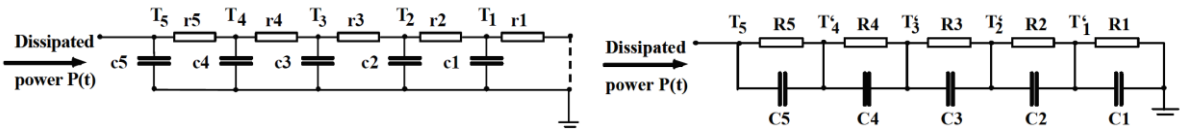


Figure I.49: Modèle RC équivalent avec à gauche le réseau de Cauer et à droite le réseau de Foster [Ger07]

Dans le cas de l'utilisation d'un modèle thermique ou électrothermique, afin de déterminer le profil de température T_j du module en fonctionnement, il est important de prendre en compte l'effet de la dégradation. En effet, certaines couches de l'assemblage se dégradent avec le vieillissement du module et en conséquence leurs propriétés physiques changent. Cet endommagement a un impact sur la température T_j au niveau de la puce, et une boucle doit être implémentée pour corriger la valeur de T_j à partir d'un taux de dégradation calculé. Sinon, la non prise en compte de ces dégradations peut mener à une surestimation de la durée de vie restante du module [Ouh17].

En conclusion, les différentes méthodes permettant d'estimer la température T_j ont été présentées. Dans la suite seront présentés les algorithmes de comptage et lois de cumul d'endommagement permettant de quantifier la quantité de cycles thermiques subis par le module.

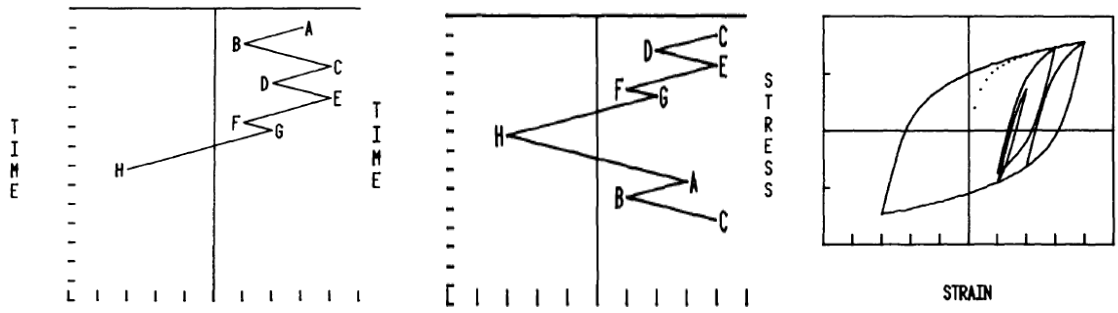
4.2. Algorithmes de comptage et lois de cumul d'endommagement

Les cycles thermiques auxquels sont soumis les modules de puissance engendrent l'apparition et la répétition de contraintes thermomécaniques. Des dégradations associées à la fatigue thermique mènent finalement à la défaillance du système. Il est donc primordial de relever ces cycles de température afin de quantifier les taux de dégradations dans les modules, et déterminer leur durée de vie restante.

4.2.1. Algorithmes de comptage

Avec les méthodes d'estimation de T_j présentées précédemment, le profil de température du module de puissance en fonctionnement peut être obtenu. Un algorithme de comptage peut alors être utilisé afin d'extraire de ce profil les cycles thermiques subis et les classer. De nombreux algorithmes de comptage existent, mais le plus utilisé en électronique de puissance est sans nul doute le comptage Rainflow. Ce dernier est populaire du fait de sa facilité d'utilisation, mais aussi parce que les résultats obtenus sont entachés de moins d'erreurs que pour d'autres algorithmes de comptage [Mai11].

A l'origine, le comptage Rainflow était appelé "Pagoda Roof Method" [Mat68] [Gop15], nom lié à l'analogie utilisée pour décrire la méthode: une goutte glissant le long des toits d'une pagode (cf. figure I.51). Pratiquement, le principe du comptage Rainflow consiste à réarranger les maxima et minima locaux du profil de T_j de telle sorte que des boucles d'hystérésis contrainte-déformation se forment (cf. figure I.51). Mais cette approche requiert donc une connaissance complète du profil de mission, ce qui rend impossible son utilisation en opération [Dow82]. Aussi, des variantes sont utilisées afin de permettre son utilisation au cours du fonctionnement du module via la formation de cycles partiels (cf. figure I.50) [Kov15] [Ouh17]. Par ailleurs, l'utilisation de la méthode Rainflow suppose l'hypothèse d'un cumul linéaire d'endommagement car, par nature, elle ne prend pas en compte les éventuelles interactions entre contraintes ou les effets de séquencement des contraintes. Cette hypothèse n'est pas forcément toujours vérifiée suivant le type de contrainte (amplitude ou durée du cycle) ou le mixage des contraintes [Gop15] [Bry06].



(a) *(b)* *(c)*

Figure I.50: Principe du comptage Rainflow avec (a) l'historique du profil de T_j, (b) le réarrangement de ce profil de telle sorte qu'en (c) soit obtenu les boucles d'hystérésis contrainte-déformation [Dow82]

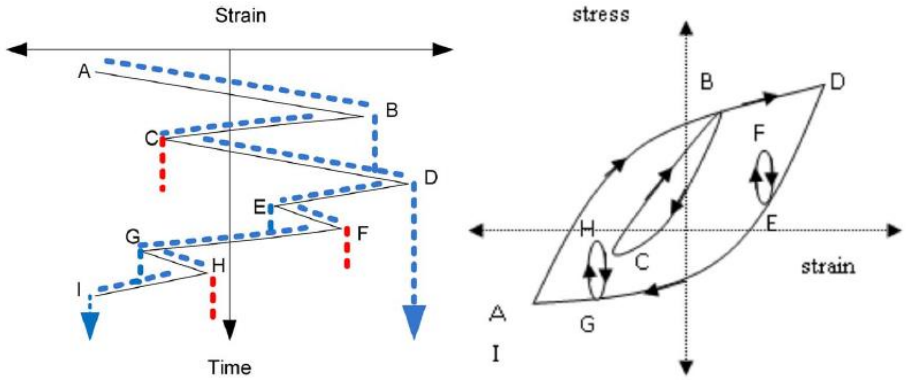


Figure I.51: Représentation du principe du fonctionnement du compteur Rainflow en ligne pour un profil de T_j donné avec ses boucles d'hystérésis contrainte-déformation associées [Gop15]

Finalement l'algorithme de comptage permet d'obtenir une matrice de données qui contient l'amplitude des variations ΔT_j subies par le module avec la température moyenne $T_{j,m}$ et le nombre de cycles associés. Cette matrice peut être très différente selon l'algorithme de comptage utilisé, ce qui peut mener finalement à de grandes divergences dans l'estimation de la durée de vie restante du module (cf. Figure I.52). Le choix de l'algorithme est donc primordial [Gop15] [Mai11]. Finalement, la quantité de dégradation peut être déduite de cette matrice en utilisant une loi de cumul d'endommagement.

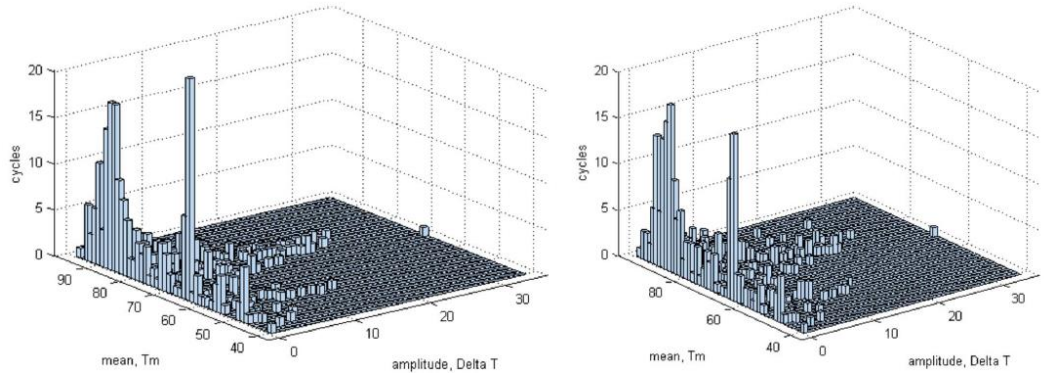


Figure I.52: Exemples de deux matrices obtenues à partir d'un même profil de température avec deux algorithmes de comptages différents : comptage Rainflow conventionnel à gauche et variante à droite ; le taux de dégradation est estimé à 0.029% dans le cas conventionnel et à 0.033% dans l'autre [Gop15]

4.2.2. Lois de cumul d'endommagement

Comme indiqué précédemment, le comptage Rainflow suppose l'utilisation de la loi de cumul linéaire Palmgren-Miner. Elle s'exprime mathématiquement de la manière suivante :

$$D = \sum_j \frac{n_j}{N_f^j} \qquad \text{I.2}$$

Où D est l'endommagement total, n_j le nombre de cycles associé à une contrainte j subi par le module et N_f^j le nombre de cycle nécessaire pour atteindre la défaillance associée à la contrainte j.

Théoriquement, la défaillance du module est donc atteinte lorsque D est égal à 1. Cette loi signifie qu'à une contrainte j donnée on peut associer une quantité de dégradation δ_j donnée peu importe les évènements passés ou futurs. Aussi, l'ordre des cycles ainsi que les interactions entre les cycles sont deux aspects non pris en compte dans la loi de Palmgren-Miner. D'autres lois de cumul plus complexes ont été proposées comme la loi de cumul non linéaire appelée 'Damage Curve' de Manson et Halford [Man81] [Ouh17]. Néanmoins, ces lois ne permettent pas d'utiliser la méthode Rainflow et nécessitent un comptage qui tient compte du séquencement des chargements, ce qui les rend plus lourdes d'utilisation.

En conclusion, le comptage Rainflow associé à la loi de cumul d'endommagement linéaire de Palmgren-Miner est l'outil le plus utilisé pour estimer les durées de vie restantes mais suppose l'hypothèse forte d'un cumul linéaire d'endommagement. Des modèles de durée de vie sont par la suite utilisés dans le but de déterminer la durée de vie restante du module. Ces modèles sont détaillés dans le prochain paragraphe.

5. Modèles de durée de vie

Afin de déterminer l'état de santé d'un module de puissance en fonctionnement ainsi que de prédire sa défaillance, des modèles de durée de vie sont établis. Ces modèles sont nombreux et peuvent être classés selon les catégories suivantes : modèle empirique, modèle physique et modèle stochastique.

5.1. Modèles empiriques

5.1.1. Tests de cyclage accélérés

Les modèles empiriques représentent une grande part des modèles de durée de vie développés pour les modules de puissance. Ces modèles sont construits à partir de larges bases de données issus de tests de cyclage accélérés. Ces tests consistent en l'amplification de la contrainte par rapport aux conditions normales de fonctionnement du module afin d'en accélérer les mécanismes de dégradation. Deux types de cyclage accéléré sont généralement mis en œuvre : le cyclage thermique dit 'passif' et le cyclage de puissance dit 'actif' [Hel97] [Ouh17].

Le cyclage thermique (Thermal Cycling Test – TCT) vise à étudier l'influence des conditions environnementales sur la durée de vie des modules de puissance. Dans le domaine de l'automobile par exemple, ces derniers peuvent être soumis à des variations de température de l'environnement proche pouvant varier de -40°C à +120°C. A cette fin, des chambres climatiques sont utilisées pour simuler les variations de températures ambiantes (cf. figure I.53 & I.54). L'ensemble de la structure du module est ainsi contraint de manière homogène, sans gradients internes de température. De ce fait, ce sont les

interconnexions possédant de grandes surfaces en contact qui sont les plus dégradées durant ces tests, notamment la brasure présente entre le substrat DCB et la semelle [Kov15] [Bou08] [Dup06].



Figure I.53: Enceinte climatique utilisée pour la réalisation de TCTs [Bou08]

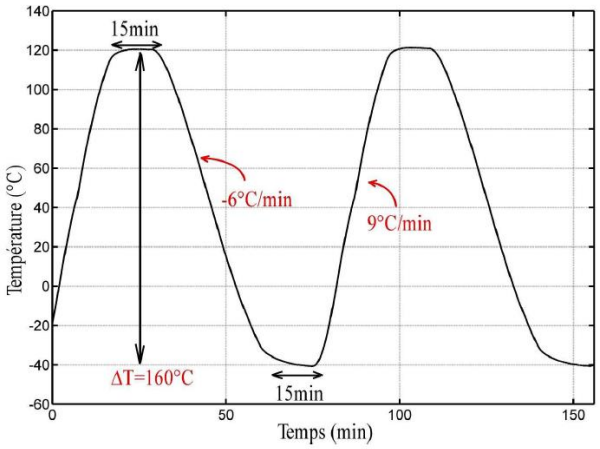


Figure I.54: Exemple de profil de température imposé au module à tester par TCT [Bou08]

Dans le cas du cyclage de puissance (Power Cycling Test – PCT), les variations de température auxquelles est soumis le module proviennent de la puissance dissipée par les puces actives. Ainsi, selon la durée d'injection de la puissance dans les puces, les différentes couches de la structure du module sont plus ou moins impactées avec de forts gradients thermiques. Pour des durées d'injection faibles, ce sont les interconnexions au plus près de la puce qui sont les plus dégradées, c'est-à-dire la métallisation et les fils, car la température n'a pas le temps de diffuser dans les couches inférieures. En revanche, ces couches inférieures peuvent subir davantage de dommages pour des durées d'injection longues [Kov15] [Sch12c].

Pratiquement, la réalisation d'un PCT s'effectue donc par injection d'un courant de puissance I_{load} pendant une durée t_{ON} suivi de l'arrêt de l'injection de ce courant pendant une durée t_{OFF} afin d'induire des phases d'échauffement et de refroidissement contrôlées dans le module. Ainsi, une variation de température ΔT_j correspondant à un cycle d'une durée $\{t_{ON}+t_{OFF}\}$ est obtenue (cf. figure I.55). Ce cycle de température est répété jusqu'à l'apparition de dégradations et l'atteinte d'un critère de fin de vie pour le nombre de cycle à défaillance N_f [Car03] [Cho18]. Il existe plusieurs stratégies de PCTs qui mènent à des estimations différentes de la durée de vie. Les principales stratégies sont celles à courant constant I_{load}, à puissance constante P, et à variations de température constante ΔT_j.

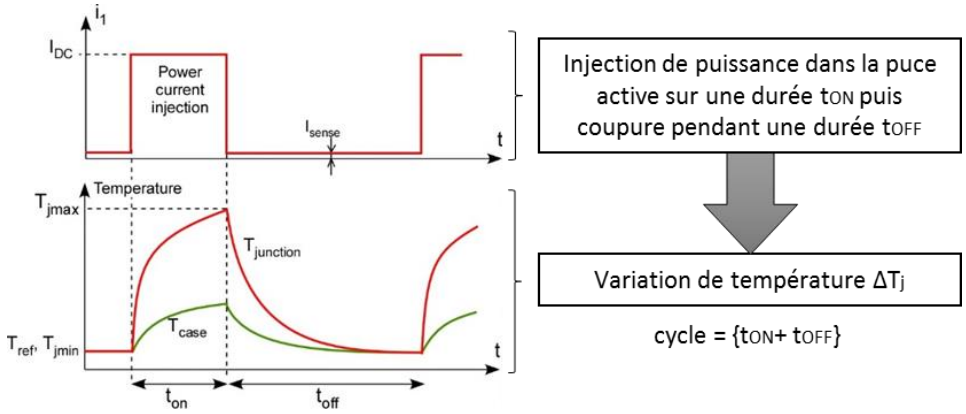


Figure I.55: Principe des PCTs

La stratégie à I_{load} constant est la plus populaire, mais elle est aussi la plus sévère car elle mène inévitablement à une augmentation de ΔT_j liée à l'apparition de dégradations dans le module. Aussi, comme le montre la figure I.56 (courbe noire), le module de puissance atteint la défaillance pour un nombre de cycle thermique plus faible qu'avec les autres stratégies.

En effet, les stratégies à P constante et à ΔT_j constante permettent quant à elle de compenser les effets de la dégradation, ce qui mène à des durées de vie plus longues (cf. figure I.56, courbes verte et bleue). Par exemple, la dégradation des fils d'interconnexion provoque une augmentation de la tension à l'état passant V_{CE}, et donc une augmentation de P et de ΔT_j. Dans le but de compenser cette augmentation, différents paramètres peuvent être régulés, comme la tension de grille V_{GE} ou bien les durées $t_{ON/OFF}$ [Tra19] [Sch10].

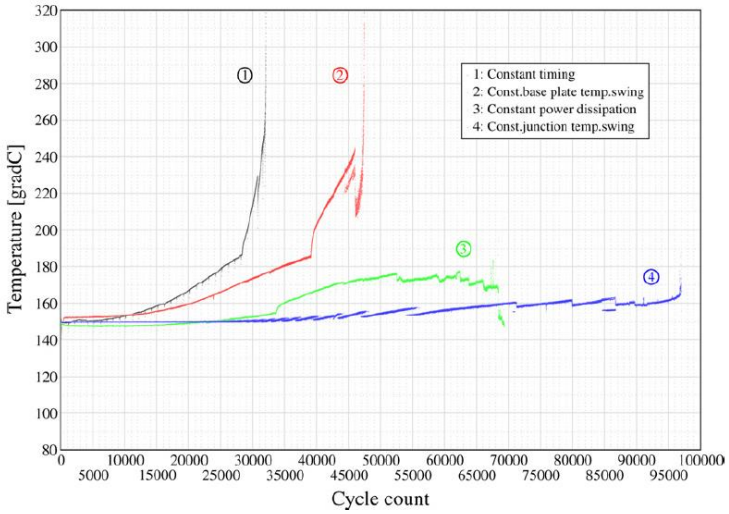


Figure I.56: Impact des différentes stratégies de PCTs sur la durée de vie d'un module de puissance avec n°1 – I_{load} constant, n°3 – P constante, n°4 – ΔT_j constant [Sch10]

5.1.2. Modèles généraux

Ainsi, la réalisation de PCTs permet de déterminer le nombre de cycle nécessaire pour atteindre la défaillance du module N_f en fonction des paramètres de tests (ΔT_j, I_{load}, $t_{ON/OFF}$…) et des paramètres caractéristiques du module. Les premiers modèles proposés ont établi une relation entre N_f et ΔT_j en se basant sur la loi maintenant bien connue de Coffin-Manson :

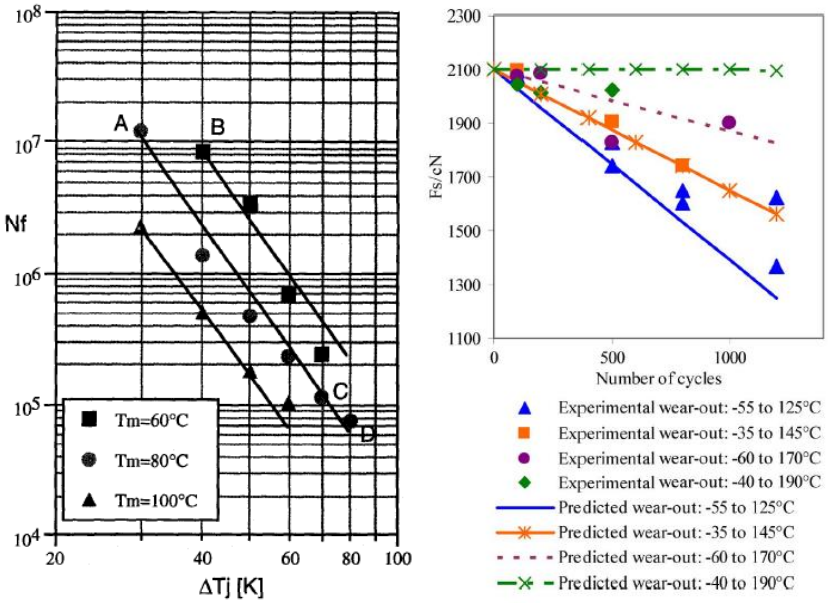
$$N_f = a * \Delta T_j^{-n} \qquad \text{I.3}$$

Où a et n sont des constantes déduites des tests de cyclage accélérées. Ces paramètres empiriques varient selon le type de module testé [Kov15] [Cia99] [Ped16].

Le projet LESIT conduit dans les années 1990 a par la suite établi que la température moyenne $T_{j,m}$ des cycles de température avait aussi un impact sur la durée de vie des modules. En effet, les PCTs réalisés pour différentes température $T_{j,m}$ ont montré que pour une température $T_{j,m}$ plus élevée, les durées de vie des modules étaient plus faibles (cf. figure I.57(a)). Ces résultats s'expliquent par l'apparition de mécanismes thermiquement activés au sein des matériaux constituants l'assemblage des modules au cours du cyclage. Afin de prendre en compte ces effets, un terme basé sur la loi d'Arrhenius est donc ajouté dans l'équation I.3 de la manière suivante :

$$N_f = a * \Delta T_j^{-n} * \exp\left(\frac{E_a}{k_b * T_{j,m}}\right) \quad \text{I.4}$$

Avec E_a l'énergie d'activation associée aux mécanismes thermiquement activés, k_b la constante de Boltzmann et $T_{j,m}$ la température moyenne $(T_{j,max} + T_{j,min})/2$. De la même manière que pour les constantes a et n, E_a est une constante empirique déterminée à partir des résultats des tests accélérés [Kov15] [Hel97] [Ped16]. Cette loi a néanmoins été remise en question par d'autres résultats de PCTs indiquant que pour des températures T_j suffisamment importantes, une suppression de l'endommagement avait lieu (cf. figure I.57(b)). Cette suppression de l'endommagement serait justement associée aux phénomènes thermiquement activés mentionnés ci-dessus. Ces résultats semblent donc indiquer qu'une telle loi empirique définie en I.4 est limitée car elle ne traduit pas précisément les mécanismes physiques se produisant au sein des matériaux de l'assemblage avec le vieillissement [Agy10] [Yan11] [Yam07].



(a) *(b)*

Figure I.57: Présentation de deux résultats contradictoires concernant l'effet de $T_{j,m}$ sur la durée de vie des modules avec (a) courbe $N_f(\Delta T_j)$ obtenu à partir de PCTs pour différentes valeurs de $T_{j,m}$ [Hel97] et (b) effets de $T_{j,m}$ sur la force Fs/cN à appliquer au module pour obtenir la défaillance – Le second graphe montre bien que plus $T_{j,m}$ augmente, plus la force à appliquer sur le module pour atteindre la défaillance est importante, ce qui signifie que le module est moins dégradé [Agy10]

D'autres modèles empiriques constitués de paramètres supplémentaires ont par la suite été proposés. Dans [Bay08], un modèle prenant en compte plusieurs paramètres et construit à partir de modules à la structure classique a été proposé :

$$N_f = K * \Delta T_j^{\beta_1} * \exp\left(\frac{\beta_2}{T_j + 273}\right) * t_{ON}^{\beta_3} * I_{load}^{\beta_4} * V^{\beta_5} * D^{\beta_6} \quad \text{I.5}$$

Où V et D correspondent à des paramètres caractéristiques du module, précisément la tension de blocage au-delà de laquelle se produit le claquage du composant et le diamètre des fils d'interconnexion

respectivement. La détermination des constantes empiriques {K, β_1, β_2, β_3, β_4, β_5, β_6} requiert dans ce cas la réalisation de nombreux PCTs pour lesquels chacun des paramètres de l'équation varie.

Il n'est pas évident de décrire quels sont les mécanismes physiques sous-jacents à la dépendance de N_f à chacun de ces paramètres. En particulier, pour ce qui est de la durée d'injection du courant t_{ON}, son effet sur la durée de vie des modules est bien connu (cf. figure I.58) [Sch13] [Kov15]. En effet selon la durée de t_{ON}, des réponses thermiques transitoires différentes sont induites au sein du module ce qui a pour effet de dégrader certaines parties de l'assemblage davantage par rapport à d'autres. De plus, certains matériaux de la structure présentent un comportement viscoplastique, comme c'est le cas de la brasure [Xia10] et probablement des métaux tels que l'aluminium des fils. Cependant, aucune étude claire n'a pour le moment permis de valider cette supposition [Agy10].

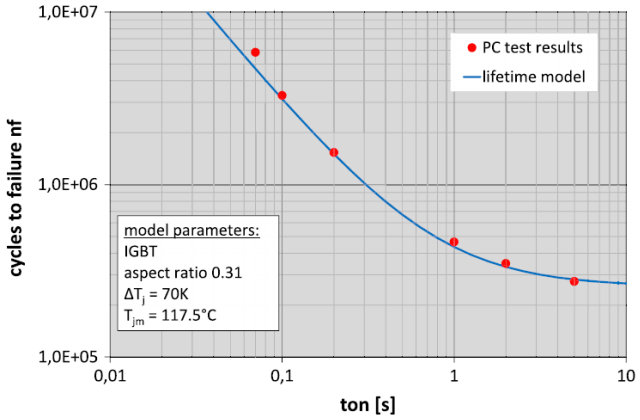


Figure I.58: Influence de t_{ON} sur le nombre de cycle à défaillance N_f pour des modules présentant des dégradations au niveau des fils et de la métallisation seulement (modèle SKIM63/93) [Sch13]

5.1.3. Modèles spécifiques

L'un des problèmes majeurs de tels modèles empiriques, comme celui présenté équation I.5, est qu'aucune distinction n'est faites entre les différents mécanismes de dégradation opérant au sein du module. En effet, dans les assemblages classiques coexistent différents mécanismes de dégradations, les plus courants étant la délamination de la brasure et le décollement des fils d'interconnexion (cf. § 3.1.1). Ces dégradations interagissent entre elles, et cette interaction peut mener à une mauvaise estimation de la durée de vie du module, notamment pour des conditions opérationnelles normales. Un exemple concerne l'impact de la délamination des brasures sur la dégradation des interconnexions supérieures. En effet, la dégradation de la brasure entraine une augmentation de la température de la puce active. Conséquemment, les contraintes thermomécaniques appliquées aux interconnexions supérieures sont donc plus importantes ce qui accélère la reconstruction de la métallisation et la fissuration des contacts fils-métallisation.

L'extrapolation des modèles empiriques présentés ci-dessus vers les faibles contraintes est donc problématique. Pour y remédier, des méthodologies de tests ont été conçues pour séparer les modes de défaillance et permettre l'établissement de modèle empirique spécifique à un type de dégradation. Des PCTs ont ainsi été réalisés sur des modules possédant des structures d'assemblage bien particulières dans le but de ne déclencher qu'un seul et unique mode de dégradation [Sch12c]. Le module commercial SKIM63/93 proposé par Semikron est dans ce cas bien adapté. En effet, sa structure, présenté paragraphe 1.1.3, ne présente pas de semelle. De plus, son attache de puce est réalisée par un procédé de frittage de

nano-poudre d'argent (cf. § 2.2.4) très résistant. De ce fait, seules des dégradations au niveau de la métallisation et fils d'interconnexion ont été observées au sein de ce module [Jun15] [Sch13b] [Tra19].

Ainsi, les PCTs réalisés sur ce type de module ont permis d'établir un modèle empirique de durée de vie spécifique au mode de dégradation concernant la métallisation et les fils d'interconnexions. Le modèle, proposé dans [Sch13b], est le suivant :

$$N_f = A * \Delta T_j^{\alpha} * ar^{\beta_1 * \Delta T_j + \beta_0} * \frac{C + t_{ON}^{\gamma}}{C + 1} * e^{\frac{E_a}{k_b * T_{j,m}}} * f_{Diode} \quad \text{I.6}$$

Où ar est un paramètre caractéristique du module associé à la géométrie des fils d'interconnexion, précisément le rapport hauteur sur longueur de la boucle. L'ensemble des constantes {A, a, β_1, β_0, C, γ, E_a, f_{Diode}} est déterminée à partir des PCTs grâce à la méthode statistique des moindres carrés, f_{Diode} représentant le paramètre de réduction associé aux diodes de roue libre présentes dans le module. Un total de 97 PCTs échelonnés sur environ 5 ans fut nécessaire pour établir ce modèle [Kov15].

La séparation des modes de défaillance a finalement permis de mettre en lumière l'impact de certains paramètres sur certains mécanismes de dégradation. Par exemple, il a été montré que l'apparition des dégradations dans les brasures dépendait davantage de la température moyenne $T_{j,m}$ que de la variation de température ΔT_j [Jun15]. Néanmoins, l'extrapolation des modèles empiriques obtenus fait toujours l'objet de critiques du fait qu'ils ne décrivent pas correctement les mécanismes de dégradation responsable de la défaillance du module. Pour y remédier, d'autres formes de modèles physiques basés sur la physique de la défaillance (Physics of Failure – PoF) sont proposées.

5.2. Modèles physiques

Contrairement aux modèles empiriques précédents, l'établissement des modèles physiques se basent sur l'étude et l'analyse des mécanismes de dégradation menant à la défaillance du module. Comme déjà dit, il s'agit principalement du décollement des fils d'interconnexion et la délamination des brasures. De nombreux modèles physiques associés à ces deux types de dégradations ont été à ce jour proposés dans la littérature. Diverses classifications de ces modèles existent, plus ou moins détaillées [Kov10] [Lee00] [Bie06]. Ici, par soucis de simplification, ne seront considérés seulement que trois catégories : les méthodes basées sur les contraintes ou les déformations, celles basées sur l'énergie, et celles basées sur la propagation de l'endommagement.

5.2.1. Méthodes basées sur les contraintes ou déformations

Pour ce qui est des méthodes basées sur les contraintes ou déformations, le modèle le plus communément employé est celui de Coffin-Manson qui relie le nombre de cycle à défaillance N_f à la déformation plastique ε_{pl} induite sur un cycle de température selon l'équation :

$$N_f = C_1 * \left(\Delta\varepsilon_{pl}\right)^{-C2} = \frac{1}{2} * \left(\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2 * \varepsilon_f'}\right)^{-c} \quad \text{I.7}$$

Les paramètres {C_1, C_2} ou bien {ε_f', c}, correspondant respectivement au coefficient et à l'exposant de ductilité en fatigue, sont déterminés de manière expérimentale à partir de tests de fatigue [Lee00] [Yan13] [Bie06] [Chi91].

La variation de déformation plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ peut être déterminée de différentes façons. L'une d'elles consiste en une mesure expérimentale directe via la réalisation de tests de fatigue. Cette méthode requiert cependant des expérimentations délicates et une instrumentation dédiée. C'est pourquoi la voie numérique à partir des éléments finis est davantage utilisée [Ram00] [Mer08] [Kha10]. Cette dernière nécessite tout de même une connaissance approfondie de la géométrie du module considéré et des propriétés des matériaux, données souvent difficiles à obtenir.

Le modèle équation I.7 est aussi bien applicable aux brasures qu'aux fils d'interconnexion. Cependant, dans sa formulation n'est prise en compte que la déformation plastique ε_{pl}, la contribution de la déformation élastique ε_{el} à la fatigue étant considérée négligeable. C'est très certainement le cas lorsque le module est soumis à de fortes contraintes thermiques, comme par exemple lors de tests accélérés. Cependant, pour de faibles contraintes thermiques, l'impact de la déformation élastique ε_{el} n'est plus négligeable. Elle est donc prise en compte dans la formulation du modèle de fatigue via l'ajout du modèle de Basquin, présenté équation I.8 :

$$N_f = C_3 * (\Delta\sigma)^{-C_4} = \frac{1}{2} * \left(\frac{\Delta\sigma}{2 * \sigma_f'}\right)^{-b} \qquad \text{I.8}$$

Où de la même manière $\{C_3, C_4\}$, et $\{\sigma_f', b\}$ correspondant ici au coefficient et à l'exposant de résistance à la fatigue, sont déterminés expérimentalement. Dans ce cas, c'est la variation de contrainte $\Delta\sigma$ qui est considérée, et non la déformation comme c'était le cas dans le modèle de Coffin-Manson [Yan13].

En combinant les équations I.7 et I.8, un modèle physique basé sur les déformations est obtenu prenant en compte aussi bien la déformation élastique ε_{el} que la déformation plastique ε_{pl} (cf. figure I.59) [Lee00] [Lau91]. En effet, la déformation totale ε_t étant égale à la somme des déformations considérées, ici ε_{el} et ε_{pl}, l'équation obtenue est la suivante :

$$\Delta\varepsilon_t = 2 * \frac{\sigma_f'}{E} * \left(2 * N_f\right)^b + 2 * \varepsilon_f' * \left(2 * N_f\right)^c \qquad \text{I.9}$$

Avec E le module d'élasticité qui relie la contrainte à la déformation élastique selon l'équation :

$$\sigma = E * \varepsilon_{el} \qquad \text{I.10}$$

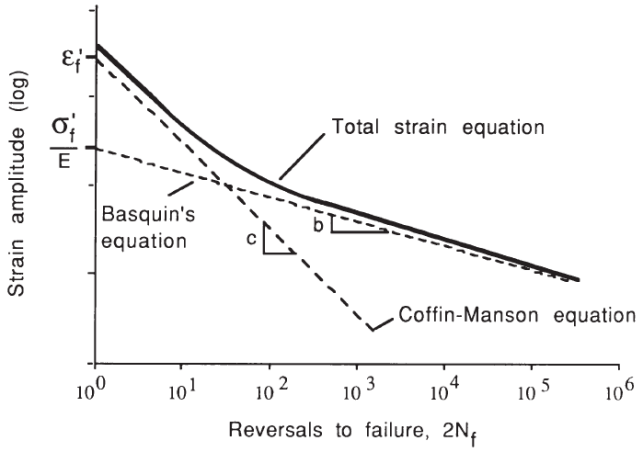


Figure I.59: Schéma de l'évolution de la déformation totale ε_t en fonction de la durée de vie N_f (nombre de cycle à défaillance) [Lau91]

Dans le modèle présenté ci-dessus sont prises en compte les déformations élastiques et plastiques qui caractérisent bien dans un premier temps le comportement des matériaux constituants la brasure et les fils d'interconnexion. Cependant, pour aller plus loin, la déformation viscoplastique associée au phénomène de fluage devrait aussi être incluse dans la formulation du modèle de fatigue. En effet, depuis longtemps ces phénomènes de fluage ont été observés au sein des brasures de type SAC. En revanche, peu d'études à l'heure actuelle affirment la présence de ces phénomènes au niveau des fils d'interconnexion bien que leur présence soit fortement suspectée. Dans la suite sont présentés quelques modèles physiques spécifiques aux brasures et incluant l'effet du fluage.

En utilisant la loi du cumul d'endommagement linéaire de Miner, le modèle physique suivant appliqué à la brasure est proposé [Yeo96] :

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_{f,p}} + \frac{1}{N_{f,c}} \qquad \text{I.11}$$

Dans lequel $N_{f,p}$ et $N_{f,c}$ correspondent au nombre de cycle nécessaire pour atteindre la défaillance du module dans le cas de déformations plastiques et de déformations associées au fluage respectivement. La déformation élastique n'est ici pas prise en compte. Le modèle physique basée sur les déformations plastiques utilisé a été présenté ci-dessus équation I.7. Pour ce qui est du modèle physique basé sur les déformations associées au fluage, le modèle employé est le suivant :

$$N_{f,c} = \frac{C}{\Delta\varepsilon_c} \qquad \text{I.12}$$

Où la valeur du paramètre C est dépendante du critère de défaillance et de la microstructure de la brasure considérée. De plus, $\Delta\varepsilon_c$ correspond à la variation de déformation associée au fluage dans la brasure, et précisément aux phénomènes de fluages liés au mouvement de dislocations (cf. § 3.1) [Lee00] [Lau91] [Yeo96].

Ainsi, pour ce qui est des méthodes basées sur les contraintes ou déformations, les principaux modèles ont été présentés ci-dessus. Dans la formulation de ces modèles interviennent les déformations élastiques ε_{el}, plastiques ε_{pl} et celles associées au fluage ε_c que subissent la brasure et les fils d'interconnexion lorsque le module est soumis à des contraintes thermiques. Dans la suite seront présentées les méthodes basées sur l'énergie qui utilisent à la fois la contrainte et la déformation.

5.2.2. Méthodes basées sur l'énergie

Les modèles physiques établis à partir des méthodes basées sur l'énergie reposent sur le calcul de l'énergie de déformation dissipée au cours d'un cycle d'hystérésis contrainte-déformation ω_{hys} (cf. figure I.60). Cette énergie ω_{hys} est souvent représentée pratiquement comme étant l'aire à l'intérieur de la boucle d'hystérésis et se calcule donc de la manière suivante :

$$\Delta\omega_{hys} = \oint \vec{\sigma}.d\vec{\varepsilon} \qquad \text{I.13}$$

Comme pour les méthodes basées sur les contraintes et déformations décrites précédemment, la variation d'énergie de déformation dissipée lors d'un cycle d'hystérésis $\Delta\omega_{hys}$ est généralement obtenue par approche numérique [Sch12b] [Ste13].

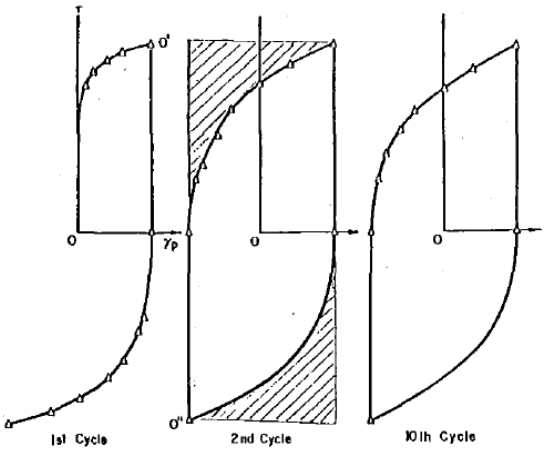


Figure I.60: Représentation schématique d'une boucle d'hystérésis contrainte-déformation [Das92]

Un des modèles physiques utilisant une méthode basée sur l'énergie le plus couramment employé est donné par l'équation [Kov15] :

$$N_f = \omega_{crit} * \left(\Delta\omega_{hys}\right)^{-n} \quad \text{I.14}$$

Dans laquelle ω_{crit} correspond à l'énergie de déformation totale dissipée au cours de la vie du module, et pour laquelle la défaillance est atteinte. Dans l'idéal, le coefficient n est égal à 1, ce qui signifie que la valeur de ω_{crit} est considérée fixe pour un type de module donné [Cel11a]. Néanmoins dans la pratique, n peut varier sur une plage de valeurs de]0, 2.2]. Les valeurs de ω_{crit} et n sont généralement obtenues à partir de résultats expérimentaux [Kov15] [Kov10].

Un autre modèle basé sur l'énergie consiste à reprendre l'équation I.11, établie à partir de la loi du cumul d'endommagement linéaire de Miner, en exprimant cette fois-ci le nombre de cycle à défaillance N_f en fonction de l'énergie de déformation ω. Le modèle physique obtenu est finalement constitué de trois termes associés chacun à l'énergie de déformation élastique ω_e, à l'énergie de déformation plastique ω_p et à l'énergie de déformation associée au fluage ω_c [Das92].

5.2.3. Méthodes basées sur la propagation de l'endommagement

Ces modèles sont basés sur la mécanique de la rupture et sont employés dans le but d'étudier l'initiation et la propagation de fissure [Lee00]. En effet, comme cela a été montré paragraphe 2.1, les dégradations aussi bien au niveau de la brasure que des fils d'interconnexion se traduisent par des fissurations liées à la fatigue thermique.

Une des équations la plus utilisée pour la formulation de ces phénomènes est la loi de Paris qui permet de déterminer le taux de propagation d'une fissure à l'aide d'un paramètre K appelé 'facteur d'intensité de contrainte' [Par63] [And05]. Ce dernier permet de traduire les champs de contrainte dans la zone du front de fissure. L'équation obtenue est la suivante :

$$\frac{da}{dN} = C * \Delta K^n \quad \text{I.15}$$

Avec (da/dN) le taux de propagation de la fissure par cycle et ΔK à la variation du facteur d'intensité de contrainte sur un cycle. Comme c'était le cas pour les autres méthodes, ΔK est généralement calculée via

une approche numérique. Les paramètres C et n sont dépendants du type de matériau et sont généralement obtenus à partir de données expérimentales [Yan13] [Ste13] [Sas08] [Har91].

Un autre modèle semblable est celui de Darveaux [Dar00] qui associe fissuration et énergie. Cette fois-ci l'endommagement est décomposé en deux phases : une première phase d'initiation de la fissure et une seconde phase de propagation de la fissure (cf. figure I.61). La formulation de ce modèle est la suivante :

$$N_0 = K_1 * \Delta\omega^{K_2}$$
$$\frac{da}{dN} = K_3 * \Delta\omega^{K_4} \qquad \text{I.16}$$

Avec N_0 le nombre de cycle nécessaire à l'initiation de la fissure, Δω la variation d'énergie de déformation plastique sur un cycle et (da/dN) le taux de propagation de la fissure par cycle. De la même manière, Δω est calculé par analyse numérique et les paramètres {K_1, K_2, K_3, K_4} sont déterminés à partir de données expérimentales [Kov15] [Dar00].

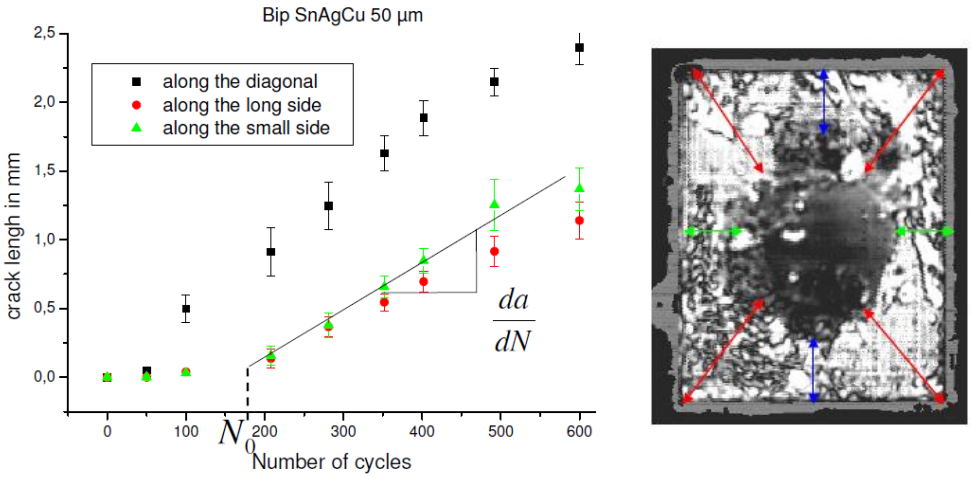


Figure I.61: Résultats expérimentaux de l'endommagement d'une brasure avec : à gauche, l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle N à différents endroits de la brasure et à droite, une image SEM de la brasure dégradée indiquant les zones de mesure des fissures [Dep06]

A partir des deux modèles présentés ci-dessus peut être déterminé le nombre de cycle à défaillance N_f. Pour se faire, une longueur de fissure critique L_{crit} est définie à partir de laquelle le module est considéré défaillant. La longueur de la fissure L pour N cycle se calcule de la manière suivante :

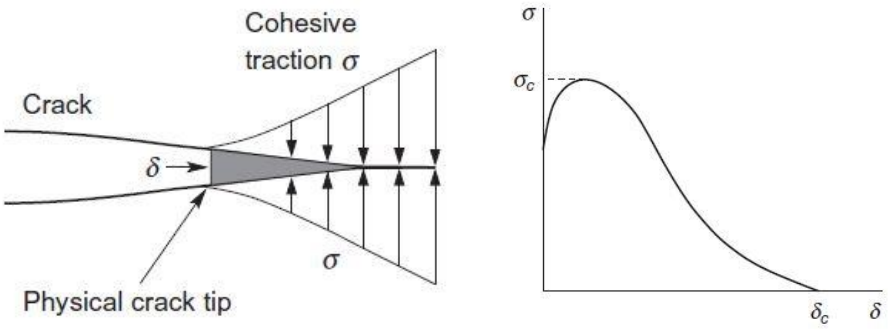
$$L = \frac{da}{dN} * (N - N_0) \qquad \text{I.17}$$

Dans le premier modèle présenté équation I.16, le nombre de cycle N_0 est nul dans le cas où l'initiation de la fissure est considérée dès les premiers cycles. Le nombre de cycle N_f est obtenu lorsque L est égale à L_{crit} [Kov15] [Dep06] [Yan13].

Une méthode un peu différente utilisant un modèle de zone cohésive (Cohesive Zone Model – CZM) a été proposé par [Gra13] pour simuler la propagation de fissure à l'interface fils-métallisation. La notion de zone cohésive fut pour la première fois proposée par Barenblatt [Bar62]. Ce dernier définit cette zone au voisinage du front de fissure, comme présenté figure I.62(a). Dans cette zone virtuelle, les surfaces

cohésives de la fissure sont maintenues l'une contre l'autre par une traction cohésive σ. Une loi dîtes cohésive permet alors de décrire l'évolution de cette traction σ en fonction de l'ouverture de la fissure δ. La propagation de la fissure se produit alors lorsque des valeurs critiques σ_c et δ_c sont atteintes, appelées respectivement la traction cohésive maximale et la séparation caractéristique lorsque le décollement est complété (cf. figure I.62(b)). Un autre paramètre très couramment utilisé pour définir la rupture est l'énergie cohésive Γ_c qui correspond à l'aire sous la courbe figure I.62(b) et qui est définie selon l'équation [Sun12] [Yua18] :

$$\Gamma_c = \int_0^{\delta_c} \sigma(\delta) d\delta \qquad \text{I.18}$$



(a) (b)

Figure I.62: (a) Schéma de la zone cohésive définie au voisinage du front de fissure et (b) loi cohésive générale décrivant la relation entre la traction cohésive et l'ouverture de la fissure [Sun12]

La première définition du modèle de zone cohésive avec sa loi cohésive fut proposée par Hillerborg [Hil76] pour un matériau type béton. Depuis, le CZM a gagné en popularité, notamment pour la simulation de propagation de fissure à l'interface de matériaux soudés et pour la délamination des matériaux composites. Cette notoriété s'explique par sa formulation simple, sa facilité d'implémentation pour des études numériques par éléments finis et sa souplesse d'utilisation [Yua18] [Giu14]. Dans la littérature sont présentes en effet de nombreuses études utilisant le CZM pour divers matériaux, comme les ruptures fragiles type béton [Cam96] [Eli02], les ruptures ductiles type aluminium et brasures de modules de puissance [Kho10] [Gho14], ainsi que pour la délamination des composites [Tur07] [Mor11]. Une grande difficulté à l'utilisation du CZM repose tout de même dans la définition de la loi cohésive qui varie selon la méthode utilisée, et dépend des matériaux et de la géométrie du système. Elle est généralement obtenue de manière expérimentale [Yua18]. Peu d'études dans la littérature fournissent des données applicables aux modules de puissance.

Dans le cas de la fissuration du contact fils-métallisations, A. Grams [Gra13] utilise une loi cohésive bilinéaire. Cette loi est définie à partir de trois paramètres : la traction cohésive maximale σ_c, la séparation caractéristique δ_c et la pente α de l'évolution de la contrainte σ en fonction de la séparation δ. Ce modèle inclut aussi un paramètre d'endommagement dans le but de modéliser la fatigue liée à un chargement cyclique. En effet, au cours d'un chargement monotone, contrainte σ et ouverture δ suivent la loi cohésive jusqu'à ouverture complète, c'est-à-dire δ_c. En revanche, lors d'un chargement cyclique, plusieurs cycles sont nécessaires pour atteindre la séparation caractéristique δ_c. Aussi, lors du déchargement, une nouvelle loi cohésive est créée, et c'est cette nouvelle loi qui est suivie lors du chargement du second cycle. Ce processus a lieu jusqu'à atteindre δ_c, c'est-à-dire la propagation de la fissure (cf. figure I.63).

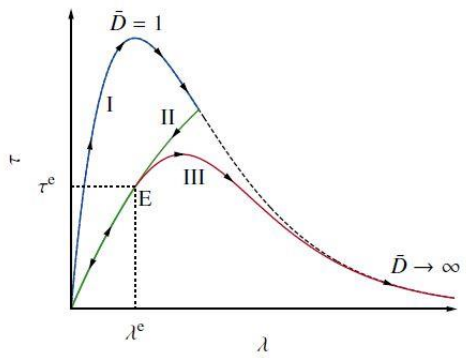


Figure I.63: Loi cohésive de type exponentielle décrivant trois cycles de chargements et de déchargements [Rot14]

Un dernier modèle physique basé sur l'accumulation de l'endommagement proposé par [Yan13] est présenté ci-dessous. Ce modèle tranche avec les modèles précédemment exposé car il se place dans le domaine temporel. Il découle des observations faites par [Agy16] concernant l'endommagement des fils d'interconnexion. En effet, comme cela a été présenté paragraphe 2.1.1, il semblerait que des mécanismes de "réparation" de la dégradation aient lieu en parallèle de l'accumulation de l'endommagement. [Agy16] parle dans ce cas de 'damage removal', soit d'une suppression de l'endommagement. Ces mécanismes, activés thermiquement et dépendants du temps, ont donc été pris en compte dans le modèle proposé par [Yan13] :

$$\delta D(y,t) = f(\varepsilon)f(D)f(T)\delta T - \alpha(D)\alpha(T)\delta t \qquad \text{I.19}$$

Avec D le paramètre représentatif de l'endommagement qui dépend de la position y le long de l'interface où a lieu la fissuration et du temps t (cf. figure I.64). La première partie de l'équation est liée à l'accumulation de l'endommagement et dépend de la déformation ε et de la température T. La seconde partie de l'équation est associée à la suppression de l'endommagement et dépend de la température T et du temps t. Chacune des différentes fonctions présentes dans l'équation est détaillées dans [Yan13] [Ped16].

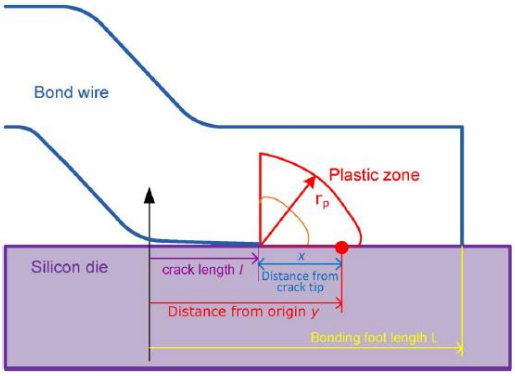


Figure I.64: Représentation schématique de la fissuration à l'interface entre le fil d'interconnexion et la métallisation de puce [Yan13]

L'endommagement total D_T au niveau de l'interface où a lieu la fissuration à un instant t s'exprime finalement de la manière suivante :

$$D_T(t) = \int_{y=l}^{y=L} D(y,t)dy \qquad \text{I.20}$$

Avec l la longueur de la fissure et L la longueur de l'interface (cf. figure I.64).

En conclusion, différentes sortes de modèles physiques basés sur l'accumulation de l'endommagement ont été proposées dans cette partie. La plupart utilisent des modèles de propagation de fissure type loi de Paris ou bien type CZM. Des variantes à ces modèles existent mais ne sont pas détaillées ici [Kov15] [Ouh17] [Dep06]. La littérature compte d'autres modèles physiques moins courants, comme celui présenté ci-dessus de [Yan13] qui tente de formuler le lien entre chacun des mécanismes de dégradation présents au niveau des fils d'interconnexion et l'endommagement. Ainsi se termine le détail des modèles physiques. Après modèles empiriques et modèles physiques, la suite est consacrée à une dernière partie sur les modèles stochastiques.

5.3. Modèles stochastiques

Les modèles stochastiques s'inscrivent dans une démarche de diagnostic orienté 'data driven'. Ces méthodes peuvent s'apparenter à des techniques de reconnaissance de formes ou bien à du deep learning et requièrent l'acquisition d'une grande quantité de données. C'est sur cette base que le modèle stochastique choisi peut déterminer l'état de santé du dispositif en opération ainsi que la RUL. Afin d'obtenir de bonnes estimations de cet état de santé, les données utilisées appelées 'training data' doivent balayer l'ensemble des fonctionnements possibles du dispositif. L'obtention de ces données n'est donc pas toujours facile et nécessite beaucoup de temps. De ce fait, des méthodes hybrides associant méthodes orientées 'data driven' et méthodes basées sur la physique comme décrits précédemment sont envisagées pour obtenir de meilleurs résultats de manière plus efficace [Sut15] [Hal18].

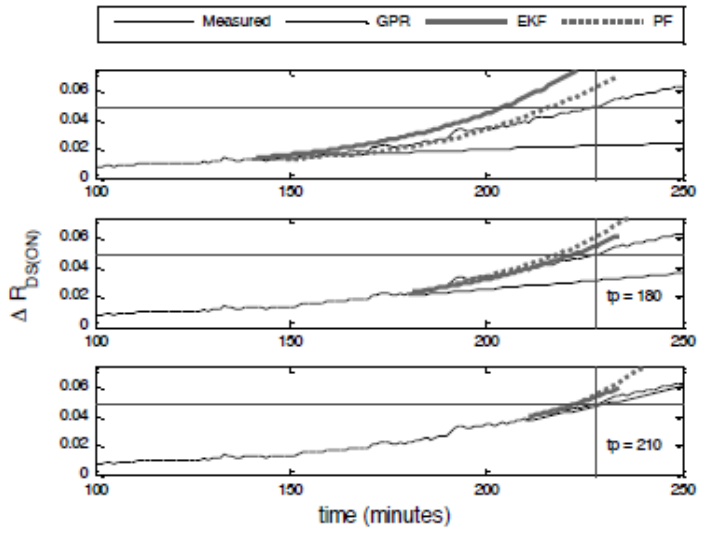


Figure I.65: Suivi et prévision de l'évolution de la résistance $\Delta R_{DS(ON)}$ d'un MOSFET selon différentes techniques : un processus de régression gaussien (GPR), un filtre de Kalman étendu (EKF) et un filtre particulaire (FK) [Cel11b]

La plupart des modèles stochastiques employés pour la prédiction de la RUL utilisent une approche bayésienne, comme les filtres particulaires par exemple ou les chaines de Markov [Sah09] [Zio11] [Mos14].

La détermination de l'état de santé du dispositif en opération ainsi que la RUL sont effectuées via la mesure d'un paramètre indicateur et précurseur de la défaillance, comme par exemple la tension V_{CE} pour la dégradation des fils d'interconnexion décrit paragraphe 2.2.1. Le choix de ce paramètre ne peut se faire qu'après une étude approfondie des modes et mécanismes de défaillance du dispositif. A partir de l'historique des valeurs mesurées de ce paramètre, le modèle est capable de prédire son évolution et donc la RUL du dispositif selon un critère de défaillance défini (par exemple 5% d'augmentation pour la tension V_{CE}) (cf. figure I.65).

6. Conclusions

Dans ce chapitre ont tout d'abord été présentées les différentes parties d'un assemblage standard de module de puissance, avec une attention particulière apportée aux interconnexions et interfaces. Précisément, les technologies de fils d'interconnexion, de métallisations de puces et de brasures ont été détaillées, de manière à fournir des informations sur leur réalisation, leur constitution et leur structure. A la suite de ces technologies standards sont présentées quelques architectures alternatives de modules. Ces dernières ont pour objectif de palier aux limitations connues des assemblages classiques.

La seconde partie est consacrée aux modes et mécanismes de dégradation présents au sein des assemblages standards de modules de puissance. Il est montré que ces dégradations ont lieu principalement au niveau des différentes interconnexions détaillées dans le premier chapitre. Les trois mécanismes de dégradation les plus courants sont ainsi : la fracture et le décollement des fils d'interconnexion de la métallisation avec fissuration et rupture du contact, la reconstruction de la métallisation, et la délamination des brasures. Dans les trois cas, des phénomènes microscopiques ont lieu menant à une décohésion des grains à l'intérieur du matériau. Cet endommagement est le résultat d'une fatigue thermique associée à la répétition de contraintes thermomécaniques au cours du fonctionnement du dispositif. A ces dégradations sont associées des indicateurs électriques et thermiques permettant de suivre l'endommagement au cours de la vie du module. Des critères de défaillance sont ainsi définis à partir de l'évolution de ces indicateurs, ce qui permet de connaitre la fin de vie du module.

L'étude de ces modes et mécanismes de dégradation apporte des informations essentielles pour permettre l'établissement de modèle de durée de vie et la détermination de la durée de vie restante RUL des modules en fonctionnement. La procédure de détermination de la RUL est décrite dans la troisième partie. Cette dernière a pour objectif la mise en place d'une maintenance adaptée et efficace, dans le but de réduire les couts du système. Pour ce faire, la température à l'intérieur du module doit tout d'abord être mesurée ou bien estimée afin de connaître quelle est l'amplitude des cycles thermiques subis par le module en opération. Dans la procédure classique, un algorithme de comptage associé à une loi de cumul d'endommagement linéaire est utilisé afin de quantifier ces cycles. Par la suite, un modèle de durée de vie est nécessaire afin d'obtenir la RUL du module en fonctionnement.

La quatrième partie décrit quels sont les modèles de durée de vie existants associés aux modules de puissance. Ces modèles ont été classés selon trois catégories : empiriques, physiques et statistiques. Les modèles empiriques sont actuellement les plus employés. Ils s'appuient sur de larges bases de données expérimentales obtenues à partir de tests de cyclage accélérés. Ces derniers ont pour objectif d'amplifier les cycles thermiques subis par le module en opération afin d'accélérer son vieillissement. Ainsi, la durée de vie du module n'étant obtenue que pour de fortes contraintes, une extrapolation vers les faibles contraintes est nécessaire. Les modèles physiques quant à eux utilisent des paramètres physiques tels que la contrainte, la déformation ou bien l'énergie pour estimer la durée de vie du module. Ces paramètres sont généralement obtenus de façon numérique via des éléments finis. Le but de ces modèles est de décrire plus précisément la physique des mécanismes de dégradation au sein du module. Un intérêt de

plus en plus grandissant est aussi porté sur les modèles stochastiques, et notamment sur la combinaison de modèles physiques et stochastiques.

Dans la suite seront présentés les travaux réalisés au cours de la thèse. Deux modèles de durée de vie spécifiques aux dégradations des interconnexions supérieures, fils et métallisations, sont présentées. Ces deux modèles sont physiques mais possèdent des approches différentes. Le premier est basé sur la quantification des déformations induites lors des cycles thermiques dans une zone au voisinage de l'interface entre fils et métallisations. Le second simule la fissuration à cette même interface à l'aide d'un modèle de zone cohésive.

Chapitre II

Modèle de durée de vie des fils d'interconnexion basé sur les déformations

Chapitre II.
Modèle de durée de vie des fils d'interconnexion basé sur les déformations

1. Introduction

L'établissement de modèles de durée de vie pour les modules de puissance est essentiel afin de pouvoir estimer leur état de santé et déterminer leur durée de vie restante en opération. Ainsi, une maintenance bien plus efficace peut être mise en œuvre, ce qui permet d'une part de réduire les coûts du système et d'autre part de limiter l'impact que pourrait avoir la défaillance du dispositif de puissance sur son environnement proche.

Différents types de modèle sont réalisés, les plus courants étant les modèles empiriques dont l'établissement se fonde sur de larges bases de données issues de tests de cyclage accélérés. Néanmoins, ces modèles restent incertains et soulèvent des questions du fait qu'ils se basent sur des résultats obtenus pour des conditions bien particulières de tests et qu'ils ne prennent pas en compte les mécanismes de dégradations opérant au sein du dispositif lors de son vieillissement. Pour y remédier, d'autres modèles basés cette fois-ci sur la physique sont mis en œuvre.

Dans ce chapitre, un modèle de durée de vie physique spécifique aux dégradations des interconnexions supérieures des modules de puissance est proposé. L'établissement de ce modèle se base sur les déformations induites au niveau des fils et métallisations lorsque le module est soumis à des variations de température. Ce modèle est réalisé à partir de la combinaison de résultats expérimentaux et numériques.

Dans un premier temps est donc présentée l'étude expérimentale mise en œuvre. Des tests de cyclage accéléré sont réalisés dans le but d'obtenir le nombre de cycles requis pour atteindre la défaillance du module pour des conditions de contrainte données. Le modèle de durée de vie étant spécifique aux dégradations des fils et métallisations, le choix du module est primordial. Puis, dans un second temps, l'étude numérique est décrite. Elle permet de quantifier l'amplitude des déformations induites lors d'un cycle toujours pour des conditions de contrainte données. Finalement, l'ensemble des résultats est combiné pour permettre l'obtention du modèle.

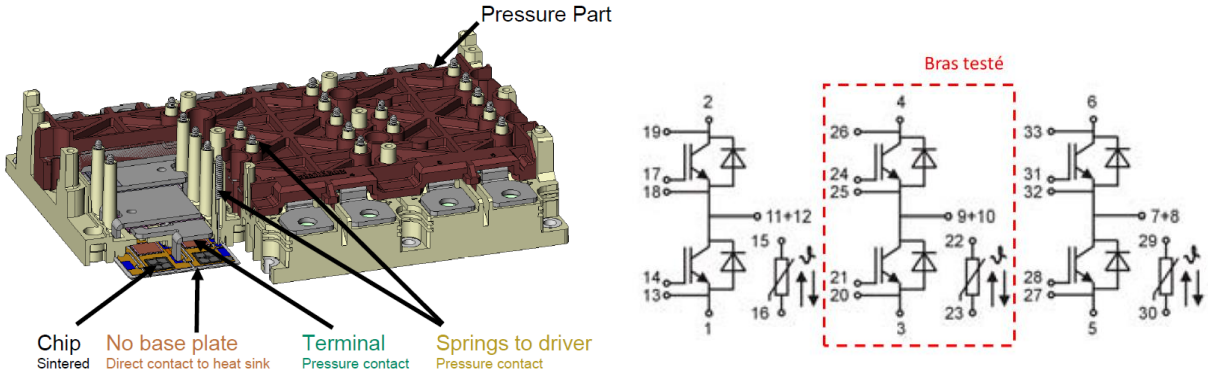
2. Etude expérimentale

Cette première partie se concentre sur les tests de cyclage accéléré. Dans un premier temps est présenté le module choisi pour les tests et les raisons de ce choix. Puis le protocole des tests est expliqué. Les différentes parties du banc sont ensuite décrites, ainsi que les mesures électriques et thermiques réalisées. Finalement, les résultats utiles pour l'établissement du modèle de durée de vie sont présentés.

L'ensemble des tests produits dans cette étude s'inscrit dans le cadre du projet 'MERCE', en collaboration entre l'équipe TEMA (laboratoire SATIE – Institut IFSTTAR) et le centre R&D de Mitsubishi Electric basée à Rennes (Mitsubishi Electric R&D Centre Europe). Bien qu'il ne fasse pas partie du cadre de la thèse, les points décrits dans la suite sont nécessaires à la compréhension du modèle final établi.

2.1. Choix du composant à tester

Pour la réalisation des tests de cyclage accéléré, le choix du dispositif à tester s'est porté sur les modules commerciaux SKIM63 de Semikron (cf. figure II.1(a)). Ce dernier est un convertisseur de puissance trois bras, composé chacun de deux interrupteurs (aussi appelés DUTs pour 'Device Under Test') (cf. figure II.1(b)). A chacun des trois bras est associé un substrat DCB. Un DUT est constitué de quatre puces IGBTs mises en parallèle et deux diodes de roue libre. Un substrat DCB contient donc au total douze composants, divisés en un DUT supérieur et un DUT inférieur (cf. figure II.2).



(a) (b)

Figure II.1: (a) Représentation du module SKIM63 de Semikron [Hau13] avec (b) son schéma électrique associé [Sem13]

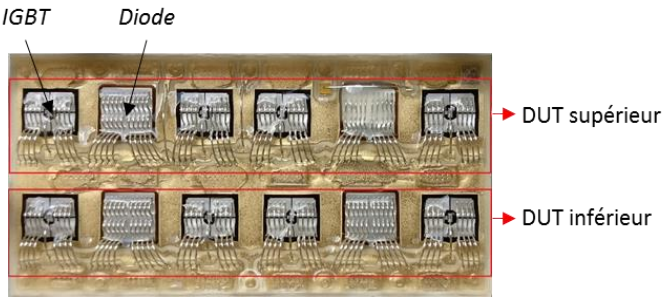


Figure II.2: Image d'un substrat DCB du module SKIM63 de Semikron

Le module SKIM63 de Semikron possède une structure d'assemblage bien particulière. Tout d'abord, il ne possède pas de semelle. Le substrat DCB est mis directement en contact avec le refroidisseur via une graisse thermique déjà pré-déposée par le fabricant. Le maintien mécanique du substrat DCB contre le refroidisseur, ainsi que les différentes mises en contact électriques pour l'acheminement des fortes et faibles puissances sont réalisés par un ensemble de systèmes de pression et de ressorts intégré dans la structure du module (cf. Figure II.1(a)). De plus, ses attaches de puces sont réalisées par frittage d'argent. Ce procédé permet d'obtenir des attaches aux propriétés électriques, thermiques et mécaniques meilleures que celles des brasures classiques. Aussi, les tests de fiabilité ont montré que les modules avec des attaches en frittage d'argent possédait des durées de vie jusqu'à trois fois plus longues que les modules aux brasures standards [Gob10] [Zha17]. De ce fait, la délamination des brasures ne constitue plus un des mécanismes de dégradation du module SKIM63. La levée ou fracture de fils ainsi que la reconstruction de la métallisation devraient être les seuls mécanismes de dégradations observés lors du vieillissement. Cette hypothèse a été vérifiée grâce aux caractérisations électriques et analyses post-mortem effectuées.

Ceci justifie le choix de ce module pour étudier la dégradation de l'interconnexion supérieure et élaborer un modèle de durée de vie de cette dernière sans autre interaction avec d'autres mécanismes.

Dans l'étude, seul le substrat DCB central a été cyclé (bras central, cf. Figure II.1(b)) afin de simplifier la réalisation des tests. De plus, seules les puces IGBTs sont testées.

2.2. Protocole et choix stratégiques

Le principe général des tests de cyclage accéléré a été décrit dans le chapitre I (cf. § 5.1.1). Dans ce paragraphe seront expliqués les choix relatifs au mode de fonctionnement et à la stratégie mis en œuvre dans le cadre de l'étude.

2.2.1. Mode de fonctionnement et stratégie de test

Deux types de tests de cyclage accéléré sont généralement mis en œuvre: le cyclage passif 'TCT', et le cyclage actif 'PCT'. Le cyclage passif vise plutôt à dégrader les brasures, notamment celle entre le substrat et la semelle, tandis que le cyclage actif a généralement un impact plus important sur les interconnexions proches de la puce, comme les fils et métallisations. De plus, en opération, c'est le cyclage actif généré par les puissances dissipées des puces actives qui est le plus impactant sur la durée de vie du module. En conséquence, dans cette étude, des tests de cyclage accéléré de type PCT sont réalisés.

Le mode de fonctionnement classique des PCTs est un mode de conduction dit 'DC'. Au cours du cyclage, les puces actives semi-conductrices, ici des IGBTs, sont en permanence commandées à l'état passant et ne commutent donc pas. Ces dernières sont gérées par des interrupteurs auxiliaires. Cette technique de cyclage permet de faciliter la mise en œuvre des PCTs. Un mode de fonctionnement, plus récent, consiste en la commutation cette fois-ci des puces IGBTs et est appelé 'PWM'. Le but de celui-ci est de se rapprocher des conditions réelles de fonctionnement du module de puissance en opération avec une génération de chaleur due à la fois à des pertes de conduction et de commutation. Néanmoins, ce mode de fonctionnement en PWM requiert l'élaboration de bancs de tests complexes. C'est pourquoi dans cette étude ne seront réalisées que des PCTs en mode DC classique.

Ainsi, une tension V_{GE} fixe est généralement appliquée au niveau de la grille des puces IGBTs tout au long du cyclage pour les maintenir à l'état passant. Des transistors auxiliaires en série avec les DUTs permettent d'assurer la commutation du courant de puissance I_{load}. Comme très souvent trois DUTs sont testés à la fois, le courant I_{load} est conduit pendant une durée t_{ON} correspondant à un tiers de cycle, puis est bloqué pendant une durée t_{OFF} correspondant à deux tiers de cycle. Le courant I_{load} ainsi que les durées t_{ON} et t_{OFF} sont réglées avant de démarrer le PCT afin d'obtenir la variation de température ΔT_j voulue. La durée de vie du module correspond au nombre de cycle N_f nécessaire pour obtenir la défaillance. Les tests dans ce cas étant accélérés, les variations de température ΔT_j imposées au cours des PCTs sont beaucoup plus importantes que celles habituellement subies par le module en opération normale.

Comme présenté paragraphe 5.1.1, différentes stratégies de PCTs existent, les principales étant : à courant I_{load} constant, à puissance P constante, ou bien à ΔT_j constante. Ici, c'est la stratégie à ΔT_j constante qui a été choisie. Celle-ci consiste à réguler le ΔT_j tout au long du vieillissement. Cette régulation a pour conséquence une compensation des effets des dégradations puisque vers la fin, la puissance se réduit nécessairement pour maintenir ce contrôle. A titre de comparaison, la stratégie plus classique à I_{load} constant, laisse s'élever le ΔT_j dès que les dégradations apparaissent avec un effet de boucle de réaction.

Une des raisons de ce choix et qui était un des objectifs du projet 'MERCE' était de comparer les résultats de la stratégie à ΔT_j constante aux résultats de la littérature à courant constant. Les conclusions

de cette comparaison ont été publiées dans [Tra19]. La stratégie à ΔT_j constante est ici réalisée par régulation de la tension de grille V_{GE}. Si la variation de température ΔT_j est supérieure à la cible sur un cycle, la tension V_{GE} est augmentée avec une loi proportionnelle-intégrale. Cette augmentation permet de réduire la puissance dissipée par les puces IGBTs au cycle suivant et ainsi conserve la variation ΔT_j constante. Dans la suite sont résumées les différentes conditions de tests qui ont été choisies pour l'étude.

2.2.2. Conditions de test

Pour rappel, l'effet de la température de référence, correspondant ici à la température minimale $T_{j,min}$, n'est pas prise en compte dans le modèle de durée de vie proposé. Cette température $T_{j,min}$ est donc fixée pour l'ensemble de l'étude à 35°C.

En revanche, dans le modèle est inclus l'effet de la durée d'injection du courant de puissance t_{ON}. De ce fait, deux types de paramétrage sont mis en œuvre : des cycles courts correspondant à une durée t_{ON} de 3s, et des cycles longs correspondant à une durée t_{ON} de 20s. Pour ce qui est de la durée t_{OFF}, celle-ci est fixée de telle sorte qu'elle soit toujours deux fois plus longue que la durée t_{ON}, et ce pour l'ensemble des PCTs réalisés. Cette durée de refroidissement doit permettre à la température T_j d'atteindre de nouveau la température de référence $T_{j,min}$ en fin de cycle.

Pour ce qui est de la variation ΔT_j, trois paramétrages sont visés : 70, 90 et 110°C. Il convient de s'assurer que la température maximale atteinte $T_{j,max}$ se trouve bien en dessous des spécifications recommandés par le fournisseur. D'après la notice du fabricant [Sem13], cette température $T_{j,max}$ pour le dispositif choisi (décrit ci-après) est de 175°C, ce qui permet de valider les conditions de variation ΔT_j choisies. Ces variations ΔT_j sont obtenues par réglage du courant de puissance I_{load}.

Au total, six différents PCTs ont donc été réalisées. L'ensemble des conditions de tests spécifiques à chacun de ces PCTs est détaillé tableau II.1.

Tableau II.1: Récapitulatif des conditions de tests des six différents PCTs réalisés au sein du projet MERCE

$T_{j,min}$ = 35°C		**ΔT_j**		
		70°C	**90°C**	**110°C**
t_{ON}	**3s (cycles courts)**	① I_{load} = 210 A T_{jmax} = 105 °C	② 240 A 125 °C	③ 260 A 145 °C
	20s (cycles longs)	④ 185 A 105 °C	⑤ 205 A 125 °C	⑥ 230 A 145 °C

2.3. Description du banc de test

Un banc de test a été conçu dans le but de réaliser les six PCTs. Ce banc est constitué de trois parties : une partie support, une partie mesure et une partie puissance (cf. figure II.3).

Au cours d'un vieillissement, pour des raisons de représentativité, trois modules sont soumis aux mêmes conditions de cyclage (ΔT_j, t_{ON}, $T_{j,min}$ fixés). Ainsi la durée de vie obtenue, c'est-à-dire le nombre de cycle à défaillance N_f, correspond à une valeur moyennée sur trois échantillons. Le principe de cyclage est présenté figure II.4.

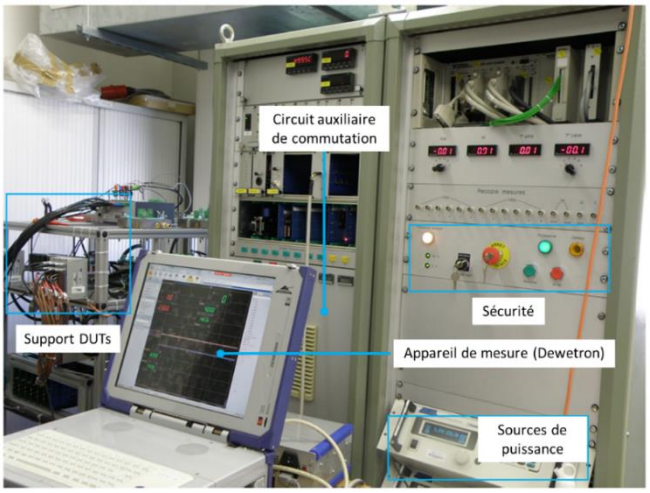


Figure II.3: Banc de test en power cycling

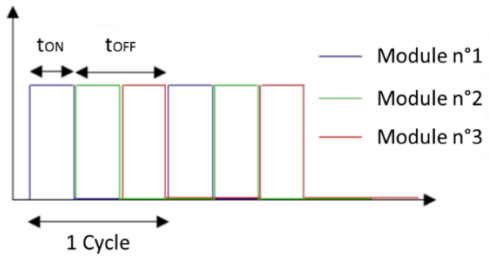


Figure II.4: Principe d'injection de la puissance dans trois modules au cours d'un PCT

Côté support, chacun des modules est fixé sur un refroidisseur à eau indépendant. Le circuit de refroidissement est présenté figure II.5 et a été conçu de telle sorte que tous les modules soient refroidis de la même manière. Afin de pouvoir atteindre les ΔT_j souhaités, notamment pour (ΔT_j=110°C), une plaque de cuivre de 5mm d'épaisseur est insérée entre le module et son refroidisseur. Une couche de graisse thermique est déposée à la main entre le refroidisseur et la plaque afin d'assurer une bonne conduction thermique. En revanche, côté module, une couche de graisse de (21µm±6µm) en forme de nid d'abeille est déjà pré-déposée sous les substrats DCB par le fabricant. Finalement, des thermocouples sont insérés dans le refroidisseur pour permettre de mesurer la température T_c au niveau du substrat sous chacune des puces IGBTs (cf. figure II.6(a)).

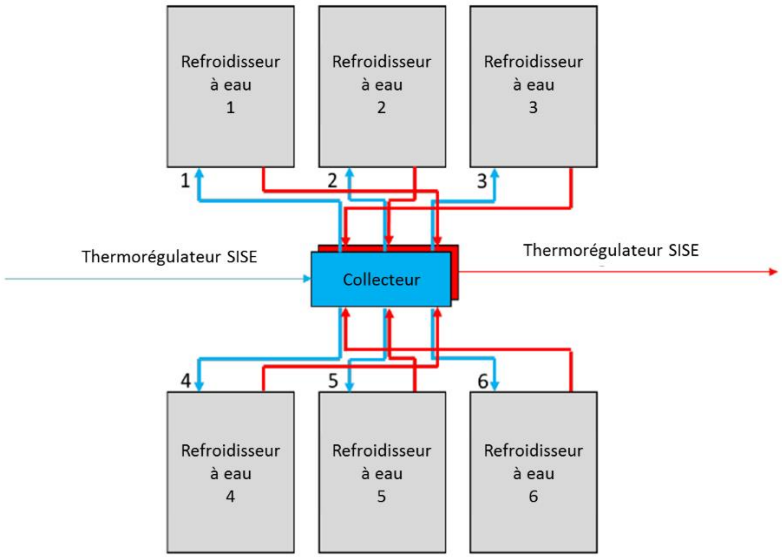
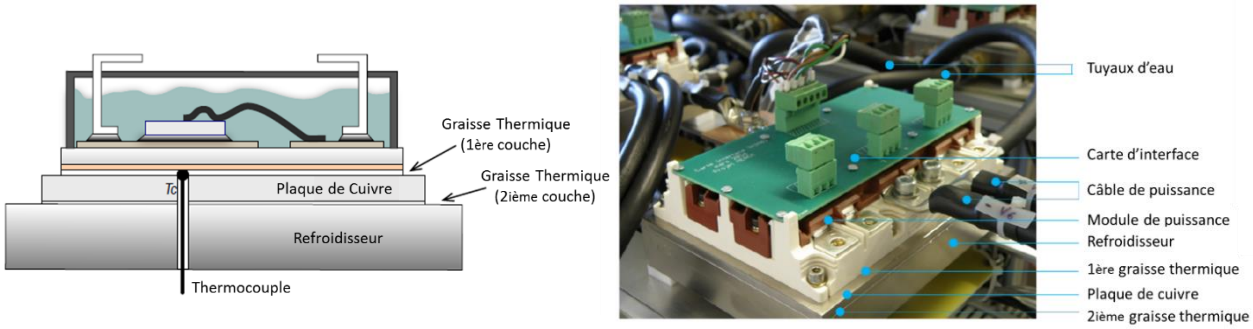


Figure II.5: Circuit hydraulique de refroidissement pour la réalisation des PCTs

Côté mesure, une carte d'interface est vissée sur chacun des modules (cf. figure II.6(b)). Cette carte permet d'acheminer vers les puces IGBTs la tension V_{GE} ainsi que le courant de caractérisation I_{ct}, dont l'utilisation sera décrite paragraphe 2.4. Afin de réaliser la stratégie à ΔT_j constant, la tension V_{GE} est délivrée via une carte de régulation associée à chacun des modules. La carte d'interface permet aussi de mesurer la tension à l'état passant V_{CE} de chaque DUT. L'ensemble des mesures électriques et thermiques est visualisé et enregistré par un système d'acquisition de données Dewetron.



(a) *(b)*

Figure II.6: Support et instrumentation du module de puissance avec (a) schéma d'insertion du thermocouple dans le refroidisseur et (b) photo du module fixé sur le refroidisseur avec sa carte d'interface

Finalement, côté puissance, deux sources de puissance AMREL 16V-600A permettent de fournir le courant continu nécessaire au cyclage des modules SKIM63. La puissance est délivrée sur les trois voies d'alimentation. Un automate programmable Micro830 est utilisé pour paramétrer le courant et programmer son séquencement sur chacune des voies d'alimentation. Ce séquencement est réalisé par un circuit auxiliaire composé de convertisseurs MOSFETs qui aiguillent le courant vers chacun des modules de telles sortes que seul un module conduise à la fois. Pendant le cyclage, l'ensemble des modules est commandé à l'état passant, c'est-à-dire pour un V_{GE}=10..15V. Le schéma du circuit de puissance est présenté figure II.7.

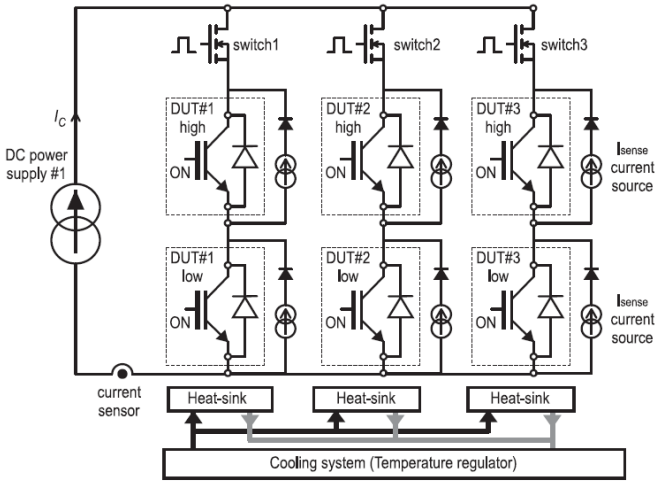


Figure II.7: Schéma du circuit de puissance pour une campagne de PCT comportant trois modules

Finalement, des alarmes de sécurité sont mises en place au niveau de l'appareil de mesure Dewetron et de l'automate Micro830 afin d'arrêter le banc en cas de problème. Les critères d'alarme sont les suivants :

- Alarme 1 : Hausse anormale de la tension (V_{CE} > 3,1V),
- Alarme 2 : Perte du contrôle de ΔT_j avec (V_{GE} < 10,4V),
- Alarme 3 : Température de semelle anormale (T_c > 95°C),
- Alarme 4 : Température de jonction anormale ($T_{j,max}$ > 160°C).

Ces critères ont été définis à partir des limites de fonctionnement du dispositif fournies dans la notice d'utilisation, ainsi qu'en se basant sur les mesures effectuées lors des tests.

Dans la suite sera décrit le processus de caractérisations électriques mis en œuvre au cours des PCTs pour suivre les deux indicateurs de la dégradation : la résistance thermique entre la puce et la partie inférieure du substrat en contact avec le refroidisseur $R_{th,jc}$, et la tension à l'état passant V_{CE} des DUTs. Dans cette étude, le modèle établi est spécifique aux dégradations des fils et métallisation, et le module SKIM63 a été choisi dans le but d'induire des dégradations uniquement dans cette zone. Le suivi de $R_{th,jc}$ et V_{CE} permettra de confirmer cette hypothèse.

2.4. Mesures électriques

2.4.1. Caractérisations électriques statiques

La caractérisation électrique statique nécessite tout d'abord l'interruption du cyclage. Le courant de puissance I_{load} est alors forcé à une valeur de 150A pendant une durée t_{ON} de 10 minutes, puis est coupé de la même manière que pendant le cyclage pour induire une phase d'échauffement puis une phase de refroidissement. Cette valeur de courant a été choisie de telle sorte que la variation de tension induite V_{CE} soit suffisamment importante pour les mesures, sans pour autant échauffer le composant de manière démesurée. La durée totale de la caractérisation est de 40 minutes : 3 modules à caractériser par PCT soit 30 minutes, puis 10 minutes de temporisation avant de reprendre le cyclage. Pendant la caractérisation, la régulation de la tension V_{GE} est arrêtée et celle-ci est forcée à 15V. Le procédé de caractérisation est présenté figure II.8.

La fréquence de ces caractérisations dépend des conditions de test du PCT. L'idée est ici d'en réaliser suffisamment souvent afin d'obtenir une évolution correcte des indicateurs de la dégradation, tout en limitant leur nombre pour ne pas allonger de manière conséquente la durée du PCT.

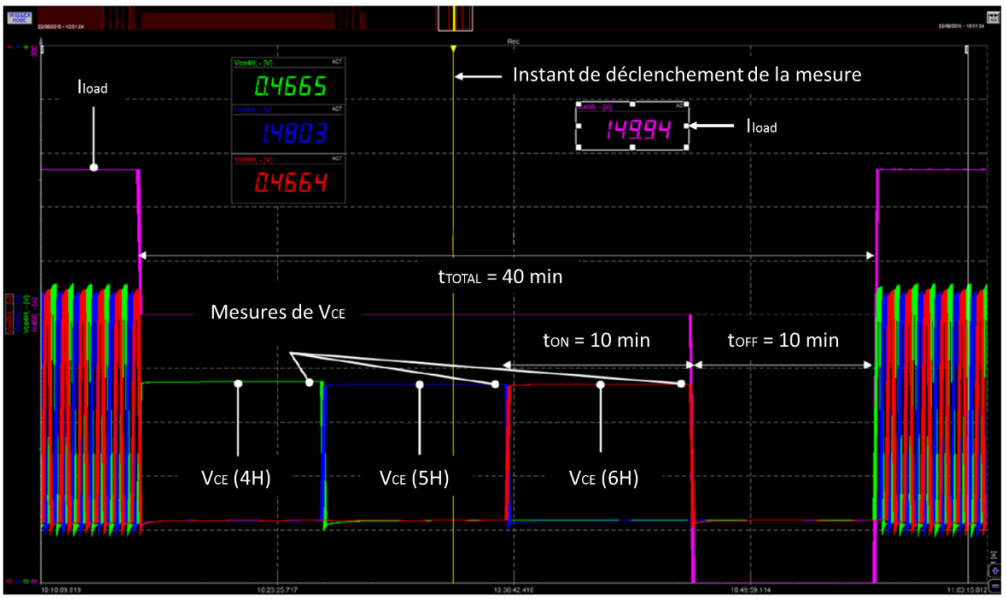


Figure II.8: Procédé de caractérisation statique, image obtenue à partir du Dewetron

Pour ce qui est de la tension V_{CE}, comme présenté figure II.8, celle-ci est mesurée à la fin de chacune des phases d'injection du courant I_{load}, lorsqu'un état stabilisé est atteint. Les trois modules testés visibles sur la figure sont les modules n°4, 5 et 6, et les tensions V_{CE} visualisées sont celles des DUTs supérieurs d'où la notation 'V_{CE} (4H)'.

La résistance thermique $R_{th,jc}$ est déterminée à partir de l'équation :

$$R_{th,jc} = \frac{T_{j,max} - T_c}{I_{load} * V_{CE}} \qquad \text{II.1}$$

Avec $T_{j,max}$ la température maximale de jonction atteinte à la fin de la phase d'injection de I_{load}, T_c la température au niveau de la semelle, I_{load} le courant de puissance et V_{CE} la tension à l'état passant aux bornes du DUT considéré. La mesure de T_j est réalisée ici de manière indirecte via l'utilisation d'un paramètre thermosensible (TSEP), la tension V_{CE}.

Dans un premier temps, une courbe de calibration est établie préalablement aux PCTs pour établir la relation entre V_{CE} à faible courant et T_j. Pour ce faire, le module SKIM63 est placé sur une plaque chauffante afin de lui imposer une température uniforme comprise dans une plage de 30 à 150°C. Une fois la température stabilisée, une mesure de V_{CE} est effectuée pour un courant I_{ct} de 50 mA. Ce courant I_{ct}, appelé courant de caractérisation, doit être suffisamment faible pour ne pas induire d'auto-échauffement dans le module. La courbe de calibration obtenue pour les modules SKIM63 est présentée figure II.9.

Le courant I_{ct} de 50 mA est injecté en permanence dans les modules tout au long du PCT. Ainsi, au cours de la caractérisation statique, la tension V_{CE} est mesurée 200 µs après la coupure du courant I_{load} afin de se placer à I_{ct}=50 mA et éviter les perturbations dues à la coupure du courant. La température $T_{j,max}$ est ainsi déduite de cette mesure de V_{CE} via la courbe de calibration. Une extrapolation sur les 200 µs permet d'estimer le $T_{j,max}$ avec une erreur de l'ordre du degré.

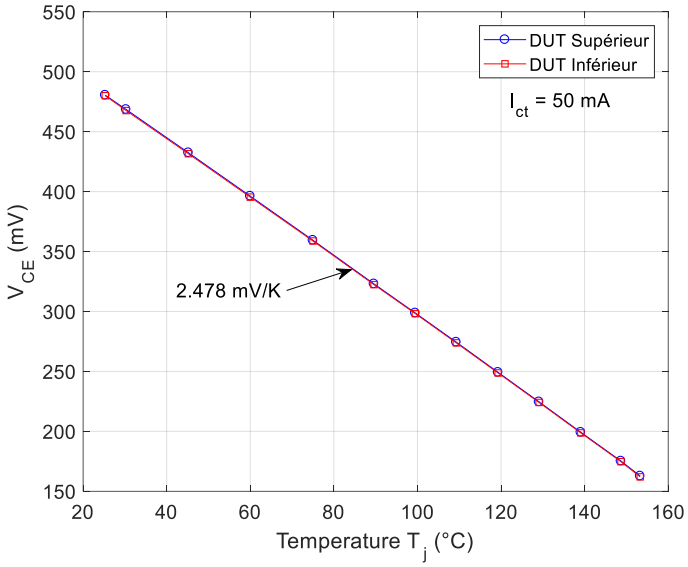


Figure II.9: Courbe de calibration obtenue pour le TSEP V_{CE} pour les modules SKIM63

Les autres paramètres de l'équation II.1 sont mesurés directement sur banc : T_c est mesurée par thermocouple comme présenté paragraphe 2.3, et I_{load} est mesurée par des capteurs DANFYSIK STH 2000 et LEM IT 1000 S SP1.

2.4.2. Correction de la tension V_{CE}

Le modèle de durée de vie introduit dans ce chapitre est un modèle de durée de vie spécifique au mode de défaillance associé aux fils et métallisations. Dans ce but, le module SKIM63 a été choisi afin de limiter au maximum l'apparition de dégradations au niveau des brasures (cf. § 2.1). Néanmoins, il n'est pas exclu que les couches inférieures à la puce IGBT puissent subir un léger endommagement au cours du cyclage et de ce fait puissent augmenter la température T_j par une augmentation éventuelle de la $R_{th,jc}$. Cette augmentation mènerait à une augmentation de V_{CE}, non pas due aux dégradations des fils et métallisations, mais de dégradations au niveau des couches sous la puce.

Aussi, afin d'exclure ce potentiel effet, une correction du V_{CE} est réalisée. Pour ce faire, une calibration permettant la mise en relation de la tension V_{CE} avec la température T_j pour I_{load}=150 A est établie (cf. figure II.10). Pour obtenir cette courbe, une procédure de caractérisation du V_{CE} comme décrire figure II.8 est mise en œuvre, et T_j est mesurée de manière indirecte au moment de la coupure. Ainsi est obtenu le coefficient de correction thermique θ :

$$\theta = \frac{V_{CE}(T_{j,high}) - V_{CE}(T_{j,low})}{T_{j,high} - T_{j,low}} \qquad \text{II.2}$$

Ce coefficient a été calculé pour trois modules différents, et c'est la valeur moyenne qui a été utilisée pour la suite, soit $1{,}19.10^{-3}$ V/K. Le calcul nécessaire à la correction de la tension V_{CE} est décrit ci-après. La tension V_{CE} mesurée peut tout d'abord être exprimée comme suit :

$$V_{CE,mes} = V_{CE,ini} + \Delta V_{CE,deg} + \Delta V_{CE,ther} \qquad \text{II.3}$$

Avec $\Delta V_{CE,deg}$ la variation de V_{CE} due aux dégradations des fils et métallisations, et $\Delta V_{CE,ther}$ la variation de V_{CE} due à l'augmentation de T_j associée aux dégradations des couches inférieures. Aussi, on peut exprimer $\Delta V_{CE,ther}$ par rapport à θ :

$$\Delta V_{CE,ther} = \theta * (T_{j,mes} - T_{j,ini}) \quad \text{II.4}$$

Où $T_{j,mes}$ correspond à la température T_j estimée via la méthode du TSEP lors d'une caractérisation statique quelconque au cours du cyclage. La température $T_{j,ini}$ correspond quant à elle à la température T_j estimée au début du PCT lors de la première caractérisation statique. Finalement, la tension V_{CE} corrigée peut donc s'exprimer sous la forme :

$$V_{CE,cor} = V_{CE,mes} - \theta * (T_{j,mes} - T_{j,ini}) \quad \text{II.5}$$

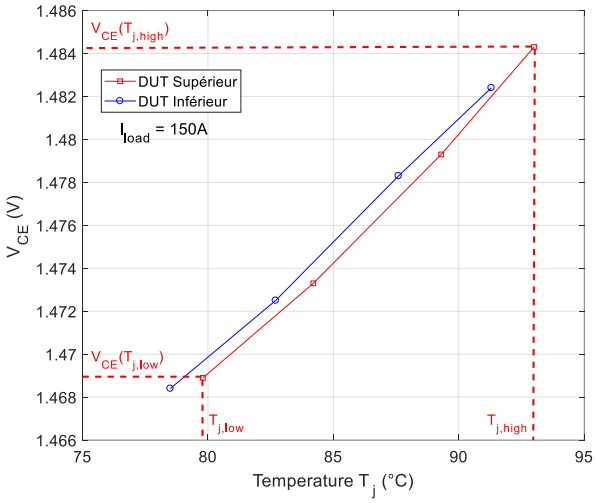


Figure II.10: Courbe de calibration $V_{CE}(T_j)$ pour (I_{load}=150A) pour le module SKIM63

En plus de la correction par rapport à la température T_j, une seconde correction de la tension V_{CE} est faite cette fois-ci par rapport au courant I_{load}. En effet, des petits écarts dans la valeur du courant I_{load} par rapport à celui initialement choisi de 150A peuvent éventuellement être observés. Ainsi, de la même manière que pour la correction par rapport à T_j, un coefficient de correction du courant κ est calculé. Les courbes de caractérisation $I_{load}(V_{CE})$ pour différentes valeurs de T_j sont données dans la notice fabricant [Sem13], et permettent de calculer ce coefficient κ. La valeur de κ obtenue pour la température $T_{j,ini}$ est de $3{,}33.10^{-3}$ V/A.

Finalement, la tension V_{CE} corrigée par rapport à la température T_j et au courant I_{load} est donnée par :

$$V_{CE,cor} = V_{CE,mes} - \theta * \left(T_{j,mes} - T_{j,ini}\right) - \kappa * (I_{load,mes} - 150) \quad \text{II.6}$$

Ainsi, c'est l'évolution de la tension V_{CE} corrigée $V_{CE,cor}$ qui sera suivi au cours du cyclage comme indicateur de la dégradation des fils et métallisations. Les critères de défaillances choisis pour l'ensemble des PCTs sont les suivants :

- Une augmentation de 5% de $V_{CE,cor}$,
- Et une augmentation de 20% de $R_{th,jc}$.

Une fois l'un ou l'autre de ces critères atteint par l'un des DUTs d'un des trois modules du PCT, le cyclage du module en question est interrompu, même si l'autre DUT n'a pas atteint un des critères. Le nombre de cycle à défaillance N_f du module dégradé est obtenu. Le PCT continue ensuite avec les deux autres modules restant jusqu'à atteindre la défaillance du suivant et ainsi de suite. Finalement, pour un PCT, trois nombre de cycle à défaillance N_f sont obtenus. Ces trois nombre N_f sont ensuite moyennés afin d'obtenir une durée de vie moyenne du module SKIM63 pour des conditions de test (ΔT_j, t_{ON}, $T_{j,min}$) bien précises.

2.5. Résultats expérimentaux

Nous présentons ici les résultats des PCTs. Dans un premier temps sont analysées l'état des brasures dans le but de vérifier si le choix du module SKIM63 s'est révélé efficace.

2.5.1. Analyse de l'état des brasures

L'évolution de la résistance thermique $R_{th,jc}$ pour les différents PCTs est présenté figure II.11. La figure II.11(a) correspond aux résultats pour une durée t_{ON} de 3s (PCTs ①, ②, ③) tandis que la figure.11(b) correspond aux résultats obtenus avec un t_{ON} de 20s (PCTs ④, ⑤, ⑥). Afin de représenter les trois conditions de ΔT_j sur un même graphe, l'ensemble des courbes a été normalisé par rapport au nombre de cycle à défaillance N_f. Par soucis de lisibilité, seuls les résultats d'un module parmi les trois testés lors d'un essai sont tracés, soit deux DUTs par condition de test.

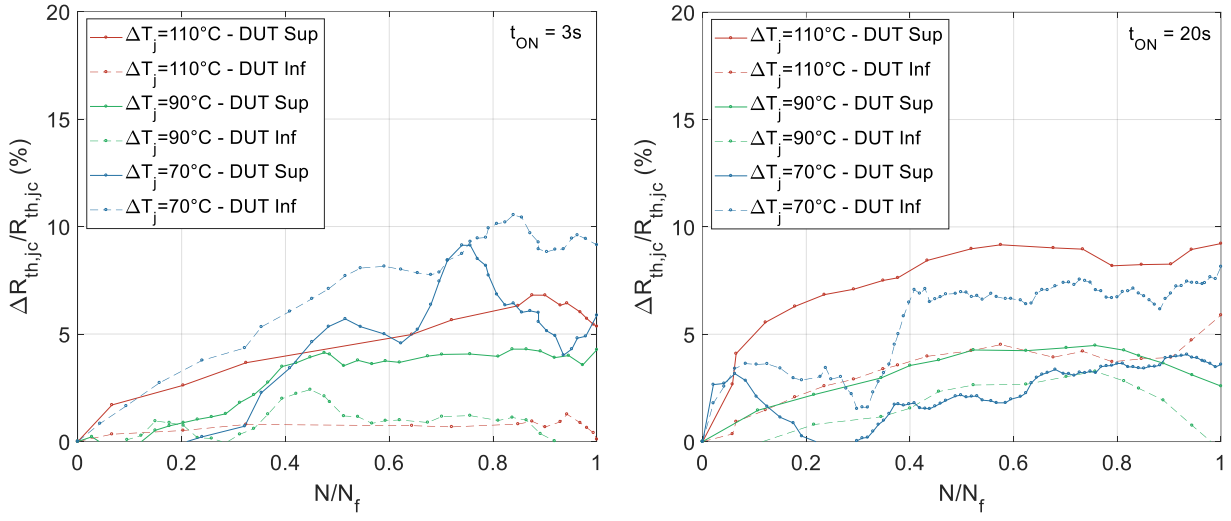
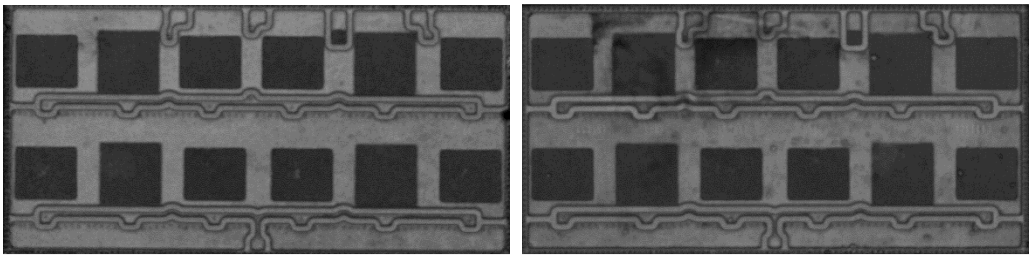


Figure II.11: Résultats $R_{th,jc}$ de l'ensemble des essais pour (a) t_{ON}=3s et (b) t_{ON}=20s

Les figures indiquent une grande disparité dans les résultats, que ce soit entre différents essais ou bien même entre les DUTs d'un même module. L'augmentation de $R_{th,jc}$ varie ainsi d'un DUT à un autre sur une plage allant de 4% à 10% environs. Certains DUTs semblent même ne présenter aucune augmentation de $R_{th,jc}$. En revanche, les durées de t_{ON} ne semble pas influer les résultats. En général, les études montrent que plus la durée t_{ON} est longue, plus la brasure est dégradée car la température produite par les puces IGBTs a davantage le temps de diffuser dans les couches inférieures de l'assemblage. Néanmoins, cela n'est pas observé ici.

Des analyses post-mortem sont aussi réalisées dans le but d'observer de possibles dégradations au niveau des attaches de puce. Pour ce faire, un microscope acoustique (Scanning Acoustic Microscopy – SAM) permettant d'obtenir des images des différentes interfaces de l'assemblage est utilisé. Les images des attaches de puce obtenues sont présentées figure II.12.



(a) *(b)*

Figure II.12: Images SAM (a) d'un module sain et (b) d'un des modules du PCT ⑥, c'est-à-dire {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=20s} après cyclage

Dans le but de visualiser de possibles dégradations, les attaches d'un module cyclé sont comparées à celles d'un module neuf. Le module dégradé présenté figure II.12(b) correspond au PCT ⑥ avec les conditions de tests les plus sévères {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=20s}. C'est aussi ce module qui possède la résistance thermique $R_{th,jc}$ la plus élevée figure II.11(b) (entre 6 et 9% d'élévation). Il devrait donc être celui présentant le plus de dégradations au niveau de ses attaches parmi l'ensemble des modules testés. Or, aucune dégradation n'est visible.

De ce fait, ces résultats confirment bien que peu ou pas d'endommagements apparait au niveau de l'attache de puce des modules SKIM63 au cours des PCTs. Ces résultats sont en accord avec ceux présentés dans [Sch13b]. Les résultats associés aux fils et métallisations sont présentés dans la suite.

2.5.2. Dégradations des fils et métallisations

Des analyses similaires sont donc réalisées dans le but cette fois-ci de mettre en évidence le décollement des fils et à la reconstruction de la métallisation. L'évolution de la tension V_{CE} pour les PCTs ③ et ⑥ est présentée figure II.13. L'ensemble des DUTs pour chacun des PCTs est représenté.

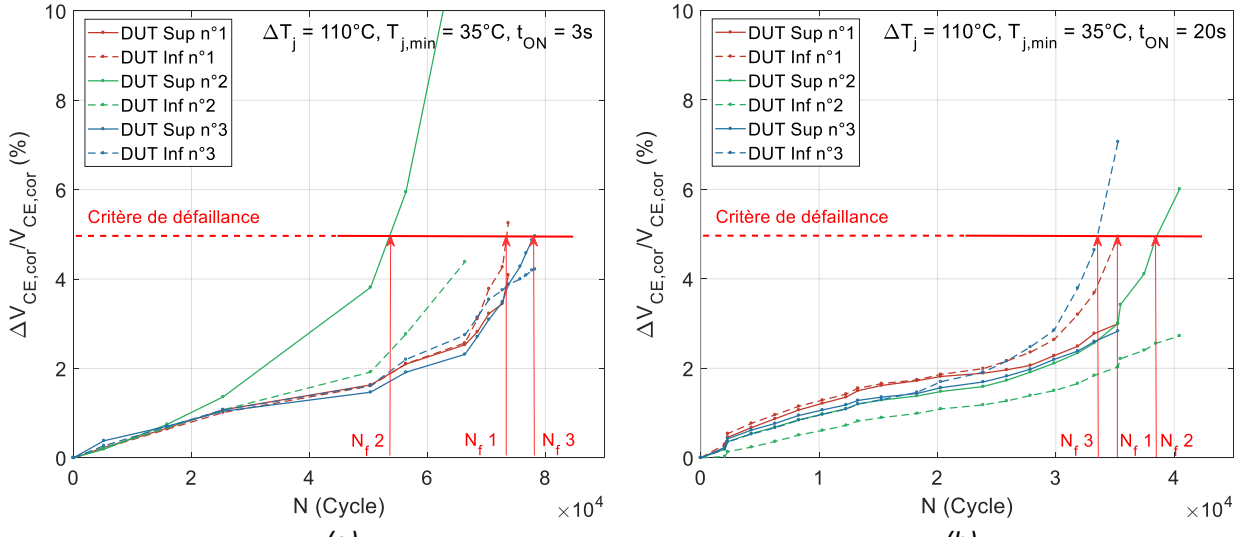


Figure II.13: Evolution de la tension VCE pour les PCTs ③ et ⑥, c'est-à-dire (a) {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=3s} et (b) {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=20s}

Dans ce cas, le critère de défaillance correspondant à une augmentation de la tension $V_{CE,cor}$ de 5% a été atteint pour l'ensemble des modules testés. La tendance des courbes est toujours la même : tout d'abord une augmentation rapide du V_{CE} au cours des premiers cycles, puis une augmentation plus modérée et quasi-linéaire pendant presque toute la durée des essais jusqu'à finalement atteindre la dernière partie correspondant à une augmentation brusque et sévère du $V_{CE,cor}$ associée au décollement des fils d'interconnexion. Les courbes montrent aussi que le DUT provoquant la défaillance du module peut tout aussi bien être le DUT inférieur comme le DUT supérieur. Cela indique qu'il n'existe pas une zone plus critique qu'une autre au sein des substrats du module SKIM63.

Comme pour la brasure, des analyses post mortem sont aussi réalisées afin d'appuyer les résultats précédemment obtenus. Les substrats vieillis sont ainsi observés à l'aide d'un microscope numérique afin de détecter les fils décollés. Pour l'ensemble des modules testés, des fils décollés ont pu être observés. La figure II.14 montre une image de fils levés observés sur le module n°1 de la figure II.11(a), c'est-à-dire pour des conditions de tests {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=35°C, t_{ON}=3s}. La métallisation présente aussi des dégradations, davantage au centre des puces IGBTs où l'aspect du film d'aluminium est beaucoup moins brillant qu'à l'état neuf.

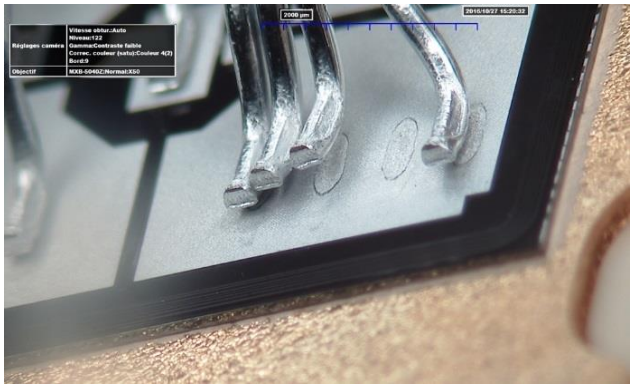


Figure II.14: Images obtenues du décollement de fils d'interconnexion à l'aide du microscope numérique HIROX pour le PCT ③

En conclusion, le choix du module SKIM63 s'est donc révélé efficace car le seul mode de défaillance observé est celui associé aux dégradations des fils et métallisations.

2.5.3. Durées de vie

A partir des courbes de l'évolution de la tension V_{CE} en fonction du nombre de cycle N (cf. figure II.13), les nombre de cycles à défaillance N_f pour chacun des modules testés peuvent être obtenus. Les tableaux II.2 et II.3 présentent l'ensemble des valeurs N_f obtenues pour les essais réalisés, ainsi que les valeurs moyennes de N_f associées à une condition donnée (ΔT_j, t_{ON}).

Tableau II.2: Résultats des PCTs ①, ②, ③, c'est-à-dire pour t_{ON}=3s

ΔT_j (°C)	$T_{j,min}$ (°C)	N_f (kcycles)	Valeur Moyenne de N_f (kcycles)
110	35	[74, 66, 78]	73

90	35	[207, 182, 173]	187
70	35	[934, 739, 904]	860

Tableau II.3: Résultats des PCTs ④, ⑤, ⑥, c'est-à-dire pour t_{ON}=20s

ΔT_j (°C)	$T_{j,min}$ (°C)	N_f (kcycles)	Valeur Moyenne de N_f (kcycles)
110	35	[35, 40, 35]	37
90	35	[96, 97, 95]	96
70	35	[485, 482, -]	483

L'effet du t_{ON} sur la durée de vie des modules est bien visible (cf. Chapitre I, § 5.1.2). En effet, pour une même variation ΔT_j, plus la durée t_{ON} est longue, plus la durée de vie du module sera courte. Cela indique que des mécanismes dépendants du temps se produisent au sein du module, telles que des déformations inélastiques type viscoplasticité. Avec la durée t_{ON}, ces déformations inélastiques s'accumulent, ce qui mène à davantage de dégradations et finalement à des durées de vie plus courte.

Finalement, les essais permettent d'obtenir une relation entre le nombre N_f et les conditions de contrainte (ΔT_j, t_{ON}) sévères. A partir de ces données, il est possible de déduire un modèle empirique classique en extrapolant ces résultats vers les faibles contraintes en utilisant la loi de Coffin-Manson (cf. chapitre I, § 5.1.2). Pour aller plus loin, un modèle physique basé sur les déformations est établi dans la suite. Pour ce faire, une simulation électro-thermo-mécanique sur un modèle à éléments finis est mise en œuvre afin de calculer les déformations élastiques et plastiques se produisant dans la zone des fils et métallisations lors de l'application d'un cycle thermique (ΔT_j, t_{ON}).

3. Etude numérique

Afin de construire le modèle physique de durée de vie basé sur les déformations, une simulation électro-thermo-mécanique sur un modèle à éléments finis est nécessaire. Cette simulation permet de calculer les déformations responsables de la dégradation au niveau des fils et métallisations. Pour ce faire, le logiciel ANSYS Mechanical APDL de simulation numérique est utilisé.

Dans un premier temps, le modèle à éléments finis est créé. La géométrie est construite de telle sorte qu'elle reproduise un substrat DCB du module SKIM63. Un modèle de matériaux comprenant les propriétés électriques, thermiques et mécaniques de chacun des matériaux de l'assemblage est établi. Finalement, le maillage est réalisé, en prenant soin de mailler correctement les zones d'intérêt, c'est-à-dire les fils et métallisations.

Une première simulation électrothermique en couplage fort est tout d'abord réalisée afin d'obtenir les gradients de température à l'intérieur du module représentatifs de ceux obtenus dans les essais de vieillissement expérimentaux. Ensuite, ces contraintes thermiques sont injectées dans une simulation mécanique, en couplage faible, afin d'obtenir les contraintes et déformations responsables des dégradations. Ces contraintes et déformations n'influencent que très peu les grandeurs électriques et thermiques, et il n'est donc pas nécessaire de réaliser un couplage fort qui alourdirait inutilement les

calculs. En revanche, dans le cas de la simulation électrothermique, le couplage fort est essentiel car une très forte dépendance existe entre les grandeurs électriques et thermiques.

Comme cela a été expliqué, seules des déformations élastiques ε_{el} et plastiques ε_{pl} sont ici calculées avec la simulation et servent à la construction du modèle de durée de vie. Pour obtenir un modèle complet, l'ensemble des déformations inélastiques devraient être prises en compte, c'est-à-dire aussi celles dépendantes du temps de type viscoplasticité. Cependant, ce type de déformations est complexe et la littérature ne fournit pas encore beaucoup de lois applicables à l'aluminium des fils et métallisation. De ce fait, ces déformations ne sont ici pas prises en compte. En conséquence, l'effet de la durée t_{ON} ne sera pas visible dans la simulation, les lois de déformations élastiques et plastiques étant indépendantes du temps. Aussi, son effet sur la durée de vie sera inclus de manière empirique en se basant sur les résultats des essais PCTs présentés précédemment.

3.1. Modèle à éléments finis

3.1.1. Modèle géométrique

Afin d'obtenir des déformations en simulation relativement similaires à celles opérant au sein du module au cours des PCTs, la géométrie réalisée doit reproduire assez fidèlement celle du module SKIM63, notamment au niveau des fils et métallisations. Pour ce faire, un profilomètre optique 3D (Vertex – MicroVu) est utilisée afin de numériser le profil du fil d'interconnexion et les dimensions des différentes parties du substrat. La géométrie modélisée est présentée figure II.15.

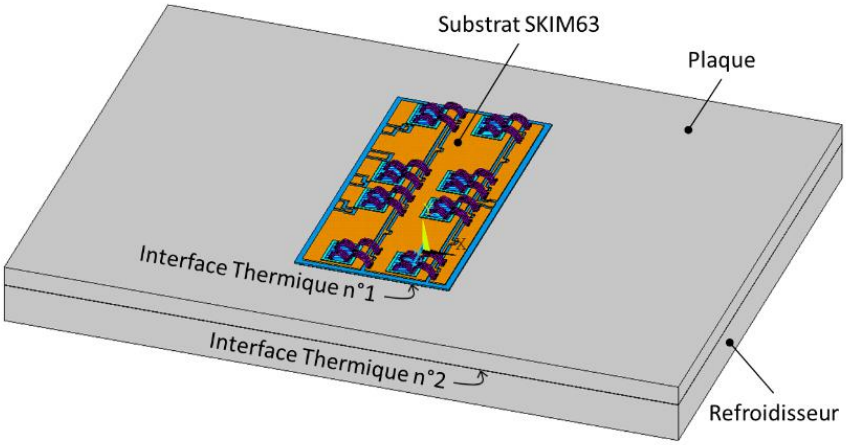


Figure II.15: Modèle géométrique complet, seul le substrat central est modélisé

Plusieurs simplifications ont été faites afin d'alléger les calculs. En effet, comme le montre la Figure II.15, le module de puissance SKIM63 est modélisé avec son système de refroidissement afin de reproduire de manière correcte la dissipation de chaleur en provenance des puces IGBTs au cours des tests. Néanmoins, seule la partie supérieure du refroidisseur est modélisée, de telle sorte que sa face inférieure corresponde à l'endroit où passe le circuit d'eau. Comme lors des tests, une plaque de cuivre est insérée entre le refroidisseur et le substrat DCB afin de pouvoir atteindre de grandes variations de température ΔT_j, et des couches de graisses thermiques sont prise en compte aux deux interfaces substrat DCB-plaque et plaque-refroidisseur.

Pour ce qui est du module lui-même, un seul substrat parmi les trois du module SKIM63 est modélisé, les substrats latéraux n'étant pas testés au cours des essais. Pour la même raison, seules les

puces IGBTs sont représentées, les diodes ne faisant elles non plus pas parties de l'étude. Aussi, par soucis de simplification, la division en quatre pads indépendants des métallisations de puce n'a pas été prise en compte. La Figure II.16 montre les détails de la modélisation du substrat SKIM63.

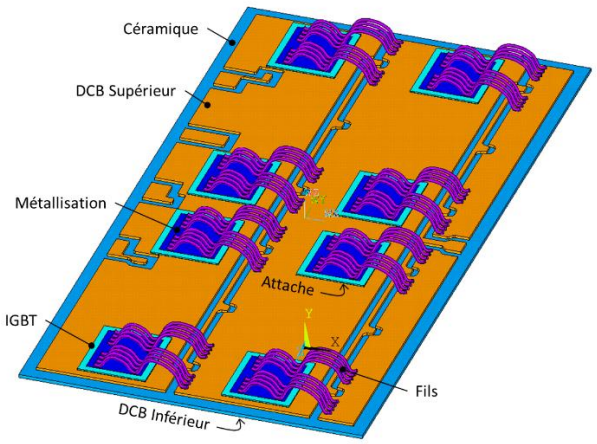


Figure II.16: Détails du modèle géométrique du substrat SKIM63

Finalement, l'ensemble des dimensions des différentes couches du substrat DCB est obtenu soit par mesure via l'appareil MircoVu, soit tiré de la documentation technique [Hau13]. Ces données sont résumées dans le tableau II.4.

Tableau II.4: Matériaux et dimensions des différentes couches du substrat SKIM63

Paramètres	Matériau	Epaisseur (µm)	Dimensions (mm x mm)
Fil	Aluminium	∅ 380µm	-
Métallisation (IGBT)	Aluminium	10	6,2 x 7,6
IGBT	Silicium	140	7,7 x 9,1
Attache de Puce (IGBT)	Argent	20	voir IGBT
Céramique	Al_2O_3	380	39 x 78
DCB Supérieur & Inférieur	Cuivre	300	36 x 75
Interface Thermique n°1 (TIM1)	Graisse Thermique	100	38 x 77
Plaque	Aluminium	5000	170 x 124
Interface Thermique n°2 (TIM2)	Graisse Thermique	100	170 x 124
Refroidisseur	Aluminium	10000	170 x 124

3.1.2. Propriétés des matériaux

Dans l'étude, un modèle de matériaux personnalisé est construit à partir des données de la littérature. La documentation technique du module SKIM63 [Hau13] fournit la nature des matériaux constituant l'assemblage. Ces informations sont données dans le tableau II.4.

Ainsi, le substrat DCB du module SKIM63 possède une structure classique avec une céramique d'alumine Al_2O_3 métallisée de part et d'autre de cuivre. Les fils et métallisations sont en aluminium, la puce IGBT en silicium. Une des particularités du module SKIM63 déjà énoncée précédemment est qu'il possède une attache de puce réalisée par frittage d'une nano-poudre d'argent. Concernant le système de refroidissement, le refroidisseur et la plaque sont en aluminium, et les interfaces thermiques assurant une bonne continuité du flux de chaleur sont réalisées par application d'une graisse thermique.

Les propriétés électriques, thermiques et mécaniques de l'ensemble de ces matériaux sont présentées dans le tableau II.5. L'ensemble des données est tiré de [Sha00], ainsi que de [Gob10] pour l'attache en frittage d'argent.

Tableau II.5: Propriétés des matériaux utilisées dans la simulation

	Al	Si	Cu	Al_2O_3	Ag	TIM
Densité	2700	2330	8960	3780	7350	-
CTE (ppm/K)	23.5	4.1	17	8	19.6	-
Mod. Young (GPa)	76	131	97	370	6.28	-
Coef. Poisson	0.33	0.3	0.34	0.2	0.37	-
Propriétés Non-linéaires	Fig. II.17	-	Fig. II.17	-	-	-
Cond. Thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	238	124	390	24	250	2
Capa. Thermique ($J.Kg^{-1}K^{-1}$)	897	750	390	830	230	-
Résistivité Electrique (Ω.m)	27.10^{-9}	texte	17.10^{-9}	1.10^{12}	4.10^{-8}	1.10^{20}

Pour ce qui est de la modélisation électrique des puces IGBTs, les pertes par conduction sont les seules prises en compte, les PCTs ayant été réalisés en mode DC. Il n'est pas nécessaire d'établir un modèle complexe du fonctionnement électrique de ces puces, car l'intérêt ici est uniquement de représenter fidèlement les pertes en conduction en fonction de la température de manière à obtenir les bons gradients thermiques au niveau des fils et métallisations. De ce fait, une puce IGBT peut être modélisée par une simple couche conductrice de silicium caractérisée par une résistivité anisotropique. Cette résistivité est définie de telles sorte que le flux de courant soit uniquement vertical afin de rendre compte du comportement des cellules élémentaires constituants la puce.

Pour ce faire, les valeurs des résistivités dans le plan doivent être suffisamment élevées pour assurer un flux uniquement vertical. Ainsi, elles sont définies comme suit :

$$\rho_{IGBT,x} = \rho_{IGBT,y} = 10^6\ \Omega.m \qquad \text{II.7}$$

Tandis que la résistivité selon z est fixée de telle sorte que la tension V_{CE} obtenue en simulation soit la même que celle mesurée au cours des PCTs. Pour définir cette résistivité, les courbes caractéristiques I-V sont tracées selon la température T_j à l'aide d'un dispositif de mesure (Keysight Curve Tracer B15105). De ces courbes peut être extraits la loi suivante :

$$V_{CE}(T_j) = k_1(T_j)\, I_c^{k_2(T_j)} + k_3(T_j) \qquad \text{II.8}$$

Avec :

$$\begin{cases} k_1(T_j) = 4.75 \times 10^{-5}\ T_j\ + 0.01394 \\ k_2(T_j) = 1.99 \times 10^{-4}\ T_j\ + 0.7453 \\ k_3(T_j) = -1.57 \times 10^{-3}\ T_j\ + 0.8069 \end{cases} \qquad \text{II.9}$$

La figure II.17 représente les caractéristiques I-V mesurées ainsi que le modèle calculé ci-dessus. La résistivité $\rho_{IGBT,z}$ selon z de la puce IGBT peut finalement être calculée de la manière suivante :

$$\rho_{IGBT,z}(T_j) = \frac{V_{CE}(T_j)}{I_c} * \frac{S_{IGBT}}{e_{IGBT}} \qquad \text{II.10}$$

Avec S_{IGBT} et e_{IGBT} la surface et l'épaisseur des puces IGBTs définies dans la simulation (cf. tableau II.4).

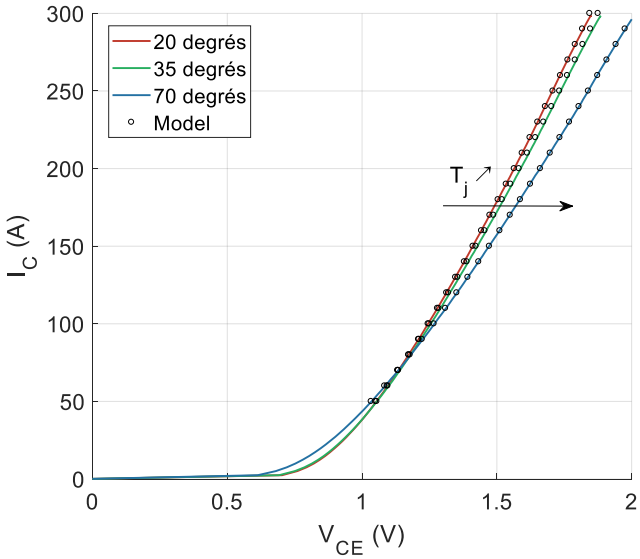


Figure II.17: Caractéristique I-V des DUTs du module SKIM63

Côté mécanique, le silicium et l'alumine sont des matériaux fragiles et ne se déforment donc que dans le domaine élastique. Aussi, leurs propriétés mécaniques sont définies de manière purement linéaire, avec d'une part le module de Young E et d'autre part le coefficient de poisson v.

Il a été montré dans le chapitre I (cf. § 3.1.2) que l'attache de puce en argent fritté, comme tous les métaux soumis à de hautes températures et à de fortes contraintes mécaniques, a un comportement viscoplastique. Cependant, l'étude présentée ici ne se concentre que sur les fils et métallisations. Utiliser des propriétés non-linéaires pour l'ensemble des attaches de puce complexifierait inutilement la simulation, sans que cela ne fournisse davantage d'informations sur les déformations au niveau des fils et

métallisations. En effet, le silicium étant très rigide, il est raisonnable de penser qu'il absorbe une grande partie des déformations de l'attache de puce sans les transmettre à la métallisation et aux fils. C'est pourquoi l'étude s'est limitée ici à des propriétés mécaniques linéaires pour l'argent constituant les attaches de puces.

De la même manière, par simplification, les propriétés mécaniques du cuivre constituant le substrat DCB et de l'aluminium de la plaque et du refroidisseur sont définies de manière purement linéaire.

Finalement, nous avons considéré que l'aluminium des fils et métallisations se déformait dans le domaine élasto-plastique, c'est-à-dire de manière non réversible. C'est cette déformation qui mène à l'apparition et à l'accumulation de dégradations. De ce fait, une loi de déformation de type non linéaire tirée de la courbe figure II.18 est utilisée pour décrire le comportement de l'aluminium des fils et métallisations.

Il a été montré dans le chapitre I (cf. § 5.1.1) que la durée d'injection de la puissance t_{ON} avait un impact sur le nombre de cycle à défaillance N_f. De ce fait, il est vraisemblable de penser que les fils et métallisation soient aussi le lieu de déformations dépendantes du temps, de type viscoplasticité. Cette viscoplasticité n'est ici pas prise en compte, mais fera l'objet d'une étude plus poussée dans la suite. Finalement, dans cette étude, l'ensemble des contacts électrique, thermique et mécanique sont considérés parfaits.

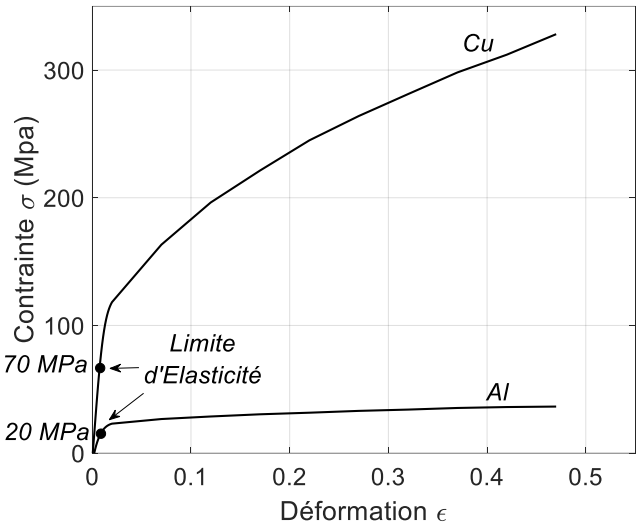


Figure II.18: Lois de comportement élasto-plastique de l'aluminium et du cuivre [Nag00] [Sha00]

3.2. Simulation

3.2.1. Protocole

La simulation électro-thermo-mécanique consiste à reproduire les PCTs réalisés expérimentalement afin de calculer numériquement les variations de déformations élastique $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ induites sur un cycle thermique (ΔT_j, t_{ON}) au niveau des fils et métallisations.

Pour ce faire, le courant de puissance I_{load} est appliqué au modèle pendant une durée t_{ON} puis est coupé pendant une durée t_{OFF} afin d'induire une phase d'échauffement (par effet Joule) puis de refroidissement comme c'est le cas au cours des tests expérimentaux. Les mêmes paramétrages {ΔT_j, $T_{j,min}$, t_{ON}} que ceux appliqués au cours des PCTs (présentés tableau II.1) sont utilisés ici pour la simulation. La

température $T_{j,min}$ est ainsi fixée à 35°C, tandis que les trois variations de température ΔT_j sont conservées à 110, 90 et 70°C.

En revanche, quelques différences concernant les durées t_{OFF} sont présentes entre PCTs et simulations afin de revenir à l'équilibre thermique en fin de chaque cycle. La durée t_{OFF} qui était de 6s pour les PCTs a été allongée dans la simulation à 10s pour pouvoir atteindre de nouveau la température de référence $T_{j,min}$. Par ailleurs, aucune loi de comportement dépendante du temps n'a été définie dans le modèle de matériaux. Aussi, la modification de la durée t_{OFF} en simulation ne devrait pas avoir d'impact sur les résultats. Aussi, seules les simulations pour une durée t_{ON} de 3s sont réalisées. Pour rappel, l'effet du t_{ON} sur la durée de vie du module ne sera traité que dans un second temps de manière empirique à partir des résultats des essais de cyclage.

Finalement, la simulation de cinq cycles est nécessaire pour atteindre des valeurs de déformations à peu près stabilisées. La figure II.19 schématise les cycles de courant injecté lors de la simulation.

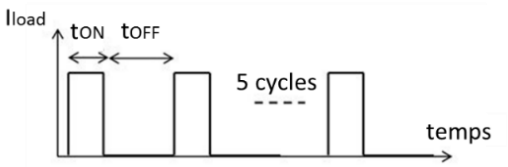


Figure II.19: Schéma de la simulation des 5 cycles

3.2.2. Conditions limites

Pour ce qui des conditions limites, côté électrique, le courant de puissance I_{load} est injecté dans la piste de cuivre du DCB en contact avec le collecteur du DUT supérieur (piste bleue figure II.20), tandis qu'une tension de référence de 0V est appliquée sur la piste de cuivre en contact avec l'émetteur du DUT inférieur (piste rouge figure II.20). Les valeurs des courants I_{load} utilisés dans la simulation pour atteindre les variations ΔT_j souhaitées sont présentées tableau II.6. Ces valeurs sont proches des valeurs utilisées pour les PCTs (cf. tableau II.1), ce qui indique que le modèle électrothermique réalisé est tout à fait acceptable.

Tableau II.6: Courants de puissance I_{load} utilisé en simulation

ΔT_j (°C)	110	90	70
I_{load} (A)	272	256	225

Côté thermique, une convection thermique caractérisée par une température de référence T_∞ de 35°C et un coefficient de convection h de 4000 W/m².K est appliquée sous le refroidisseur afin de simuler la circulation d'eau forcée utilisée dans les PCTs. Le coefficient de convection dépend de la nature du fluide utilisé, de sa température et du type d'écoulement appliqué (naturelle, forcée…). Pour une convection forcée à eau, il peut être compris entre 100 et 15000 W/m².K. Dans le modèle établi ici, la température T_∞ et le coefficient h ont été calibrés au départ de telle sorte que la valeur de la température $T_{j,min}$ soit conservée à 35°C au cours des cinq cycles, et que la variation de température ΔT_j soit de 110°C pour un courant I_{load} proche de celui utilisé dans les PCTs pour les mêmes conditions. L'ensemble des autres faces du modèle est considéré adiabatique et une température uniforme de 35°C leur est appliquée à l'instant initial.

Côté mécanique, trois des sommets du substrat DCB sont contraints : le premier dans toutes les directions, le second selon la verticale et selon l'une des directions du plan et finalement le dernier uniquement selon la verticale. Ces contraintes assurent le minimum de conditions limites afin que le substrat DCB puisse se déformer dans toutes les directions sans qu'il puisse "décoller" ni pivoter (cf. figure II.20).

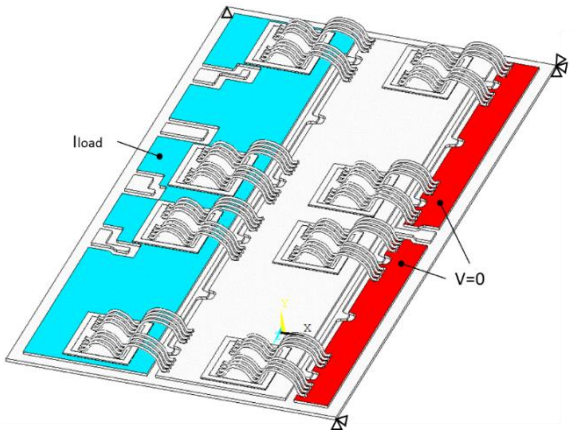


Figure II.20: Conditions limites électriques et mécaniques appliquées au modèle

Dans un premier temps, la simulation électrothermique est réalisée afin d'obtenir l'évolution des champs de températures qui devraient être présents au sein du module au cours des cycles. Cette simulation est réalisée avec les conditions aux limites indiquées plus ci-dessus ; les valeurs des courants injectés (tableau II.6) permettent d'obtenir les variations ΔT_j (données tableau II.6) pour une durée t_{ON} fixée à 3s. La valeur de T_j obtenue en simulation correspond à la valeur moyennée de la température sur les surfaces actives des 4 puces (supérieures ou inférieures), de manière similaire à une valeur obtenue par un TSEP (cf. chapitre I, § 4.1.1).

Dans un second temps, les champs thermiques ainsi obtenus sur les cinq cycles sont injectés dans une simulation mécanique afin d'obtenir finalement les variations de déformations élastique et plastique $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ le long des cycles.

3.2.3. Réduction du modèle mécanique

Alors que l'ensemble du modèle (figure II.15) est pris en compte dans la simulation électrothermique, ce n'est pas le cas dans la simulation mécanique. En effet, dans la simulation électrothermique, il est nécessaire de prendre en compte l'ensemble des puces IGBTs participant au flux de chaleur, ainsi que l'ensemble du système de refroidissement afin d'obtenir les mêmes gradients de température qu'au cours des tests de vieillissement.

Dans le cas de la simulation mécanique, où l'on s'intéresse aux déformations au niveau des contacts et de la métallisation de puce en aluminium, l'impact mécanique dû aux couches inférieures est largement écranté par la rigidité de la puce en silicium. Ainsi, afin d'alléger la simulation, la partie du modèle pris en compte est simplement réduit à une puce IGBT unique avec le substrat DCB (figure II.21). Ce modèle géométrique devrait fournir des résultats représentatifs de ce qui se passe dans les interconnexions supérieures de chaque puce.

Finalement, la simulation thermomécanique est réalisée avec les cartographies thermiques obtenues lors du calcul électrothermique. La puce IGBT choisie est une des puces centrales du substrat DCB, puces soumises à des températures plus élevées que les puces latérales, et fait partie du DUT

supérieur. Les parties de la métallisation supérieure en cuivre du substrat superflues ont aussi été supprimées (cf. figure II.21).

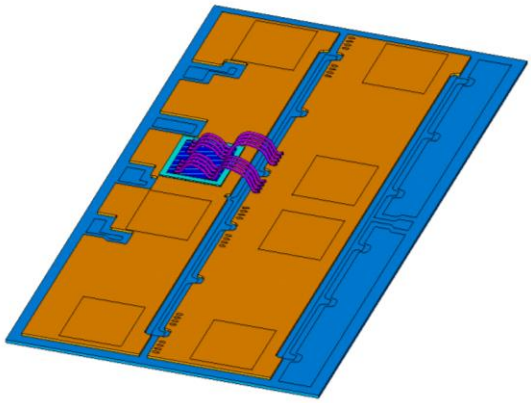


Figure II.21: Modèle réduit pour la simulation thermomécanique

3.3. Résultats de simulation

A partir des simulations électrothermique et thermomécanique peuvent être extraites l'évolution de la température T_j du DUT supérieur du substrat DCB modélisé, ainsi que la variation de déformations élastique et plastique $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ associées. Les résultats pour une variation ΔT_j de 110°C sont présentés figure II.22. Un focus a été fait sur les trois derniers cycles simulés. Le premier graphe représente la variation de température T_j obtenue avec la simulation électrothermique, tandis que les déformations correspondantes $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ obtenues par la simulation mécanique sont présentés en dessous. Le détail des calculs de ces valeurs sera présenté dans la suite (cf. § 3.3.2). Pour rappel, l'ensemble des simulations est réalisé pour une durée t_{ON} de 3s.

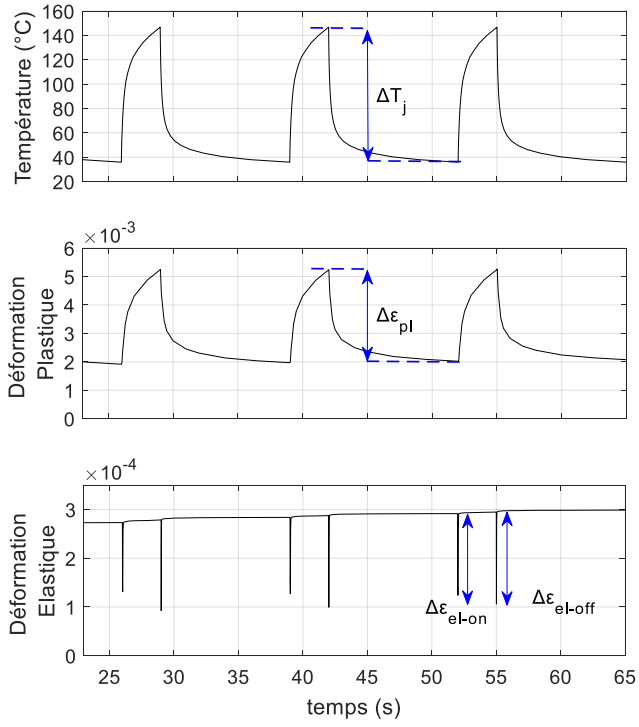


Figure II.22: Evolution de la température T_j (en haut), de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ (au milieu) et de la déformation élastique $\Delta\varepsilon_{el}$ (en bas) sur les trois derniers cycles simulés pour un ΔT_j de 110°C

3.3.1. Résultats thermiques

La température T_j présentée figure II.22 correspond à la température moyenne du DUT supérieur du substrat DCB. Cette température est obtenue en réalisant la moyenne des températures des faces supérieures des quatre puces IGBTs constituants le DUT (cf. figure II.23).

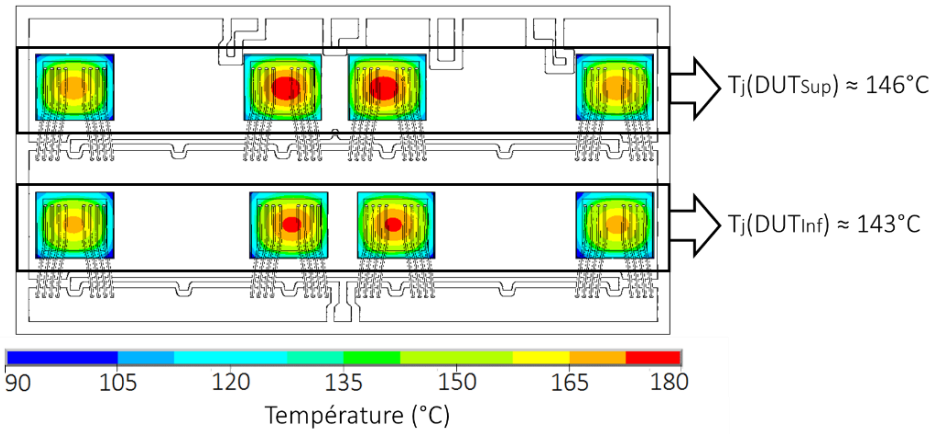


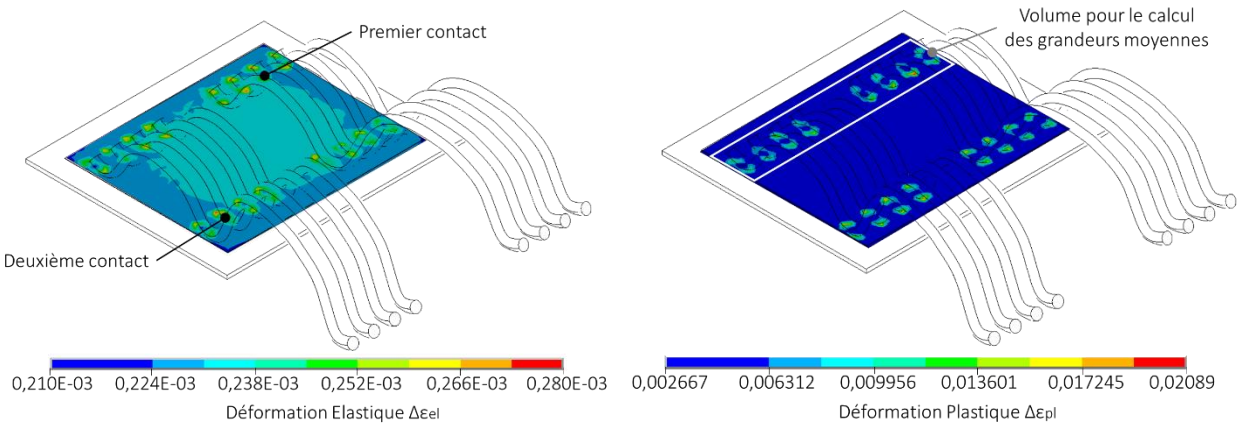
Figure II.23: Calcul de la température T_j des DUTs supérieur et inférieur du module SKIM63 à la fin de la phase d'échauffement pour ΔT_j=110°C

D'après la figure II.23, ce sont bien les puces centrales qui sont soumises aux températures les plus élevées. De plus, le calcul de la température T_j pour les deux DUTs du substrat DCB indique que la température du DUT supérieur est légèrement plus élevée que celle du DUT inférieur. Cette différence est très certainement due à la découpe du DCB dans la partie supérieure du substrat qui rend moins efficace l'évacuation de la chaleur. Néanmoins, l'effet de cette légère différence de température T_j sur la dégradation n'est pas visible car les tests expérimentaux ont montré que la défaillance du module pouvait tout aussi bien être déclenchée par le DUT supérieur que par le DUT inférieur.

3.3.2. Résultats mécaniques

Les déformations élastique et plastique ε_{el} et ε_{pl} présentées figure II.22 correspondent aux déformations de la métallisation et des fils de la puce. Dans cette simulation, le contact est considéré parfait. Aussi, pour plus de visibilité, les résultats mécaniques dans la suite ne seront présentés qu'au niveau de la métallisation, les déformations étant similaires dans la zone infiniment proche d'un côté ou de l'autre du contact.

La figure II.24 présente les déformations obtenues au niveau de la métallisation à la fin d'une phase d'échauffement pour une variation ΔT_j de 110°C. Afin d'éviter une mauvaise interprétation des résultats due à la présence de valeurs singulières au niveau du contact, une moyenne de la déformation élastique ε_{el} et plastique ε_{pl} est calculée sur un volume défini. Le volume choisi est présenté figure II.24(b), délimité par le cadre blanc et l'épaisseur de la métallisation. Il comprend tous les premiers contacts fils-métallisation, tandis que les seconds contacts sont visibles dans la partie inférieure de la métallisation. Il a été observé en effet lors des analyses post-mortem réalisées à la suite des PCTs que c'était ce premier contact qui présentait le plus de dégradations et qui en conséquence se rompait le premier.



(a) *(b)*

Figure II.24: Déformations élastique $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ au niveau de la métallisation à la fin d'une phase d'échauffement pour ΔT_j=110°C

Le calcul de la moyenne des déformations élastiques ε_{el} et plastiques ε_{pl} sur le volume choisi s'effectue de la manière suivante :

$$x = \frac{\sum_i x_i * v_i}{\sum_i v_i} \qquad \text{II.11}$$

Avec x la valeur moyennée de la grandeur d'intérêt, soit ε_{el} ou ε_{pl}. L'entier i correspondant au numéro de l'élément considéré dans le volume choisi, avec en conséquence x_i la valeur de la grandeur d'intérêt de cet élément et v_i le volume de cet élément. La somme est effectuée sur l'ensemble des éléments contenus dans le volume.

C'est suivant ce calcul qu'ont été calculées les déformations ε_{el} et ε_{pl} présentées figure II.22. Elles sont relevées dans la simulation sous leur forme équivalente, aussi appelée de von Mises. Au niveau du contact fils-métallisation apparaissent, pendant le cyclage, des forces successives de traction et de compression. En effet, lors de l'échauffement, l'aluminium du fils et de la métallisation se dilate et le contact expérimente en conséquence une phase de compression. Au contraire, lors du refroidissement, l'aluminium cette fois-ci se contracte ce qui fait naître au contact des forces de traction. Ces sollicitations s'accompagnent de déformations élastiques et plastiques, d'où leurs évolutions figure II.22.

La variation de déformation plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ sur un cycle se calcule directement à partir de la courbe, tandis que la variation de déformation élastique $\Delta\varepsilon_{el}$ sur un cycle s'effectue en sommant les déformations élastiques pendant la phase d'échauffement $\Delta\varepsilon_{el\text{-}on}$ et de refroidissement $\Delta\varepsilon_{el\text{-}off}$. Les résultats obtenus indiquent bien qu'au bout de cinq cycles, les variations $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ sont quasiment stabilisées.

Ainsi, seules les valeurs des variations $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ sur le cinquième et dernier cycle sont conservés pour l'établissement du modèle de durée de vie. Ces grandeurs sont calculées pour les trois conditions de contrainte thermique choisies, soit pour des variations ΔT_j de 110, 90 et 70°C. L'ensemble des résultats est présenté tableau II.7.

Tableau II.7: Variations des déformations élastiques $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ par cycle pour des ΔT_j de 110, 90 et 70°C (t_{ON}=3s)

ΔT_j (°C)	$\Delta\varepsilon_{el}$	$\Delta\varepsilon_{pl}$
110	5.93e-4	3.17e-3
90	5.78e-4	2.46e-3
70	5.62e-4	1.81e-3

En conclusion, les variations de déformations élastiques et plastiques $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ induites lors d'un cycle de contrainte ont pu être calculées pour des conditions similaires à celles utilisées expérimentalement dans les PCTs. Ces variations $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ peuvent être en conséquence reliées à la durée de vie N_f leur correspondant obtenue avec les tests. Cette relation, établie pour des conditions accélérées, peut ensuite être extrapolée vers les faibles contraintes pour construire le modèle de durée de vie.

4. Modèle de durée de vie

4.1. Evolution des déformations en fonction de N_f et ΔT_j

A partir des résultats expérimentaux et numériques obtenus dans les paragraphes précédents, il est possible de tracer l'évolution des déformations élastique $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ en fonction du nombre de cycle à défaillance N_f pour des variations ΔT_j de 70, 90 et 110°C (cf. tableaux II.2 & II.7). D'après la littérature [Man66], une évolution linéaire en échelle logarithmique est attenue, comme montrée figure II.25.

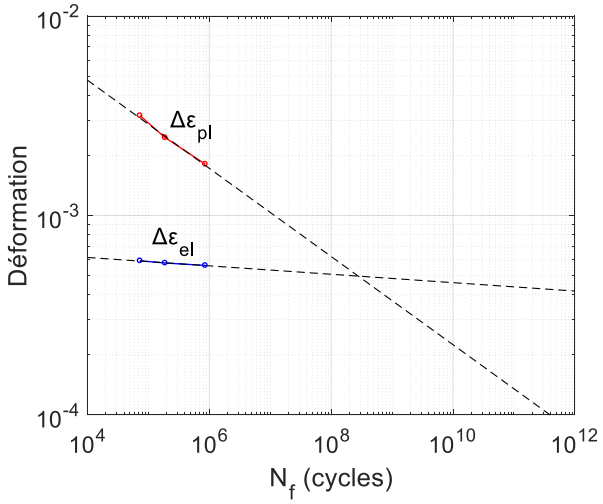


Figure II.25: Dépendance de $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ calculées sur un cycle en fonction de la durée de vie N_f du module SKIM63 obtenue par les PCTs

Ainsi, à partir de ces trois points obtenus pour les trois variations ΔT_j citées, les relations suivantes peuvent être identifiées :

$$\Delta\varepsilon_{el} = A.N_f^{-a} \quad \text{II.12}$$

$$\Delta\varepsilon_{pl} = B.N_f^{-b} \quad \text{II.13}$$

Avec $A = 7.48 \times 10^{-4}$, $a = 2.11 \times 10^{-2}$, $B = 3.66 \times 10^{-2}$, et $b = 0.221$.

Pour rappel, le modèle numérique établi ne prend pas en compte l'influence de la durée d'application des contraintes thermiques t_{ON} sur la réponse mécanique de l'assemblage du module, car la loi de comportement mécanique de l'aluminium n'est définie que dans le domaine élasto-plastique. Néanmoins, comme il est supposé que l'amplitude des déformations impacte directement la durée de vie du module, les équations II.12 et II.13 restent valides peu importe la durée t_{ON}. Aussi, les résultats obtenus pour une durée t_{ON} de 3s peuvent être identifiés comme une référence relative. Les résultats expérimentaux du nombre de cycle à défaillance N_f pour t_{ON} égale à 20s sont alors utilisés pour obtenir les variations $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ correspondantes (cf. tableau II.3). Les résultats sont présentés tableau II.8.

Tableau II.8: Variations des déformations élastiques $\Delta\varepsilon_{el}$ et plastique $\Delta\varepsilon_{pl}$ par cycle pour des ΔT_j de 110, 90 et 70°C (t_{ON}=20s)

ΔT_j (°C)	$\Delta\varepsilon_{el}$	$\Delta\varepsilon_{pl}$
110	5.99e-4	4.18e-3
90	5.87e-4	3.49e-3
70	5.68e-4	2.60e-3

En plus de simulations réalisées pour des variations ΔT_j de 70, 90 et 110°C, d'autres simulations électro-thermo-mécaniques sont réalisées pour des variations ΔT_j plus faibles, correspondant au fonctionnement normal du module. L'amplitude des déformations $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ est de nouveau calculée sur un cycle de contrainte de la même manière que précédemment. Ainsi, il est possible de tracer l'évolution de $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ en fonction de la variation ΔT_j imposée. Les résultats sont présentés figure II.26. L'évolution de l'amplitude des déformations totales $\Delta\varepsilon_t$ sur un cycle en fonction de ΔT_j est aussi représentée selon l'expression :

$$\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_{el} + \Delta\varepsilon_{pl} = A.N_f^{-a} + B.N_f^{-b} \quad \text{II.14}$$

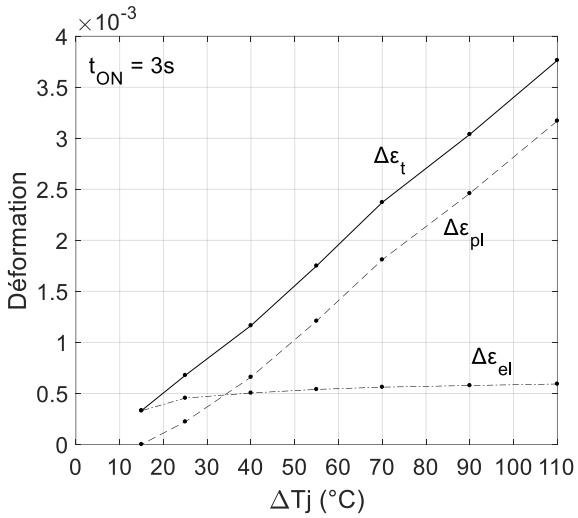


Figure II.26: Evolution des déformations induite sur un cycle $\Delta\varepsilon_{el}$, $\Delta\varepsilon_{pl}$, et $\Delta\varepsilon_t$ en fonction de la variation ΔT_j pour une durée t_{ON} de 3s

Théoriquement, la variation de la déformation élastique sur un cycle $\Delta\varepsilon_{el}$ devrait être nulle lorsqu'aucune variation ΔT_j n'est imposée au module. La figure II.26 montre ensuite qu'elle augmente rapidement jusqu'à atteindre une valeur de saturation proche de 5.10^{-4} à partir de ΔT_j égale à 30°C. De plus, d'après la figure II.26, la variation de déformation plastique sur un cycle $\Delta\varepsilon_{pl}$ apparait à partir de ΔT_j égale à 15°C, puis semble évoluer linéairement avec ΔT_j. Pour ΔT_j égale à 35°C, les variations $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ sont équivalentes.

Compte tenu de ces observations, il est possible d'exprimer l'amplitude des déformations totales $\Delta\varepsilon_t$ sur un cycle en fonction de la variation ΔT_j selon l'équation :

$$\Delta\varepsilon_t \approx k\,\Delta T_j \qquad \text{II.15}$$

Pour une variation ΔT_j donnée, une variation de déformation inélastique sur un cycle plus importante est attendue si la durée d'application de la contrainte t_{ON} est plus grande. Aussi, le coefficient k de l'équation II.15 est dépendant du paramètre t_{ON}. Pour une durée t_{ON} égale à 0s, c'est-à-dire lorsqu'aucune contrainte n'est appliquée au module, l'amplitude de la déformation totale $\Delta\varepsilon_t$ sur un cycle est nulle. De ce fait, le coefficient k doit être dans ce cas égal à zéro. Suivant ces observations, une relation entre k et t_{ON} est proposée :

$$k \approx \alpha.\, t_{ON}^{\beta} \qquad \text{II.16}$$

A partir des tableaux II.7 et II.8, les valeurs de k pour les durées t_{ON} de 3 et 20s peuvent être calculées : $k_{3s} \approx 3.6 \times 10^{-5} K^{-1}$ et $k_{20s} \approx 3.8 \times 10^{-5} K^{-1}$. Ainsi, les paramètres α et β peuvent être identifiés : $\alpha = 3.18 \times 10^{-5}$ et $\beta = 6.6 \times 10^{-2}$.

4.2. Extrapolation vers les faibles ΔT_j

Afin d'obtenir le nombre de cycle à défaillance N_f pour de faibles variations ΔT_j, les relations équations II.12 et II.13 sont étendues sur l'échelle des N_f, comme présentées figure II.27. L'évolution de

l'amplitude de la déformation totale sur un cycle $\Delta\varepsilon_t$ en fonction de N_f peut aussi être tracée selon l'équation II.14.

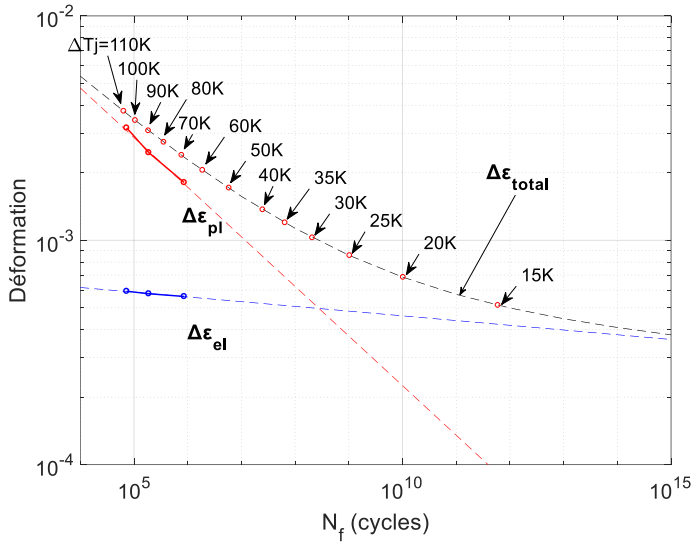


Figure II.27: Variation de déformation totale $\Delta\varepsilon_t$ induite par cycle en fonction de la durée de vie Nf

En utilisant la relation II.15 reliant l'amplitude $\Delta\varepsilon_t$ à la variation ΔT_j (aussi représentée figure II.26), il est possible de placer sur la courbe en pointillée noire tracée figure II.27 l'amplitude $\Delta\varepsilon_t$ correspondant à une variation ΔT_j donnée. Ainsi, la courbe d'évolution du nombre de cycle à défaillance N_f en fonction de ΔT_j peut être extrapolée. La figure II.27 indique que pour de faibles N_f, c'est-à-dire de grandes variations ΔT_j, la déformation plastique est dominante et suit une loi de type Coffin-Manson [Man66]. En revanche, pour de grands N_f, soit de faibles ΔT_j, la déformation élastique est dominante et un comportement de fatigue suivant la loi de Basquin s'applique [Bas10] [Joa11].

En combinant les relations des équations II .14 et II.15, il est possible de relier N_f et ΔT_j selon l'équation :

$$\Delta T_j = \frac{A.N_f^{-a} + B.N_f^{-b}}{\alpha.t_{on}^{\beta}} \qquad \text{II.17}$$

Ce modèle est ensuite comparé à des résultats expérimentaux issus de la littérature [Jun17]. Ces résultats sont obtenus via la réalisation de tests similaires à ceux présentés dans ce chapitre, sur le même module SKIM63 de Semikron. Différentes durées t_{ON} ont été testées. L'ensemble des résultats est présenté figure II.28. L'ensemble des courbes pointillées correspond au modèle établi dans ce chapitre, tracé pour différentes valeurs de t_{ON}. Les points noirs correspondent aux résultats des PCTs présentés dans ce chapitre tandis que les points de couleur correspondent aux données tirées de la littérature.

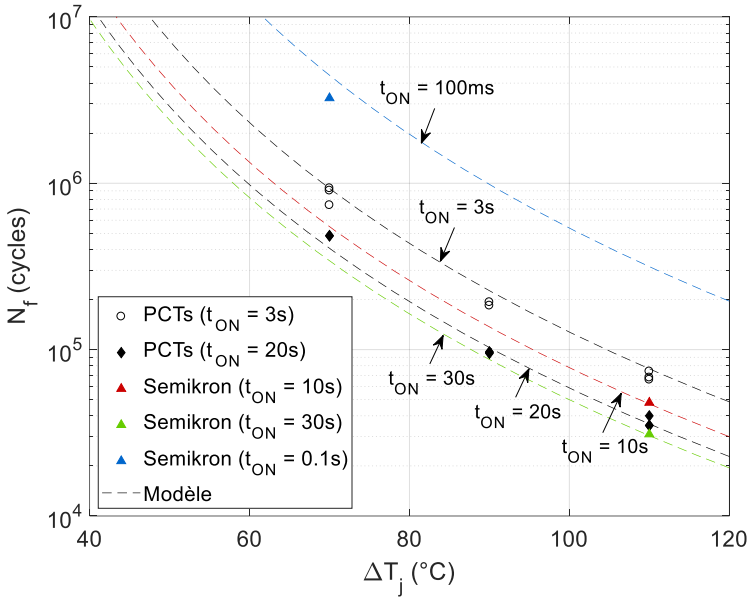


Figure II.28: Résumé des résultats des PCTs et validation du modèle de durée de vie établi

La comparaison du modèle avec les données expérimentales présentée figure II.28 fournit de bons résultats. Bien que le modèle numérique n'ait pas permit de quantifier l'impact de la durée t_{ON} sur la réponse mécanique de l'assemblage du module, l'utilisation des résultats expérimentaux permet néanmoins de construire un modèle dépendant à la fois de ΔT_j et de t_{ON}. De plus, bien que les durées t_{ON} utilisées pour l'établissement du modèle soient comprises entre 3 et 20s, le modèle donne de bonne estimation pour des durées t_{ON} en dehors de ce périmètre, comme le montre la figure II.28 avec des t_{ON} de 0.1 et 30s. Des résultats expérimentaux pour de faibles ΔT_j sont néanmoins nécessaires pour pouvoir valider l'extrapolation du modèle.

5. Conclusions

Un modèle de durée de vie physique basé sur les déformations est présenté dans ce chapitre. Ce modèle est spécifique aux dégradations des interconnexions supérieures des modules de puissance. Il est établi à partir de la combinaison de résultats expérimentaux et numériques.

Dans un premier temps, des tests de cyclage accélérés sont mis en œuvre dans le but de pouvoir obtenir le nombre de cycle à défaillance N_f pour des conditions {ΔT_j, $T_{j,min}$, t_{ON}} données. Le choix du module est primordial pour pouvoir initier des dégradations uniquement au niveau des fils et métallisations. Ainsi, c'est le module SKIM63 de Semikron qui a été choisi. Le choix de ce module s'est révélé efficace puisque les seules dégradations observées ont été la levée de fils et la reconstruction de la métallisation.

Dans un second temps, des simulations électro-thermo-mécaniques sont réalisées sur un modèle numérique du module SKIM63. Ces simulations permettent de quantifier l'amplitude des déformations induites dans la zone des fils et métallisations lors de l'application d'une contrainte thermique. Les mêmes conditions {ΔT_j, $T_{j,min}$, t_{ON}} que celles utilisées lors des tests sont reproduites en simulation. Ainsi, l'amplitude des déformations induite sur un cycle peut être reliée au nombre de cycle N_f requis pour atteindre la défaillance du module. Les résultats obtenus sont par la suite extrapolés vers des conditions de fonctionnement moins sévères pour obtenir le modèle de durée de vie. La validité du modèle est confirmée par la comparaison avec des résultats tirés de la littérature.

L'une des principales limites de ce modèle réside néanmoins dans la non prise en compte de l'impact de la durée d'application de la contrainte thermique t_{ON} sur la réponse mécanique de l'assemblage du module SKIM63. En effet, la loi de comportement mécanique de l'aluminium dans le modèle numérique est uniquement définie de manière élasto-plastique, les lois de déformation viscoplastique étant rare dans la littérature. Le paramètre t_{ON} est toutefois inclus dans le modèle de durée de vie via l'utilisation des résultats expérimentaux des tests de cyclage accéléré. De cette manière, l'impact du t_{ON} sur la durée de vie du module est pris en compte, et les résultats obtenus semblent correct. Cependant, l'ajout d'une loi de déformation viscoplastique pour l'aluminium dans le modèle numérique peut être utile pour permettre de valider certaines hypothèses avancées dans ce chapitre.

Chapitre III

Analyse de l'évolution de l'endommagement au niveau des interconnexions supérieures

Chapitre III.
Analyse de l'évolution de l'endommagement au niveau des interconnexions supérieures

1. Introduction

Les chapitre III et IV sont consacrés à l'établissement d'un second modèle de durée de vie physique, cette fois-ci basé sur les dégradations. Tout comme c'était le cas pour le premier modèle, ce second modèle est spécifique aux dégradations des interconnexions supérieures des modules de puissance. Dans ce chapitre, au préalable de l'établissement du modèle, une analyse de l'endommagement présent au niveau des fils et métallisations est effectuée.

Le but de l'étude est de comprendre comment évoluent les dégradations avec le vieillissement, et dans quelles mesures ces dégradations ont un effet sur les grandeurs électriques du module. Ainsi, l'évolution de l'endommagement au niveau des interconnexions supérieures sera caractérisée électriquement. Cette évolution servira de base à l'établissement du modèle basé sur les dégradations.

Dans un premier temps, les résultats du projet "MERCE" qui avaient déjà été utilisés pour l'établissement du premier modèle sont de nouveaux exploités. En effet, des observations préliminaires peuvent être déduites des données obtenues au cours du cyclage. Ces observations permettent de donner avant tout des informations sur l'évolution de l'endommagement au cours du vieillissement, et fournissent des pistes sur la démarche à suivre dans la suite.

A la suite de ces observations, un test de cyclage accéléré spécifique est conçu afin de suivre l'endommagement dans le module. Associées à ce cyclage sont réalisées des caractérisations électriques et analyses destructives permettant de caractériser le niveau de dégradation présent pour un état de vieillissement donné. Il s'agit de mesures de résistances électriques à la fois de la métallisation et des contacts entre fils et métallisations, ainsi que des observations optiques des fissurations des contacts. Ainsi, des courbes d'évolution de paramètres électriques liés à l'endommagement sont obtenues au niveau des interconnexions supérieures.

Néanmoins, les courbes obtenues ne sont valables que pour les conditions de test du cyclage spécifique mis en œuvre. Aussi, afin de généraliser les résultats, un second cyclage spécifique similaire au premier est mis en œuvre avec des conditions de test différentes. Les mêmes analyses sont effectuées, et de nouvelles courbes d'évolution de l'endommagement en fonction du vieillissement sont obtenues. Des courbes d'évolution de l'endommagement généralisées peuvent être finalement déduites de l'analyse des résultats des deux tests de cyclage spécifiques.

Finalement, une étude numérique est mise en œuvre dans le but de traduire les résultats expérimentaux obtenus en grandeurs physiques de matériaux davantage significatives. Cette étude permettra aussi de corréler et valider la courbe d'évolution de l'endommagement et de mieux comprendre l'impact de ces dégradations sur les grandeurs électriques du module. Ces résultats serviront de base à l'établissement du modèle de durée de vie basé sur les dégradations présentés dans le quatrième chapitre.

2. Observations préliminaires – projet "MERCE"

Les tests de cyclage accélérés mis en œuvre au sein du projet "MERCE" ont été détaillés chapitre II. De ce fait, seules quelques informations essentielles sont récapitulées dans la suite.

2.1. Protocole et conditions de tests

Pour rappel, les tests de cyclage accéléré réalisés sont des tests de cyclage actif (PCT) en mode de courant continu (DC) avec une stratégie à variation de température ΔT_j constante. Le choix du dispositif s'est porté sur les modules commerciaux Semikron SKIM63, afin de concentrer l'endommagement au niveau des interconnexions supérieures, c'est-à-dire des fils et métallisations de puces.

Dans le but de suivre cet endommagement au cours des PCTs, la tension à l'état passant V_{CE} des DUTs supérieur et inférieur (Device Under Test) constituants les modules SKIM63 est mesurée. La variation de tension ΔV_{CE} obtenue est corrigée par rapport à la température T_j et au courant de puissance I_{load} afin de n'obtenir que la variation $\Delta V_{CE,\,cor}$ associée aux dégradations des fils et métallisations. Le critère de défaillance est fixé à 5% d'augmentation de $V_{CE,cor}$.

Les courbes d'évolution de la tension $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N obtenues fournissent des informations sur l'évolution de l'endommagement dans les fils et métallisations. Pour rappel, deux mécanismes de dégradations se distinguent : la reconstruction de la métallisation et la fissuration du contact entre fils et métallisations suivi du décollement des fils avec perte totale de contact.

La température de référence $T_{j,min}$ des tests du projet "MERCE" présentés dans le second chapitre était de 35°C. D'autres tests ont pu être réalisés au sein du même projet avec une température $T_{j,min}$ de 55°C dans le but de déceler son impact sur la durée de vie du module. Ainsi, dans l'étude ici présente, la température $T_{j,min}$ est fixée à 55°C pour l'ensemble des tests. En revanche, les autres paramètres de tests restent inchangés. Ainsi, la variation ΔT_j est fixée à 70, 90 et 110°C, la durée d'échauffement t_{ON} est de 3s et la durée t_{OFF} de refroidissement est de 6s. L'ensemble des conditions de tests est ainsi résumé dans le tableau III.1.

Tableau III.1 : Conditions de tests des PCTs réalisés au sein du projet "MERCE" avec $T_{j,min}$ = 55°C et t_{ON}=3s

ΔT_j		
70°C	**90°C**	**110°C**
①	②	③
I_{load} = 210 A	240 A	260 A
T_{jmax} = 125 °C	145 °C	165 °C

2.2. Résultats et observations

Les résultats d'évolution de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N obtenus au cours des PCTs sont présentés figure III.1. Le nombre de cycle N a été normalisé par rapport au nombre de cycle à défaillance N_f obtenu pour chacun des trois PCTs ①, ② et ③. Pour davantage de lisibilité, seule l'évolution des

tensions $V_{CE,cor}$ d'un module parmi les trois cyclés au cours d'un PCT est représentée, soit un DUT supérieur et un DUT inférieur.

Les résultats indiquent qu'une fois normalisées par rapport au nombre N_f, l'évolution de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N est similaire pour les trois variations ΔT_j de 70, 90 et 110°C. Cette similarité a aussi été observée sur les autres modules cyclés non présentés sur le graphe. Cette évolution peut être découpée en trois zones. Dans la première zone, la tension $V_{CE,cor}$ augmente rapidement dès le début du cyclage, pour ensuite évoluer de manière plus modérée et linéaire dans la seconde zone. Finalement, dans la dernière zone, la tension $V_{CE,cor}$ augmente par palier de façon exponentielle jusqu'à atteindre rapidement 5% d'élévation.

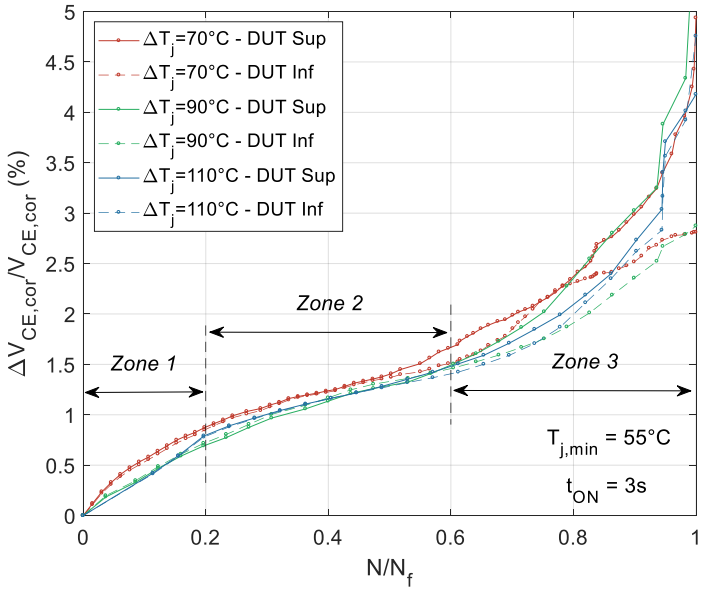


Figure III.1 : Courbe normalisée de la tension $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N pour ΔT_j = 70, 90 et 110°C, $T_{j,min}$ = 55°c et t_{ON}=3s

Ces observations permettent d'avancer quelques hypothèses vis-à-vis de l'évolution des dégradations au niveau des interconnexions supérieures. En effet, les analyses électriques et post-mortem des modules cyclés au cours de ces PCTs confirment que seuls les fils et métallisations subissent de l'endommagement (cf. chapitre II). Ainsi, l'augmentation de la tension $V_{CE,cor}$ décrite ci-dessus est uniquement due aux dégradations présentes dans cette zone.

La métallisation de puce IGBT est un film d'aluminium de seulement quelques microns d'épaisseur. De par sa position au plus proche de la puce active, elle est l'une des couches qui subit les variations de température les plus grandes. De plus, son coefficient de dilatation thermique est celui le plus éloigné du silicium, avec une valeur de 23,5 ppm/K contre 4,1 ppm/K [Bri15]. Ainsi, l'interface métallisation-puce est l'une des interfaces de l'assemblage les plus contraintes au cours du fonctionnement du module [Mar10].

Les contraintes thermomécaniques subies par la métallisation mènent à des changements importants de sa microstructure. Aussi, des phénomènes de recristallisation et de diffusion d'atomes d'aluminium sont envisagés comme étant responsable de l'apparition des dégradations dans la métallisation [Bri18]. Compte tenu de sa nature particulière, il est possible que ces phénomènes se produisent rapidement après seulement quelques cycles de contrainte, et aient un impact non négligeable sur les performances électriques du module [Mar14]. Une fois les mécanismes de dégradation initiés, le

film fin d'aluminium serait rapidement saturé en termes d'endommagement. Ce ralentissement dans la progression des dégradations aurait aussi un impact d'un point de vue électrique, comme cela a été observé dans [Pie11] [Bri15] avec une diminution du taux d'augmentation de la résistance de métallisation au bout d'un certain nombre de cycle.

Ainsi, la reconstruction de la métallisation serait responsable de l'augmentation rapide de la tension $V_{CE,cor}$ au début du cyclage associée à la zone 1. De plus, elle ne participerait pas, du moins de manière directe, à la défaillance du module vers la fin du cyclage du fait d'une possible saturation de l'endommagement au bout d'un certain nombre de cycle.

Tout comme la métallisation, le contact fils-métallisation constitue une des zones les plus contraintes de l'assemblage de par sa position au plus près de la puce. Les dégradations observées consistent en la formation et la propagation de fissures des extrémités vers l'intérieur du contact. Au bout d'un certain nombre de cycles, la fissuration est telle que le contact ne peut plus être maintenu, ce qui aboutit au décollement complet du fil de la métallisation [Cia00].

L'initiation des fissures se produit aux extrémités du contact car c'est là que les contraintes thermomécaniques sont les plus fortes. Cette initiation est favorisée par la présence de défauts induits lors du procédé de soudage par ultrasons [Agy16]. En plus de ces défauts, il a été observé que cette soudure provoquait un changement important de la structure granulaire de l'aluminium au voisinage de l'interface. En effet, les grains d'aluminium qui à l'intérieur du fil sont gros et proportionnés ont une forme beaucoup plus fine et allongés proche du contact. En effet, lors de la soudure, la température à l'interface peut être élevée ce qui mène à une recristallisation locale de l'aluminium [Agy10]. L'ensemble de ces processus induit au contact avant même la mise en fonctionnement du module participe à la formation et à la propagation des fissures.

Des phénomènes similaires à ceux présents dans la métallisation ont été avancés dans le but d'expliquer ces fissurations. Ainsi, des mécanismes micro-structurels tels que la diffusion d'atomes d'aluminium et la mise en mouvement de défauts de la structure cristalline (dislocations) auraient lieu à l'interface [Onu00]. Ces mécanismes se produiraient dès le début du cylage, des fissures ayant été observées dès le début du vieillissement [Agy16]. Ensuite, ces fissures se propageraient dans le fil, le long des joints de grains d'aluminium au voisinage de l'interface.

Ainsi, il est possible que la dégradation au niveau du contact fils-métallisations impacte la tension $V_{CE,cor}$ dès le début du cyclage. Cet impact devrait néanmoins être mesuré dans les premiers temps du cyclage, c'est-à-dire dans la zone 1, par rapport à l'impact plus important de la métallisation. Dans la zone 2, l'évolution linéaire de $V_{CE,cor}$ semble être due à la propagation à vitesse constante des fissures au contact. Finalement, l'accélération puis le décollement des fils seraient responsable de la fin de vie du module et mènerait à une augmentation soudaine de $V_{CE,cor}$ visible dans la zone 3. Chacun des sauts et paliers visibles dans cette zone pourrait ainsi être associé au décollement d'un des fils du module.

Dans le but de vérifier la validité de ces hypothèses, un test de cyclage accéléré spécifique est mis en œuvre. L'idée de ce test est de suivre l'endommagement au niveau des métallisations et contacts afin de connaître son évolution en fonction du vieillissement du module, et d'établir un lien entre dégradations et performances électriques. Dans la suite est présenté en détails le principe de ces tests et la méthodologie mise en œuvre.

3. Test de cyclage accéléré spécifique

Le principe du test de cyclage accéléré spécifique mis en œuvre dans cette étude est de suivre l'endommagement au niveau des métallisations et contacts en fonction du vieillissement du module, c'est-à-dire en fonction de la tension $V_{CE,cor}$.

3.1. Principe et méthodologie de test

En pratique, douze modules SKIM63 ont été cyclés sous les mêmes conditions de tests que dans le projet "MERCE". Ces conditions ont été choisi ainsi afin de posséder une référence de l'évolution de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N. Ainsi, la variation de température ΔT_j est fixée à 110°C, la température de référence $T_{j,min}$ à 55°C et la durée d'injection du courant t_{ON} à 3s. Ces conditions de test sont les plus sévères parmi celles présentées tableau III.1 afin de réduire la durée de l'expérimentation.

La spécificité du test est qu'au cours du vieillissement, le cyclage est interrompu pour prélever des modules à des fins de caractérisations spécifiques du vieillissement. Les modules sont prélevés à des niveaux de dégradations différents. Une fois les modules démontés du banc de test, des caractérisations électriques et analyses sont effectuées. Le but est alors d'associer à un niveau de $V_{CE,cor}$ donné une quantité de dégradations dans les métallisations et au niveau des contacts. Le cyclage des modules retirés du banc est alors totalement interrompu, c'est-à-dire qu'ils ne sont pas remontés sur le banc après avoir été analysés. L'hypothèse considérée ici est que, sous les mêmes conditions de tests, l'ensemble des douze modules se dégrade de la même manière. Cette hypothèse sera vérifiée plus bas en comparant les courbes d'évolution de $V_{CE,cor}$ en fonction de N de chacun des modules à celle obtenue pour les mêmes conditions au sein du projet "MERCE".

Pour réaliser cette comparaison, le test de cyclage accéléré spécifique mis en œuvre doit être identique au PCT réalisé dans le projet "MERCE". Ainsi, un PCT en mode DC classique avec une stratégie à ΔT_j constante via régulation de la tension de grille V_{GE} est établi (cf. chapitre II, § 2.2.1). Deux PCTs spécifiques sont nécessaires pour tester l'ensemble des douze modules, soit deux cyclages de six modules chacun.

Un banc de test similaire à celui établi pour le projet "MERCE" est donc construit dans le cadre de la thèse au sein de l'équipe TEMA du laboratoire SATIE. Le nouveau banc étant très proche de celui du projet "MERCE", seule une description succincte est proposée dans la suite (se référer chapitre II pour plus de détails).

3.2. Banc de test et mesures électriques

3.2.1. Description du banc de test

Ce nouveau banc de test, tout comme le précédant, peut être divisé en trois parties : une partie support, une partie mesure et une partie puissance et contrôle (cf. figure III.2).

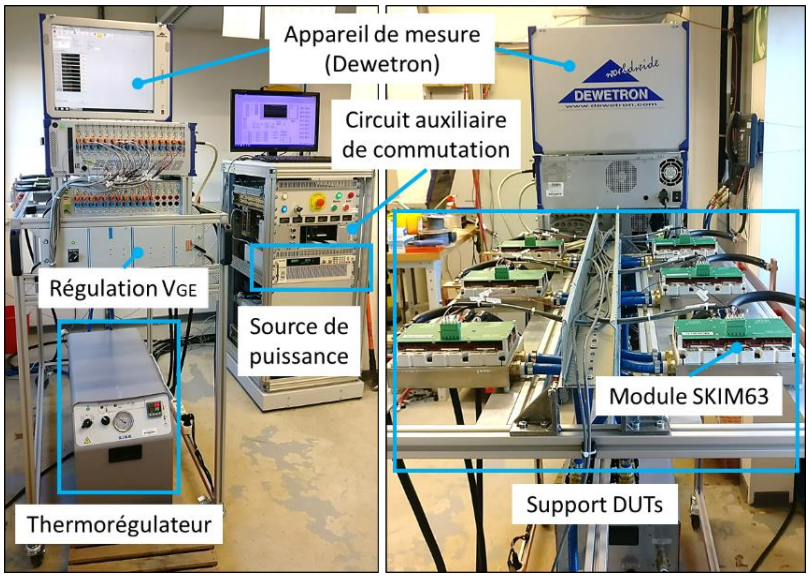


Figure III.2 : Banc de test pour le PCT spécifique

Afin d'obtenir une évolution à divers stades des dégradations au niveau des fils et métallisations, douze modules SKIM63 sont utilisés dans l'étude. Néanmoins, ces douze modules ne sont pas tous cyclés en même temps, car l'instrumentation d'un tel banc de test serait trop complexe. De ce fait, le PCT ici mis en œuvre est décomposé en deux cyclages de chacun six modules, l'ensemble étant soumis aux mêmes conditions de test {ΔT_j = 110°C, $T_{j,min}$ = 55°C, t_{ON} = 3s}. Deux rangées de trois modules mises en parallèle sont donc implémentées sur le banc de telles sortes que le principe de cyclage par rapport à celui du projet "MERCE" soit conservé (cf. figure III.3).

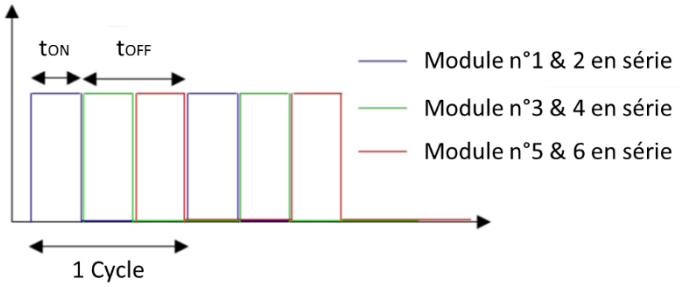


Figure III.3 : Principe du PCT mis en œuvre pour le cyclage de six modules

Côté support et mesure, l'ensemble est identique au banc établi pour le projet "MERCE" (cf. chapitre 2, § 2.3). La seule différence concerne le système de refroidissement constitué du refroidisseur à eau et de la plaque ; auparavant en aluminium, ils ont été conçus dans ce cas en cuivre afin de mieux résister à la corrosion engendrée par la circulation d'eau.

Côté puissance, une alimentation Xantrex 20V-300A permet de fournir le courant nécessaire au cyclage des six modules SKIM63. La puissance totale est séparée en trois voies d'alimentation, et deux modules SKIM63 mis en série cyclent simultanément sur chacune des voix, comme présenté figure III.3. Un circuit auxiliaire composé d'interrupteur MOSFETs permet de séquencer ce courant de puissance et de l'aiguiller vers chacune des voies de telle sorte que seuls les deux modules mis en série sur chacune des voies conduisent à la fois. Ce circuit auxiliaire est commandé par un contrôleur CompactRIO programmable

sous LabVIEW. Pendant le cyclage, l'ensemble des modules est commandé à l'état passant, c'est-à-dire pour un V_{GE}=10..15V. Le schéma du circuit de puissance est présenté figure III.4.

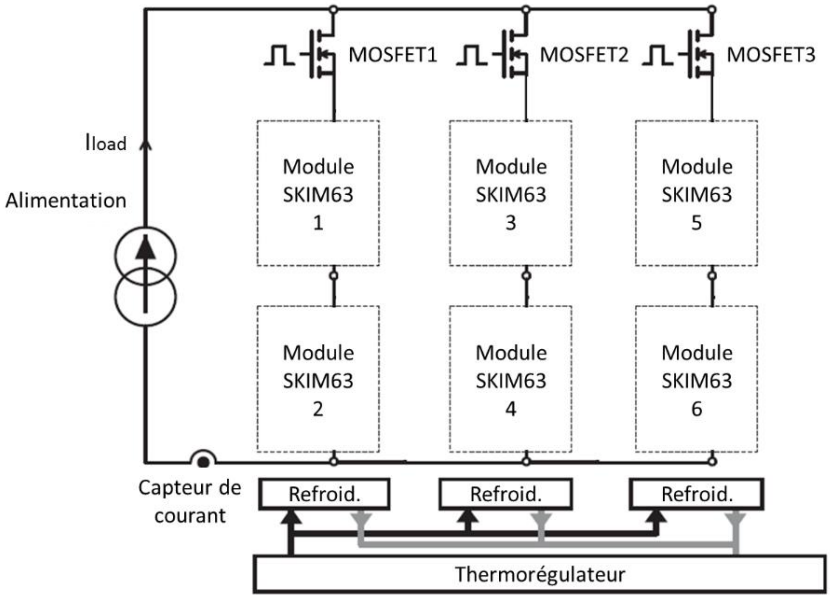


Figure III.4 : Schéma du circuit de puissance du PCT spécifique mis en œuvre

3.2.2. Mesures électriques

De la même manière que le projet "MERCE", des caractérisations électriques sont réalisées tout au long du cyclage afin de suivre les indicateurs de la dégradation. Le projet "MERCE" a mis en évidence le fait que seules les interconnexions supérieures du module SKIM63 se dégradaient pendant le cyclage, les brasures étant conservées intactes. De ce fait, il n'est plus utile de suivre la résistance thermique $R_{th,jc}$ au cours du PCT, ce qui permet d'alléger l'instrumentation du banc en supprimant l'implémentation des thermocouples pour la mesure de la température T_c. Seule la tension V_{CE} est donc mesurée au cours de ce PCT afin de suivre l'endommagement des fils et métallisations du module.

La mesure de la tension V_{CE} s'effectue lors de caractérisations électriques statiques réalisées régulièrement au cours du PCT (cf. chapitre II, § 2.4). Nous rappelons que cette tension V_{CE} est corrigée par rapport à la température T_j et au courant de puissance I_{load} afin de n'obtenir que la variation de tension $\Delta V_{CE,cor}$ induite par la dégradation des fils et métallisations.

3.3. Résultats du test

L'ensemble des résultats de l'augmentation relative de $V_{CE,cor}$ des douze modules soumis aux conditions de test {ΔT_j = 110°C, $T_{j,min}$ = 55°C, t_{ON} = 3s} est présenté dans le tableau III.2. Ces modules ayant été retirés du banc de test pour des nombres de cycle N différents, l'augmentation relative de leur tension $V_{CE,cor}$ respective est plus ou moins importante. Cela signifie qu'ils ont atteint chacun des états de vieillissement plus ou moins avancés.

Tableau III.2 : Résultats du PCT spécifique

	Module	$\Delta V_{CE,cor}/V_{CE,cor}$ (%)		N (Cycles)
		DUT Sup.	DUT Inf.	
1er Cyclage	M1.1	0.35	0.49	3000
	M1.2	0.41	0.46	6000
	M1.3	0.65	0.73	10000
	M1.4	0.76	0.69	14000
	M1.5	0.98	1.27	24000
	M1.6	1.15	1.35	30000
2ième Cyclage	M2.1	1.34	1.53	35000
	M2.2	1.76	1.70	40000
	M2.3	1.46	2.04	44000
	M2.4	1.94	3.87	48000
	M2.5	2.75	3.71	51000
	M2.6	2.84	5.42	57500

Dans la figure III.5 sont présentées les évolutions de la tension $V_{CE,cor}$ pour les douze modules cyclés. Chaque module est constitué d'un DUT supérieur et d'un DUT inférieur qui possède une évolution de la tension $V_{CE,cor}$ qui leur est propre. Ainsi, pour chaque module, deux courbes d'évolution de la tension $V_{CE,cor}$ devraient être représentées. Ici, une seule courbe par module est affichée, qui correspond à la moyenne des tensions $V_{CE,cor}$ des deux DUTs le composant. De plus, pour chacune de ces courbes, la dernière valeur est affichée. Cette dernière valeur correspond à l'état de vieillissement du module. Par exemple, le premier module n'a été cyclé que pendant 3000 cycles et sa tension $V_{CE,cor}$ n'a donc augmentée que d'environ 0,4%. La durée de vie du module SKIM63 pour ces conditions de test étant d'environ 60000 cycles, le module 1.1 n'a donc consommé que 5% de sa durée de vie totale.

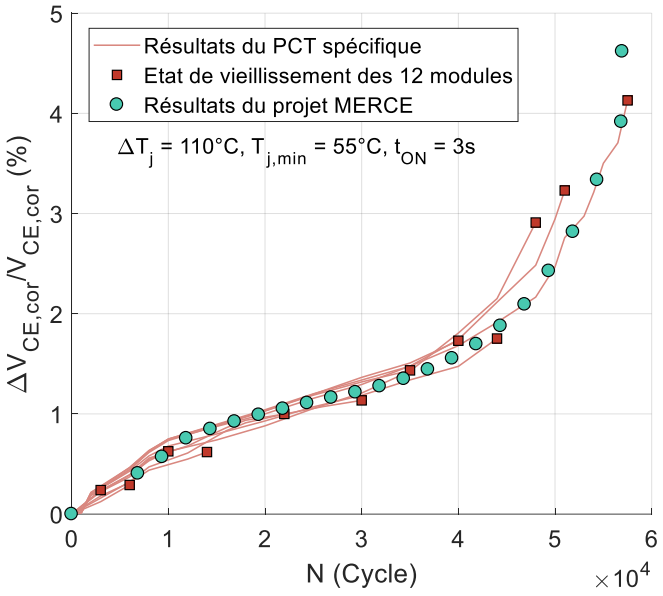


Figure III.5 : Résultats du PCT spécifique comparés aux résultats du projet MERCE pour les conditions de test {ΔT_j = 110°C, $T_{j,min}$ = 55°C, t_{ON} = 3s}

En plus des résultats du PCT spécifique, la figure III.5 présente aussi les résultats obtenues dans le cadre du projet "MERCE" pour les mêmes conditions de test {ΔT_j = 110°C, $T_{j,min}$ = 55°C, t_{ON} = 3s}. La courbe présentée correspond à la moyenne de l'ensemble des tensions $V_{CE,cor}$ obtenu au cours du PCT réalisé dans le projet "MERCE", soit six tensions $V_{CE,cor}$ (trois modules cyclés composés de deux DUTs chacun, cf. chapitre II, § 2.1). En comparant cette courbe aux résultats obtenus avec le PCT spécifique, malgré quelques écarts, l'homogénéité du vieillissement des modules SKIM63 soumis aux mêmes conditions de tests est vérifiée.

Ainsi, l'évolution de l'endommagement dans les fils et métallisations pour les douze modules en fonction du vieillissement peut être considérée identique dans l'étude expérimentale mise en œuvre. Dans le but de déterminer cette évolution, l'ensemble des modules testés est analysé.

4. Caractérisations électriques et analyses

Dans un premier temps, des caractérisations électriques sont effectuées sur les modules cyclés. Pour ce faire, un procédé de mesure 4 pointes est conçu afin de pouvoir à la fois mesurer une tension au niveau des métallisations V_m, et une tension au niveau des contacts V_c. L'évolution de ces tensions V_m et V_c en fonction de l'évolution relative de $V_{CE,cor}$ donnera une indication sur l'évolution de l'endommagement dans les métallisations et fils en fonction du vieillissement.

Dans un second temps, des analyses destructives sont effectuées. Une partie des modules testés sera analysée au microscope électronique à balayage (MEB), tandis que des micro-sections seront réalisées sur l'autre partie. La première étude permettra d'obtenir des images de la métallisation afin d'observer la progression de la dégradation pour des niveaux d'endommagement différents. La seconde se concentrera sur les contacts et une évolution de la propagation de la fissure en fonction du vieillissement du module pourra être obtenue. Les résultats de ces analyses permettront d'appuyer les résultats des caractérisations électriques et de procéder à des corrélations.

4.1. Instrumentation des mesures électriques

Les caractérisations électriques sont effectuées sur l'ensemble des puces IGBTs des substrats SKIM63 cyclés, soit 8 puces par substrat. Le principe de la méthode 4 pointes utilisées afin de pouvoir mesurer les tensions V_m et V_c est présenté figure III.6. Afin de simplifier l'instrumentation, les mesures de V_m et V_c s'effectuent en deux temps sur deux parties différentes de la puce. Ainsi, la partie gauche est consacrée au suivi de l'endommagement de la métallisation, tandis que la partie droite se concentre sur l'endommagement au niveau du contact fils-métallisations.

Les fils d'interconnexion du côté gauche sont sectionnés au plus près du contact avec le substrat DCB, et ce pour deux raisons. La première est d'assurer qu'aucune fuite de courant via les fils ne se produise lors de la mesure de V_m, tandis que la seconde est d'imposer que le courant ne passe que par les fils situés dans la partie droite de la puce lors de la mesure de V_c. En effet, les lignes séparant les différentes parties de la métallisation et permettant la distribution de la grille vers toutes les cellules de la puce sont très résistives. Il est donc préférable d'éviter de traverser l'une de ces lignes lors des mesures 4 pointes.

Cette instrumentation présente cependant quelques inconvénients. Tout d'abord, la mesure de V_m ne s'effectue que sur une des quatre parties de la métallisation. Néanmoins, compte tenu de la structure de la puce, l'hypothèse peut être faite que chacune des parties de la métallisation se dégrade de la même manière. D'autres parts, la mesure de V_c ne prend en compte que le premier contact fils-métallisation, et inclue une petite partie de métallisation avant l'accès aux fils. Cependant, il a été montré dans le chapitre

2 que c'est ce premier contact qui subissait le plus d'endommagement et qui se décollait le premier. Le choix du contact s'est donc porté sur la zone la plus critique. De plus, une correction sera réalisée sur la mesure de V_c afin de déduire l'effet de la petite partie de métallisation prise en compte lors de la mesure.

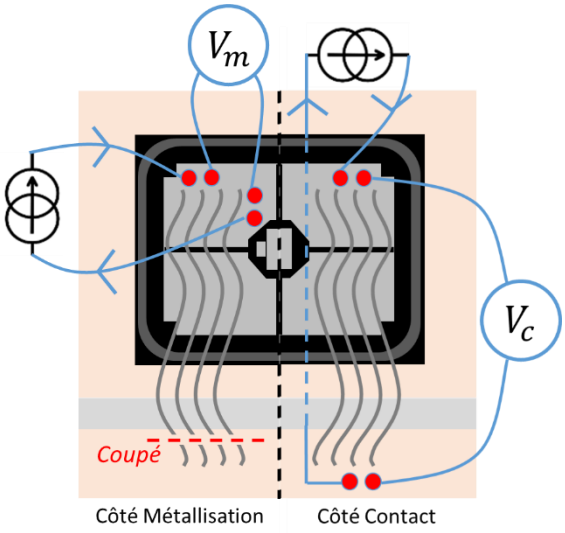


Figure III.6 : Principe des caractérisations électriques – mesures 4 pointes

Ces caractérisations électriques présentent quelques difficultés d'instrumentation du fait des petites dimensions des puces IGBTs, des métallisations et fils d'interconnexion (cf. tableau II.4, chapitre II, § 3.1.1). De plus, l'ensemble des mesures est réalisé en conservant le substrat intact avec son gel silicone isolant. En effet, des altérations de la métallisation lors de l'utilisation du solvant permettant d'enlever ce gel silicone sont parfois observées et pourraient impacter la mesure.

Les pointes de test choisies pour la réalisation des mesures 4 pointes sont les pointes d'Everett Charles Technologies de référence RMP-22B. Ces petites sondes possèdent un diamètre de 240 µm au niveau de la pointe, et de 300 µm au niveau du corps, pour une longueur totale d'environ 1,5 cm. Elles permettent le passage d'un courant maximal de 2A, et peuvent fonctionner entre -55°C et 105°C. Des réceptacles de référence RMR-22W possédant déjà les fils permettant l'acheminement de la puissance sont aussi nécessaires afin de s'affranchir d'une soudure sur de si petites pointes (cf. figure III.7).

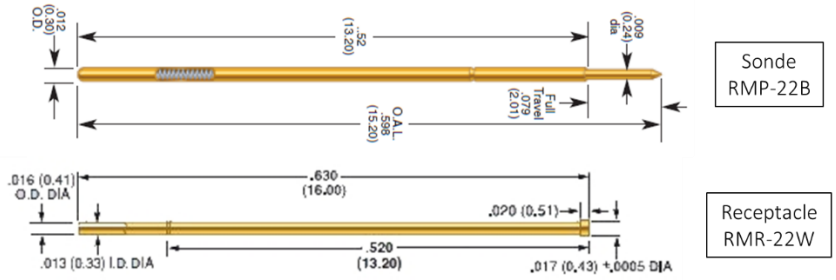


Figure III.7 : Sonde et réceptacle utilisés pour la mesure 4 pointes

Une fois les pointes insérées dans leur réceptacle respectif, l'ensemble est fixé à l'intérieur de guides en céramique. Ces guides permettent d'une part d'isoler les pointes entre elles, et d'autres parts d'assurer un meilleur positionnement relatif des pointes lors de la mesure. Ce sont des isolants de thermocouple de référence TRX-02018 (Omega®) possédant un diamètre intérieur de 500 µm qui ont servi de guide. Un assemblage des quatre pointes fixées dans leur guide respectif est finalement réalisé afin de maintenir la

distance entre chacune des pointes identique tout au long des caractérisations. Un microscope numérique 3D est aussi utilisé afin de positionner correctement les pointes sur la métallisation de puce.

Enfin, les substrats cyclés sont placés sur une plaque chauffante régulée à 25°C dans le but d'assurer une température stable lors des mesures. Afin de limiter l'auto-échauffement dû au passage du courant I_{carac}, ce dernier est limité à 10mA. L'ensemble des mesures est effectué avec un nanovoltmètre (Keithley 2182A) fournissant une précision de ±0.02 µV dans la gamme utilisée.

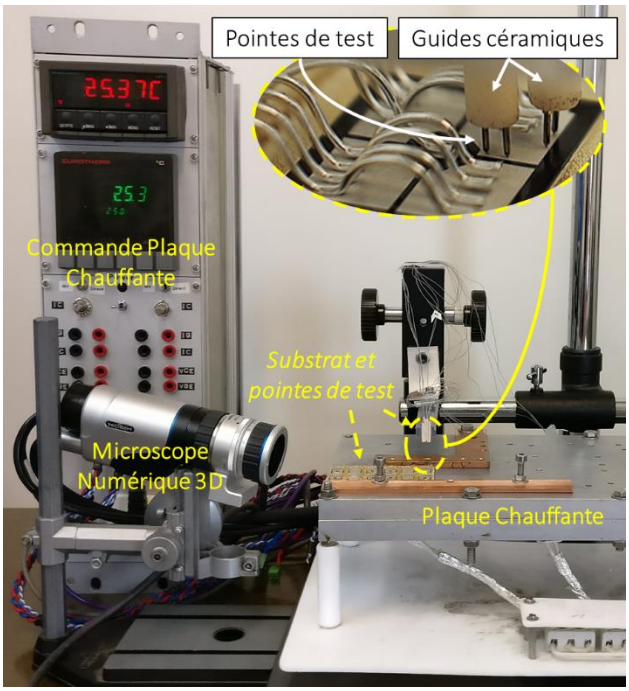


Figure III.8 : Instrumentation pour la mesure de V_m et V_c, zoom sur la puce avec les 4 pointes configurées pour la mesure de V_m (gel enlevé pour la photo)

4.2. Résultats – métallisation

Les résultats de l'évolution de la tension V_m en fonction de l'évolution relative de $V_{CE,cor}$ sont présentés figure III.9. Les données rouges correspondent à la mesure de V_m réalisée sur chacune des quatre puces IGBTs constituant le DUT supérieur. Du fait de la grande dispersion des données vers la fin de vie du module, c'est-à-dire à partir d'environ 1,5% d'augmentation de $V_{CE,cor}$, les données mesurées sur les puces IGBTs du DUT inférieur pour les modules n°2.4, 2.5 et 2.6 ont aussi été représentées. Ces données ont été spécifiées sur la courbe ("H" pour "High" ou "supérieur" et "L" pour "Low" ou inférieur"), tandis les autres données correspondent dans l'ordre aux modules n°1.1 à 1.6 et n°2.1 à 2.3. Les données bleues correspondent quant à elles aux valeurs de V_m moyennées par DUT. La valeur initiale de V_m a été obtenue en moyennant l'ensemble des mesures de V_m réalisées sur toutes les puces IGBTs d'un substrat SKIM63 neuf. La valeur obtenue est de 50,39 µV et sert de référence. Elle présente peu de disparité avec un écart moyen de 0,39 µV.

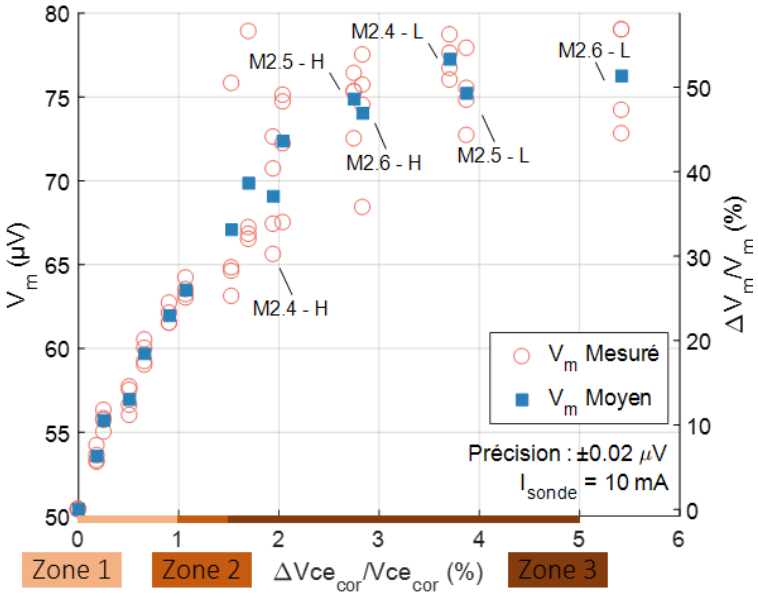


Figure III.9 : Evolution de V_m en fonction de l'augmentation relative de V_{CE} à 25°C

Sur la courbe sont aussi indiquées les trois différentes zones de l'évolution relative de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N (cf. figure III.5). Dès le début du vieillissement, des dégradations sont détectées dans la métallisation, ce qui correspond à la première zone. Jusqu'à la fin de la seconde zone, la tension V_m semble évoluer de manière quasi linéaire. Puis vers la fin de la seconde zone et le début de la troisième zone, le taux d'augmentation de V_m diminue jusqu'à ce qu'une saturation de l'augmentation de V_m soit atteinte vers la fin de vie du module.

Ces résultats électriques mènent donc à penser que la reconstruction de la métallisation se produit dès le début du cyclage. Comme ce qui a été avancé dans [Mar14], cette reconstruction est possiblement due à une mise en mouvement des dislocations présentes dans le film d'aluminium sous l'effet des contraintes thermomécaniques induites dès les premiers cycles. Ces mouvements de dislocations mèneraient à une recristallisation rapide de l'aluminium. Par la suite, l'augmentation continue de la tension V_m peut s'expliquer par la décohésion progressive des grains d'aluminium due à la diffusion d'atome le long des joints de grains. Finalement, la métallisation étant très fine, il est possible que cette décohésion de grains devienne de plus en plus difficile, menant ainsi à une réduction de l'augmentation de V_m. Cette réduction de l'augmentation de V_m ne signifie toutefois pas forcément que plus aucun mécanisme micro-structurel ne se produit dans la métallisation. Toutefois, les mécanismes toujours présents ne produisent plus d'effets sur les caractéristiques électriques de la métallisation.

Dans le but d'appuyer les résultats électriques obtenus, des analyses au MEB des métallisations vieillies sont effectuées. Les images obtenues, présentées figure III.10, ont toutes été prises au même endroit, sur la métallisation de la "même" puce IGBT, et avec un grossissement identique.

A l'état initial, nous pouvons observer le motif en damier caractéristique de la métallisation et dû à la structure multi-cellules élémentaires constituant la puce IGBT (cf. chapitre I, § 2.2.3). Ce motif reste visible jusqu'à approximativement 10 kcycles, ce qui correspond à une augmentation de 0,7% de $V_{CE,cor}$. Ensuite, la reconstruction de la métallisation est telle que cette structure n'est plus décelable.

Cette reconstruction est visible dès 3 kcycles, soit 0,4% d'augmentation de $V_{CE,cor}$. Des fissures semblent se produire à la surface du film d'aluminium. Un endommagement progressif a ensuite lieu, et

une fois les 24 kcycles atteints, les images MEB ne montrent plus d'évolution significative de la dégradation dans la métallisation, du moins en surface.

Ces observations semblent bien valider l'idée que la reconstruction de la métallisation se produit très rapidement dès le début du vieillissement. Le taux d'endommagement dans la métallisation semble ensuite diminuer, jusqu'à semble-t-il atteindre un palier. Les images MEB ne fournissant qu'un aperçu de la surface de la métallisation, il est possible que la situation soit différente plus en profondeur, proche de l'interface avec la puce IGBT. En effet, plus aucune différence n'est observée sur les images à partie du module M1.5, tandis que V_m continue d'augmenter jusqu'au module M2.3 environs. Néanmoins, ces images sont cohérentes avec les mesures électriques réalisées précédemment.

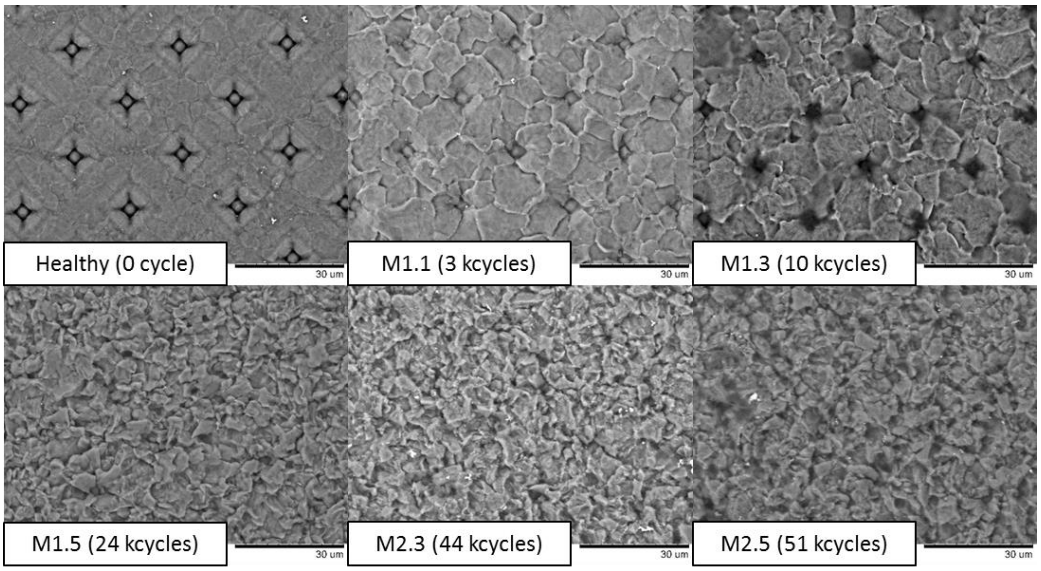


Figure III.10 : Images MEB de la métallisation pour différent état de vieillissement

L'augmentation de V_m signifie que la résistance du film d'aluminium R_m constituant la métallisation augmente avec le vieillissement. Cette augmentation de R_m avec le vieillissement a été observée dans [Bri16] [Mar14] [Pie11]. Cette résistance de métallisation R_m peut s'exprimer de la manière suivante :

$$R_m = \rho_{alu} * G \qquad \text{III.1}$$

Avec ρ_{alu} la résistivité de l'aluminium du film et G un facteur géométrique. D'après le modèle de dégradation proposé par [Mar14], la reconstruction de la métallisation serait liée à une décohésion des grains d'aluminium le long des joints de grains. Aussi, l'augmentation de R_m serait principalement due à une modification des lignes de courant liée à un changement de la structure du film, soit une modification du facteur G. Néanmoins, dans [Mar14] sont aussi mis en cause des phénomènes d'oxydation de l'aluminium au contact de l'air, favorisant la décohésion des grains en les empêchant de se recoller. Cette oxydation pourrait avoir un effet sur la structure cristalline de l'aluminium ; c'est-à-dire une modification de la résistivité ρ_{alu}. Cette oxydation est toutefois limitée du fait de la présence de l'encapsulant, généralement du gel silicone, qui recouvre l'ensemble des métallisations et fils.

La résistivité pour les métaux évolue de manière linéaire en fonction de la température dans une gamme proche de la température ambiante. Elle s'exprime de la manière suivante :

$$\rho_{alu}(\theta) = \rho_0(1 + a_0(\theta - \theta_0)) \qquad \text{III.2}$$

Avec ρ_0 la résistivité du matériau considéré à la température θ_0, généralement une température proche de la température ambiante, a_0 le coefficient de température du matériau considéré à la température θ_0 et θ la température à laquelle est calculée ρ_{alu}.

Afin de tenter de discriminer lequel des deux paramètres entre G et ρ_{alu} est le plus impacté par le vieillissement, des mesures 4 pointes comme celles précédemment effectuées ont été effectuées sous différentes températures entre 25°C et 100°C. La mise en température est réalisée à l'aide de la plaque chauffante sur laquelle est fixé le substrat à caractériser. La résistance R_m est calculée simplement de la manière suivante :

$$R_m = \frac{V_m}{I_{carac}} \qquad \text{III.3}$$

Avec V_m la tension mesurée avec la méthode 4 pointes et I_{carac} le courant utilisé, soit 10mA. Les résultats d'évolution de R_m en fonction de la température sont présentés figure III.11.

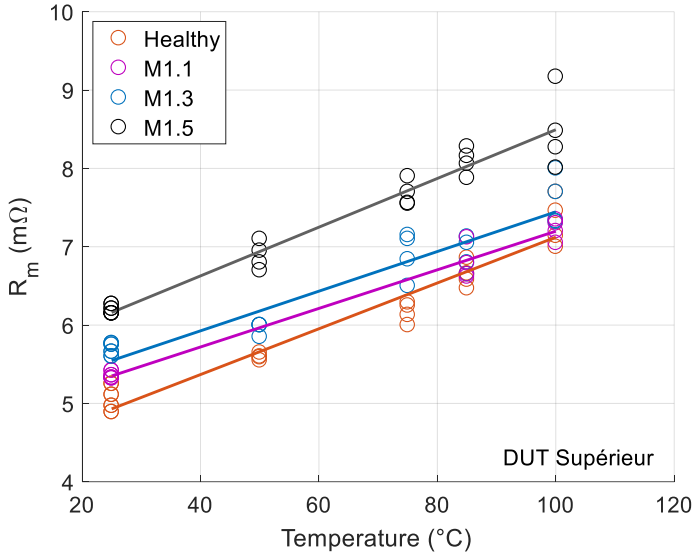


Figure III.11 : Evolution de R_m en fonction de la température pour différents états de vieillissement (M1.1 à 3kcycles, M1.3 à 10kcycles et M1.5 à 24kcycles)

Seuls les résultats des modules M1.1, M1.3 et M1.5 sont représentés (voir tableau III.2). L'évolution de R_m en fonction de la température obtenue est sensiblement linéaire pour l'ensemble des modules, ce qui signifie que la relation présentée équation III.2 est conservée avec le vieillissement. De plus, la pente semble être elle aussi conservée, bien qu'un certain décalage soit observé pour les modules M1.1 et M1.3 dû certainement à des erreurs de mesure.

Avec le vieillissement, un déplacement de la courbe vers le haut selon l'axe des ordonnées a donc lieu. Néanmoins, il n'est pas possible de tirer de cette courbe des informations sur la nature de l'augmentation de R_m avec le vieillissement. Cette augmentation pourrait tout aussi bien être due à un changement de ρ_{alu} qu'à un changement de G, voire des deux.

4.3. Résultats – contact

Les résultats de l'évolution cette fois-ci de la tension V_c en fonction de l'augmentation relative de $V_{CE,cor}$ sont présentés figure III.12. De la même manière que pour la métallisation, les données rouges

correspondent aux valeurs mesurées avec la méthode 4 pointes sur les puces IGBTs des DUTs supérieurs des substrats vieillis. Les données relatives aux DUTs inférieures des modules M2.4, M2.5 et M2.6 sont aussi représentées, comme c'était le cas pour la métallisation. Les données bleues correspondent aux valeurs moyennées par DUT. La valeur initiale de V_c mesurée sur l'ensemble des puces d'un substrat sain est dans ce cas de 28,45 µV avec un écart type de 1,05 µV.

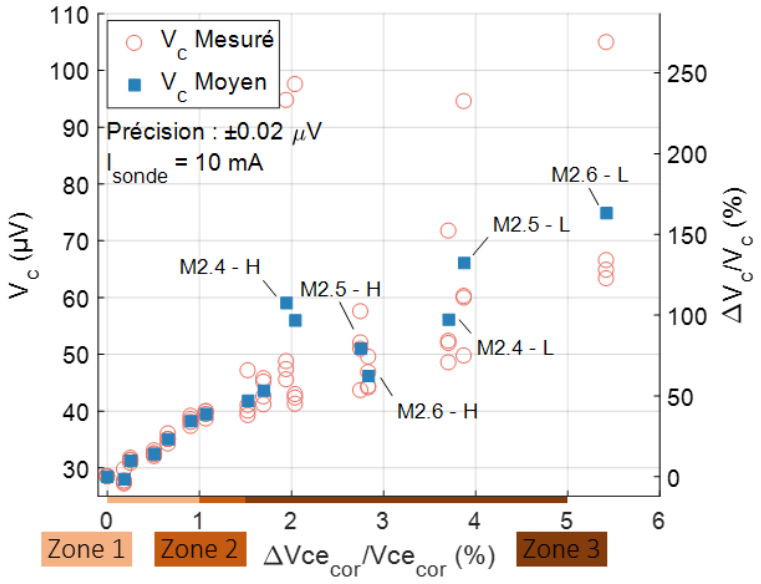


Figure III.12 : Evolution de V_c en fonction de l'augmentation relative de V_{CE} à 25°C

L'évolution de V_c en fonction de l'augmentation relative de $V_{CE,cor}$ semble être linéaire. Quelques disparités sont visibles vers la fin de vie du module dues aux levées de fils se produisant de manière aléatoire sur l'ensemble du substrat.

En comparant ces résultats à ceux obtenus lors de l'analyse de la métallisation, peu de différences entre V_m et V_c sont observées dans la première et seconde zone. En revanche, contrairement à la tension V_m, le taux d'augmentation de la tension V_c ne diminue pas dans la troisième zone. Ainsi, à la fin de vie du module, une augmentation relative de V_c bien supérieure à celle de V_m est obtenue. En effet, pour 5% d'augmentation de $V_{CE,cor}$, la tension V_c a augmenté d'environ 150% tandis que la tension V_m a atteint seulement 50% d'augmentation.

Ces résultats électriques signifient bien que les dégradations au niveau du contact fils-métallisations jouent un rôle prépondérant sur la fin de vie du module. En effet, leur impact sur les performances électriques ne cesse de prendre de l'importance avec l'augmentation relative de $V_{CE,cor}$, tandis que l'effet opposé est observé avec la reconstruction de la métallisation.

Dans le but d'appuyer ces résultats, des micro-sections sont effectuées sur une partie des substrats cyclés. L'idée est de mesurer la propagation de la fissure le long de l'interface fils-métallisations à différents moments du vieillissement. Six modules parmi les douze testés sont analysés M1.2, M1.4, M1.6 et M2.2, M2.4 et M2.6 (voir tableau III.2). De plus, parmi les 8 puces IGBTs constituant un substrat, les micro-sections ne sont effectuées que sur les 4 puces IGBTs centrales (voir figure II.2, chapitre II, § 2.1), ces dernières étant les plus critiques. Chaque puce IGBT dispose de 8 fils d'interconnexion ; les interfaces de chacun de ces 8 fils avec la métallisation sont analysées.

La méthode consiste tout d'abord à découper les substrats à l'aide d'une tronçonneuse (Secotom – 10, Struers) afin d'obtenir des petits échantillons des puces IGBTs à analyser. Ces coupes s'effectuent en

conservant le gel silicone des substrats dans le but d'éviter que des projections viennent abimer les fils et métallisations. Le gel est par la suite retiré en plongeant les échantillons obtenus dans un solvant (Ardrox 2312). Ensuite, les échantillons sont enrobés dans une résine époxy et sont placés dans un appareil d'imprégnation sous vide (Citovac – Struers) jusqu'à ce que la résine durcisse. Ensuite, un prépolissage puis polissage peut être effectué sur les échantillons sous résine. Le prépolissage permet tout d'abord l'enlèvement de la matière jusqu'à atteindre l'endroit souhaité, dans ce cas le contact fil-métallisation. Le polissage par la suite permet d'obtenir une surface lisse et nette afin d'observer clairement la propagation de la fissure. La longueur de cette dernière est finalement mesurée à l'aide d'un microscope numérique (Hirox).

La figure III.13 présente l'évolution de la fissure à l'interface fil-métallisation en fonction du vieillissement. Seul un contact fil-métallisation par module cyclé est présenté, c'est-à-dire un contact par état de vieillissement. De plus, parmi les deux contacts existants entre un fil et la métallisation, les images ne montrent que le premier contact (en bout de fil), ce dernier étant le plus critique.

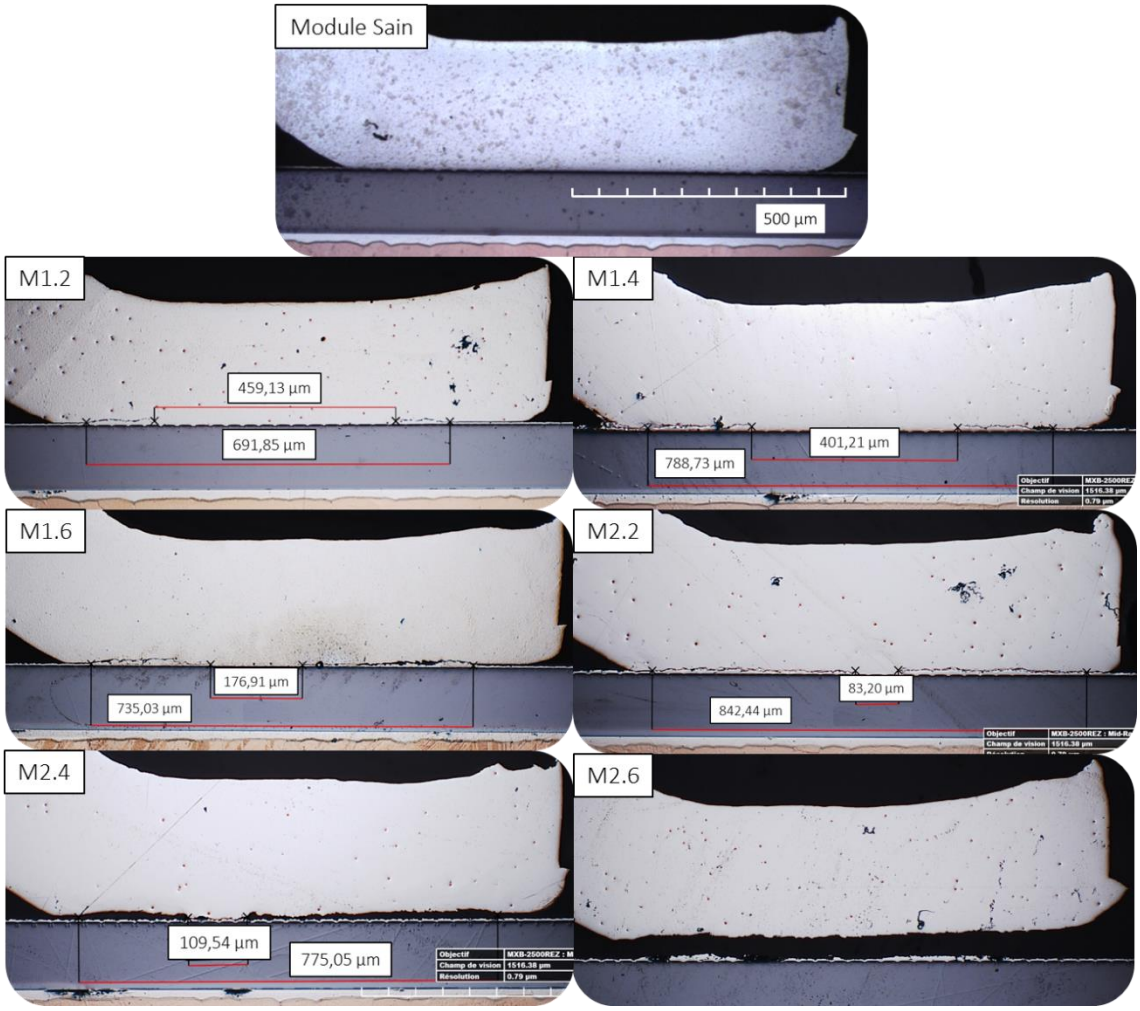


Figure III.13 : Evolution de la fissure à l'interface fil-métallisation obtenue par micro-section

Ces analyses confirment bien les résultats des caractérisations électriques obtenues. En effet, des fissures sont visibles à chaque extrémité du contact dès 6 kcycles, soit environ 0,45% de $V_{CE,cor}$. Ainsi, l'initiation des fissures se produit dès les premiers cycles. Cette initiation est largement favorisée par la présence de défauts au contact à l'état initial. Ces pré-fissures, également observés dans [Agy16], sont

issus du procédé de soudure par ultrasons. Lors du cyclage, les contraintes se concentrent alors dans ces zones ce qui mène à la formation de fissure. C'est pourquoi une augmentation de V_c est observée dès le début du cyclage.

Une fois initiées, les fissures se propagent alors des deux extrémités du contact vers le centre, dans le fil le long de l'interface avec la métallisation. Cette propagation est bien visible entre les modules M1.2 et M2.2, c'est-à-dire dans les zones 1 et 2 de la courbe d'évolution de V_c en fonction de $V_{CE,cor}$.

Finalement, les fissures issues de chacune des extrémités se rejoignent, et le contact est rompu. Le fil est alors complètement décollé de la métallisation, phénomène visible sur l'image du module M2.6. C'est pourquoi dans la zone 3, certaines valeurs de V_c sont très élevées ; ces valeurs correspondent aux puces présentant une partie de leurs fils levés.

L'ensemble des résultats des micro-sections est résumé dans la figure III.14. Pour chacun des substrats analysés sont représentés quatre points correspondant aux données des quatre puces centrales. Chaque point correspond à la valeur moyennée de la fissure sur les 8 interfaces fils-métallisation constituant une puce. Une valeur de fissuration moyenne par puce est donc considérée, bien que les micro-sections aient mis en évidence le fait que les interfaces proches du centre de la puce soient davantage dégradées qu'aux bords. De plus, seules les 4 puces centrales les plus critiques sont analysées. Aussi, la moyenne par module devrait être plus basse, les 4 puces aux extrémités du substrat ayant normalement des propagations de fissures plus modérées.

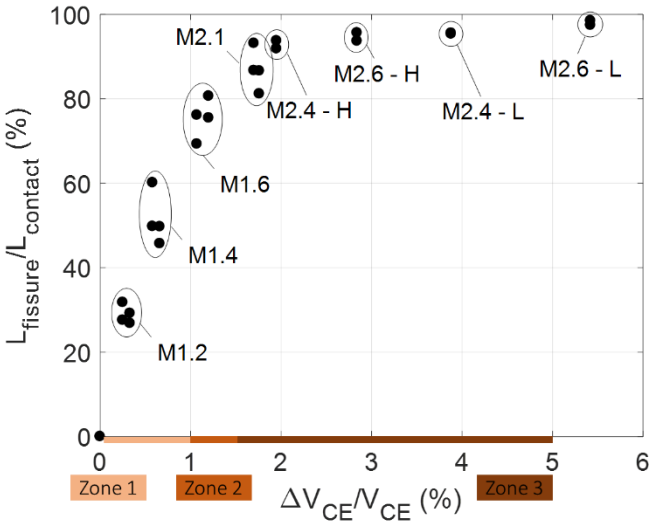


Figure III.14 : Propagation de la fissure en fonction de l'augmentation relative de V_{CE}

La courbe obtenue indique une évolution de la fissure en fonction de $V_{CE,cor}$ quasi linéaire jusqu'au module M2.1. En moyenne, le contact est alors rompu entre fils et métallisations à hauteur de 90%. Par la suite, les fils les plus endommagés finissent par se décoller complètement de la métallisation de manière aléatoire. Sur l'ensemble des quatre puces, le nombre de fils complètement décollés s'élèvent à 50% du total pour le module M2.4, et à 65% du total pour le module M2.6. Notamment, concernant ce dernier, son DUT inférieur, qui est le seul à avoir atteint le critère de défaillance de 5% d'élévation de $V_{CE,cor}$, possède près de 80% de ses fils complètement décollés. Les quelques fils restants possèdent alors encore une petite surface en contact. Ces résultats sont cohérents avec les caractérisations électriques réalisées.

Pour résumer, un PCT spécifique a été mis en œuvre dans le but de suivre l'endommagement au niveau des fils et métallisations en fonction du vieillissement. Pour ce faire, douze modules ont été cyclés suivant les mêmes conditions de tests, c'est-à-dire {ΔT_j = 110°C, $T_{j,min}$ = 55°C, t_{ON} = 3s}, et le cyclage est

interrompu pour retirer des modules du banc à des fins de caractérisations spécifiques. Il a été montré que l'évolution de la tension $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N était la même pour l'ensemble des modules, ce qui signifie une uniformité du processus de vieillissement et des dégradations sous des conditions de tests identiques.

Les modules cyclés ont ensuite été caractérisés électriquement via une méthode de mesure 4 pointes spécifique. Les résultats ont montré que l'endommagement dans la métallisation se produisait rapidement dès les premiers cycles avec une augmentation nette de V_m. Vers la fin de vie du module, la tension V_m sature, signifiant une évolution de l'endommagement plus modérée. Côté contact, les résultats montrent que les fissures s'initient à l'interface dès le début du cyclage, avec une légère augmentation de V_c visible pendant les premiers cycles. La vitesse de propagation de la fissure le long de l'interface semble être constante, jusqu'à ce qu'un seuil situé autour de 1,5-2% d'augmentation relative de $V_{CE,cor}$ soit atteint. A partir de ce seuil, les fils se décollent aléatoirement, d'où la forte augmentation de V_c observée. Il a été constaté que le module avait atteint la défaillance lorsqu'environ 80% des fils étaient levés.

Ces résultats ont été obtenus pour des conditions de tests bien définies. Afin de généraliser les conclusions, un nouveau PCT spécifique (présenté ci-après) a été réalisé avec des conditions de tests différentes.

5. Généralisation de l'évolution de l'endommagement

Un second test de cyclage actif spécifique est mis en œuvre en suivant la même méthodologie que précédemment. Cette fois-ci, les conditions de test choisies sont : une variation de température ΔT_j de 40°C, une température de référence $T_{j,min}$ de 60°C et une durée d'injection de la puissance t_{ON} de 0,1s. Le courant de puissance I_{load} est conservé à 260A.

Le banc de test utilisé, décrit plus haut dans ce chapitre, a permis de cycler six modules en même temps sous les conditions indiquées ci-dessus. Compte tenu de la lenteur du vieillissement lié aux conditions de stress, une seule campagne de vieillissement est réalisée. Trois modules sont dédiés à la détermination de l'évolution de l'endommagement dans les fils et métallisations en fonction du vieillissement, et son donc retirés du banc pour différent état de vieillissement. Les trois modules restants sont quant à eux cyclés jusqu'à leur fin de vie dans le but de déterminer le nombre de cycle à défaillance N_f pour les conditions {ΔT_j = 40°C, $T_{j,min}$ = 60°C, t_{ON} = 0,1s}. Ainsi, seuls trois modules seront dans cette étude analysés et comparés aux douze modules du PCT précédant. Le but consiste en l'analyse de l'évolution des niveaux de dégradations avec l'augmentation du V_{CE} et la comparaison avec les évolutions obtenues lors du premier PCT spécifique. L'hypothèse étant de dire que quelles que soient les conditions de stress (ΔTj, ton), les niveaux de dégradation devraient être identiques pour une même augmentation de V_{CE}.

Les résultats d'évolution de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N sont présentés Figure III.15. Ce PCT étant effectué pour une faible variation de température ΔT_j, le nombre de cycle requis pour atteindre le critère de défaillance de 5% d'élévation de $V_{CE,cor}$ est très important. De ce fait, seuls les résultats jusqu'à 1,5% d'élévation de $V_{CE,cor}$ sont à ce jour disponible.

Six courbes sont représentées, correspondant aux six modules cyclés sur le banc de test. Les courbes vertes correspondent aux modules toujours en cyclage, tandis que les courbes rouges sont celles des modules qui ont été retirés du banc. A ce jour, le nombre de cycle atteint est d'environ 70 millions pour une élévation de $V_{CE,cor}$ variant entre 1 et 1,5%. Pour comparaison, 35 kcycles étaient nécessaire sous les conditions {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=55°C, t_{ON}=3s} pour atteindre cette même élévation de 1,5% de $V_{CE,cor}$.

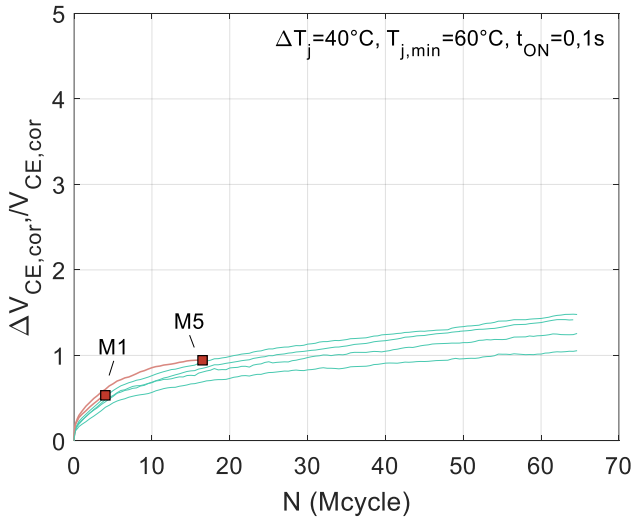


Figure III.15 : Evolution relative de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N pour les conditions {ΔT_j=40°C, $T_{j,min}$=60°C, t_{ON}=0,1s}

Les modules M1 et M5 sont les deux premiers à avoir été retirés du banc. Le troisième module sera retiré aux alentours de 1,5% d'élévation de $V_{CE,cor}$ afin de balayer une plage suffisamment importante dans l'évolution de $V_{CE,cor}$. Le tableau III.3 détaille les données relatives au cyclage des modules M1 et M5. Une fois retirés du banc, ces modules sont soumis aux mêmes caractérisations électriques et analyses destructives que celles réalisées précédemment.

Tableau III.3 : Résultats du PCT spécifique pour les conditions {ΔT_j=40°C, $T_{j,min}$=60°C, t_{ON}=0,1s}

Module	$\Delta V_{CE,cor}/V_{CE,cor}$ (%)		N (Mcycles)
	DUT Sup.	DUT Inf.	
M1	0.54	0.53	4
M5	0.98	0.90	16.5

Les résultats des caractérisations électriques sont présentés figure III.16. Les valeurs de tension V_m et V_c mesurées sur les substrats M1 et M5 (en rouge) sont comparées aux données obtenues avec le premier PCT (en bleu). Pour plus de clarté, seules les valeurs moyennées de V_m et V_c par DUT sont représentées. Elles sont de plus normalisées par rapport aux valeurs de référence, c'est-à-dire aux valeurs de V_m et V_c mesurées sur un substrat sain. Ces valeurs de référence, qui étaient respectivement de 50,39 µV et 28,45 µV, se sont décalées. Ce décalage résulte d'un changement des pointes de tests lors de l'application de la méthode 4 pointes par rapport à celles utilisées pour le premier PCT spécifique. De ce fait, de nouvelles mesures ont été effectuées sur un substrat sain avec cette nouvelle configuration et les valeurs obtenues sont respectivement de 47,22 µV et 22.68 µV.

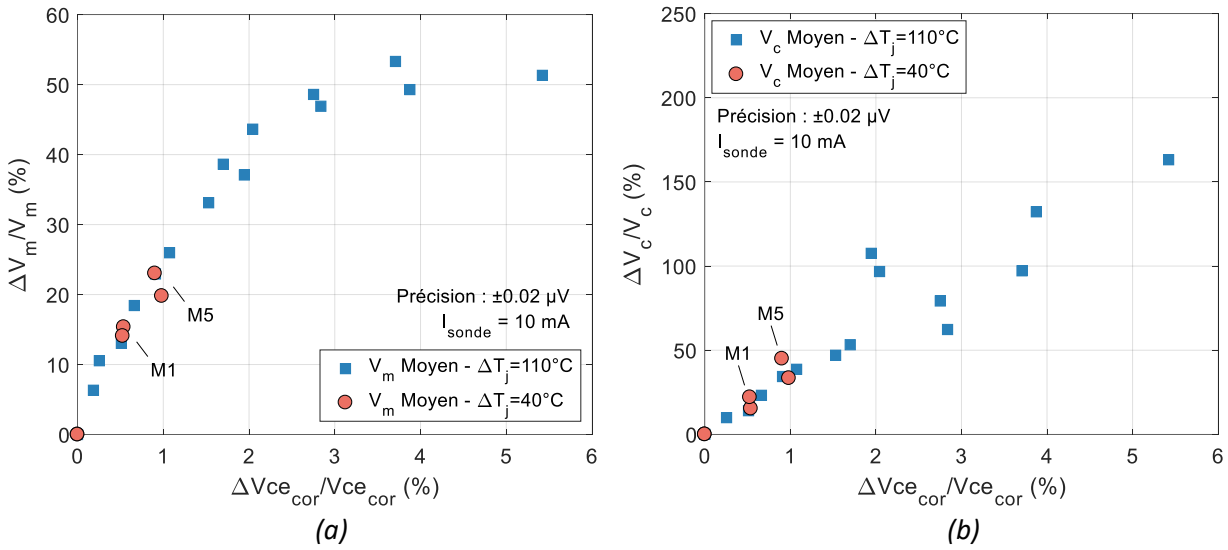


Figure III.16 : Comparaison des données issues des caractérisation électriques pour les conditions {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=55°C, t_{ON}=3s} et {ΔT_j=40°C, $T_{j,min}$=60°C, t_{ON}=0,1s}, avec (a) tension V_m et (b) tension V_c

Une fois l'ensemble des données normalisées par rapport à leur référence, les courbes montrent que l'endommagement dans la métallisation et au contact semblent évoluer en fonction du vieillissement de manière similaire, du moins pour ce qui est de la zone 1. Ces résultats sont cohérents et il semble probable que ces tendances soient confirmées avec les futures données, du moins en ce qui concerne l'endommagement au niveau du contact.

En effet, l'endommagement au niveau du contact se traduit par une fissuration à l'interface fils-métallisations. Ainsi, cette fissuration provoque une chute de tension lors du passage du courant directement visible sur la tension $V_{CE,cor}$. C'est pourquoi, peu importe la contrainte thermique appliquée, à une augmentation de $V_{CE,cor}$ donnée peut être associée une quantité de fissuration, c'est-à-dire une valeur de tension V_c. En revanche, l'endommagement dans la métallisation est plus complexe, et il est plus difficile de savoir si l'évolution de V_m sera identique entre les deux PCTs spécifiques. Les résultats de mesure du troisième module permettront d'en savoir davantage sur l'évolution de ces endommagements vers la fin de vie du module.

De la même manière que pour le premier PCT, des analyses destructives de la métallisation et du contact sont effectuées afin de confirmer les résultats électriques obtenues. Le nombre de module dans cette étude étant limité, les images au MEB ainsi que les micro-sections sont réalisées sur les mêmes puces.

Dans un premier temps, les substrats des modules M1 et M5 sont donc découpés avec leur gel à la tronçonneuse de précision. Seules les 4 puces centrales sont conservées. Une fois les quatre échantillons obtenus, le gel peut être retiré. Des images au MEB des métallisations sont à ce moment réalisées. Cependant, cette étude au MEB n'a donné aucun résultat exploitable car le procédé de découpage du substrat et d'enlèvement du gel avait abimé les métallisations. Aucune image au MEB n'a donc pu être obtenue.

A la suite des analyses au MEB, les échantillons sont enrobés dans la résine pour la réalisation des micro-sections. Une partie des résultats jusqu'à présent obtenus est présentée figure III.17. L'évolution de la fissure avec l'augmentation relative de V_{CE} semble être identique pour les deux conditions de test. Ces

résultats paraissent cohérents et confirment les observations précédentes tirées des caractérisations électriques.

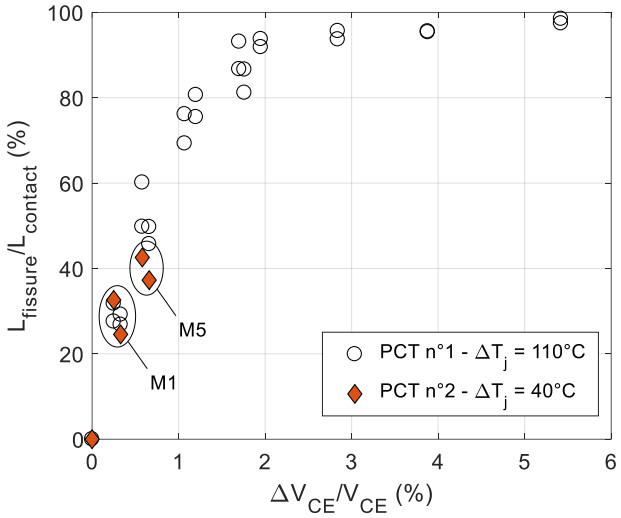


Figure III.17 : Comparaison des micro-sections réalisées pour les deux PCT spécifiques

La partie expérimentale de l'étude a été présentée. Les courbes d'évolution de l'endommagement dans les fils et métallisation traitent de données issues de mesure 4 pointes. Les tensions V_m et V_c ne sont que des indicateurs électriques de dégradations. Dans le but de traduire ces tensions en données physiques caractéristiques de la métallisation et du contact, une simulation numérique est mise en œuvre et présentée ci-après.

6. Etude numérique

L'étude numérique décrite ici a pour but de traduire les tensions V_m et V_c obtenue expérimentalement en paramètres physiques caractéristiques de la métallisation et du contact. Ces paramètres sont : la résistance du film d'aluminium notée R_m et la résistance de contact R_c.

Comme déjà évoqué plus haut, l'augmentation de R_m peut être due soit à un changement de résistivité de l'aluminium du film ρ_{alu}, soit à un changement du facteur géométrique G. Ce dernier résulterait d'une modification de la structure du film dû à la décohésion des grains d'aluminium au cours du vieillissement. Par simplification, dans cette étude, l'augmentation de R_m sera matérialisée uniquement par un changement de ρ_{alu}, même si la réalité est probablement plus complexe. En effet, il est beaucoup plus simple de simuler un changement de ρ_{alu} avec le modèle qu'une modification de la structure du film pour un résultat identique sur R_m.

Pour ce qui est de l'interface fils-métallisations, un contact imparfait est définit par une conductance thermique de contact (Thermal Contact Conductance – TCC) et une conductance électrique de contact (Electric Contact Conductance – ECC). Ces deux paramètres sont définis comme suit :

$$q = TCC * (T_1 - T_2) \quad \text{III.4}$$

$$J = ECC * (V_1 - V_2) \quad \text{III.5}$$

Avec q le flux thermique par unité d'aire (en $W.m^{-2}$), T_1 et T_2 les températures de chaque côté du contact, J la densité de courant (en $A.m^{-2}$) et V_1 et V_2 les tensions de chaque côté du contact. TCC s'exprime donc en $W.m^{-2}.K^{-1}$, et ECC en $A.m^{-2}.V^{-1}$ soit $\Omega^{-1}.m^{-2}$.

Ainsi, une conductance électrique de contact (ECC) sera utilisée dans le modèle au niveau de l'interface entre fil et métallisation afin simuler l'évolution de R_c (résistance thermique de contact) avec le vieillissement avec :

$$R_c = \frac{1}{ECC} \qquad \text{III.6}$$

Avec R_c en $\Omega.m^2$. Le paramètre TCC quant à lui sera fixé de manière à simuler un contact thermique parfait.

Dans l'étude numérique réalisée chapitre II, l'ensemble des différentes parties de l'assemblage du module était considéré comme parfaitement en contact, électriquement et thermiquement. En réalité, lorsque deux matériaux sont mis en contact, dans le cas ici présent des métaux, le contact n'a pas lieu sur l'ensemble de leur interface, mais sur une multitude de petites surfaces. Si le contact avait lieu pour l'ensemble des points de la surface, alors la chute de tension de part et d'autre de l'interface pourrait s'exprimer simplement avec la loi d'ohm :

$$V_c = i * R_0 \qquad \text{III.7}$$

Avec R_0 la résistance ohmique du métal considéré. Mais comme le contact n'a lieu qu'en une multitude de points, le flux de courant subit une constriction au passage de l'interface (cf. figure III.18). De ce fait, une résistance de constriction R_c, ou bien résistance de contact, est nécessaire afin de modéliser l'imperfection du contact. Cette résistance de constriction peut s'exprimer simplement de la manière suivante :

$$R_c = \frac{\rho}{2 * a} \qquad \text{III.8}$$

Avec ρ la résistivité du métal considéré, et a le rayon des aspérités présentes à l'interface. Ces aspérités correspondent aux zones où les surfaces sont en contact. Plus le rayon a est élevé, plus la surface en contact sera importante, et plus la résistance R_c sera petite et pourra être négligée. En revanche, lorsque le rayon a est très petit et que seulement quelques points des surfaces entrent en contact, la résistance de constriction R_c devient très grande, ce qui augmente considérablement la chute de tension à l'interface [Nil85] [Ohr15].

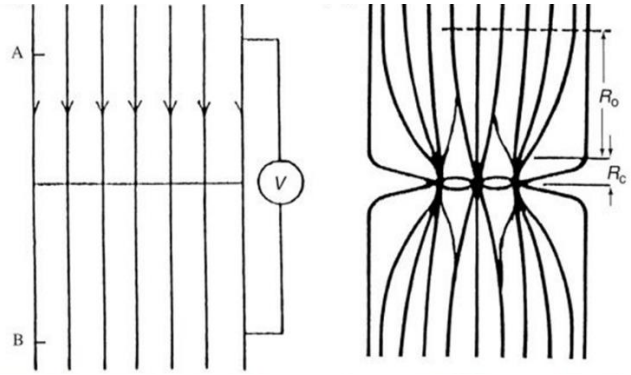


Figure III.18 : Contact parfait représenté à gauche, sans aspérité et avec des lignes de courant non déviées, et constriction des lignes de courant à droite au niveau des différentes aspérités présentes à l'interface [Ohr15]

Dans la suite de l'étude, l'endommagement à l'interface fil-métallisation sera caractérisé par cette résistance de contact R_c. L'idée est de traduire l'endommagement de façon électrique, même si mécaniquement, la dégradation correspond à une fissure. L'étude numérique permettra ainsi d'obtenir une évolution de R_m et R_c en fonction de l'augmentation relative de $V_{CE,cor}$.

6.1. Modélisation électrothermique de la dégradation

Le modèle est réalisé, comme dans le chapitre II, sous le logiciel ANSYS APDL. Le but est d'établir l'évolution des résistances R_m et R_c en fonction de l'augmentation relative V_{CE} pour traduire physiquement l'évolution de l'endommagement dans la métallisation et au contact. Pour ce faire, il s'agit de simuler la méthode de mesure 4 pointes, en positionnant les points d'injection et de collecte du courant ainsi que les points de mesure de la différence de potentiel de la même manière qu'expérimentalement. La résistivité de la métallisation ρ_{alu} et la conductance électrique de contact ECC sont ajustés de manière à retomber sur les courbes d'évolution de V_c et V_m (cf. figure III.16). Une fois les paramètres ρ_{alu} et ECC déterminés, les résistances Rm et Rc peuvent être calculées suivants les équations III.1 et III.6.

Par souci de simplification, le modèle comporte uniquement une puce IGBT avec ses interconnexions supérieures et sa brasure en argent fritté. La couche supérieure du DCB est aussi simplifiée géométriquement. Ce modèle est similaire à celui précédemment réalisé dans le chapitre II, à quelques exceptions près. En effet, l'étude portant sur les dégradations de la métallisation et des contacts, une représentation de ces deux parties de l'assemblage plus réaliste que ce qui avait été fait dans le chapitre II est effectuée. Ainsi, la géométrie de la métallisation est modifiée afin d'obtenir quatre parties distinctes, et le contact est ajusté de telle sorte que l'aire de contact obtenue soit plus proche de la réalité (cf. figure III.19).

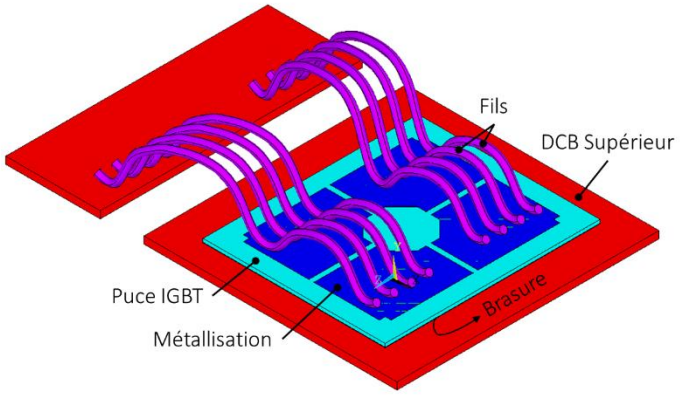


Figure III.19 : Détails du modèle géométrique

L'ensemble des dimensions horizontales, c'est-à-dire les longueurs et largeurs de chacune des couches de l'assemblage, est obtenu avec un profilomètre. L'épaisseur de la métallisation quant à elle est mesurée sur les images de micro-sections réalisées dans la partie expérimentale. L'aire du contact fil-métallisation est obtenue à l'aide d'images d'analyses comme celle présentée figure III.20. La forme du contact est considérée elliptique, et les paramètres a et b de l'ellipse sont mesurées d'après l'image. De plus, afin d'obtenir des calculs de V_m et V_c cohérents avec les valeurs obtenues expérimentalement, l'écartement précis entre les différentes pointes de tests de la méthode 4 pointes est mesuré à l'aide du profilomètre (cf. figure III.21). L'ensemble des données relatives à la métallisation et au contact est résumé tableau III.4 (pour les autres dimensions, se référer au chapitre II).

Tableau III.4 : Dimensions de la métallisation et du contact

	Epaisseur (µm)	Dimensions (mm x mm)
Pad Métallisation (IGBT)	4	3,7 x 3
Contact	-	0,177 (pour a et b, voir figure III.20)

Concernant les propriétés de matériaux, celles-ci restent inchangés par rapport à celles utilisées chapitre II. L'ensemble des interfaces des différentes couches est considéré parfait électriquement et thermiquement, à l'exception des contacts entre fils-métallisations et fils-DCB. A ces endroits, des éléments de contacts (ou paires de contacts) sont modélisées, caractérisés par les paramètres ECC et TCC.

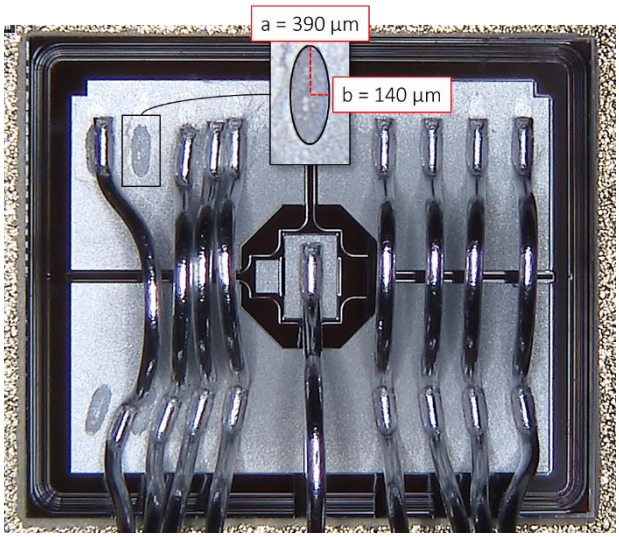


Figure III.20 : Image obtenue au microscope numérique d'une puce IGBT d'un module SKIM63 vieilli

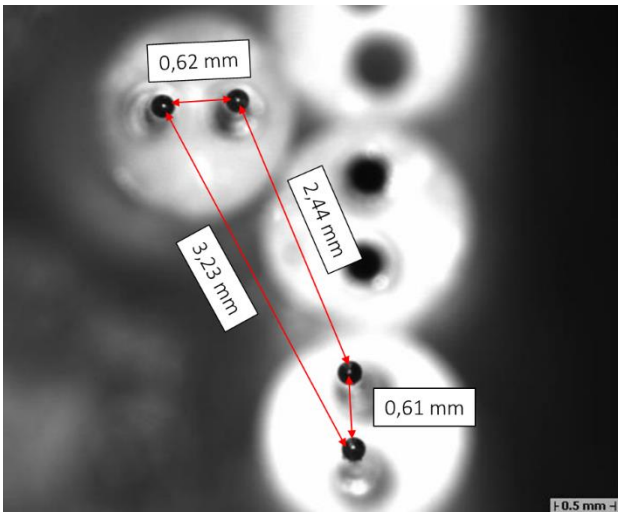


Figure III.21 : Image obtenue au profilomètre des pointes de tests permettant la mise en œuvre des mesures 4 pointes (configuration pour la mesure de V_m)

De la même manière qu'expérimentalement, la mesure de V_m s'effectue du côté gauche de la puce, tandis que la mesure de V_c s'effectue du côté droit. Pour simuler la mesure de V_m, les contacts entre fils et métallisations côté gauche doivent être rompus. Cette rupture avait été décidée dans l'étude expérimentale afin de limiter les fuites de courant dans les fils. Aussi, dans le but de modéliser cette rupture du contact, la valeur du paramètre ECC doit être nulle. Du côté droit, le contact entre fils et DCB est considéré presque parfait. Une valeur de ECC très élevé est donc choisie, soit 1.10^{20} $\Omega^{-1}.m^{-2}$ ce qui correspond à une résistance de contact de 1.10^{-20} $\Omega.m^2$. La valeur de TCC est fixée à une valeur élevée à 1.10^3 $W.m^{-2}.K^{-1}$ pour l'ensemble des contacts. L'ensemble de ces données est résumé figure III.22.

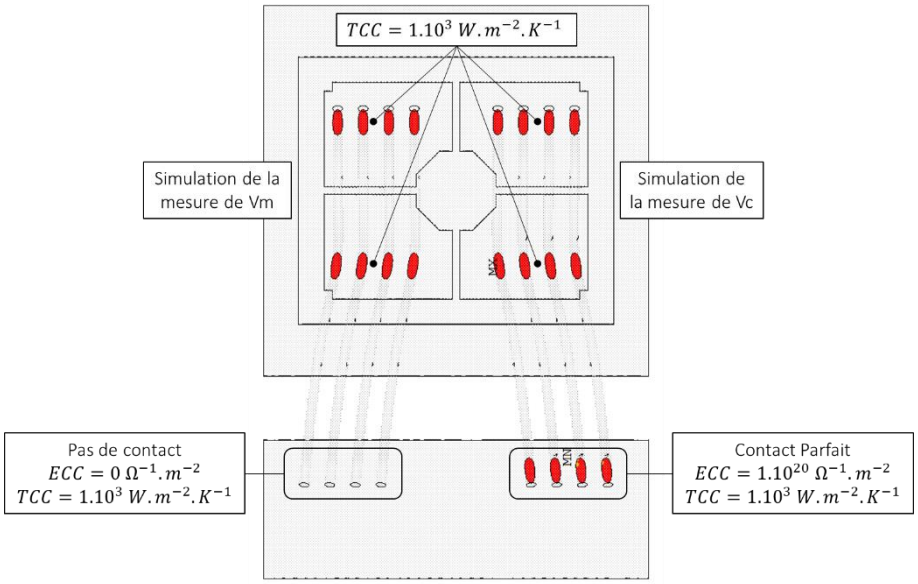


Figure III.22 : Modélisation des contacts fils-métallisations

Pour pouvoir obtenir l'évolution de R_m et R_c en fonction du vieillissement, il faut donc trouver les valeurs de ρ_{met} et ECC en simulation qui permettent de retomber sur les valeurs de V_m et V_c expérimentales (cf. figure III.16). Pour ce faire, plusieurs simulations sont ainsi effectuées en modifiant d'abord ρ_{met} puis ECC. Pour chacune des simulations, les grandeurs V_m et V_c sont calculées. Cette méthode permet d'obtenir deux relations $V_m(\rho_{met},ECC)$ et $V_c(\rho_{met},ECC)$. A partir des valeurs de V_m et V_c expérimentales, il est donc possible de calculer les valeurs de ρ_{met} et ECC correspondantes.

La résistivité de l'aluminium est donnée comme étant $2{,}8.10^{-8}$ Ω.m à température ambiante. Ainsi, la grandeur ρ_{met} sera modifiée autour de cette valeur, sur une plage de $[2.8.10^{-8},3.2.10^{-8}]$. Pour ce qui est du paramètre ECC, l'aire d'un contact est de l'ordre de $10^{-7}m^2$ (cf. tableau III.4). L'analyse dimensionnelle de V_m donne alors :

$$[V_m] \approx \frac{[R_c]}{[Aire_c]} * [I]\ soit\ 10^{-6}V \approx \frac{[R_c]}{10^{-7}m^2} * 10^{-3}A \qquad \text{III.9}$$

Ainsi la variation de ECC sera définie autour de $10^{10}\ \Omega^{-1}.m^{-2}$, sur une plage de $[10^8,10^{11}]$.

6.2. Résultats de simulation

Les courbes d'évolution de $V_{m,simu}$ et $V_{c,simu}$ sous l'effet de ρ_{met} et ECC sont présentées en bleu figure III.23 : $V_m(\rho_{met},ECC)$ et $V_c(\rho_{met},ECC)$. L'effet de ρ_{met} est davantage visible sur la tension V_m que sur V_c, ce qui est cohérent. Du fait de la prise en compte dans la mesure de V_c d'une petite partie de la métallisation, un petit effet (négligeable) est observé. Côté contact, l'effet de la variation de ECC est visible aussi bien sur la mesure de V_m que de V_c, bien qu'il soit bien plus important côté V_c. En effet, lors de la mesure de V_m, une partie du courant de caractérisation I_{sonde} est distribuée dans les fils. Plus ECC est grand, plus le courant de fuite est important et plus la valeur de V_m diminue.

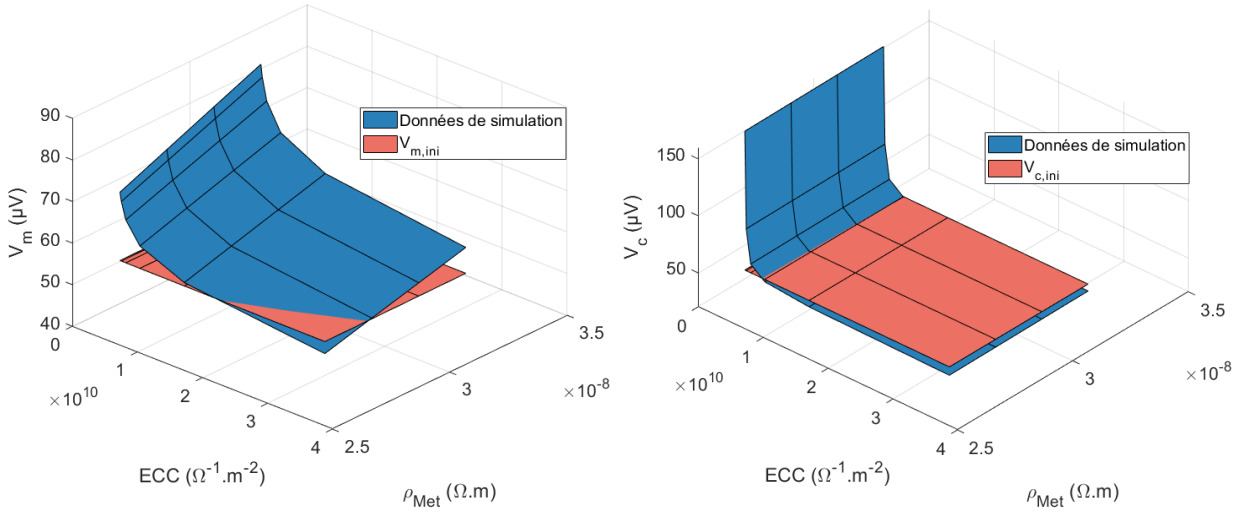


Figure III.23 : Courbes $V_m(\rho_{met},ECC)$ et $V_c(\rho_{met},ECC)$

Nous souhaitons obtenir les valeurs conjointes de ρ_{met} et ECC qui permettent d'obtenir les valeurs V_m et V_c expérimentales (cf. figure III.16) pour une augmentation relative de V_{CE} donnée. Ainsi, à titre d'exemple, les valeurs initiales de $V_{m,ini}$ et $V_{c,ini}$ sont tracées en rouge sur les graphes présentés figure III.23. L'intersection des surfaces rouge et bleu nous donnent donc dans chacun des cas une courbe : l'ensemble des couples (ρ_{met},ECC) qui donnent dans un cas $V_{m,ini}$, et dans l'autre $V_{c,ini}$. En croisant ces deux courbes, il est possible d'obtenir l'unique couple (ρ_{met},ECC) solution qui permette d'obtenir $V_{m,ini}$ et $V_{c,ini}$ en même temps. Dans l'exemple montré ici, ce sont les valeurs de V_m et V_c à l'état initial qui ont été choisi, mais cette procédure est reproduite pour l'ensemble des valeurs de V_m et V_c des courbes figure III.16. Finalement, les évolutions de ρ_{met} et ECC en fonction de l'évolution relative de V_{CE} peuvent être obtenues. Elles sont présentées figure III.24.

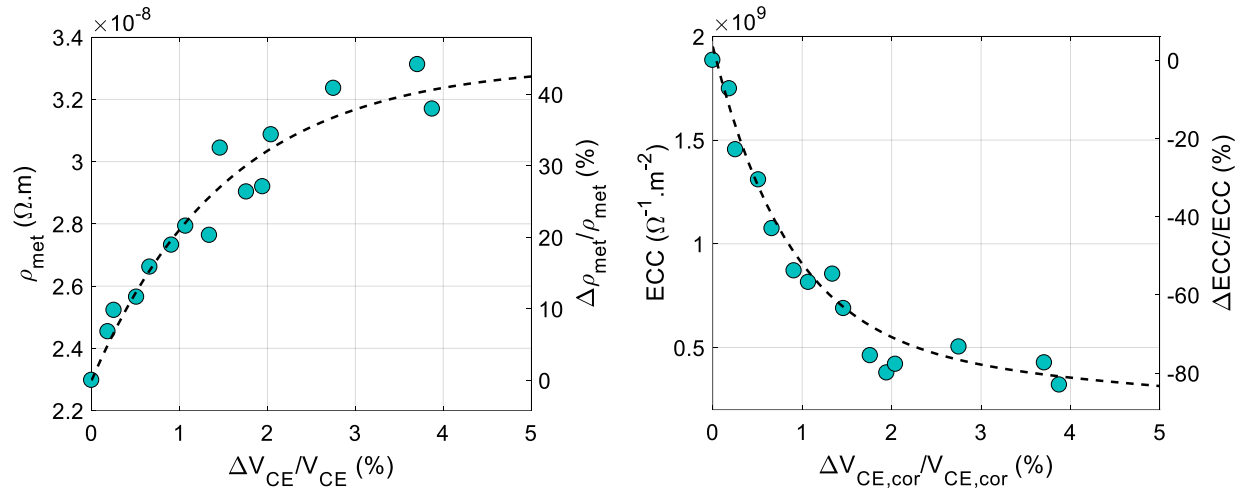


Figure III.24 : Evolution de ρ_{met} et ECC en fonction de l'évolution relative de V_{CE}

Ainsi, nous obtenons une évolution de ρ_{met} et ECC en fonction de $V_{CE,cor}$, représentative de l'évolution de l'endommagement dans la métallisation et au contact en fonction du vieillissement. Pour davantage de lisibilité, ces données sont traduites en résistance R_m et R_c à partir des équations III.1 et III.6. Le facteur géométrique G nécessaire au calcul de R_m est déduit de la simulation et vaut 2,5.10^5 m. De plus, afin d'obtenir la résistance équivalente à un contact fil-métallisation, la résistance R_c est divisée par la surface

du contact, soit 0.177 mm² (cf. tableau III.4). Finalement, les deux courbes obtenus sont présentées figure III.25.

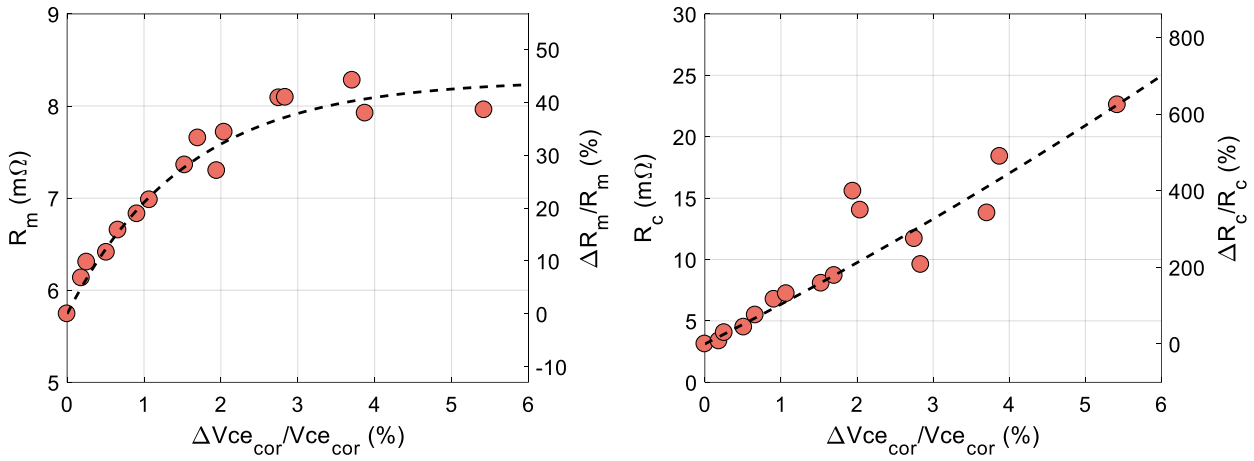


Figure III.25 : Evolution de R_m et R_c en fonction du vieillissement $\Delta V_{CE,cor}$

Pour ce qui est de l'évolution de R_m en fonction du vieillissement, la courbe indique qu'à l'état initial, sa valeur est d'environ 6 mΩ. Ainsi, si dans ces conditions un courant de 10 mA est appliqué avec la mesure 4 pointes, alors V_m s'élèverait à 60 µV. Or, la valeur initiale de V_m mesurée expérimentalement est de 50.39 µV. Cet écart s'explique par le fait que, bien que 10 mA soit appliqué au départ, seulement une partie de ces 10 mA passe dans la métallisation, le reste partant dans les fils. Ces courants de fuite sont visibles dans la simulation et sont estimés à environ 15% de I_{sonde}.

Vers 5% d'augmentation de $V_{CE,cor}$, la résistance R_m est estimée à environ 8 mΩ. Or, vers la fin de vie du module, les contacts fils-métallisation sont très dégradés, comme l'ont montré les micro-sections des analyses destructives. Ainsi, peu de courant part dans les fils, et la valeur du courant passant réellement dans la métallisation se rapproche de la valeur de I_{sonde} de 10 mA. La valeur de V_m mesurée expérimentalement vers la fin de vie du module tournait autour de 75-80 µV. Les valeurs de R_m obtenue sont donc cohérentes.

Pour ce qui est de l'évolution de R_c en fonction du vieillissement, sa valeur initiale obtenue avec la simulation est d'environ 5 mΩ. Compte tenu du fait que cette résistance est calculée uniquement sur un contact fil-métallisation parmi les quatre présents sur la métallisation, le courant à considérer est de 2,5 mA. Ainsi, la chute de tension calculée au passage de l'interface est de seulement 12,5 µV. Or la tension V_c mesurée expérimentalement sur un substrat sain s'élevait à 28,45 µV. Cet écart signifie qu'à l'état initial, un peu moins de 50% de la valeur de V_c est due au passage de l'interface fil-métallisation, le reste étant probablement due à la métallisation ou bien au fil.

Vers la fin de vie du module en revanche, la résistance R_c s'élève à près de 25 mΩ. La chute de tension au passage de l'interface est donc de 62,5 µV. Or la valeur de V_c mesurée expérimentalement pour un même état de vieillissement tournait autour de 75 µV. Ainsi, vers la fin de vie du module, la tension V_c est bien plus impactée par la résistance présente au contact que par l'endommagement dans la métallisation.

Ces résultats semblent être en accord avec les observations faites à la suite de l'étude expérimentale. L'endommagement dans la métallisation impacte davantage les caractéristiques électriques du module en début de cyclage par rapport à l'endommagement du contact fils-métallisations.

En revanche, vers la fin de vie l'impact majeur est bien dû à la dégradation des contacts entre les fils d'interconnexion et la métallisation.

Finalement, dans le but de valider ces courbes de variations de R_m et R_c en fonction du vieillissement, une dernière simulation électrothermique est réalisée en cherchant à vérifier et reconstruire la courbe d'évolution de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N.

6.3. Vérification

Le modèle établi ici reproduit les caractérisations statiques effectuées au cours des PCTs permettant d'obtenir la valeur de $V_{CE,cor}$ pour un état de vieillissement donné. Le modèle réalisé est basé sur celui présenté au chapitre II, car il prend en compte le substrat SKIM63 dans son intégralité aves son système de refroidissement. Ce modèle a été cependant amélioré au niveau des interconnexions supérieures tel que présenté ci-dessus (cf. § 6.1) avec les 4 "pads" de métallisations sur chaque puce et la prise en compte des conductances électriques de contacts pour les interfaces fils/métallisations. Le nouveau modèle obtenu est présenté figure III.26 où l'on peut observer les nouvelles géométries de métallisation.

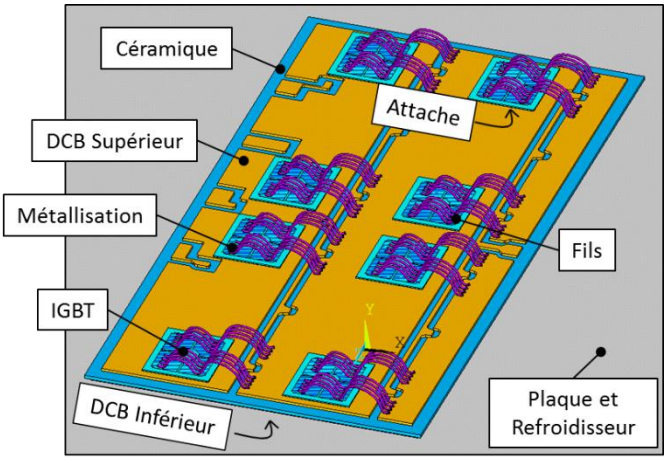


Figure III.26 : Modèle géométrique complet avec amélioration de la modélisation des interconnexions supérieures

Une simulation électrothermique simple en statique est réalisée sur ce modèle. La valeur du courant I_{load} injectée dans la simulation est prise identique à celle utilisée expérimentalement, c'est-à-dire 150A. Le coefficient de convection thermique h appliqué à la face inférieur du refroidisseur est toujours de 4000 W/m², et la température de référence T_∞ est fixée à 40°C.

En appliquant les évolutions de R_m et R_c précédemment obtenues au modèle, des courbes de $V_{CE,cor}$ associée uniquement d'un côté à l'endommagement de la métallisation, et de l'autre à celui du contact vont pouvoir être déduites de la simulation. Les résultats obtenus sont présentés figure III.27, où l'on peut observer l'effet de l'endommagement de l'ensemble des métallisations (courbe bleue) et de l'ensemble des contacts (courbe rouge) sur l'évolution du $V_{CE,cor}$ calculé. Le graphe montre aussi l'effet cumulatif des deux dégradations (courbe verte) et la courbe expérimentale (courbe noire) pour validation.

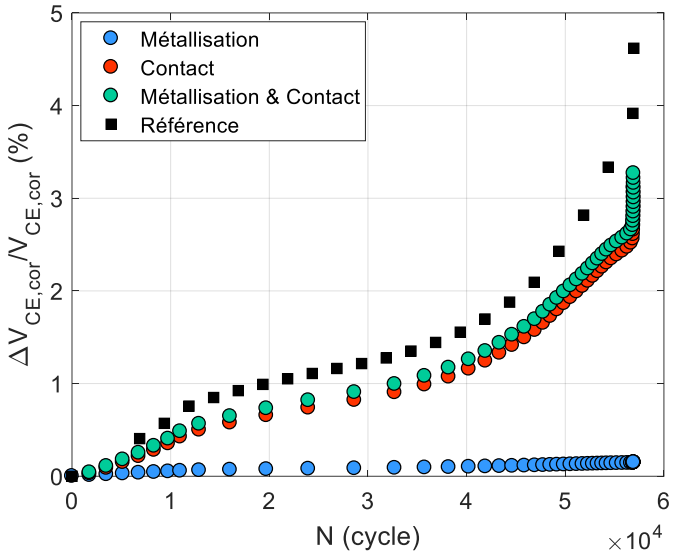


Figure III.27 : Evolution de la tension $V_{CE,cor}$ en fonction de N relatif à l'endommagement dans la métallisation et au niveau du contact

Un écart est observé entre la courbe de référence déduite des tests expérimentaux et la courbe verte censée représenter l'effet de l'endommagement total des métallisations et contacts sur la tension $V_{CE,cor}$. La courbe bleue qui concerne l'endommagement des métallisations évolue très peu en fonction des cycles. Il est clair que les résultats concernant la métallisation sont sous-estimés et que c'est là d'où provient l'écart observé entre courbes verte et noire. Cette sous-estimation est certainement due à plusieurs facteurs :

- Côté données expérimentales, la position des pointes de mesures de V_m lors des caractérisations a pu impacter les résultats. En effet, à cause de la position des fils, la surface de métallisation "disponible" est réduite et les pointes de test ont donc été positionnées plutôt en bordure de la métallisation (cf. figure III.6). Or, les images MEB montrent que cette zone est souvent peu endommagée. Cette inhomogénéité des dégradations dans la métallisation a pu donc mener lors des caractérisations électriques à des imprécisions et à sous-estimer la valeur de R_m.
- Côté données numériques, le modèle sensé reproduire les mesures 4 pointes en simulation a été réalisé de manière à coller le plus possible à la réalité. Néanmoins, il est possible que d'une part, les dimensions ne soient pas tout à fait exactes, et d'autres parts que les données de matériaux issues de la littérature ne correspondent pas exactement aux comportements réels des matériaux. De ce fait, il est possible que ces écarts aient joué sur les résultats finaux présentés figure III.27.

Finalement, ces résultats confirment bien que c'est l'endommagement au contact qui mène à la défaillance du module. L'impact de la reconstruction de la métallisation sur la tension $V_{CE,cor}$ est important au début du cyclage, puis reste stable jusqu'à la fin de vie du module.

7. Conclusions

Dans ce chapitre ont été présentées deux études, la première expérimentale et la seconde numérique. Le but de ces études a été de comprendre comment évolue la dégradation au niveau des métallisations et du contact fils-métallisation au cours du vieillissement, et quel est leur impact sur les grandeurs électriques du module, notamment la tension $V_{CE,cor}$.

Dans l'étude expérimentale, un PCT spécifique a donc été mis en œuvre dans le but de suivre l'endommagement dans les métallisations et fils en fonction de $V_{CE,cor}$. Des modules identiques, les modules commerciaux SKIM63 de Semikron, ont ainsi été soumis à des nombres de cycle différents afin de leur imposer des niveaux de dégradations différents. Ces modules ont par la suite été caractérisés électriquement par la mise en place d'une méthode de mesure 4 pointes spécifique. Puis, des analyses ont été effectuées afin de confirmer les résultats électriques obtenus ; des analyses au MEB pour la métallisation et des micro-sections pour l'analyse du contact.

Les résultats expérimentaux obtenus indiquent que l'endommagement dans la métallisation semble évoluer rapidement au début du cyclage. En revanche, après 1,5-2% d'augmentation de $V_{CE,cor}$, l'évolution de la reconstruction de la métallisation n'est plus visible que ce soit sur les mesures électriques ou bien sur les images MEB. L'endommagement semble alors avoir atteint un niveau de saturation à partir duquel il n'évolue plus. Il est possible que d'autres mécanismes se produisent dans la métallisation, mais ceux-ci ne sont pas visibles.

Côté contact en revanche, l'endommagement à l'interface fils-métallisation est visible jusqu'à la fin de vie du module que ce soit sur les analyses électriques ou bien sur les micro-sections. Ainsi, une initiation des fissures aux extrémités du contact est observée dès le début du cyclage. Puis ces fissures se propagent dans le fil le long de l'interface, jusqu'à se rejoindre et provoquer la rupture du contact. Ce sont bien ces mécanismes qui mènent à la défaillance du module.

Par la suite, un second PCT spécifique avec d'autres conditions de tests est réalisé afin de pouvoir généraliser les résultats obtenus. Seul le début du cyclage a jusqu'à présent pu être comparé. La comparaison entre les deux PCTs montre que les résultats d'évolution de l'endommagement dans les métallisations et fils en fonction du vieillissement semblent être similaires pour les deux PCTs. De futurs résultats permettront de confirmer cette tendance.

Ensuite, une étude numérique est réalisée afin de traduire les données issues des tests expérimentaux en paramètres physiques caractéristiques de la métallisation et du contact. Des simulations électrothermiques sont ainsi mise en œuvre dans le but de reproduire les mesures 4 pointes effectuées expérimentalement. De ces simulations peuvent être déduites des évolutions de l'endommagement des métallisation et fils en fonction de la tension $V_{CE,cor}$ plus générales. Ces évolutions sont ensuite validées à l'aide d'une seconde simulation électrothermique. Une courbe de l'évolution de $V_{CE,cor}$ en fonction du nombre de cycle N peut ainsi être déduite de cette simulation et être comparée à celle obtenue expérimentalement.

Finalement, ces études constituent une étape préalable à l'établissement d'un modèle de durée de vie basé sur les dégradations. Un lien a ainsi pu être établi entre ces dégradations et des paramètres électriques du module, en particulier la tension à l'état passant $V_{CE,cor}$. Il a été ainsi été montré que c'était la dégradation au contact qui était responsable de la fin de vie du module. De ce fait, seul ce mécanisme de dégradation sera pris en compte dans l'établissement du modèle de durée vie, et la reconstruction de la métallisation sera mise de côté.

Chapitre IV

Modèle de durée de vie des fils d'interconnexion basé sur les dégradations

Chapitre IV.
Modèle de durée de vie des fils d'interconnexion basé sur les dégradations

1. Introduction

Après avoir proposé un modèle de durée de vie physique basé sur les déformations (cf. chapitre II), un second modèle physique, cette fois-ci basé sur les dégradations, est présenté dans ce chapitre. Ce modèle, tout comme le premier, est spécifique aux interconnexions supérieures des modules de puissance. Comme son nom l'indique, son originalité réside dans la prise en compte des dégradations apparaissant au sein du module en opération, contrairement au premier modèle au sein duquel seules les déformations étaient utilisées.

Pour établir ce modèle, il est tout d'abord nécessaire de décrire les dégradations qui mènent à la défaillance du module. C'est ce qui a été fait dans le chapitre III. Les résultats ont ainsi montré que la défaillance du module était due principalement à la perte de contact entre fils et métallisation. Cette perte de contact s'explique par la formation et la propagation de fissures à l'interface fil-métallisation au cours du fonctionnement du module. Cet endommagement sera ainsi le seul considéré dans ce chapitre pour l'établissement du modèle de durée de vie, la reconstruction de la métallisation étant mise de côté.

La modélisation de la fissuration à l'interface fil-métallisation s'effectue dans ce chapitre via l'utilisation d'un modèle de zone cohésive (Cohesive Zone Model – CZM). Ce modèle permet à partir d'une loi de traction cohésive de décrire le comportement de la fissure dans une zone au voisinage du front de la fissure. Ainsi, par ce procédé, la fissuration peut être simulée lorsque le module est soumis à différentes contraintes thermomécaniques.

Pour caler et valider les paramètres du CZM, l'évolution expérimentale de la fissure en fonction du cyclage subi par le module pour des conditions {ΔT_j = 110°C ; $T_{j,min}$ = 55°C ; t_{ON} = 3s} données doivent être utilisées. Comme nous le verrons plus loin, les modèles CZM sont basés sur des considérations thermodynamiques et les paramètres du modèle (ouverture critique et contrainte maximale de décohésion) sont en toute rigueur indépendants des conditions de contrainte, soit du ΔT_j et du t_{ON}. Cela suppose que le calcul termo-mécanique fournisse les valeurs correctes de contraintes et de déformations. Ainsi posé, le modèle CZM ne devrait donc nécessiter que d'un cas expérimental pour le calage si une solution unique existe. Il est aussi nécessaire de disposer d'au moins un cas expérimental supplémentaire pour la validation. Malheureusement, compte tenu du protocole expérimental long, nous n'avons eu à notre disposition que les résultats expérimentaux du test {ΔT_j = 110°C ; $T_{j,min}$ = 55°C ; t_{ON} = 3s}, présentés dans le chapitre III, pour réaliser ce début de calage. Ainsi, la vitesse de propagation de la fissuration par cycle obtenue à l'aide de cette seule condition de test servira de référence pour caler le modèle CZM. Concernant la validation sur au moins un autre cas expérimental, là encore, le temps ne nous l'a pas permis dans le temps imparti de la thèse. Néanmoins, sachant que le travail de calage complémentaire et surtout de validation restera à faire, nous utiliserons le modèle établi pour déterminer les vitesses de propagation de fissure en fonction des conditions de contrainte. Il faut donc considérer la suite essentiellement comme une proposition de démarche qui restera néanmoins à valider.

2. Evolution de la fissure au cours du cyclage

En amont de l'utilisation du CZM, une étude sur l'évolution de cette fissure avec le cyclage est réalisée. Les mêmes modules SKIM63 de Semikron des chapitres II et III sont utilisés. Tout d'abord, l'impact de la perte de contact entre fils et métallisations sur la tension à l'état passant V_{CE} est mis en évidence par la simulation. Puis, en combinant ces résultats à ceux du chapitre III, il est possible d'obtenir l'évolution de la fissure au cours du cyclage pour les conditions {ΔT_j = 110°C ; $T_{j,min}$ = 55°C ; t_{ON} = 3s}.

2.1. Relation entre fissuration et tension V_{CE}

En réalisant des simulations électrothermiques par éléments finis sous ANSYS, il est possible d'estimer l'impact de la fissuration du contact fil-métallisation sur la tension V_{CE}. Pour ce faire, l'endommagement est ici modélisé 'à la main', en modifiant la géométrie de l'interface afin de réduire progressivement l'aire de contact. Des simulations sont ensuite effectuées en statique de manière à reproduire les caractérisations réalisées expérimentalement au cours des tests de "power cycling" (PCTs) (cf. chapitre III, § 3.1). La tension V_{CE} est alors évaluée numériquement, et son évolution pour des aires de contact réduites peut être obtenue.

2.1.1. Modélisation géométrique de la fissuration

Le substrat SKIM63 a été modélisé et présenté chapitre II et avec une variante dans le chapitre III. C'est ici le modèle du chapitre III qui est reprit.

Contrairement au chapitre III, dans lequel l'endommagement à l'interface fils-métallisations était traduit de manière électrique en faisant varier la conductance électrique de contact ECC, il est ici modélisé de manière géométrique en réduisant l'aire des contacts fils-métallisations. Seuls les contacts supérieurs (en bout de fil) sont modifiés, comme montré figure IV.1. En effet, les analyses des substrats cyclés ont montré que c'était ce contact qui était le plus endommagé, et donc le plus critique (cf. chapitre III).

Dans la figure IV.1, la couleur rouge signifie un contact correct, tandis que la couleur bleue indique une perte de contact. Seule une moitié de puce est présentée ici, mais en réalité tous les contacts supérieurs du substrat sont modifiés ainsi. L'endommagement est en effet considéré uniforme par simplification, bien que généralement les fils proches du centre de la puce soient davantage dégradés que ceux en périphérie.

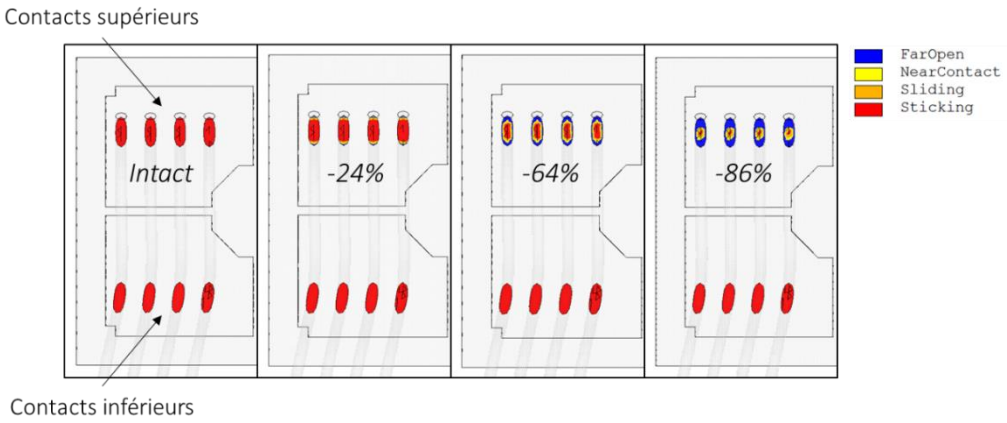


Figure IV.1: Modélisation géométrique de la perte de contact à l'interface fil-métallisation (pourcentage surfacique)

Des simulations électrothermiques sont ensuite effectuées sur ces différentes géométries. Le courant de puissance I_{load} est fixé à 150A. Afin de simuler le refroidissement à eau présent au cours des tests expérimentaux, une convection est appliquée sous le système de refroidissement, avec un coefficient de convection de 4000 W/m², et une température de référence T_∞ de 40°C.

2.1.2. Impact de la perte de contact sur la tension V_{CE}

La courbe d'évolution de la tension V_{CE} numérique en fonction de la perte de contact f entre fils et métallisations est présentée figure IV.2. La perte de contact f est normalisée par rapport à l'aire initiale du contact, et est donc calculée de la manière suivante :

$$f = \frac{Aire_{ini} - Aire_{deg}}{Aire_{ini}} \qquad \text{IV.1}$$

Avec $Aire_{ini}$ l'aire du contact à l'état initial pour un module sain, soit 0,18 mm² (cf. chapitre III, § 6.1), et $Aire_{deg}$ l'aire "dégradée" réalisée géométriquement. Aussi, lorsque la fissuration f atteint 100%, le contact est totalement rompu. La variation relative de la tension V_{CE} calculée, similaire à celle fournie lors des tests expérimentaux, est donnée par :

$$\frac{\Delta V_{CE}}{V_{CE}} = \frac{V_{CE,ini} - V_{CE,deg}}{V_{CE,ini}} \qquad \text{IV.2b}$$

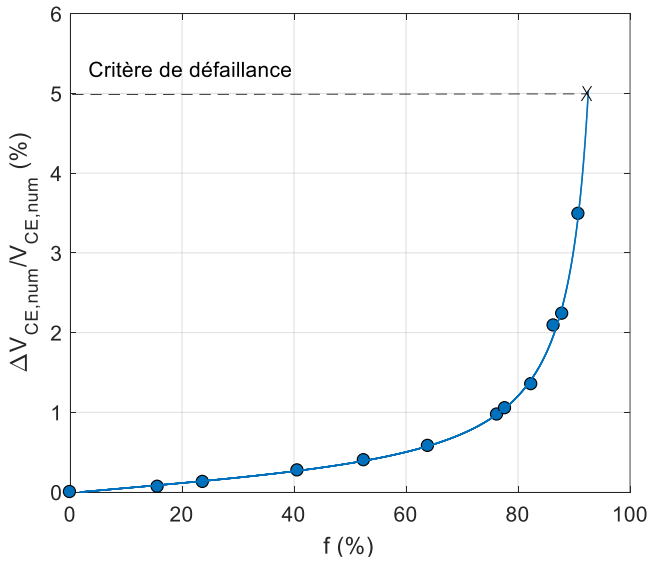


Figure IV.2: Evolution relative de la tension V_{CE} en fonction de la fissuration f

La tension V_{CE} évolue tout d'abord progressivement et de façon quasi linéaire avec la fissuration, jusqu'à environ une perte de contact de 50%. Au-delà, elle augmente très rapidement et atteint 5% d'élévation pour une fissuration d'environ 95% du contact initial. Cette valeur de 5% est obtenue par prolongement de la courbe de tendance (trait plein) à partir des points obtenus en simulation. En effet, il n'est pas possible d'obtenir cette valeur numériquement car lorsque l'aire de contact est trop réduite, la géométrie devient trop contraignante, ce qui rend impossible la simulation.

Cette évolution semble cohérente. En effet, comme indiqué dans le chapitre III, il a été montré qu'une fonction inverse permettait de relier la résistance de contact R_c, aussi appelée résistance de constriction, aux aspérités. Ces aspérités correspondent dans la réalité aux endroits où les surfaces sont en contact, et peut donc dans le cas ici de la modélisation être assimilés à l'aire parfaite de contact entre fils et métallisations. Ainsi, plus cette aire diminue, plus f devient grand et plus R_c évolue rapidement, suivant une relation inverse. C'est bien ce qui est observé sur la figure IV.2.

2.2. Relation entre fissuration et cyclage

2.2.1. Combinaison des données

Dans le but d'obtenir l'évolution de la fissure au cours du cyclage, les résultats numériques précédents sont combinés aux résultats du chapitre III. Dans la simulation précédente, le seul endommagement pris en compte est celui à l'interface entre fils et métallisations. L'évolution de la tension V_{CE} numérique obtenue est donc spécifique à ce mécanisme de dégradation. Aussi, ne seront utilisés que les résultats du chapitre III spécifiques à la dégradation des contacts fils/métallisation et non ceux liés à la dégradation de la métallisation loin des contacts (cf. figure III.27 courbe rouge, représentée isolément figure IV.3). Ces résultats ont été obtenus pour les conditions {ΔT_j = 110°C ; $T_{j,min}$ = 55°C ; t_{ON} = 3s}.

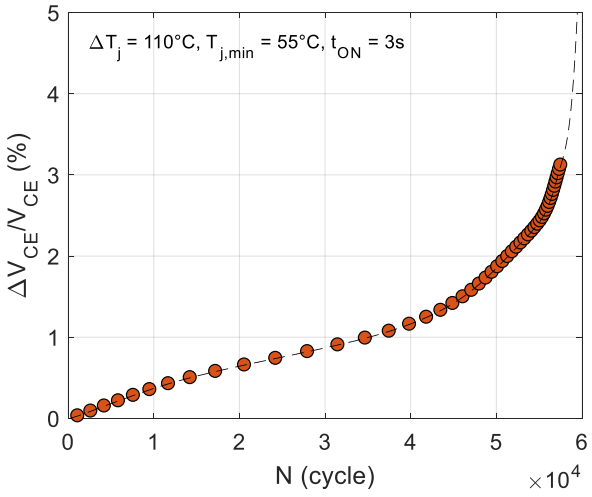


Figure IV.3: Evolution de V_{CE} due à l'endommagement du contact fils-métallisations en fonction du nombre de cycle N (cf. chapitre III)

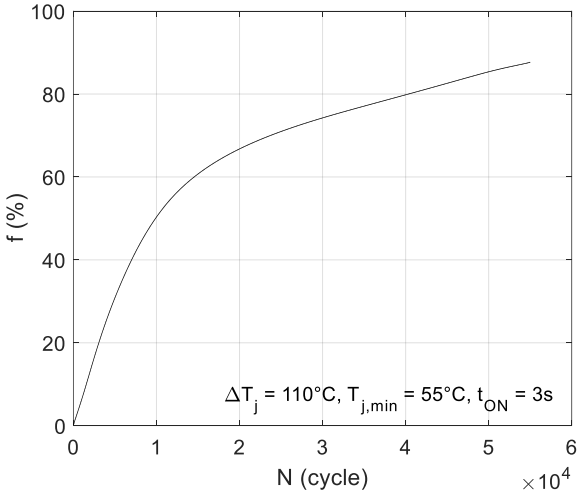


Figure IV.4: Evolution de la fissure au cours du cyclage pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}

La combinaison des données issues des figures IV.2 et IV.3, en éliminant la variation relative de V_{CE} entre elles, donne finalement l'évolution de la fissure en fonction du nombre de cycle N, toujours pour les conditions de tests {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}. Cette évolution est présentée figure IV.4. Deux phases se distinguent. Au cours des premiers cycles, la fissure progresse rapidement, de façon quasi linéaire, jusqu'à atteindre une valeur d'environ 60% du contact initial. A partir de ce point, la fissure continue de se propager mais de manière plus progressive, toujours en suivant un profil qui semble linéaire.

2.2.2. Comparaison avec les données d'analyses

Les résultats expérimentaux issus des analyses de micro-sections présentées dans le chapitre III permettent de vérifier la courbe obtenue figure IV.4. Pour rappel, des micro-sections avaient été réalisées sur des modules possédant des états de vieillissement différents. Ces analyses étaient focalisées sur l'interface fils-métallisations. A l'aide d'un microscope numérique, les longueurs des fissures à différents moments du cyclage avaient pu être mesurées. Cette évolution de la fissuration au cours du cyclage obtenue expérimentalement est représentée figure IV.5.

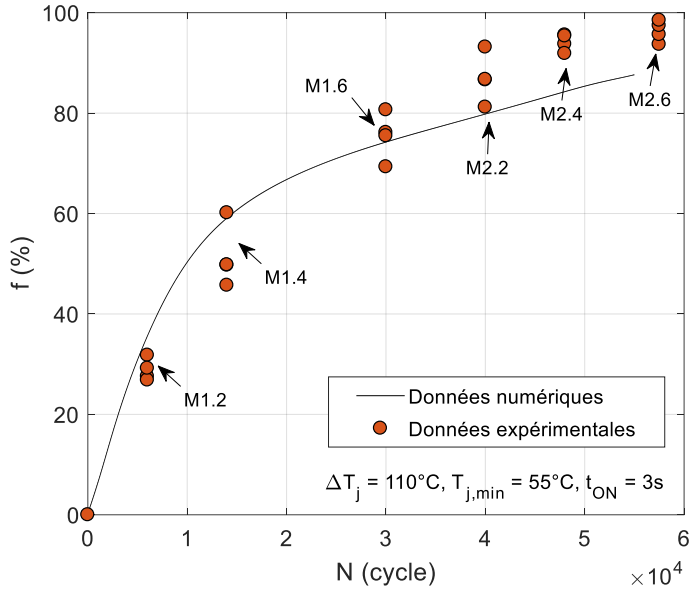


Figure IV.5: Comparaison entre l'évolution de la fissure f au cours du cyclage obtenue expérimentalement et numériquement pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}

Sur la figure IV.5, quatre points de données expérimentales sont tracés par module. Chacun de ces quatre points correspond aux résultats obtenus sur chacune des quatre puces IGBTs centrales du substrat SKIM63. En effet, pour réduire le nombre d'analyses, les micro-sections n'ont été réalisées que sur ces puces. Pour chacune des puces, les mesures de longueurs de fissures ont été effectuées pour la totalité des fils. Chacune des longueurs de fissure est normalisée par rapport à la longueur de contact initial qui lui est associée. Chaque point de donnée représenté figure IV.5 correspond à la valeur moyennée des longueurs de fissure sur l'ensemble des fils d'une puce.

L'évolution de la fissure au cours du cyclage obtenue expérimentalement semble s'approcher de celle calculée numériquement. Quelques décalages sont visibles, qui peuvent être dus d'une part à des erreurs de mesure côté expérimental, et d'autre part à des erreurs de calculs côté numérique. Cependant, ces résultats semblent confirmer la tendance d'une évolution de la fissure plus rapide au début du cyclage qu'à la fin.

2.2.3. Discussion

Les résultats présentés ci-dessus diffèrent un peu de ce qui était attendu. En effet, il a été montré dans le chapitre III que la courbe d'évolution de la tension V_{CE} au cours du cyclage pouvait être séparée en trois zones : une première zone d'augmentation rapide, puis une seconde zone d'évolution progressive suivant une tendance quasi-linéaire pendant la majeure partie du cyclage, et finalement une dernière zone

de croissance rapide. La tension V_{CE} étant directement reliée aux dégradations des fils et métallisations, ces observations pouvaient laisser penser que l'évolution de la fissure en fonction du cyclage suivrait une tendance similaire. Ainsi, une vitesse de propagation de la fissure presque constante du début jusqu'à quasiment la fin du cyclage était attendue, avec à la fin du cyclage une accélération de la fissuration.

Ce n'est pas tout à fait ce qui est observé figure IV.5. Dans un premier temps est bien visible une propagation rapide et quasi-linéaire de la fissure, semblable à la première zone de la courbe d'évolution de V_{CE}. Cependant, à la fin de cette première phase, la progression de la fissure semble très importante, presque 60% du contact initial, par rapport à l'élévation relative de la tension V_{CE} qui reste faible, autour de 0,5%. Cette différence peut s'expliquer par les résultats de la courbe figure IV.2. Cette courbe indique en effet que la fissuration n'a que peu d'impact sur la tension V_{CE} jusqu'à environs 80% de perte de contact. Le flux de courant n'est alors pas encore assez contraint. En revanche, à partir d'une perte de contact de 80%, l'interface commence à devenir suffisamment petite pour contraindre le flux de courant, et la tension V_{CE} augmente très rapidement avec la fissuration.

Après cette phase de propagation rapide, la fissure continue de s'étendre mais plus modérément suivant un profil linéaire, tout comme évolue la tension V_{CE} dans la seconde zone décrite précédemment. En revanche, alors que vers la fin de vie du module la tension V_{CE} augmente très rapidement de façon exponentielle, la fissuration quant à elle semble continuer de se propager linéairement d'après la figure IV.5. Ces résultats peuvent s'expliquer par la courbe de la figure IV.2, comme expliqué précédemment. De plus, une autre explication peut venir du fait que l'ensemble des dégradations est ici moyenné par simplification. En réalité, les puces au centre du substrat voient des variations de température plus importantes, et sont donc soumises à des contraintes thermomécaniques plus élevées. Les contacts de ces puces sont donc plus endommagés que ceux des puces en périphérie. De plus, le même principe s'applique au sein d'une même puce, avec des fils au centre plus dégradés qu'aux extérieurs. Cette disparité a aussi été observée lors des analyses de micro-sections avec par exemple des longueurs de fissure pouvant varier grandement au sein d'une même puce. Aussi, lorsqu'un fil est dégradé et que le contact avec la métallisation est rompu, le flux de courant est alors redistribué dans les autres fils. Ces derniers deviennent alors de plus en plus contraint ce qui accélère leur dégradation. Cet aspect n'étant pas pris en compte ici dans l'étude, il est possible que ce manque ait mené à certaines inexactitudes quant à l'évolution de la fissure en fonction du cyclage, notamment vers la fin de vie du module.

Quelques imprécisions concernant la modélisation de l'endommagement peuvent aussi être relevées. Tout d'abord, par soucis de simplification, cet endommagement n'a été modélisé que sur les contacts supérieurs entre fils et métallisations. Dans la réalité, ce n'est pas exact. Les analyses ont en effet montré que des fissurations étaient aussi visibles au niveau des contacts inférieurs, bien que moins importantes. De plus, l'endommagement est ici modélisé en réduisant l'aire de contact pour simuler une fissuration. Le contact, bien que réduit, reste presque parfait. Dans la réalité, il est très probable qu'avec la fissuration soit présents à l'interface des microfissures, trous et autres dégradations non visibles lors des analyses. Ainsi, une modification de la conductance électrique de contact ECC devrait être implémentée en parallèle de la fissure. L'ensemble de ces simplifications ont pu donc mener à une sous-estimation de l'évolution de la tension V_{CE} avec l'endommagement dans la figure IV.2

Cette évolution de la fissure avec le cyclage sera utilisée dans la suite de l'étude afin de calibrer le paramétrage du CZM et vérifier les résultats de propagation de fissure obtenus pour les conditions $\{\Delta T_j=110°C ; T_{j,min}=55°C ; t_{ON}=3s\}$.

3. Modélisation de l'endommagement

La fissuration à l'interface fils-métallisation est modélisée dans la suite via un modèle de zone cohésive. Comme décrit dans le chapitre I, ce modèle est de plus en plus plébiscité dans le domaine de la mécanique de la rupture afin de modéliser la formation et la propagation de fissures à l'interface entre deux matériaux soudés. En effet, ce modèle est facile à implémenter numériquement, et peut être facilement adapté selon les cas d'étude.

3.1. Modèle de zone cohésive

3.1.1. Description du CZM

C'est au sein du domaine élastique linéaire de la mécanique de la rupture (LEFM – Linear Elastic Fracture Mechanics) que les premiers modèles permettant de décrire l'initiation et la propagation de fissures furent établis. A.A. Griffith fut ainsi le premier à étudier les phénomènes de rupture fragile dans le verre dans les années 1920 [Gri20]. C'est ensuite véritablement dans les années 1950 que le domaine prit de l'ampleur, avec notamment les études de G.R. Irwin [Sun12]. Ce dernier, en se basant sur les résultats d'A.A. Griffith, proposa deux approches permettant de déterminer le critère de rupture ; la première basée sur les champs de contrainte présents au niveau du front de fissure, et la seconde basée sur l'équilibre énergétique du système lorsque soumis à une fissuration [And05].

La première approche introduit un nouveau paramètre appelé 'facteur d'intensité de contrainte' K, à partir duquel le champ de contrainte dans la zone du front de fissure peut être décrit. Ce dernier est notamment défini comme évoluant en $r^{-1/2}$, r étant la distance avec l'extrémité de la fissure. Aussi, en se basant sur cette définition, un point de singularité est présent à l'endroit même du bout de la fissure, avec des contraintes qui tendent vers l'infini. Cette singularité est obtenue dans le domaine LEFM dans lequel la loi de comportement du matériau est considérée comme évoluant de manière purement élastique. Cependant, dans la réalité, le matériau se déforme de manière inélastique dans la zone du front de fissure. Ainsi, pour pouvoir appliquer la méthode du facteur d'intensité de contrainte telle qu'elle est décrite ci-dessus, la zone inélastique doit pouvoir être négligée (cf. figure IV.6) [Sun12] [And05].

La seconde approche, basée quant à elle sur l'énergie, introduit aussi un nouveau paramètre G qui correspond au taux d'énergie délivré lors de la fissuration. En particulier, il est défini comme étant égal à la diminution de l'énergie potentielle du solide par unité de fissuration. Dans le domaine LEFM, les deux approches définies ci-dessus sont équivalentes.

Deux critères de rupture, pour un chargement monotone, son alors définis à partir de ces paramètres : lorsque K et G atteignent une valeur critique, la rupture se produit. Ces valeurs critiques sont : la ténacité K_c qui caractérise la résistance d'un matériau à la rupture, et l'énergie critique G_c. Elles sont toutes deux des propriétés propres à un matériau, et sont généralement déterminées de manière expérimentale. Des modèles ont aussi été définis pour permettre de décrire la rupture par fatigue d'un matériau, c'est-à-dire l'initiation et la propagation de fissures sous l'effet d'un chargement cyclique. Le plus connu est le modèle de P.C. Paris et F. Erdogan décrit dans le chapitre I.

Les modèles décrits ci-dessus fonctionnent bien dans le domaine LEFM, mais nécessitent d'être adaptés pour pouvoir être valables dans le domaine inélastique. Ainsi, de nouvelles méthodes ont été développées pour pouvoir déterminer la rupture dans des conditions où la zone inélastique du front de fissure est importante. Les deux plus connues sont la méthode CTOD (Crack Tip Opening Displacement) et l'intégrale J (cf. figure IV.7).

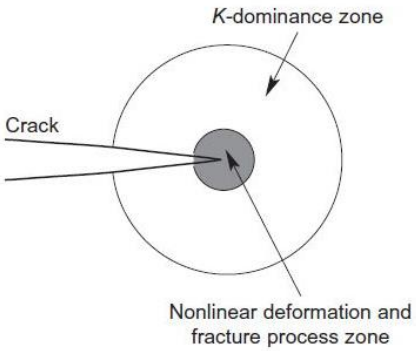


Figure IV.6: Zone de dominance de K et zone inélastique autour du front de fissure [Sun12]

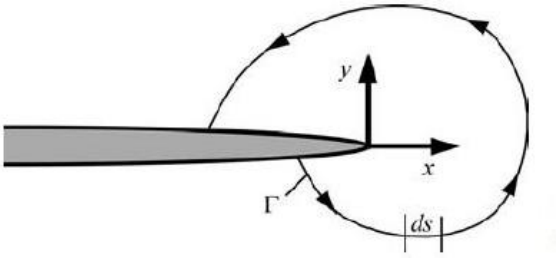
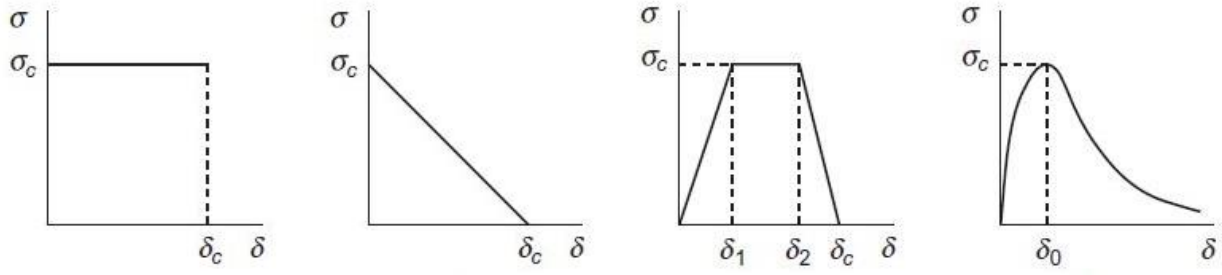


Figure IV.7: Représentation d'un contour arbitraire autour du front de fissure pour le calcul de l'intégrale J [And05]

Le CZM se place quant à lui en parallèle des modèles précédemment décrits, dans le sens où la fissure se comporte comme un matériau à part entière possédant sa propre loi de comportement. Comme expliqué dans le chapitre I, une zone cohésive est définie au voisinage du front de fissure, dans laquelle le comportement de la fissure est régit par une loi de traction cohésive. Trois paramètres sont généralement avancés pour permettre de décrire cette loi de traction cohésive : la contrainte maximale ou critique σ_c, l'ouverture de la fissure, aussi nommée séparation, caractéristique ou critique δ_c, et l'énergie cohésive G_c.

Cette loi de traction cohésive a été définie de multiple façon dans la littérature selon les cas d'étude (cf. figure IV.8). Dans [Giu14] [Mor11] [Tur07] sont présentées des lois de type bilinéaire, tandis que dans [Goy04] [Abd05] [Ben13] sont préférées des lois de type exponentielle. La définition de ces lois dépend de la manière dont la fissure va se former et se propager, et varie donc selon les matériaux considérés, la géométrie, et le chargement. Elle peut être par exemple obtenue de façon analytique via la formulation d'un potentiel caractérisant la réponse mécanique de l'interface [Nee10]. Autrement, les paramètres décrivant cette loi et énoncés précédemment peuvent par exemple être déduits de manière expérimentale. Dans tous les cas, il existe autant de lois que de cas de fissure, et c'est là toute la difficulté.



(a) (b) (c) (d)

Figure IV.8: Exemples de différentes lois de traction cohésive avec (a) le modèle 'Dugdale', (b) le modèle linéaire, (c) le modèle trapézoïdal, et (d) le modèle exponentiel [Sun12]

3.1.2. Choix du CZM

Plusieurs manières de définir le CZM sont proposées dans ANSYS. La définition varie selon le type d'élément fini utilisé. Deux types d'éléments peuvent être utilisés pour modéliser la décohésion à l'interface de deux solides : les éléments 'interface' et les éléments 'contact'. Dans l'étude ici mise en œuvre, ce sont les éléments 'contact' qui sont choisis car ils permettent de mailler indépendamment

chacun des solides à l'interface. Cet aspect n'est pas négligeable dans le cas des fils en contacts avec la métallisation car la géométrie est complexe.

Associés à ces éléments, deux modèles de lois de traction cohésive sont proposés : bilinéaire et exponentielle. Dans l'étude ici mis en œuvre, c'est le modèle bilinéaire qui est choisi car sa définition est plus simple que le modèle exponentiel (cf. figure IV.9). Les trois paramètres à définir sont : la contrainte maximale σ_{max}, l'ouverture critique de la fissure δ_c (notée u^c dans ANSYS) ou l'énergie critique G_c, et une aide à la convergence qui correspond à un amortissement artificiel lors de la décohésion η. Ces paramètres doivent être définis en fonction du mode de défaillance.

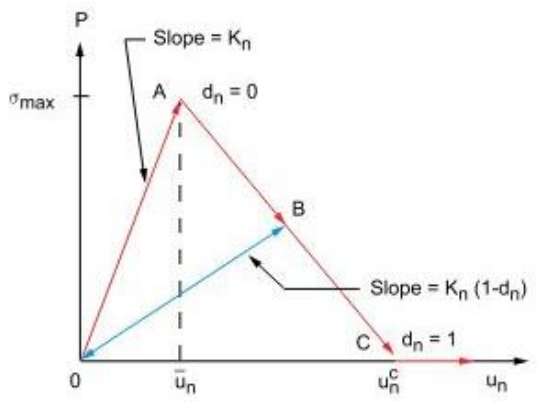


Figure IV.9: Loi de traction cohésive bilinéaire utilisée dans ANSYS pour un mode I de rupture [Ans17]

En effet, la mécanique de la rupture définie trois modes de rupture fondamentaux, associés à des mouvements indépendants des faces de part et d'autre d'une fissure. Ces trois modes, communément appelés Mode I, Mode II et Mode III sont présentés figure IV.10. Ainsi, n'importe quelle fissuration peut être décrite par l'un de ces modes élémentaires, ou bien par une de leur combinaison [Sun12] [And05]. Dans l'étude présentée ici, pour simplifier, seul le mode I est considéré. En effet, il est probable que la fissure à l'interface fils-métallisations soit principalement induite suivant ce mode [Onu00].

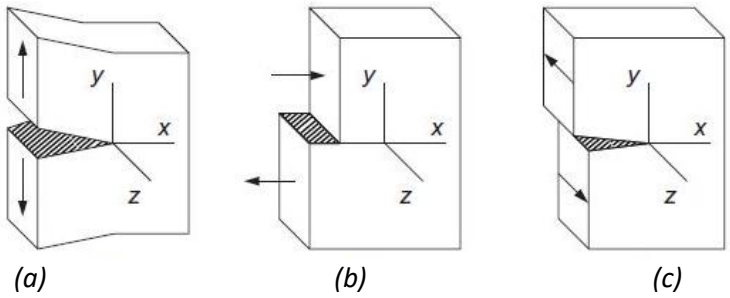


Figure IV.10 : Modes de rupture fondamentaux, (a) Mode I pour l'ouverture (traction), (b) Mode II pour le glissement (cisaillement dans le plan) et (c) Mode III pour le déchirement (cisaillement perpendiculaire au plan) [Sun12]

Les valeurs des paramètres nécessaires à l'implémentation de la loi de traction cohésive sont tirées de la littérature. Entre l'ouverture critique normale $\delta_{c,I}$ et l'énergie critique associée à la décohésion normale $G_{c,I}$, c'est le paramètre de l'énergie qui a été choisi pour définir la loi dans ANSYS car elle est davantage présente dans la littérature. Peu d'études fournissent des données valables pour le cas précis de la décohésion d'un fil d'interconnexion d'une métallisation au sein d'un module de puissance.

Des données de départ issues de la littérature sont donc utilisées dans un premier temps. Elles sont présentées tableau IV.1 [Giu14] [Reg70]. L'étude de [Giu14] porte sur la délamination des composites et la détérioration de la liaison entre métaux et composites. Le CZM est utilisé dans ce cas pour simuler la décohésion d'une éprouvette DCB (an anglais 'Double Cantilever Beam') selon le Mode I décrit précédemment. La loi de traction cohésive utilisée est similaire à celle présentée figure IV.9. L'étude de [Reg70] porte sur la mesure des énergies de surface des métaux et alliages. Elle présente différentes méthodes expérimentales permettant de mesurer ces énergies de surface. Ainsi, l'énergie présentée tableau IV.1 correspond à l'énergie de surface mesurée pour de l'aluminium pur. L'étude montre que l'atmosphère et la pureté du métal peuvent avoir une influence sur la valeur de l'énergie de surface mesurée. Aussi, il conviendrait de valider cette valeur dans le cas de la fissuration des contacts entre fils et métallisations au sein des modules de puissance.

Ces valeurs de contrainte σ_{max} et énergie G_c sont donc utilisées dans un premier temps pour tester le CZM dans notre cas d'étude, c'est-à-dire pour la décohésion des fils des métallisations au sein des modules de puissance. Néanmoins, les valeurs de ces paramètres, et notamment la contrainte σ_{max}, seront ajustées dans la suite pour pouvoir coller aux résultats d'évolution de la fissure obtenue avec le cyclage et présentée paragraphe 2.

Tableau IV.1: Paramètres du CZM choisis pour l'étude

σ_{max} (MPa)	**$G_{c,I}$ ($J.m^{-2}$)**
30 [Giu14]	1.14 [Reg70]

3.2. Implémentation du CZM

3.2.1. Simulations électro-thermo-mécaniques

Au préalable de l'implémentation du CZM, il est nécessaire d'obtenir des contraintes et déformations correctes dans la zone du contact, comme c'était le cas dans le chapitre II pour l'établissement du modèle physique basé sur les déformations. Aussi, la même procédure que celle réalisée dans le chapitre II est effectuée.

Une simulation électrothermique en couplage fort est tout d'abord mise en œuvre afin de reproduire précisément les gradients et variations de températures auxquelles est soumis le module. Plusieurs cycles de température sont simulés. Les résultats obtenus sont ensuite utilisés pour une simulation mécanique via un couplage faible. Le modèle mécanique est circonscrit à une seule puce IGBT sur le substrat afin d'obtenir des temps de calcul raisonnables. Le modèle géométrique utilisé, ainsi que le modèle de matériau, le maillage et les paramètres de simulation sont identiques à ce qui avait été utilisé dans le chapitre II. Les deux seules différences sont : l'amélioration de la géométrie des interconnexions supérieures réalisée dans le chapitre III, et l'insertion de "paires" de contact entre les fils-métallisations et fils-DCB afin de gérer les interfaces des contacts. Le CZM n'intervient pas encore à ce stade.

Côté électrothermique, les conditions de cyclage qui sont reproduit ici en simulation sont $\{\Delta T_j$=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s$\}$. La valeur du courant de puissance I_{load} est fixée à 260 A pour coller aux tests expérimentaux (cf. chapitre II). La convection sous le système de refroidissement est définie avec un coefficient de convection h de 4000 $W/m^2.K$ et une température de référence T_∞ de 45°C. Pour limiter les temps de calculs, seuls trois cycles sont simulés. Les résultats sont présentés figure IV.11. L'évolution de

la température de puce T_j au niveau des DUTs supérieur et inférieur du substrat SKIM63 y est représentée. La courbe indique que les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} sont bien respectées.

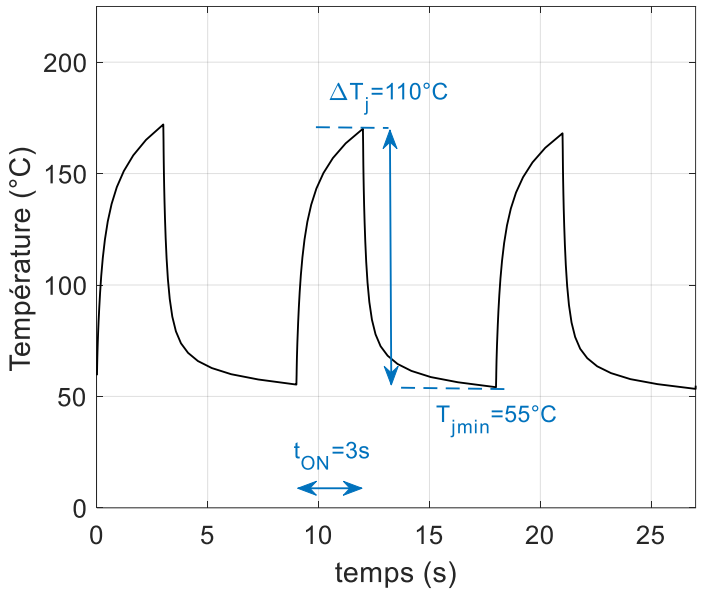


Figure IV.11: Evolution de la température T_j sur les trois cycles simulés pour les conditions {ΔT_j=110°C,$T_{j,min}$=55°C,t_{ON}=3s}

Ensuite, ces résultats thermiques sont utilisés comme chargement dans la simulation mécanique. Les conditions limites utilisées sont les mêmes que celles définies dans le chapitre II (cf. § 3.2.2), c'est-à-dire des contraintes en déplacement sur trois des sommets du substrat. Une fois la simulation mécanique effectuée, un sous-modèle comprenant un seul des contacts de la puce avec une partie du fil et de la métallisation associée est réalisé. Le contact choisi fait partie des contacts supérieurs entre fils et métallisations. De plus, il correspond à celui situé au plus près du centre de la puce, là où les contraintes thermomécaniques sont normalement les plus fortes. A l'interface est alors inséré le CZM, au niveau de la paire de contact. Une sous-simulation de la simulation mécanique effectuée sur le substrat entier est réalisée. Une fissuration est alors obtenue avec le CZM sur les 3 cycles avec le sous-modèle.

3.2.2. Validité du sous-modèle

Le sous-modèle est présenté figure IV.12. Afin de simplifier au maximum la simulation pour obtenir des temps de calcul raisonnables, seule une partie du fil et de la métallisation est conservée. Le domaine simulé du sous-modèle est indiqué figure IV.12 à droite. Les surfaces hachurées correspondent aux endroits où devront être appliquées les conditions limites issues de la simulation mécanique complète. Les trois zones sont : le dessous de la métallisation qui est en contact avec la puce, le dessus de la métallisation qui est en contact avec trois des quatre fils, et au niveau de la coupure du fil.

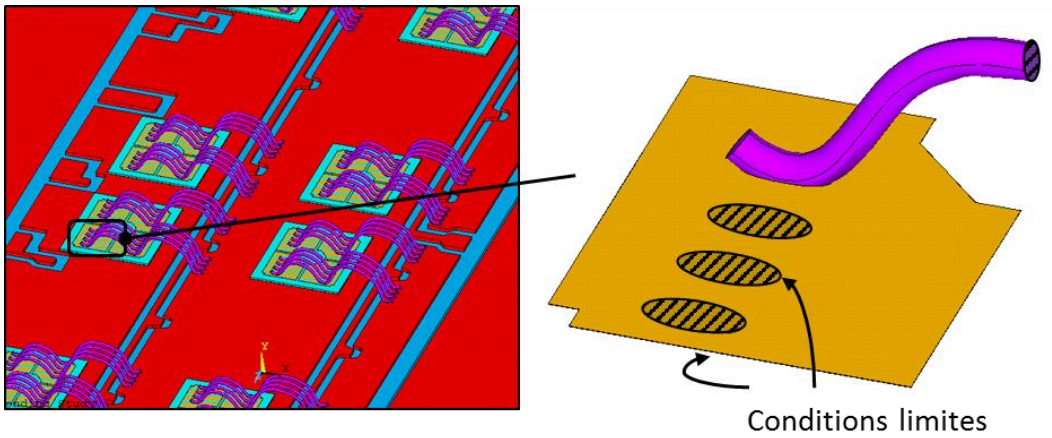


Figure IV.12: Sous-modèle (à droite) du substrat SKIM63 utilisé pour l'implémentation du CZM

Ce sous-modèle a été réalisé pour plusieurs raisons. Tout d'abord, il aurait été possible d'implémenter le CZM directement sur le modèle du substrat complet. Cependant, ce dernier étant déjà complexe et requérant de longs calculs, ajouter le CZM aurait encore davantage complexifié la simulation et rallongé les temps de calculs, sans compter les difficultés de convergence. De plus, le contact fils-métallisations possède de petites dimensions par rapport au substrat entier. Pour appliquer le CZM, le maillage à l'interface doit être assez fin, ce qui n'est pas le cas dans le modèle complet. Un remaillage plus fin aurait pu être effectué au niveau des différents contacts, mais là encore les temps de calcul auraient été prohibitifs.

Le remaillage n'aurait sinon pu être fait que sur un seul contact au sein du modèle complet, comme celui choisi pour le sous-modèle par exemple. Mais, un autre avantage d'avoir un sous-modèle réside dans la possibilité de séparer le CZM des données mécaniques de cyclage. De cette manière, il est bien plus facile et rapide de modifier les paramètres du CZM que si le modèle complet avait été utilisé. Ainsi, avec le sous-modèle, un maillage plus fin de l'interface est obtenu, sans que les temps de calcul ne deviennent excessifs (cf. figure IV.13).

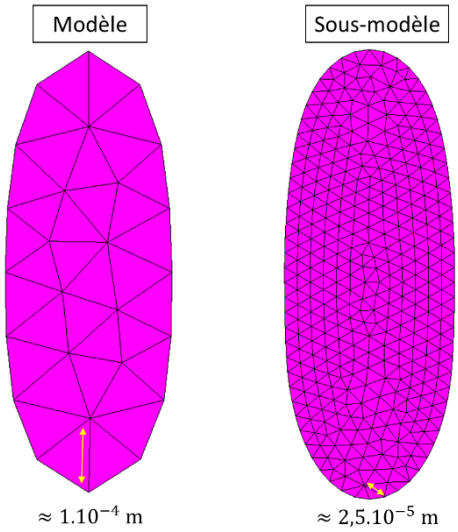


Figure IV.13: Comparaison des tailles des éléments à l'interface entre fils et métallisations pour le modèle et sous-modèle

Cette méthode engendre néanmoins quelques inexactitudes. D'une part, la simulation du sous-modèle considère un seul contact endommagé, les autres étant conservés intact. Or dans la réalité, la dégradation d'un fil a très certainement un impact sur les fils voisins. De plus, la fissuration engendre une modification des contraintes et déformations au niveau de l'interface, et plus loin dans la métallisation et le fil. Or les conditions limites utilisées proviennent d'une simulation où aucune fissuration n'a lieu. Elles sont donc surement surévaluées, ici dans le sous-modèle, par rapport à la réalité. Finalement, la fissuration engendre aussi une élévation de la température, ce qui peut accélérer l'endommagement. Dans le cas de l'étude, seul un couplage faible entre simulation thermique et simulation mécanique est mis en place. C'est pourquoi dans ce cas, l'endommagement est sous-évalué. Pour y remédier, une simulation électro-thermo-mécanique en couplage fort est nécessaire, mais elle est ici impossible compte tenu de la complexité du modèle.

Une fois la sous-simulation effectuée, les résultats de contrainte et de déformation obtenus à l'interface sont comparés à ceux de la simulation du substrat entier. Pour ce faire, un volume est défini dans lequel les valeurs moyennes de la déformation élastique ε_{el} et plastique ε_{pl} sont calculées, suivant la méthode du chapitre II (cf. § 3.3.2). Ce volume est présenté figure IV.14, et son épaisseur correspond à l'épaisseur de la métallisation. Il comprend le contact fil-métallisation qui correspond à la zone d'intérêt du sous-modèle.

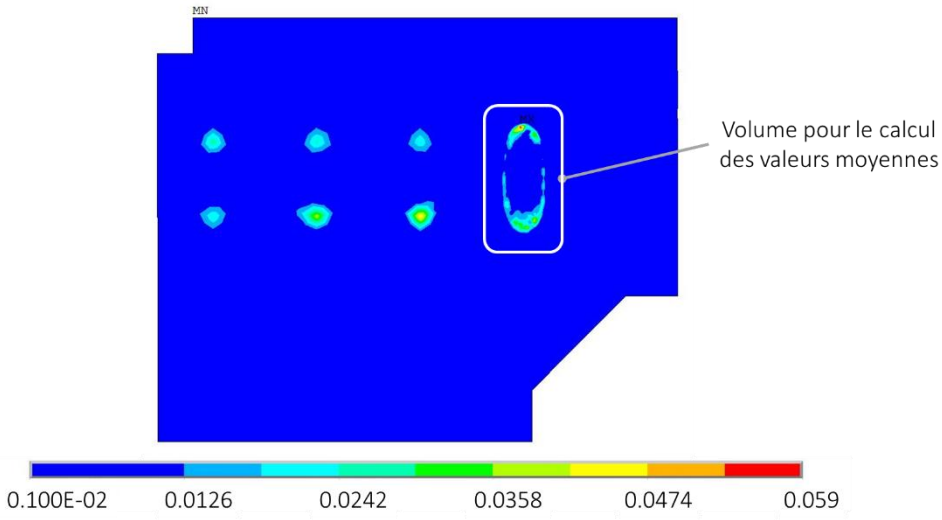
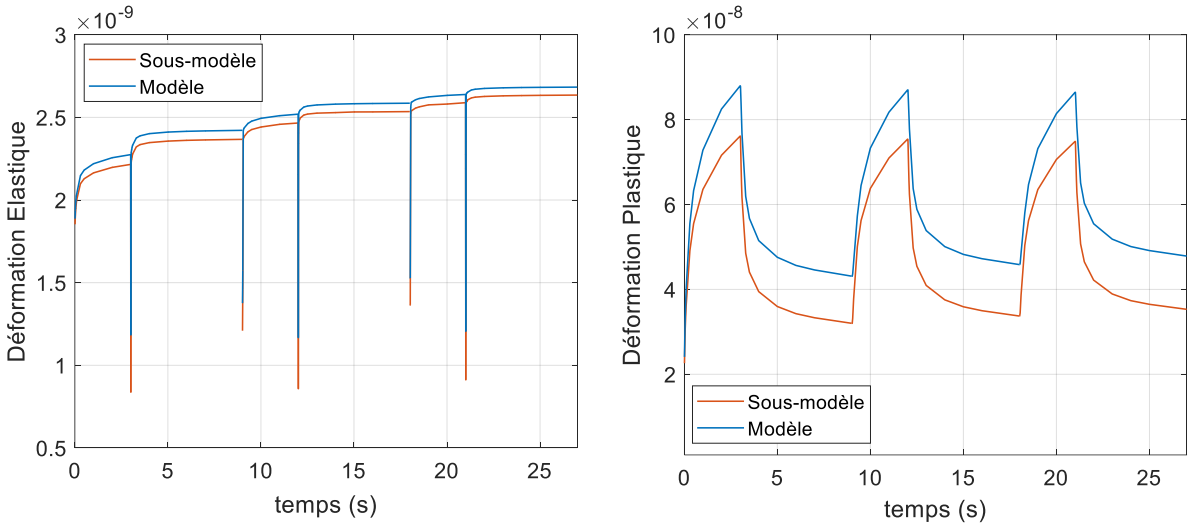


Figure IV.14: Déformation plastique ε_{pl} au niveau de la métallisation à la fin de la phase d'échauffement du premier cycle (t=3s) obtenue avec le sous-modèle pour ΔT_j=110°C

La figure IV.15 présente les données de ε_{el} et ε_{pl} obtenues avec le modèle et le sous-modèle. Les trois cycles simulés sont représentés. Un léger décalage est visible entre les deux modèles. Ce léger décalage est dû à la modification du maillage qui est bien plus fin dans le sous-modèle. Cet effet est aussi visible figure IV.14, avec une représentation des déformations au niveau du contact conservé bien plus fine que pour les autres interfaces où le maillage n'a pas été affiné. Cependant, les variations cycliques $\Delta\varepsilon_{el}$ et $\Delta\varepsilon_{pl}$ restent tout à fait comparables entre le modèle et le sous-modèle y compris pour la déformation plastique.



(a) *(b)*

Figure IV.15: Comparaison entre modèle et sous-modèle avec (a) la déformation élastique ε_{el} et (b) la déformation plastique ε_{pl}

3.2.3. Introduction du CZM dans le sous-modèle

Le sous-modèle réalisé fonctionnant correctement, le CZM est implémenté comme défini paragraphe 3.1 au niveau de la paire de contact entre le fil et la métallisation. Un paramètre permet de suivre la décohésion dans ANSYS : le paramètre de décohésion d_n de la figure IV.9. Ce dernier indique la position le long de la courbe de traction cohésive au cours de la simulation.

En effet, dans le cas de l'étude, le module est soumis en simulation à un chargement cyclique afin de reproduire les contraintes thermomécaniques auxquelles il est soumis lors des tests. Or, dans le cas d'un chargement cyclique, la décohésion du fil de la métallisation ne se produit pas forcément immédiatement dès le premier cycle, et plusieurs cycles peuvent être nécessaires. Cet aspect doit être pris en compte dans la loi de traction cohésive (cf. chapitre I). Aussi, le paramètre d_n permet de savoir où en est la fissuration à l'interface fil-métallisation au cours des cycles de contrainte, et ainsi adapte la loi de traction cohésive, comme indiqué figure IV.9 avec la courbe bleue. La pente K_n, qui correspond à la rigidité de l'interface, est ainsi diminuée selon la valeur du paramètre d_n. Dans la simulation ici mise en œuvre, la valeur initiale de K_n n'a pas été définie manuellement. Dans ce cas, ANSYS calcule une valeur en fonction des matériaux définis à l'interface.

Comme indiqué sur la figure IV.9, le paramètre d_n varie de 0, lorsque la décohésion s'initie, à 1, lorsque la décohésion complète est atteinte. La valeur de d_n peut être obtenue pour chacun des éléments constituants l'interface. Ainsi, il est possible d'estimer pour chaque élément de l'interface le pourcentage de décohésion à chaque cycle et donc d'en déduire une "longueur de fissure" et donc une "vitesse" de propagation cyclique. Dans le but de limiter les erreurs de mesure liées aux points de singularité, seul l'ensemble des éléments ayant complété la décohésion à plus de 90%, soit avec un d_n supérieur ou égal à 0.9, est pris en compte dans le calcul de la fissure.

A titre d'illustration, les résultats de décohésion d_n obtenus avec l'insertion du CZM dans le sous-modèle sont présentés figure IV.16. Trois cycles de contrainte sont simulés, comme c'était le cas avec la simulation du substrat complet. La décohésion est représentée sur la figure IV.16 à la fin de chacun de ces trois cycles.

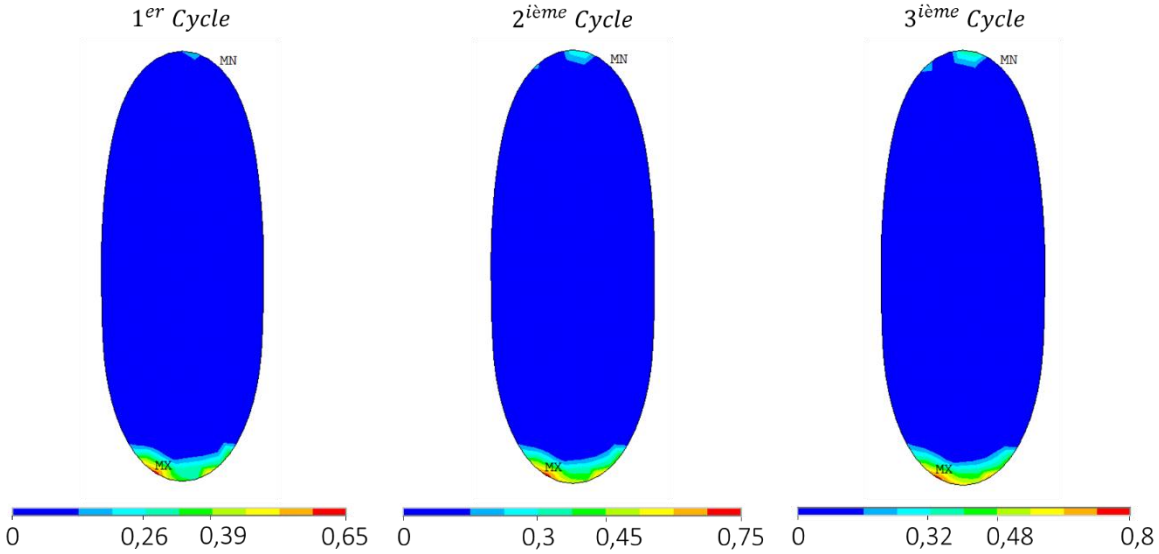


Figure IV.16: Paramètre de décohésion d_n à l'interface fil-métallisation à la fin de chacun des trois cycles de contrainte

Les résultats montrent que la décohésion d_n atteint environs 65% dans la zone du talon du fil à la fin du premier cycle. Puis, elle se développe davantage avec les cycles suivants jusqu'à atteindre environs 80% à la fin du troisième cycle. La simulation de trois cycles de contrainte n'est donc pas suffisante pour atteindre une décohésion complète d'un élément d'interface, ou du moins à 90%.

Ces résultats sont cohérents si l'on reprend la courbe contrainte-déformation de l'aluminium implémentée dans le modèle de matériau et présentée figure II.18 (cf. chapitre II, § 3.1.2). En effet, l'aluminium commence à se déformer plastiquement à partir de 20 MPa. Ainsi, l'interface fil-métallisation doit subir d'importantes déformations plastiques pour atteindre une contrainte de 30 MPa, qui correspond à la contrainte maximale à atteindre pour débuter la décohésion. Trois cycles de contrainte permettent seulement de commencer la décohésion en quelques points de l'interface, mais ne sont pas suffisant pour engendrer des déformations plastiques permettant une décohésion complète. C'est pourquoi, seule une décohésion partielle est obtenue.

Ces résultats indiquent donc dans un premier temps qu'un nombre de cycle plus important doit être réalisé en simulation pour pouvoir obtenir une décohésion plus avancée. D'autre part, le paramétrage du CZM tel que défini tableau IV.1 ne permet pas d'avoir une propagation de fissure semblable à celle décrite paragraphe 2. Ces deux aspects sont discutés dans la suite.

3.3. Calage du modèle CZM

3.3.1. Vitesses de propagation de référence

Les résultats présentés paragraphe 2 (cf. figure IV.4) donnent l'évolution de la fissuration en fonction du nombre de cycle N pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}. A partir de cette courbe peut être extraite la vitesse de propagation de la fissure au cours du cyclage. Comme décrite paragraphe 2.2.2, la courbe d'évolution de la fissure au cours du cyclage peut être découpée en deux segments de droites, avec une première croissance rapide puis une propagation plus modérée. Aussi,

compte tenu de ces résultats, deux vitesses de propagation sont considérées, correspondant aux pentes de ces deux droites (cf. figure IV.17).

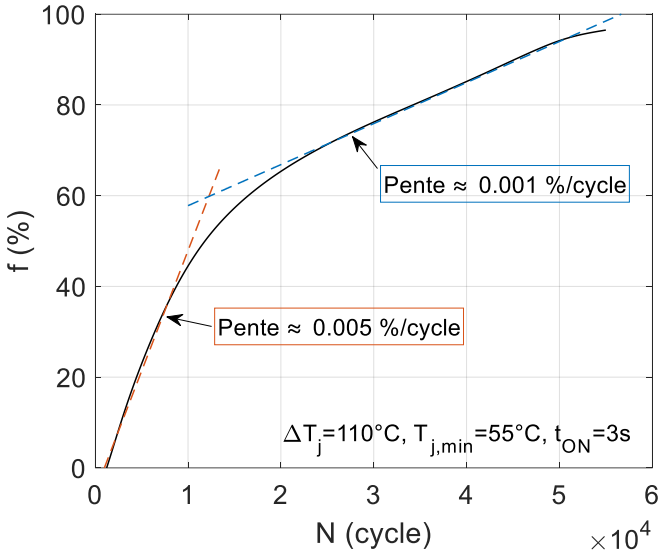


Figure IV.17: Vitesse de propagation de la fissure au cours du cyclage pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}

Le calage du CZM sera réalisé à l'aide de la reproduction de cette propagation de fissure pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}. Ainsi, compte tenu de la figure IV.17, le CZM doit pouvoir réaliser dans un premier temps une propagation de fissure en simulation de 0.005% du contact initial par cycle. L'aire de la surface du contact étant de 0,18 mm^2, la propagation de la fissure doit donc être d'environ 10 nm^2 par cycle. Pour obtenir de tels résultats en simulation, un maillage fin avec des éléments possédant une taille dans ce même ordre de grandeur devrait donc être implémenté. La taille des éléments dans le modèle actuel étant de 100 µm^2 (cf. figure IV.13), ils devraient en conséquence être divisés au minimum par 1000. La réalisation d'un tel maillage est impossible car les temps de calcul deviendraient excessifs.

Pour contourner ce problème, la vitesse de propagation de la fissure en simulation est amplifiée pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} par rapport à la valeur de 0.005% du contact initial par cycle présentée figure IV.17. Pour ce faire, les paramètres du CZM sont modifiés. L'idée consiste à réaliser plusieurs simulations avec différents paramétrages afin d'obtenir différentes vitesses de propagation associées. Ainsi, une évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction des paramètres du CZM peut être obtenue. En émettant l'hypothèse qu'il est possible d'extrapoler cette courbe vers de plus faibles vitesses de propagation, plus proches de la réalité, les paramètres de la CZM permettant d'obtenir la vitesse de 0.005%/N pourront être déduits.

De plus, afin de contourner par la même occasion le problème du nombre de cycle nécessaires à l'obtention de la décohésion (cf. § 3.2.3), les paramètres de CZM ainsi modifiés permettront d'obtenir des résultats au bout de trois cycles seulement. La vitesse de propagation obtenue sur ces trois cycles sera très certainement entachée d'erreurs, et davantage de cycles auraient été nécessaires ; mais cette limitation nous est imposée compte tenu du nombre de simulations à réaliser et des longues durées de calculs.

3.3.2. Procédure d'ajustement des paramètres du CZM

Les paramètres du CZM implémentés précédemment (cf. tableau IV.1), c'est-à-dire la contrainte maximale σ_{max} et l'énergie de décohésion G_c, sont modifiés dans le but d'amplifier la décohésion à l'interface fil-métallisation. La modification est effectuée sur chacun des deux paramètres indépendamment pour pouvoir différencier leur effet sur les résultats de décohésion.

Les variations de l'énergie G_c entrainent peu de changements en simulation, et mènent à davantage de problème de convergence. De ce fait, elle est conservée à la valeur de 1,14 $J.m^{-2}$ définie tableau IV.1 pour le reste de l'étude. En revanche, la modification de la contrainte σ_{max} impacte de manière plus significative la décohésion à l'interface. C'est pourquoi, c'est cette contrainte σ_{max} qui est utilisée en tant que variable dans la suite.

Les résultats d'évolution de la fissure sur les trois cycles simulés pour différentes valeurs de σ_{max} sont présentés figure IV.18. Les courbes indiquent que plus σ_{max} est élevé, plus la propagation de la fissure est faible, ce qui est cohérent puisque c'est la contrainte à atteindre pour initier la décohésion. Il est possible à partir de ces courbes d'extraire les vitesses de propagation relatives aux différentes valeurs de σ_{max}.

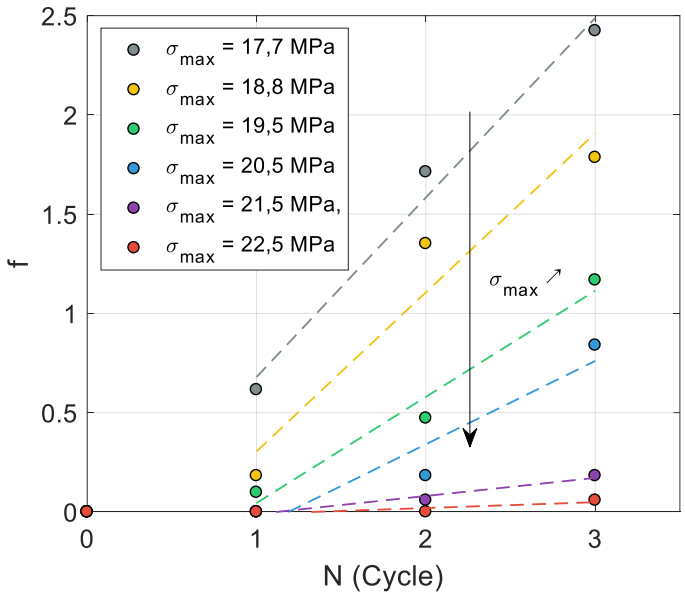


Figure IV.18: Evolution de la fissure f en fonction du nombre de cycle N pour différentes valeurs de σ_{max} pour les conditions {ΔT_j=110°C,$T_{j,min}$=55°C,t_{ON}=3s}

Pour calculer cette évolution de la fissure sur les trois cycles de simulation comme présentée figure IV.18, le paramètre de décohésion d_n est extrait de la simulation pour chacun des éléments constituant l'interface fil-métallisation, et ce à la fin de chacun des trois cycles simulés. Ainsi, l'endommagement à l'interface engendré à chacun des cycles peut être quantifié.

A titre d'exemple, cet endommagement est présenté figure IV.19 pour σ_{max} égal à 17,7 MPa (cf. courbe grise figure IV.18). Les résultats de décohésion sont ceux obtenus à la fin du premier cycle simulé. Ils indiquent que la fissure s'initie et se propage principalement aux extrémités du contact. De plus, la fissuration est plus importante au niveau du talon qu'au bout du fil. Ces résultats sont cohérents avec ceux tirés de la littérature [Agy16]. La figure IV.14 (cf. paragraphe 3.2.3) montre en effet que les déformations plastiques sont plus importantes dans ces zones au cours du cyclage.

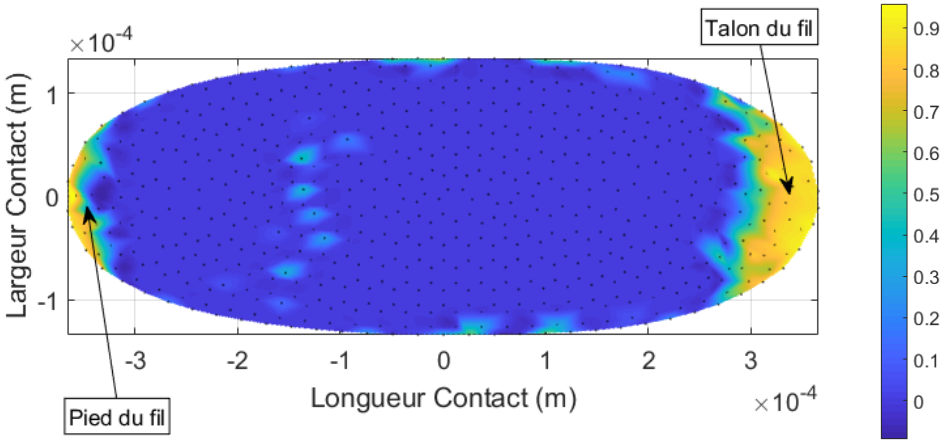
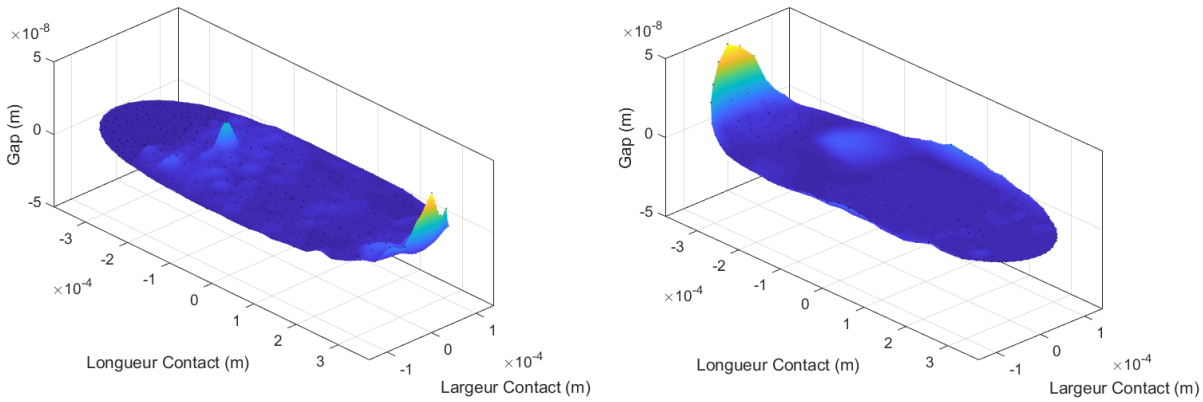


Figure IV.19: Décohésion d_n à la fin du premier cycle simulé pour σ_{max} égale à 17,7 MPa pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}

Il est aussi possible de tracer l'ouverture de la fissure à l'interface correspondante, comme présentée figure IV.20. Cette ouverture, aussi appelé 'gap', est définie comme étant la distance entre les deux faces en contact. La figure IV.20(a) montre l'ouverture à la fin de la phase d'échauffement, tandis que la figure IV.20(b) montre l'ouverture à la fin de la phase de refroidissement. Elles indiquent que la décohésion au niveau du talon du fil se produit principalement pendant la phase d'échauffement, tandis que la décohésion du bout du fil se produit principalement pendant la phase de refroidissement. Ces résultats signifient que la zone du talon du fil subit au cours de la phase d'échauffement d'importantes forces de traction, contrairement à la zone du bout du fil. Cette tendance s'inverse au cours de la phase de refroidissement.

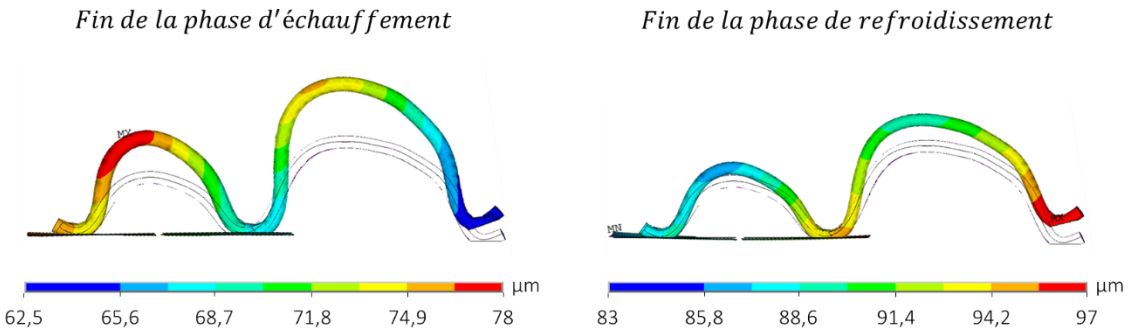


(a) *(b)*

Figure IV.20: Ouverture à l'interface pour σ_{max} égale à 17,7 MPa pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} (a) à la fin de la phase d'échauffement et (b) à la fin de la phase de refroidissement du premier cycle simulé

Ces résultats sont différents de ceux présentés dans la littérature. En effet, dans [Onu00] et [Agy16], il est indiqué que les forces de compression sont dominantes sur l'ensemble du contact fil-métallisation au cours de l'échauffement, tandis que lors du refroidissement sont principalement présentes des forces de traction. D'après ces observations, la décohésion, que ce soit au niveau du talon ou du bout du fil, devrait donc se produire principalement au cours de la phase de refroidissement uniquement.

Cependant, au cours de la phase d'échauffement, l'ensemble du substrat se déforme selon les différents CTE des couches de matériaux de l'assemblage. Le silicium se déforme alors très peu par rapport à l'aluminium (cf. tableau II.5, chapitre I § 3.1.2). Comme visible figure IV.21, la métallisation étant très fine, elle est contrainte par la puce et ne peut pas beaucoup se déformer. Le fil est par conséquent lui aussi contraint au niveau de ses contacts avec la métallisation, et fléchit donc énormément au niveau de la boucle. C'est pourquoi une ouverture au niveau du talon du fil est visible à la fin de la phase d'échauffement (cf. figure IV.20(a)). A la fin de la phase de refroidissement, le fil retrouve presque sa position d'origine (cf. figure IV.21(b)). Des forces de traction se forment alors au bout du fil ce qui mène à l'ouverture visible figure IV.20(b).



(a) *(b)*

Figure IV.21 : Déplacement du fil d'interconnexion pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} (a) à la fin de la phase d'échauffement et (b) à la fin de la phase de refroidissement pour le premier cycle simulé

Pour quantifier l'endommagement à la fin d'un cycle, l'ensemble des éléments à l'interface possédant un d_n supérieur à 0.9 (cf. § 3.2.3) est supprimé. La nouvelle aire du contact qui en résulte est alors calculée. Finalement, la fissuration peut être déduite selon l'équation :

$$f = \frac{Aire_{ini} - Aire_{deg}}{Aire_{ini}} \qquad \text{IV.3}$$

Avec $Aire_{ini}$ et $Aire_{deg}$ les aires du contact fil-métallisation à l'état sain et dégradée respectivement. La fissuration calculée est fournie sous forme de pourcentage de l'aire initiale du contact. Ce calcul est effectué à la fin de chacun des cycles simulés, ce qui permet d'obtenir les trois points des courbes figure IV.18.

3.3.3. Vitesses de propagation simulées

La vitesse de propagation pour chacune des valeurs de σ_{max} est calculée à partir des courbes figure IV.18. Elle est moyennée sur les trois points de données issues de la simulation avec le CZM. Il est alors possible de tracer l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de σ_{max}, comme présentée figure IV.22.

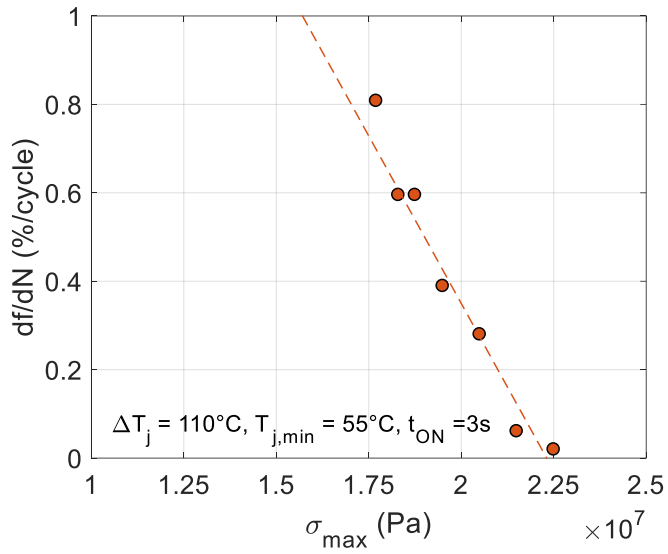


Figure IV.22 : Evolution de la vitesse de propagation de la fissure à l'interface fil-métallisation en fonction de σ_{max} pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}

Ces résultats fournissent l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure $\frac{df}{dN}$ en fonction de σ_{max}, pour la gamme de σ_{max} comprise entre 17,5 MPa et 22,5 MPa. Sur cette gamme, la tendance d'évolution de la vitesse de propagation peut être considérée linéaire. Au-delà de 22,5 MPa, il commence à devenir difficile d'obtenir des résultats de décohésion en simulation du fait des limitations liées au maillage, comme expliquées précédemment.

Pour résumer, un modèle de zone cohésive a été implémenté en simulation pour pouvoir modéliser l'endommagement à l'interface fil-métallisation. Pour paramétrer le CZM, des données issues de la littérature ont été utilisés. L'idée était alors de reproduire la fissuration obtenue au cours des tests dont la vitesse est de 0.005%/cycle. Plusieurs problèmes ont alors été soulevés. Tout d'abord, l'obtention de vitesses de propagation si faibles requiert l'implémentation d'un maillage très fin ; mais la réalisation d'un tel maillage n'est pas possible compte tenu des temps de calcul. Aussi, le maillage a été affiné, mais pas au point d'obtenir dès le premier cycle une propagation de 0.005% de l'aire du contact initial. En revanche, il aurait été possible d'obtenir cette propagation si davantage de cycles avaient pu être simulés. En effet, seulement trois cycles ont été simulés avec le CZM dans l'étude, toujours pour limiter les temps de calculs. Finalement, la simulation de la fissuration a donc été limitée en termes de maillage et de nombre de cycles.

Compte tenu de ces problématiques, il a été nécessaire de modifier le paramétrage du CZM de manière à visualiser une fissuration. Ainsi, des fissurations amplifiées ont été obtenues pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s}. C'est ainsi qu'a pu être tracée la courbe d'évolution de la vitesse de propagation $\frac{df}{dN}$ en fonction de σ_{max} pour ces mêmes conditions. A partir de cette courbe, il est ainsi possible d'extrapoler les résultats afin de calculer la contrainte σ_{max} permettant d'obtenir la vitesse de 0.005%/cycle obtenue avec les tests.

Dans la suite, l'endommagement à l'interface fil-métallisation pourra être simulé avec le CZM pour d'autres conditions {ΔT_j ; $T_{j,min}$; t_{ON}}. Une hypothèse est alors avancée : le CZM calibré pour les conditions {ΔT_j=110°C ; $T_{j,min}$=55°C ; t_{ON}=3s} conserve le même paramétrage pour les autres conditions de tests {ΔT_j ; $T_{j,min}$; t_{ON}}. Cette hypothèse aurait dû être vérifiée expérimentalement avec un second test pour lequel soit la variation ΔT_j, soit la durée t_{ON} aurait été modifiée. Le test présenté dans le chapitre III pour les conditions {ΔT_j=40°C ; $T_{j,min}$=60°C ; t_{ON}=0.1s} est difficilement exploitable car l'ensemble des trois

paramètres de test varie, et il n'est alors pas possible de savoir comment chacun de ces paramètres pourrait influencer le paramétrage du CZM. Cette validation reste donc à faire.

A partir de cette hypothèse, des propagations de fissure pour d'autres conditions {ΔT_j ; $T_{j,min}$; t_{ON}} seront donc réalisées en simulation. De la même manière que dans le chapitre II, l'influence de la durée t_{ON} ne pourra pas être visible en simulation car les lois de comportement des matériaux définies dans le modèle sont toutes indépendantes du temps. Aussi, l'influence de la température $T_{j,min}$ ne sera pas investiguée. Seule la variation ΔT_j sera ainsi modifiée. Finalement, la simulation de ces fissurations permettra de connaître le nombre de cycle nécessaire pour atteindre la défaillance du module pour différentes variations ΔT_j.

4. Modèle de durée de vie

Dans cette partie, deux nouvelles simulations sont réalisées pour des variations ΔT_j de 90 et 120°C. La fissuration est de nouveau simulée à l'interface fil-métallisation à l'aide du CZM. A partir des simulations peut alors être tracée l'évolution de la fissure avec le cyclage pour ces variations ΔT_j données, et le nombre de cycle nécessaire pour atteindre la défaillance peut être déduit.

4.1. Simulations de la fissuration pour différents ΔT_j

Pour pouvoir simuler la fissuration à l'interface fil-métallisation pour différents ΔT_j, de nouvelles simulations électro-thermo-mécaniques doivent être mises en œuvre sur le substrat SKIM63 complet. De la même manière que précédemment, un sous-modèle est ensuite établi pour l'implémentation du CZM.

4.1.1. Simulations du modèle complet

Le modèle du substrat SKIM63 défini paragraphe 3.2.1 est reprit. Les conditions visées sont des variations ΔT_j de 90 et 120°C. La température $T_{j,min}$ et la durée t_{ON} sont, comme expliquée précédemment, conservées identiques. Le courant de puissance cyclique I_{load} est modifié dans la simulation électrothermique pour pouvoir obtenir les variations ΔT_j souhaitées (tableau IV.2). Tout comme c'était le cas dans le chapitre II (cf. § 3.2.2), le courant de puissance I_{load} de 244A pour ΔT_j égale 90°C est proche de la valeur expérimentale utilisée de 240A. Le coefficient de convection utilisé est h = 4000 W/m^2.K et la température du fluide de refroidissement est fixée à T_∞ = 45°C. Les résultats des simulations électrothermiques sont présentés figure IV.23. Les simulations sont réalisées sur trois cycles. Malgré quelques écarts, elles vérifient bien les conditions choisies.

Tableau IV.2 : Chargement en courant de puissance pour les simulations électrothermiques

ΔT_j (°C)	90	110	120
I_{load} (A)	244	260	270

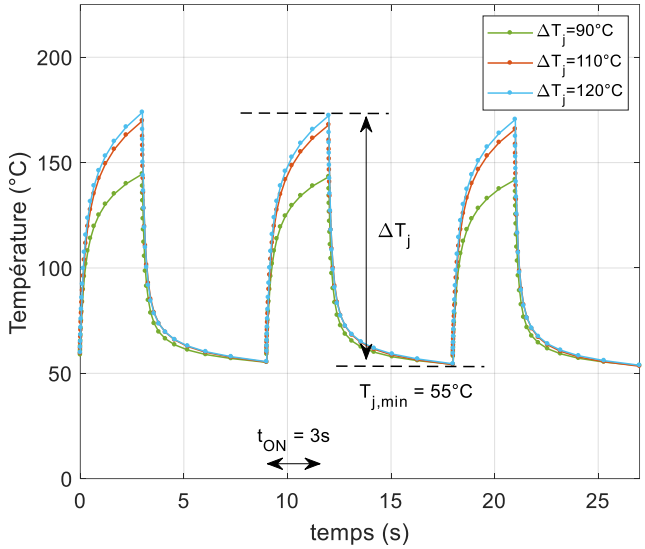


Figure IV.23 : Evolution de la température T_j sur les trois cycles simulés pour les différentes conditions de fonctionnement choisies

Des simulations mécaniques sont ensuite mises en œuvre à partir de ces résultats électrothermiques. De la même manière que précédemment, une simulation mécanique est tout d'abord réalisée sur le substrat complet afin d'obtenir des champs de contrainte et déformation corrects au niveau du contact fil-métallisation. Puis un sous-modèle est mis en œuvre dans le but d'implémenter plus facilement le CZM et simuler ainsi la fissuration.

4.1.2. Vitesses de fissurations pour les différents ΔT_j

La même méthode d'implémentation du CZM que celle décrite paragraphe 3.2 est utilisée. Suite au calage du CZM (cf. § 3.3), il a été supposé que son paramétrage était indépendant de la charge, c'est-à-dire de la variation ΔT_j. Ainsi, lorsque calibré pour 110°C, le même paramétrage du CZM peut être utilisée pour d'autres variations ΔT_j. Cette hypothèse doit être validée expérimentalement.

Ainsi, pour pouvoir obtenir la fissuration pour d'autres ΔT_j, l'idée est d'utiliser le paramétrage tiré de la courbe figure IV.22 pour une vitesse de 0.005%/cycle du contact initial. Cependant, les limitations de maillage et de nombre de cycle en simulation subsistent, et il est probable que pour de plus faibles variations ΔT_j, aucune fissuration ne soit visible. Aussi, la même méthode d'amplification de la fissure que celle mise en place pour ΔT_j égale à 110°C est utilisée. La fissuration pour des variations ΔT_j de 90 et 120°C est obtenue pour différentes valeurs de σ_{max}. L'énergie G_c elle n'est toujours pas modifiée. Finalement, une évolution de la vitesse de propagation de la fissure pour ΔT_j égale à 90 et 120°C peut être tracée en fonction de σ_{max}, comme c'était le cas figure IV.22 pour ΔT_j égale à 110°C. Les résultats sont présentés figure IV.24.

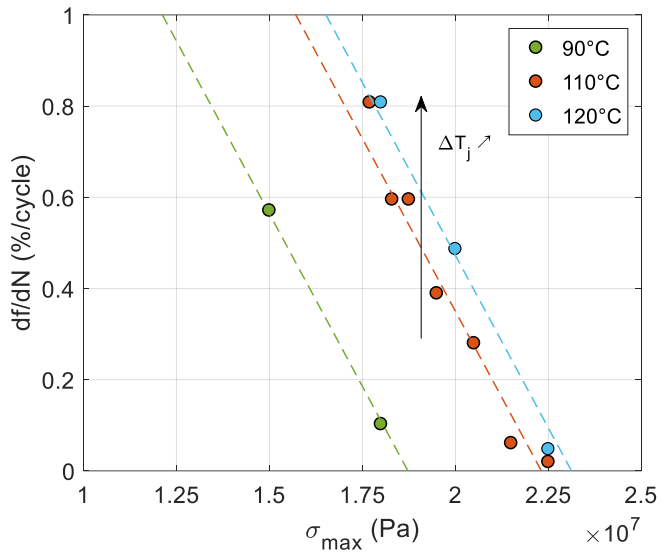


Figure IV.24 : Evolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de σ_{max} pour différentes variations ΔT_j

Ces résultats indiquent bien que plus la variation ΔT_j subie par le module est grande, plus la fissuration est importante pour une contrainte σ_{max} donnée. De plus, bien que davantage de données soient nécessaires pour pouvoir conclure, il semble que la tendance linéaire de la courbe à 110°C soit conservée pour les autres ΔT_j. Plus ΔT_j est faible, plus cette droite se décale vers les faibles σ_{max}, et inversement pour les plus grandes variations ΔT_j. Ainsi, ces résultats montrent bien qu'il est difficile d'obtenir des données de simulation pour ΔT_j égale à 90°C lorsque σ_{max} est calibrée sur une vitesse de 0.005%/cycle par rapport à la courbe rouge à 110°C. Les données de fissuration à 90°C sont en effet disponible uniquement jusqu'à $1{,}9.10^7$ Pa due aux limitations de la simulation, tandis que la vitesse de 0.005%/cycle est obtenue à 110°C pour environs $2{,}25.10^7$ Pa. L'extrapolation vers les faibles vitesses de propagation n'est donc pas possible pour ΔT_j égale à 90°C, et plus généralement pour l'ensemble des variations ΔT_j inférieures à 110°C.

Aussi, pour pouvoir obtenir la vitesse de propagation de la fissure à 90°C, nous sommes obligés d'utiliser les résultats de fissuration amplifiées présentés figure IV.24. Nous supposons donc que les variations de fissurations engendrées par la modification de ΔT_j dans le cas amplifié sont représentatives de celles obtenues dans le cas réel. Pour vérifier cette hypothèse, il aurait fallu tracer l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure sur une plus grande gamme de σ_{max}. Des simulations ont été mises en œuvre dans ce sens, mais aucun résultat n'a pu pour le moment être obtenu.

Ainsi, compte tenu des résultats présentés figure IV.24, une valeur de σ_{max} de $1{,}75.10^7$ Pa est choisie afin de se placer dans un cas d'amplification de la fissure valide pour les trois variations ΔT_j de 90, 110 et 120°C. En effet, pour une contrainte σ_{max} plus faible, il est difficile de prévoir comment évoluerait la courbe pour ΔT_j égale à 120°C. Et inversement, pour une contrainte σ_{max} plus grande, il est difficile de prévoir comment évoluerait la courbe à 90°C. La valeur de $1{,}75.10^7$ Pa est un bon compromis. Les vitesses obtenues sont résumées tableau IV.3.

Tableau IV.3 : Vitesse de propagation de la fissure pour différentes variations ΔT_j pour σ_{max} égal à 17.5 MPa

ΔT_j (°C)	90	110	120
$\frac{df}{dN}$ (%/cycle) (pour σ_{max} = 17.5 Mpa)	0.1852	0.7285	0.8514

4.2. Evolution de N_f en fonction de ΔT_j

Des vitesses de fissure dans un cas amplifié ont été obtenues précédemment pour des variations ΔT_j de 90, 110, et 120°C. Pour remonter à l'endommagement réel, les données de fissuration obtenues des tests pour ΔT_j égale à 110°C sont utilisées.

4.2.1. Paramètre de réduction

Un paramètre de réduction g est calculé à partir de la combinaison des données expérimentales et numériques de la fissure obtenues pour une variation ΔT_j de 110°C. Ce paramètre de réduction est calculé de la manière suivante :

$$g = \frac{\frac{df}{dN}_{110,réel}}{\frac{df}{dN}_{110,amp}} \qquad \text{IV.4}$$

Avec $\frac{df}{dN}_{110,réel}$ la vitesse de propagation de la fissure pour 110°C obtenue à partir des tests, et $\frac{df}{dN}_{110,amp}$ la vitesse de propagation de la fissure pour 110°C obtenue dans le cas amplifié de la simulation (cf. tableau IV.3).

Pour rappel, l'évolution de la fissure au cours du cyclage pour une variation ΔT_j de 110°C a été décomposée en deux phases (cf. figure IV.17, § 3.3.1). A ces deux phases ont été associées deux vitesses de propagation de la fissure. Les études de simulation de la fissure avec le CZM jusqu'alors réalisées se sont placées dans le cas de la première phase, c'est-à-dire à partir d'un contact initiale sain. D'autres simulations auraient dues être mises en œuvre de manière à se placer dans la seconde phase, c'est-à-dire pour un contact endommagé à 60%. Par manque de temps, ces simulations n'ont pas pu être réalisées. Aussi, seule une vitesse de propagation est utilisée pour décrire l'évolution de la fissure au cours du cyclage.

Le nombre de cycle nécessaire pour atteindre la défaillance N_f pour une variation ΔT_j de 110°C est en moyenne de 58000 cycles (cf. chapitre III, § 3.3). Aussi, en considérant que ce nombre est atteint lorsque le contact entre fil et métallisation est complètement rompu, c'est-à-dire pour une valeur de f de 100%, la vitesse de propagation correspondante est donc de 0.0017%/cycle du contact initial. Le facteur de réduction g calculée est donc de 0.0023. Ainsi, l'endommagement réel pour ΔT_j égale à 90 et 120°C peuvent être déduit. Les résultats sont présentés tableau IV.4.

Tableau IV.4 : Vitesse de propagation de la fissure pour différentes variations ΔT_j

ΔT_j (°C)	90	110	120
$\frac{df}{dN}$ (%/cycle)	$4{,}26.10^{-4}$	17.10^{-4}	20.10^{-4}

4.2.2. Détermination de N_f

A partir des vitesses de propagation obtenues précédemment pour ΔT_j égale à 90 et 120°C, il est possible d'une part de reconstruire la courbe d'évolution de la fissure en fonction du cyclage, et d'autre part, de déterminer le nombre de cycle à défaillance N_f.

L'idée, comme expliquée précédemment, était de reconstruire la courbe d'évolution de la fissure en fonction du cyclage de manière totalement numérique en simulant les deux phases d'évolution décrites figure IV.17. Néanmoins, la simulation de la seconde phase n'a pas pu être réalisée par manque de temps, et une propagation de fissure linéaire a donc été considérée pour calculer les vitesses de propagation du tableau IV.4. De façon équivalente, il est possible de représenter ces deux phases en considérant les résultats obtenus en simulation valables pour l'ensemble du cyclage. Ainsi, deux facteurs de réduction peuvent être calculés à partir de l'équation IV.4, en considérant la vitesse amplifiée $\frac{df}{dN_{110,amp}}$ fixe (cf. tableau IV.3), et en prenant les deux vitesses $\frac{df}{dN_{110,réel}}$ de la courbe figure IV.17 correspondantes aux deux phases. Ainsi, ces deux phases peuvent finalement être représentées pour les variations ΔT_j de 90 et 120°C, comme présentée figure IV.25.

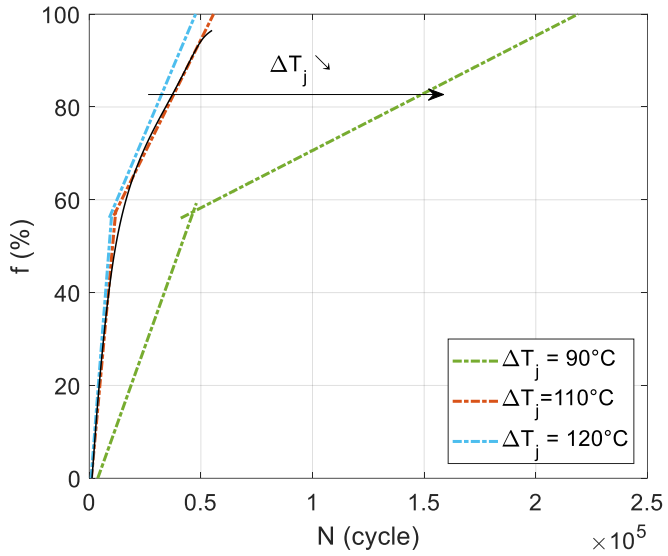


Figure IV.25 : Evolution de la fissure en fonction du cyclage pour différentes variations ΔT_j

La figure IV.25 indique bien que plus la variation ΔT_j est faible et plus la progression de la fissure au cours du cyclage est lente. Le critère de défaillance est fixé pour f égal à 100%, ce qui signifie que le contact est complètement rompu à l'interface fil-métallisation. A partir de ces courbes, ou bien de façon équivalente à partir des données du tableau IV.4, le nombre de cycle à défaillance N_f peut être obtenu pour les variations ΔT_j égales à 90 et 120°C. Ces valeurs sont tracées sur le graphe figure IV.26.

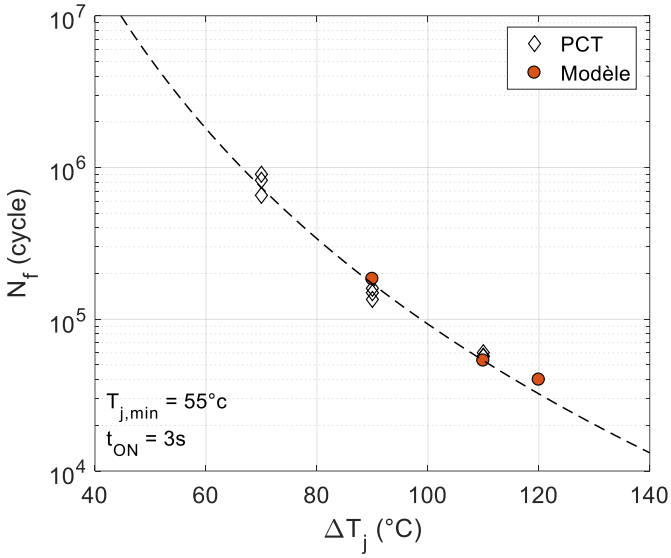


Figure IV.26 : Comparaison entre les données issus des tests expérimentaux de cyclage 'PCT' et les données obtenues avec le modèle

Dans la figure IV.26 sont représentés les résultats issus des tests de cyclage accélérés (cf. chapitre III, § 2.2). Ces résultats diffèrent de ceux présentés dans le chapitre II pour le modèle basé sur les déformations, car la température $T_{j,min}$ n'est pas la même. En effet, elle était fixée à 35°C dans l'étude présentée chapitre II, tandis que dans les chapitre III et IV, elle a été modifiée à 55°C. La durée t_{ON} est quant à elle la même et est fixée à 3s. A partir de ces résultats expérimentaux est tracée sur la figure IV.26 la courbe d'évolution du nombre de cycle à défaillance N_f en fonction de la variation ΔT_j à partir de la loi de Coffin-Manson classique (cf. chapitre I, § 5.1.2). Les nombres de cycle à défaillance N_f obtenus pour ΔT_j égale à 90 et 120°C via la modélisation de l'endommagement établie dans ce chapitre se rapproche des résultats expérimentaux. Cependant, davantage de données sont nécessaires pour permettre de valider la méthode, et ainsi extrapoler les données vers les faibles variations ΔT_j.

5. Conclusions

Dans ce chapitre est proposée une méthode d'établissement d'un modèle de durée de vie physique basé sur les dégradations. Ce modèle repose sur un modèle d'endommagement réalisé à partir d'un modèle de zone cohésive 'CZM'. Ce CZM a pour but de modéliser la fissuration à l'interface fil-métallisation lorsque le module est soumis à des cycles de contrainte.

Dans un premier temps, à partir des études expérimentales et numériques mises en œuvre dans le chapitre III, une évolution de la fissuration au cours du cyclage pour {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=55°C, t_{ON}=3s} a pu être obtenue. La réalisation de cette courbe a pour objectif d'obtenir la vitesse de propagation de la fissure au cours du cyclage. En effet, les résultats montrent que la fissure ne se propage pas à vitesse constante tout au long du cyclage. Sa progression peut être divisée en deux phases : une première phase dans laquelle la fissuration s'amorce et évolue rapidement jusqu'à atteindre plus de 50% du contact initial, puis une seconde phase au cours de laquelle la fissure évolue plus modérément jusqu'à atteindre presque 100% du contact initial, c'est-à-dire la rupture totale du contact entre fil et métallisation. Il est à noter que ces observations sont faites en considérant un endommagement moyen sur tout le substrat SKIM63. En réalité, les fissurations à l'interface fil-métallisation varient en fonction de la position du fil sur la puce, et de la position de cette puce sur le substrat.

Dans un second temps, le CZM est implémenté dans une simulation de telle sorte qu'une fissuration soit obtenue à l'interface fil-métallisation. La définition du CZM utilisé dans ce chapitre repose sur deux paramètres : la contrainte maximale σ_{max} qui doit être atteinte à l'interface pour initier la décohésion, et l'énergie G_c qui permet de connaître l'ouverture de la fissure à atteindre pour compléter la décohésion. L'idée est alors de paramétrer le CZM de telle sorte que les mêmes vitesses de propagation que celles obtenues pour les conditions {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=55°C, t_{ON}=3s} données précédemment soient obtenues. Cependant ce calage du CZM a rencontré quelques problèmes liés à des limitations numériques. En effet, le maillage requis en simulation pour pouvoir déceler d'aussi faibles vitesses de propagation par cycle doit être très fin, ce qui rend la simulation impossible. D'un autre côté, si un maillage normal est utilisé, le nombre de cycle nécessaire pour pouvoir obtenir une fissuration devient trop important. Les temps d calcul deviennent alors trop longs.

Pour contourner ces problèmes, le paramétrage du CZM a alors été défini de tel sorte que la fissuration soit amplifiée par rapport à la réalité. Plusieurs hypothèses sont alors définies. La première suppose que le paramétrage du CZM est indépendant du chargement. Ainsi, lorsque les paramètres du CZM sont calibrés pour des conditions {ΔT_j, $T_{j,min}$, t_{ON}} données, alors le CZM peut ensuite être appliqué pour n'importe quelles conditions. Cette hypothèse aurait mérité une validation qui n'a pas pu être faite dans ce chapitre, les tests étant trop longs. Un test de cyclage spécifique, comme celui réalisé dans le chapitre III, pour une variation ΔT_j différente de 110°C aurait pu être mis en œuvre pour permettre de vérifier cette hypothèse. La seconde hypothèse est davantage liée aux limitations numériques, et suppose que la variation de fissuration engendrée par une variation de ΔT_j est dans le cas amplifié représentative de la variation engendrée dans le cas réel. Davantage de simulations sont nécessaires pour pouvoir soit supprimer cette hypothèse en se plaçant directement dans le cas réel, soit en vérifiant cette hypothèse en obtenant une évolution de la fissure sur une gamme de paramétrage du CZM plus large.

Finalement, à partir de ce modèle d'endommagement ont pu être obtenue des durées de vie de module similaires à celles tirés des données expérimentales. Cependant, davantage de données sont nécessaires pour pouvoir valider ce modèle, et extrapoler les résultats obtenus vers les faibles variations ΔT_j.

Conclusions Générales et Perspectives

Dans cette thèse sont proposés deux modèles de durée de vie dont l'objectif consiste en la détermination de la durée de vie restante de module de puissance en fonctionnement. Pour permettre de mieux décrire les mécanismes responsables de l'endommagement, ces deux modèles sont définis de manière physiques. Ils se concentrent sur les dégradations présentes au niveau des interconnexions supérieures des modules de puissance, constituées des fils et métallisations. La première approche utilise les déformations induites dans cette zone lorsque le module en fonctionnement est soumis à des cycles de contrainte thermique ; tandis que dans la seconde approche est utilisé un modèle de dégradations.

Le premier chapitre commence par décrire les assemblages de modules de puissance. Le but de cette description est d'expliquer pourquoi et comment les dégradations se produisent. Ainsi, il est montré que le conditionnement du module joue un rôle primordial dans la formation des dégradations. En particulier, les interconnexions et interfaces sont les zones les plus critiques. Les dégradations les plus courantes observées à l'intérieur d'un assemblage classique de module sont : la fissuration de l'interface entre fils et métallisations avec perte de contact, la reconstruction de la métallisation, et la délamination des brasures, De nombreuses innovations technologiques sont mises en œuvre dans le but de minimiser, voire supprimer ces dégradations. Le module SKIM63 de Semikron par exemple possède une seule brasure, réalisée par frittage d'argent. La seule zone critique de son assemblage est donc située au niveau de ses interconnexions supérieures.

Une fois les mécanismes de dégradation revus, le premier chapitre présente la méthodologie la plus courante employée pour déterminer la durée de vie restante des modules en opération. Cette méthode suppose le cumul linéaire de l'endommagement, et ne nécessite en ligne que la mesure de la température T_j. Pour calculer la durée de vie restante, des modèles de durée de vie sont nécessaires. Ces modèles peuvent être classés en trois catégories : empirique, physique et statistique. Les modèles empiriques sont déjà courants, et sont critiqués pour leur manque de description des mécanismes physiques responsables de l'endommagement. C'est pourquoi les travaux de cette thèse se concentrent sur l'établissement de modèles physiques.

Dans le second chapitre est présenté le premier modèle basé sur les déformations. L'établissement de ce modèle est tout d'abord similaire aux méthodes d'établissement des modèles empiriques. Ainsi, des tests de cyclage accéléré sont mis en œuvre sur des modules SKIM63 de Semikron pour permettre d'obtenir le nombre de cycle à défaillance N_f pour des conditions $\{\Delta T_j, T_{j,min}, t_{ON}\}$ données. Seuls les paramètres ΔT_j et t_{ON} sont variables, la température $T_{j,min}$ étant fixe pour l'ensemble de l'étude. Ces tests permettent de valider le choix des modules SKIM63, car seules des dégradations au niveau des fils et métallisations sont observées.

Une fois ces résultats expérimentaux obtenus, il serait possible de les extrapoler vers les faibles contraintes ΔT_j via un modèle de type Coffin-Manson comme c'est le cas généralement dans l'établissement des modèles empiriques. Néanmoins, le but des travaux présentés dans ce second chapitre est de fournir un modèle de durée de vie prenant davantage en compte les mécanismes physiques responsables de l'apparition des dégradations. Aussi, l'extrapolation est réalisée via l'utilisation de la déformation induite au niveau des fils et métallisations au cours du cyclage. Pour obtenir cette déformation, des simulations numériques électro-thermo-mécaniques sur un modèle du module SKIM63 sont réalisées. Ces simulations visent à reproduire les conditions $\{\Delta T_j, T_{j,min}, t_{ON}\}$ expérimentales afin de pouvoir associer la variation de déformation $\Delta\varepsilon$ induite sur un cycle au nombre de cycle à défaillance N_f. La simulation électrothermique fournit des résultats similaires à ceux expérimentaux, ce qui permet de valider le modèle numérique. Des simulations sont alors réalisées pour des conditions à faibles contraintes $\{\Delta T_j, T_{j,min}, t_{ON}\}$ et dans chacun des cas, la variation de déformation $\Delta\varepsilon$ élastique et inélastique induite sur un cycle est quantifiée. Ces résultats permettent alors de réaliser l'extrapolation. Cependant, le modèle de durée de vie obtenu à cette étape ne dépend uniquement que de la variation ΔT_j. En effet, le modèle

numérique établi se limite uniquement aux déformations élastique et plastique, et ne prend pas en compte les déformations viscoplastiques qui peuvent se produire dans l'aluminium des fils et métallisations. Ainsi, les variations du paramètre t_{ON} n'impactent en aucun cas les résultats mécaniques de la simulation. Le paramètre t_{ON} est donc finalement inclus au modèle de durée de vie de manière empirique, en se basant sur les résultats expérimentaux obtenus des tests de cyclage accéléré. Le modèle de durée de vie final montre de bons résultats lorsqu'il est comparé à ceux de la littérature.

Les troisième et quatrième chapitres sont ensuite dédiés au modèle basé sur la dégradation. Le troisième chapitre s'intéresse tout d'abord à analyser l'endommagement présent au niveau des fils et métallisations pour comprendre son évolution avec le cyclage. Pour ce faire, une nouvelle étude expérimentale est mise en œuvre. Un test de cyclage accéléré spécifique est ainsi réalisé pour permettre de suivre l'évolution de la dégradation au cours du vieillissement du module. Les conditions de tests choisis correspondent à $\{\Delta T_j=110°C, T_{j,min}=55°C, t_{ON}=3s\}$. Le même module SKIM63 de Semikron est utilisé pour initier des dégradations uniquement dans les interconnexions supérieures. Des caractérisations électriques et analyses spécifiques sont établies pour permettre de caractériser l'endommagement dans les modules testés. Deux types d'endommagement sont investigués : la reconstruction de la métallisation et la fissuration du contact fils-métallisations. Les mesures électriques s'effectuent par une méthode de mesure quatre pointes positionnées directement sur les métallisations de puces. Côté analyse, des mesures MEB permettent d'obtenir des images de la métallisation dégradée, tandis que des micro-sections permettent la mesure de la fissuration à l'interface fil-métallisation au microscope numérique. L'évolution de l'endommagement peut finalement être exprimée en fonction de la tension V_{CE}, indicateur de la dégradation des interconnexions supérieures du module lors du cyclage. Ces résultats indiquent que la reconstruction de la métallisation débute dès le début du cyclage, progresse rapidement, puis n'évolue plus beaucoup vers la fin du cyclage ; que la fissuration débute elle aussi dès le début du cyclage puis évolue progressivement jusqu'à la fin, de manière presque linéaire.

Pour traduire les résultats électriques des caractérisations obtenus en paramètres physiques, et ainsi comprendre dans quelle mesure l'endommagement participe à l'augmentation de la tension V_{CE} au cours du cyclage, une étude numérique est mise en œuvre. Les mesures quatre pointes réalisées ne fournissent en effet que des données relatives à la méthode de mesure choisie ; les mesures sont dépendantes de la position des pointes. De plus, cette méthode, bien que définie de manière à séparer la dégradation des contacts de celle de la métallisation, peut être entachée d'erreurs. Ainsi, avec une simulation électrothermique reproduisant les mesures quatre pointes expérimentales, des courbes d'évolution de la résistance de contact R_c et de la résistance de métallisation R_m au cours du cyclage sont obtenues. Ces courbes permettent par la suite de traduire l'impact de chacune de ces dégradations sur le V_{CE}. Ainsi, les résultats montrent que la reconstruction de la métallisation n'a que peu d'impact sur la tension V_{CE} au cours du cyclage, alors que la fissuration du contact quant à elle affecte de manière plus importante la tension V_{CE}, et est notamment responsable de son augmentation brutale à la fin de vie du module.

Le quatrième chapitre est consacré à l'établissement du modèle physique basé sur les dégradations. Pour obtenir ce modèle de durée de vie, un modèle d'endommagement est nécessaire. Compte tenu des résultats du précédant chapitre, seule la fissuration du contact est modélisée car c'est elle qui est responsable de la défaillance du module. Un modèle de zone cohésive est utilisé pour modéliser la fissuration. Pour calibrer ce modèle, les résultats d'évolution de la fissure en fonction du cyclage présentés dans le précédant paragraphe sont utilisés. L'idée consiste à simuler la fissuration sous les mêmes conditions $\{\Delta T_j=110°C, T_{j,min}=55°C, t_{ON}=3s\}$ que lors du test de cyclage spécifique pour reproduire l'évolution de la fissure obtenue avec les micro-sections. Cependant, simuler cette fissure numériquement se révèle compliqué. De ce fait, la fissuration est amplifiée et un facteur de réduction est calculé permettant de revenir à des résultats semblables à la réalité. D'autres simulations de la fissuration sous

d'autres conditions {ΔT_j, $T_{j,min}$, t_{ON}} sont ensuite réalisées avec le modèle de zone cohésive. Finalement, le nombre de cycle à défaillance N_f est déduit des résultats de simulation pour les conditions {ΔT_j, $T_{j,min}$, t_{ON}} données. Du fait de la difficulté à simuler cette fissuration, seuls des résultats proches des conditions {ΔT_j=110°C, $T_{j,min}$=55°C, t_{ON}=3s} sont obtenus. Ces résultats sont cohérents avec ceux issus de la littérature. Néanmoins, davantage de résultats aurait été nécessaire pour permettre d'extrapoler le modèle vers les faibles contraintes.

Les deux modèles de durée de vie physique proposés dans ces travaux de thèse sont similaires sous plusieurs aspects. Tout d'abord, d'un point de vu général, ils sont tous deux spécifiques à la dégradation des interconnexions supérieures des modules de puissance. Leur implémentation pour pouvoir déterminer la durée de vie restante des modules en opération est la même. En effet, ils ne requièrent en paramètres d'entrée que les paramètres caractéristiques du cyclage thermique subi par le module en opération, c'est-à-dire la variation de température ΔT_j principalement, puis la durée de la phase d'échauffement t_{ON} pour le modèle basé sur les déformations, et le nombre de cycle N. Ils peuvent donc être tous deux intégrés à la méthode de détermination de la durée de vie restante classique présentée dans le premier chapitre, sous conditions de la valider du cumul linéaire de l'endommagement. D'un regard extérieur, ils présentent donc peu de différences. Du point de vue de leur établissement, ils se basent tout deux sur la quantification d'un paramètre physique ; dans le premier cas la déformation induite au cours d'un cycle dans la zone des interconnexions supérieures, et dans le second cas la vitesse de propagation de la fissure par cycle à l'interface entre fil et métallisation. Le calcul de ces paramètres repose sur des lois de comportement spécifiques relatives ici aux interconnexions supérieures des modules de puissance : la loi de comportement mécanique élasto-plastique de l'aluminium des fils et métallisations, et la loi de traction cohésive du modèle de zone cohésive définissant le comportement de la fissure à l'interface. L'un des inconvénients majeurs partagé par ces deux modèles réside dans la difficulté à obtenir de telles lois de comportement.

Ces modèles sont donc similaires du point de vue de la méthodologie générale, mais différent néanmoins dans la démarche. Le premier modèle utilise la déformation comme représentation de la dégradation. A une contrainte thermique donnée est associée une quantité de déformation résultante, et c'est cette quantité de déformation qui indique l'état de santé du module. Mais le modèle ne donne aucune indication sur la nature de l'endommagement, et son évolution. Au cours du fonctionnement du module, cet endommagement se développe et provoque donc des changements irréversibles au sein de sa structure générant des modifications de ses performances électriques et thermiques. La dérive de ces performances, associée à ces changements structurels, provoquent inévitablement pour une même contrainte des modifications des réponses mécaniques à l'intérieur de l'assemblage. Cet aspect, masqué dans le modèle basé sur les déformations, est directement pris en compte dans le modèle basé sur les dégradations.

Le premier modèle présente néanmoins l'avantage d'être plus facilement et rapidement réalisable. En effet, d'un point de vue expérimental, les données nécessaires à son établissement sont obtenues à partir de tests de cyclage de puissance accélérés classiques. Ces tests ont d'ores et déjà été très souvent utilisés pour l'établissement des modèles empiriques, et de nombreux résultats sont présents dans la littérature. D'un point de vue numérique, la difficulté réside dans la réalisation du modèle car des données assez précises de la géométrie et des matériaux du module considéré sont nécessaires. De plus, ces matériaux peuvent être difficiles à caractériser électriquement, thermiquement et mécaniquement. Des données et lois tirés de la littérature sont très souvent utilisées, malgré qu'elles ne soient pas toujours adaptées au cas d'étude. Cette difficulté a été rencontrée dans la thèse pour la description du comportement viscoplastique de l'aluminium des fils et métallisations. A défaut de trouver une telle loi de comportement dans la littérature, l'effet du t_{ON} sur la durée de vie du module a donc été ajouté de manière empirique. Aussi, pour perfectionner ce modèle, l'ajout d'une loi de déformation dépendante du temps

dans le modèle pourrait permettre d'inclure cet effet, et ainsi obtenir de meilleures estimations de la durée de vie restante du module.

Le second modèle, quant à lui, nécessite une connaissance plus approfondie des mécanismes de dégradation se produisant au sein du module. Pour mieux comprendre la nature de ces dégradations et leur évolution au cours de la vie du module, une étude expérimentale a été mise en œuvre dans la thèse. A cette étude expérimentale pourrait être associée une étude analytique qui permettrait d'obtenir un modèle physique de l'endommagement plus robuste que celui basé uniquement sur les résultats expérimentaux. Ce modèle pourrait être abordé de différentes façons, comme par exemple d'un point de vue électrique comme ce qui a été présenté dans le chapitre III, ou bien d'un point de vue mécanique en se plaçant dans le domaine de la mécanique de la rupture comme dans le chapitre IV avec le modèle de zone cohésive. De plus, dans cette thèse, seul l'endommagement au niveau des contacts entre fils et métallisations a été modélisé. Néanmoins, généralement plusieurs mécanismes de dégradations se produisent simultanément et des interactions se créent. Aussi, il serait intéressant de réaliser un modèle d'endommagement complet prenant en compte l'ensemble des mécanismes de dégradation se produisant à l'intérieur du module pour pouvoir mieux décrire ces interactions et la manière dont elles impactent la durée de vie du module. Des estimations plus précises de la durée de vie du module pourraient être obtenues, notamment lors de l'extrapolation vers les faibles contraintes.

Références

[Abd05] A. Abdul-Baqi, P.J.G. Schreurs, M.G.D. Geers, 'Fatigue damage modeling in solder interconnects using a cohesive zone approach' International Journal of Solids and Structures, vol. 42, pp. 927–942, 2005.

[Agy10] P.A. Agyakwa, M.R. Corfield, J.F. Li, W.-S. Loh, E. Liotti, S.C. Hogg, C.M. Johnson, 'Unusual Observations in the Wear-Out of High-Purity Aluminum Wire Bonds Under Extended Range Passive Thermal Cycling' IEEE Transaction On Device And Materials Reliability, vol. 10, no. 2, pp. 254-262, 2010.

[Agy11] P.A. Agyakwa, M.R. Corfield, L. Yang, J.F. Li, V.M.F. Marques, C.M. Johnson, 'Microstructural evolution of ultrasonically bonded high purity Al wire during extended range thermal cycling' Microelectronics Reliability, vol. 51, pp. 406–415, 2011.

[Agy16] P.A. Agyakwa, L. Yang, E. Arjmand, P. Evans, M.R. Corfield, C.M. Johnson, 'Damage Evolution in Al Wire Bonds Subjected to a Junction Temperature Fluctuation of 30 K' Journal of Electronic Materials, pp. 1-14.

[And05] T.L. Anderson, 'Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications' Taylor & Francis Third Edition, 2005.

[And57] O.L. Anderson, 'Adhesion of Solids: Principles and Applications' Bell Laboratories Record, vol. 35, no. 11, pp. 441-445, 1957.

[Ans17] ANSYS® Mechanical APDL 17.0, help system, Mechanical APDL Theory Reference 4.12.2.1.1, ANSYS, Inc. Private communications.

[App11] B.K. Appelt, B. Su, D. Lee, U. Yen, M. Hung, 'Embedded Component Substrates Moving Forward' 13th Electronics Packaging Technology Conference, pp. 558-561, 2011.

[Azz98] S. Azzopardi, J.-M. Thébaud, E. Woirgard, C. Zardini, 'Hybrid Power Modules Using a Metal Matrix Composite Baseplate : an Evaluation' IEMT/IMC Proceedings, pp. 173-178, 1998.

[Bak13] N. Baker, M. Liserre, L. Dupont, Y. Avenas, 'Junction Temperature Measurements via Thermo-Sensitive Electrical Parameters and their Application to Condition Monitoring and Active Thermal Control of Power Converters' IECON - 39th Annual Conference of the IEEE Industrial Electronics Society, pp. 942-948, 2013.

[Bar62] G.I. Barenblatt, 'The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture' Advances in Applied Mechanics, vol. 7, pp. 55-129, 1962.

[Bas10] O.H. Basquin, 'The Exponential Law of Endurance Tests', American Society for Testing and Materials Proceedings, vol. 10, pp. 625-630, 1910.

[Bau97] J. Baumann, C. Kaufmann, M. Rennau, T. Werner, T. Gessner, 'Investigation of copper metallization induced failure of diode structures with and without a barrier layer' Microelectronic Engineering, vol. 33, pp. 283-291, 1997.

[Bay08] R. Bayerer, T. Herrmann, T. Licht, J. Lutz, M. Feller, 'Model for Power Cycling lifetime of IGBT Modules – various factors influencing lifetime' 5th International Conference on Integrated Power Electronics Systems, 2008.

[Bec07] P. Beckedahl, T. Grasshoff, M. Lederer, 'A New Power Module Concept for Automotive Applications' PCIM, 2007.

[Ben13] L. Benabou, Z. Sun, P.R. Dahoo, 'A thermo-mechanical cohesive zone model for solder joint lifetime Prediction' International Journal of Fatigue, vol. 49, pp. 18–30, 2013.

[Ber00] S. Berliner, 'Profiles of the Pioneers: Robert Soloff, Innovator and Entrepreneur' Ultrasonic Industry Association, vol. 10, no. 2, pp. 5-6, 2000.

[Bie06] J. Bielen, J.-J. Gommans, F. Theunis, 'Prediction of high cycle fatigue in aluminum bond wires: A physics of failure approach combining experiments and multi-physics simulations' 7th Int. Conf. on Thermal, Mechanical and Multiphysics Simulation and Experiments in Micro-Electronics and Micro-Systems EuroSimE, pp. 1-7, 2006.

[Bla04] D.L. Blackburn, 'Temperature Measurements of Semiconductor Devices - A Review' 20th SEMI-THERM Symposium, 2004.

[Boe08] L. Boettcher, D. Manessis, A. Ostmann, S. Karaszkiewicz, H. Reichl, 'Embedding of Chips for System in Package realization – Technology and Applications' 3rd International Microsystems, Packaging, Assembly & Circuits Technology Conference, 2008.

[Boe13] B. Boettge, F. Naumann, R. Klengel, S. Klengel, M. Petzold, 'Packaging Material Issues in High Temperature Power Electronics' EMPC Grenoble France, 2013.

[Bou08] M. Bouarroudj-Berkani, 'Etude de la fatigue thermo-mécanique de modules électroniques de puissance en ambiance de températures élevées pour des applications de traction de véhicules électriques et hybrides' Thèse de Doctorat de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan, 2008.

[Bra18] J. Brandelero, J. Ewanchuk, S. Mollov, 'On-line Virtual Junction Temperature Measurement via DC Gate Current Injection' CIPS – 10th International Conference on Integrated Power Electronics Systems, pp. 423-429, 2018.

[Bri15] M. Brincker, K.B. Pedersen, P.K. Kristensen, V.N. Popok, 'Effects of thermal cycling on aluminum metallization of power diodes' Microelectronics Reliability, vol. 55, pp. 1988–1991, 2015.

[Bri16] M. Brincker, K.B. Pedersen, P.K. Kristense, V. Popok, 'Passive Thermal Cycling of Power Diodes Under Controlled Atmospheric Conditions – Effects on Metallization Degradation' CIPS, pp. 1-6, 2016.

[Bri18] M. Brincker, T. Walter, P.K. Kristensen, V.N. Popok, 'Thermo‑mechanically induced texture evolution and micro‑structural change of aluminum metallization' Journal of Materials Science: Materials in Electronics, vol. 29, pp. 3898–3904, 2018.

[Bry06] A.T. Bryant, P.A. Mawby, P.R. Palmer, E. Santi, J.L. Hudgins, 'Exploration of Power Device Reliability using Compact Device Models and Fast Electro-Thermal Simulation' Conference Record of the 2006 IEEE Industry Applications Conference Forty-First IAS Annual Meeting, pp. 1465-1472, 2006.

[Bur94] L. Burmeister, D. Reimer, M. Schilling, 'Thermosonic Bond Contacts with Gold Wire to YBa2Cu3O7 Microstructures' Supercond. Sci. Technol., vol. 7, pp. 569-572, 1994.

[Cam96] G.T. Camacho, M. Ortiz, 'Computational Modelling of Impact Damage in Brittle Materials' International Journal of Solids and Structures, vol. 33, no. 20–22, pp. 2899-2938, 1996.

[Car03] S. Carubelli, 'Contribution à l'identification et à l'estimation des contraintes de fatigue thermique des convertisseurs intégrés pour la traction électrique' Thèse de l'Université Henri Poincaré, 2003.

[Cel11a] Y. Celnikier, L. Benabou, L. Dupont, G. Coquery, 'Investigation of the heel crack mechanism in Al connections for power electronics modules' Microelectronics Reliability, vol. 51, pp. 965–974, 2011.

[Cel11b] J. R. Celaya, A. Saxena, S. Saha and K.F. Goebel, 'Prognostics of Power MOSFETs under Thermal Stress Accelerated Aging using Data-Driven and Model-Based Methodologies' Annual Conference of the Prognostics and Health Management Society, 2011.

[Che18] Y.R. Cheng, W.J. Chen, K. Ohdaira, K. Higashimine, 'Barrier Properties of Electroplating Nickel Layer for Copper Metallization in Silicon Solar Cells' Int. J. Electrochem. Sci., vol. 13, pp. 11516 – 11525, 2018.

[Chi91] N.V. Chidambaram, 'A Numerical and Experimantal Study of Temperature Cycle Wire Bond Failure' Proceedings 41st Electronic Components & Technology Conference, pp. 877-882, 1991.

[Cho18] U.-M. Choi, F. Blaabjerg, S. Jørgensen, 'Power Cycling Test Methods for Reliability Assessment of Power Device Modules in Respect to Temperature Stress' IEEE Transactions On Power Electronics, vol. 33, no. 3, pp. 2531-2551, 2018.

[Chr58] H. Christensen, 'Electrical Contact with Thermo-Compression Bonds' Bell Laboratories Record, vol. 36, no. 4, pp. 127-130, 1958.

[Cia00] M. Ciappa, W. Fichtner, 'Lifetime Prediction of IGBT Modules for Traction Applications' IEEE 38mAnnual International Reliability Physics Symposium, pp. 210-216, 2000.

[Cia02] M. Ciappa, 'Selected failure mechanisms of modern power modules' Microelectronics Reliability, vol. 42, pp. 653–667, 2002.

[Cia96] M. Ciappa, P. Malberti, 'Plastic-Strain of Aluminium Interconnections During Pulsed Operation of IGBT Multichip Modules' Quality And Reliability Engineering International, vol. 12, pp. 297-303, 1996.

[Cia99] M. Ciappa, P. Malberti, W. Fichtner, P. Cova, L. Cattani, F. Fantini, 'Lifetime Extrapolation for IGBT Modules under Realistic Operation Conditions' Microelectronics Reliability, vol. 39, pp. 1131-1136, 1999.

[Cil10] A. Ciliox, J. Görlich, K. Guth, F. Hille, S. Krasel, P. Luniewski , D. Siepe, P. Szczupak, F. Umbach, 'New module generation for higher lifetime' PCIM, 2010.

[Cle96] J.-P. Clech, 'Solder Reliability Solutions: a PC-Based Design-for-Reliability Tool' Soldering & Surface Mount Technology, vol. 9, no. 2, pp. 45-54, 1996.

[Coq00] G.Coquery, R.Lallemand, 'Failure criteria for long term Accelerated Power Cycling Test linked to electrical turn off SOA on IGBT module. A 4000 hours test on 1200A-3300V module with A1SiC base plate' Microelectronics Reliability, vol. 40, pp. 1665-1670, 2000.

[Cou65] A. Coucoulas, 'Ultrasonic Welding of Aluminium Leads to Tantalum Thin Films' Transactions of Metallurgical Society of Aime, vol. 236, pp. 587-589, 1965.

[Cou70] A. Coucoulas, 'Hot Work Ultrasonic Bonding – A Method of Facilitating Metal Flow by Restoration Processes' IEEE 20th Electronic Components Conference, pp. 549-556, 1970.

[Cri72] F.J. Crispi, G.C. Maling Jr, A.W. Rzant, 'Monitoring Microinch Displacements in Ultrasonic Welding Equipment' IBM J. Res. Develop., pp. 307-312, 1972.

[Dar00] R. Darveaux, 'Effect of Simulation Methodology on Solder Joint Crack Growth Correlation' IEEE Electronic Components and Technology Conference, pp. 1048-1058, 2000.

[Das92] A. Dasgupta, C. Oyan, D. Barker, M. Pecht, 'Solder Creep-Fatigue Analysis by an Energy-Partitioning Approach' J. Electron. Packaging, vol. 114, no. 2, pp. 152-160, 1992.

[Deg15] N. Degrenne, J. Ewanchuk, E. David, R. Boldyrjew, S. Mollov, 'A Review of Prognostics and Health Management for Power Semiconductor Modules' Annual Conference of the Prognostics and Health Management Society, pp. 1-11, 2015.

[Deg18] N. Degrenne, S. Mollov, 'Experimentally-Validated Models of On-State Voltage for Remaining Useful Life Estimation and Design for Reliability of Power Modules' CIPS 10th International Conference on Integrated Power Electronics Systems, pp. 476-481, 2018.

[Deh94] K. DeHaven, J. Dietz, 'Controlled Collapse Chip Connection (C4) - An Enabling Technology' 44th Electronic Components and Technology Conference, pp. 1-6, 1994.

[Dep06] S. Déplanque, W. Nüchter, B. Wunderle, R. Schacht, B. Michel, 'Lifetime Prediction of SnPb and SnAgCu Solder Joints of Chips on Copper Substrate Based on Crack Propagation FE-Analysis' 7th. Int. Conf. on Thermal, Mechanical and Multiphysics Simulation and Experiments in Micro-Electronics and Micro-Systems EuroSimE, pp. 1-8, 2006.

[Det04] T. Detzel, M. Glavanovics, K. Weber, 'Analysis of wire bond and metallization degradation mechanisms in DMOS power transistors stressed under thermal overload conditions' Microelectronics Reliability, vo. 44, pp. 1485-1490, 2004.

[Dow82] S.D. Downing and D.F. Socie, 'Simple rainflow counting algorithms' International Journal of Fatigue, vol. 4, no. 1, pp. 31-40, 1982.

[Dup06] L. Dupont, S. Lefebvre, Z. Khatir, S. Bontemps, 'Evaluation of Substrate Technologies under High Temperature Cycling' 4th International Conference on Integrated Power Systems, 2006.

[Dup12] L. Dupont, Y. Avenas, P.-O. Jeannin, 'Comparison of junction temperature evaluations in a power IGBT module using an IR camera and three thermo-sensitive electrical parameters' Twenty-Seventh Annual IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition (APEC), pp. 182-189, 2012.

[Dup13] L. Dupont, S. Lefebvre, Z. Khatir, J.C. Faugiere, 'Power Cycling Test Circuit for Thermal Fatigue Resistance Analysis of Solder Joints in IGBT' Conference: EPE - 10th European Conférence on Power Electronics and ApplicationsEPE - 10th European Conférence on Power Electronics and Applications, 2013.

[Dur15] C. Durand, M. Klingler, D. Coutellier, H. Naceur, 'Power Cycling Reliability of Power Module: a Survey' TDMR, pp. 1-19, 2015.

[Dus71] S.Z. Dushkes, 'A Design Study of Ultrasonic Bonding Tips' IBM J. Res. Develop., pp. 230-235, 1971.

[Ele00] P. Elenius, L. Levine, 'Comparing Flip-Chip and Wire-Bond Interconnection Technologies' Chip Scale Review, pp. 81-87, 2000.

[ElH18] M. Elharizi, 'Contribution à l'étude des modes de dégradation des transistors HEMT à base de GaN pour les applications de puissance' Thèse Université Paris-Saclay, 2018.

[Eli02] M. Alices, G.V. Guinea, J. Gomez, J. Planas, 'The Cohesive Zone Model : advantages, limitations and challenges', Engineering Fracture Mechanics, vol. 69, pp. 137-163, 2002.

[Ess17] K.S. Essig, J-M. Yannou, CT. Chiu, J. Kuo, P. Chen, 'High Efficient Mid Power Modules by Next Generation Chip Embedding Technology' European Microelectronics Packaging Conference, pp. 1-5, 2017.

[Fat98] A. Fatemi, L. Vang, 'Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials' Int. J. Fatigue, vol. 20, no. 1, pp. 9-34, 1998.

[Fre94] D. Frear, H. Morgan, S. Burchett, J. Lau, 'The Mechanics of Solder Alloy Interconnects' Chapman & Hall, 1994.

[Gao99] H. Gao, L. Zhang, W.D. Nix, C.V. Thompson, E. Arzt, 'Crack-Like Grain-Boundary Diffusion Wedges in Thin Metal Films' Acta Materialia, vol. 47, no. 10, pp. 2865-2878, 1999.

[Ger07] Y.C. Gerstenmaier, W. Kiffe, G. Wachutka, 'Combination of Thermal Subsystems Modeled by Rapid Circuit Transformation' Therminic, pp. 115-120, 2007.

[Ghi13] P. Ghimire, S. Bęczkowski, S. Munk-Nielsen, B. Rannestad, P.B. Thøgersen, 'A review on real time physical measurement techniques and their attempt to predict wear-out status of IGBT' 15th European Conference on Power Electronics and Applications (EPE), 2013.

[Gho14] M.K. Ghovanlou, H. Jahed, A. Khajepour, 'Cohesive zone modeling of fatigue crack growth in brazed joints' Engineering Fracture Mechanics, vol. 120, pp. 43–59, 2014.

[Giu14] G. Giuliese, A. Pirondi, F. Moroni, 'A cohesive zone model for three-dimensional fatigue debonding/delamination' Procedia Materials Science, vol. 3, pp. 1473 – 1478, 2014.

[Gob10] C. Göbl, J. Faltenbacher, 'Low temperature sinter technology Die attachment for power electronic applications' CIPS, 2010.

[Gop15] L.R. GopiReddy, L.M. Tolbert, B. Ozpineci, J.O.P. Pinto, 'Rainflow Algorithm-Based Lifetime Estimation of Power Semiconductors in Utility Applications' IEEE Transactions on Industry Applications, vol. 51, no. 4, pp. 3368-3375, 2015.

[Goy04] V.K. Goyal, E.R. Johnson, C.G. Davila, 'Irreversible constitutive law for modeling the delamination process using interfacial surface discontinuities' Composite Structures, vol. 65, no. 289–305, 2004.

[Gra13] A. Grams, T. Prewitz, O. Wittler, J. Kripfgans, S. Schmitz, A. Middendorf, W.H. Muller, K.-D. Lang, 'Simulation of an Aluminum Thick Wire Bond Fatigue Crack by Means of the Cohesive Zone Method' 14th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems EuroSimE, pp. 1-8, 2013.

[Gri20] A.A. Griffith, 'The Phenomena of Rupture and Flow in Solid', Mathematical, Physical and Engineering Sciences, vol. 221, no. 582-593, 1920.

[Guo17] S.-W. Guo, Y.-W. Huang, H.-K. Liao, 'High Reliability Lead Free Solder Evaluations in Power Module Application' IEEE International Microsystems, Packaging, Assembly and Circuits Technology Conference, pp. 295-298, 2017.

[Gut10] K. Guth, D. Siepe, J. Görlich, H. Torwesten, R. Roth, F. Hille, F. Umbach, 'New Assembly and Interconnects Beyond Sintering Methods' PCIM, 2010.

[Gwi03] J.P. Gwinn, R.L. Webb, 'Performance and testing of thermal interface materials' Microelectronics Journal, no. 34, pp. 215-222, 2003.

[Hag71] C. Hager, 'Lifetime Estimation of Aluminum Wire Bonds based on Computational Plasticity' Diss. ETH No. 13763, pp. 7-11, 1971.

[Hal18] M.H.A. Halim, N. Buniyamin, N. Naoe, M.S. Rosman, 'An Overview of Data-Driven and Model-Driven Based Prognostics Techniques for Power Modules' Proceedings of 4th International Conference on Electrical, Electronics and System Engineering, pp. 34-39, 2018.

[Har10] G. Harman, 'Wire Bonding in Microelectronics', McGraw-Hill, Third Edition, pp. 13-46, 2010.

[Har74] G. Harman, 'Microelectronic Ultrasonic Bonding' NBS Special Publication 400-2, pp. 23-79, 1974.

[Har91] D.O. Harris, R.A. Sire, C.F. Popelar, M.F. Kanninen, D.L. Davidson, L.B. Duncan, J.M. Kallis, D.W. Buechler, P.G. Backes, and F. Reizman, 'Fracture Mechanics Life Prediction For Microscale Components – With Application to Wire Bonding' IEEE/IRPS, pp. 35-43, 1991.

[Hau13] S. Häuser, 'SKiM®63/93 IGBT Modules Technical Explanations' © by Semikron, ver. 1.51, 2013.

[Hel97] M. Held, P. Jacob, G. Nicoletti, P. Scacco, M.-H. Poech, 'Fast Power Cycling Test for IGBT Modules in Traction Application' Proceedings of Second International Conference on Power Electronics and Drive Systems, 1997.

[Hen10] A. Hensler, J. Lutz, M. Thoben, K. Guth, 'First Power Cycling Results of Improved Packaging Technologies for Hybrid Electrical Vehicle Applications' CIPS, 2010.

[Her13] T. Herboth, M. Guenther, A. Fix, J. Wilde, 'Failure Mechanisms of Sintered Silver Interconnections for Power Electronic Applications' Electronic Components & Technology Conference, pp. 1621-1627, 2013.

[Hil76] A. Hillerborg, M. Modeer, P.-E. Petersson, 'Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements', Cement and Concrete Research, vol. 5, pp. 773-782, 1976.

[Hua13] H. Huang, P.A. Mawby, 'A Lifetime Estimation Technique for Voltage Source Inverters', IEEE Transactions on Power Electronics, vol. 28, no. 8, 2013.

[Hun13] T.-Y. Hung, C.-J. Huang, C.-C. Lee, C.-C. Wang, K.-C. Lu, K.-N. Chiang, 'Investigation of solder crack behavior and fatigue life of the power module on different thermal cycling period' Microelectronic Engineering, vol. 107, pp. 125–129, 2013.

[Ist00] A.A. Istratov, C. Flink, H. Hieslmair, S.A. McHugo, E.R. Weber, 'Diffusion, solubility and gettering of copper in silicon' Materials Science and Engineering, vol. B72, pp. 99–104, 2000.

[Jia18] N. Jiang, B. Fabian, M. Kalajica, J. Lutz, 'Investigation of ton Dependency of Al-clad Cu Bond Wires under Power Cycling Tests' PCIM Europe, 2018.

[Jin18] L.L. Jinzhi, C. Yan, W. Bisheng, L. Xiaomin, F. Chao, H. Younan, 'A review on the copper bond pad application in wire bond technique' 19th International Conference on Electronic Packaging Technology, pp. 1546-1553, 2018.

[Joa11] B. Joadder, J. Shit, S. Acharyya, S. Dhar, 'Fatigue Failure of Notched Specimen — A Strain-Life Approach', Materials Sciences and Applications, vol. 2, pp. 1730-1740, 2011.

[Jun15] M. Junghänel, R. Schmidt, J. Strobel, U. Scheuermann, 'Investigation on Isolated Failure Mechanisms in Active Power Cycle Testing' PCIM, pp. 251-258, 2015.

[Jun17] M. Junghaenel, U. Scheuermann, 'Impact of load pulse duration on power cycling lifetime of chip interconnection solder joints', Microelectronics Reliability, vol. 76–77, pp. 480–484, 2017.

[Kha10] G. Khatibi, M. Lederer, B. Weiss, T. Licht, J. Bernardi, H. Danninger, 'Accelerated Mechanical Fatigue Testing and Lifetime of Interconnects in Microelectronics' Procedia Engineering, vo. 2, pp. 511–519, 2010.

[Kho10] H. Khoramishad, A.D. Crocombe, K.B. Katnam, I.A. Ashcroft, 'Predicting fatigue damage in adhesively bonded joints using a cohesive zone model' International Journal of Fatigue, vol. 32, pp. 1146–1158, 2010.

[Kim01] D.-K. Kim, W.D. Nix, R.P. Vinci, M.D. Deal, J.D. Plummer, 'Study of the effect of grain boundary migration on hillock formation in Al thin film' Journal of Applied Physics, vol. 90, no. 2, pp. 781-788, 2001.

[Klu03] G.-A. Klutke, P.C. Kiessler, M.A. Wortman, 'A Critical Look at the Bathtub Curve' IEEE Transactions on Reliability, vol. 52, no. 1, pp. 125-129, 2003.

[Kno10] M. Knoerr, S. Kraft, A. Schletz, 'Reliability Assessment of Sintered Nano-Silver Die Attachment for Power Semiconductors' 12th Electronics Packaging Technology Conference, pp. 56-61, 2010.

[Kol01] M. Kolar, P. Mach, 'Relationships among Properties of Sputtered Thin Films and Sputtering Process Parameters' 24th International Spring Seminar on Electronics Technology, pp. 42-46, 2001.

[Kov10] I.F. Kovacevic, U. Drofenik, J.W. Kolar, 'New Physical Model for Lifetime Estimation of Power Modules' IEEE International Power Electronics Conference, pp. 2106-2114, 2010.

[Kov15] I.F. Kovacevic-Badstuebner, J.W. Kolar, U. Schilling, 'Modelling for the lifetime prediction of power semiconductor modules' Reliability of Power Electronic Converter Systems, chap. 5, pp. 1-43, 2015.

[Krz90] J.E. Krzanowski, 'A Transmission Electron Microscopy Study of Ultrasonic Wire Bonding' IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology, vol. 13, no. 1, pp. 176-181, 1990.

[Lan66] B. Langenecker, 'Effects of Ultrasound on Deformation Characteristics of Metals' IEEE Transactions on Sonics and Ultrasonics, vol. su-13, no. 1, pp. 1-8, 1966.

[Lau91] J.H. Lau, 'Solder Joint Reliability – Theory and Applications', Springer US, pp. 384-405, 1991.

[Lee00] W.W. Lee, L.T. Nguyen, G.S. Selvaduray, 'Solder joint fatigue models: review and applicability to chip scale packages' Microelectronics Reliability, vol. 40, pp. 231-244, 2000.

[Leg03] M. Legros, G. Dehm , T.J. Balk , E. Arzt, O. Bostrom, P. Gergaud , O. Thomas, B. Kaouache, 'Plasticity-Related Phenomena in Metallic Films on Substrates' Mat. Res. Soc. Symp. Proc., vol. 779, w 4.2.1-4.2.12, 2003.

[Lin07] A. Lindemann, G. Strauch, 'Properties of Direct Aluminum Bonded Substrates for Power Semiconductor Components' IEEE Transactions on Power Electronics, vol. 22, no. 2, pp. 384-391, 2007.

[Loh07] W.-S. Loh, M. Corfield, H. Lu, S. Hogg, T. Tilford, C.M. Johnson, 'Wire Bond Reliability for Power Electronic Modules - Effect of Bonding Temperature' International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007.

[Lue07] C. Luechinger, 'Ribbon Bonding – A Scalable Interconnect for Power QFN Packages' 9th Electronics Packaging Technology Conference, pp. 47-54, 2007.

[Lue17] C. Luechinger, R. Chen, J. Fu, B. Poncelet, O. Valentin, T.J. Walker, T. Xu, 'Aluminum–Copper Ribbon Interconnects for Power Devices' IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology, vol. 7, no. 9, pp. 1567-1577, 2017.

[Mai11] K. Mainka, M. Thoben, O. Schilling, 'Lifetime calculation for power modules, application and theory of models and counting methods' Proceedings of the 14th European Conference on Power Electronics and Applications, 2011.

[Man07] D. Manessis, S-F. Yen, A. Ostmann, R. Aschenbrenner, H. Reichl, 'Technical Understanding of Resin-Coated-Copper (RCC) Lamination Processes for Realization of Reliable Chip Embedding Technologies' Electronic Components and Technology Conference, pp. 278-285, 2007.

[Man66] S.S. Manson, 'Thermal Stress Low-cycle Fatigue', McGraw-Hill, 1966.

[Man81] S.S. Manson, G.R. Halford, 'Practical implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage' International Journal of Fracture, vol. 17, no. 2, pp. 169-192, 1981.

[Mar09] D. Martineau, T. Mazeaud, M. Legros, Ph. Dupuy, C. Levade, G. Vanderschaeve, 'Characterization of ageing failures on power MOSFET devices by electron and ion microscopies' Microelectronics Reliability 49, pp. 1330–1333, 2009.

[Mar10] D. Martineau, T. Mazeaud, M. Legros, Ph. Dupuy, C. Levade, 'Characterization of alterations on power MOSFET devices under extreme electro-thermal fatigue' Microelectronics Reliability 50, pp. 1768–1772, 2010.

[Mar14] D. Martineau, C. Levade, M. Legros, P. Dupuy, T. Mazeaud, 'Universal mechanisms of Al metallization ageing in power MOSFET devices' Microelectronics Reliability, vol. 54, pp. 2432–2439, 2014.

[Mar14] D. Martineau, C. Levade, M. Legros, P. Dupuy, T. Mazeaud, 'Universal Mechanisms of Al metallization ageing in power MOSFET devices' Microelectronics Reliability 54, pp. 2432-2439, 2014.

[Mat68] M. Matsuishi, T. Endo, 'Fatigue of metals subjected to varying stress' in Proc. Jpn. Soc. Mech. Eng., pp. 37–40, 1968.

[May99] M. Mayer, O. Paul, D. Bolliger, H. Baltes, 'Integrated Temperature Microsensors for Characterization and Optimization of Thermosonic Ball Bonding Process' IEEE Electronic Components and Technology Conference, pp. 463-468.

[Mer08] L. Merkle, T. Kaden, M. Sonner, A. Gademann, J. Turki, C. Dresbach, M. Petzold, 'Mechanical Fatigue Properties of Heavy Aluminium Wire Bonds for Power Applications' 2nd Electronics Systemintegration Technology Conference, pp. 1363-1368, 2008.

[Mil14] J. Millan, P. Godignon, X. Perpina, A. Perez-Tomas, J. Rebollo, 'A Survey of Wide Bandgap Power Semiconductor Devices' IEEE Transactions on Power Electronics, vol. 29, no. 5, pp. 2155-2163, 2014.

[Mor11] A. Morilhat, 'Synthese de couches minces resistives par pulverisationcathodique magnetron pour l'elaboration de resistancesetalons calculables en courant alternatif' Thèse Université de Technologie de Belfort-Montbelliard, 2011.

[Mos14] A. Mosallam, K. Medjaher, N. Zerhouni, 'Data-driven prognostic method based on Bayesian approaches for direct remaining useful life prediction' Journal of Intelligent Manufacturing, vol. 27, no. 5, pp 1037–1048, 2014.

[Nag00] Y. Nagatomo, T. Nagase, 'The Study of the Power Modules with high reliability for EV Use' 17th EVS Conference, 2000.

[Nee10] A. Needleman, 'A Continuum Model for Void Nucleation by Inclusion Debonding' Journal of Applied Mechanics, vol. 54, pp. 525-531, 2010.

[Nil85] M. Nilles, S.W. Van Sciver, 'Thermal and Electrical Contact Conductance Studies' NASA-CR-1777093 Final Report, 1985.

[Ohr15] M. Ohring, L. Kasprzak, 'Degradation of Contacts and Package Interconnections' Reliability and Failure of Electronic Materials and Devices (Second Edition), pp. 505-564, 2015.

[Ong04] B. Ong, M. Helmy, S. Chuah, 'Heavy Al Ribbon Interconnect: An Alternative Solution for Hybrid Power Packaging' IMAPS, 2004.

[Onu00] J. Onuki, M. Koizumi, M. Suwa, 'Reliability of Thick Al Wire Bonds in IGBT Modules for Traction Motor Drives' IEEE Transactions on Advanced Packaging, vol. 23, no. 1, pp. 108-112, 2000.

[Ost02] A. Ostmann, A. Neumann, S. Weser, E. Jung, L. Böttcher, H. Reichl, 'Realization of a Stackable Package Using Chip in Polymer Technology' IEEE Polytronic 2002 Conference, pp. 160-164, 2002.

[Ouh17] M. Ouhab, 'Estimation de Durée de Vie Restante de Modules de Puissance en Fonctionnement dans des Convertisseurs Industriels' Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay, 2017.

[Par63] P. Paris, F. Erdogan, 'A Critical Analysis of Crack Propagation Laws' Transactions of the ASME, pp. 528-533, 1963.

[Ped15] K.B. Pedersen, P.K. Kristensen, V.Popok, K. Pedersen, 'Degradation Assessment in IGBT Modules Using Four-Point Probing Approach' IEEE Transactions on Power Electronics, vol. 30, no. 5, pp. 2405-2412, 2015.

[Ped16] K.B. Pedersen, K. Pedersen, 'Dynamic Modeling Method of Electro-Thermo-Mechanical Degradation in IGBT Modules' IEEE Transactions on Power Electronics, vol. 31, no. 2, pp. 975-986, 2016.

[Ped17] K.B. Pedersen, P.K. Kristensen, K. Pedersen, C. Uhrenfeldt, S. Munk-Nielsen, 'Vce as Early Indicator of IGBT Module Failure Mode' 2017 IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS), pp. 1-6, 2017.

[Phi71] E. Philofsky, K. Ravi, E. Hall, J. Black, 'Surface Reconstruction of Aluminum Metallization – A New Potential Wearout Mechanism' 9th Reliability Physics Symposium, pp. 120-128, 1971.

[Pie11] S. Pietranico, S. Lefebvre, S. Pommier, M. Berkani Bouaroudj, S. Bontemps, 'A study of the effect of degradation of the aluminium metallization layer in the case of power semiconductor devices' Microelectronics Reliability, vol. 51, pp. 1824–1829, 2011.

[Qin02] I.W. Qin, P. Reid, R.E. Werner, D. Doerr, 'Automatic Wedge Bonding with Ribbon Wire for High Frequency Applications' SEMI/IEEE IEMT Symposium, pp. 97-104, 2002.

[Rag15] N. Raghavan, K.L. Pey, 'Reliability of emerging nanodevices' Reliability Characterisation of Electrical and Electronic Systems, Woodhead Publishing, 2015.

[Raj15] P. Rajaguru, H. Lu, C. Bailey, 'Sintered silver finite element modelling and reliability based design optimisation in power electronic module' Microelectronics Reliability, vol. 55, pp. 919–930, 2015.

[Ram00] S. Ramminger, N. Seliger, G. Wachutka, 'Reliability Model for Al Wire Bonds subjected to Heel Crack Failures' Microetectronics Reliability, vol. 40, pp. 1521-1525, 2000.

[Ram04] C. Ramaswamy, S. Shinde, F. Pompeo, W. Sahlinski, S. Bradley, 'Phase Change Materials as a Viable Thermal Interface Material for High-Power Electronic Applications' IEEE Inter Society Conference on Thermal Phenomena, pp. 687-691, 2004.

[Ram98] S. Ramminger, P. Ttirkes, G. Wachutka, 'Crack Mechanism in Wire Bonding Joints' Microelectronics Reliability, vol. 38, pp. 1301-1305, 1998.

[Ran98] M. Ranjan, L. Gopalakrishnan, K. Srihari, C. Woychik, 'Die Cracking in Flip Chip Assemblies' Electronic Components and Technology Conference, pp. 729-733, 1998.

[Rav72] K.V. Ravi, E.M. Philofsky, 'Reliability Improvement of Wire Bonds Subjected To Fatigue Stresses' 10th Reliability Physics Symposium, pp. 143-148, 1972.

[Reg70] V. Levy, M.P. Regnier, 'Mesure des énergies de surface' Journal de Physique, supplément au no. 4, tome 31, pp. 159-173, 1970.

[Rie12] G.J. Riedel, R. Schmidt, C. Liu, H. Beyer, I. Alaperä, 'Reliability of Large Area Solder Joints within IGBT Modules: Numerical Modeling and Experimental Results' CIPS, 2012.

[Rot14] S. Roth, M. Kuna, 'Fatigue modelling with a cyclic cohesive zone approach' Procedia Materials Science, vol. 3, pp. 325 – 330, 2014.

[Ruf14] R. Ruffilli, 'Modes de Fatigue des Métallisations à base d'Aluminium dans les Composants MOSFET de puissance' Thèse Université de Toulouse, 2017.

[Sah09] B. Saha, J.R. Celaya, P.F. Wysocki, K.F. Goebel, 'Towards Prognostics for Electronics Components' IEEE Aerospace conference, pp. 1-7, 2009.

[San69] C.J. Santoro, 'Thermal Cycling and Surface Reconstruction in Aluminum Thin Films' J. Electrochem. Soc.: Solid State Science, pp. 361-364, 1969.

[Sas08] K. Sasaki, N. Iwasa, 'Thermal and Structural Simulation Techniques for Estimating Fatigue Life of an IGBT Module' Proceedings of the 20th International Symposium on Power Semiconductor Devices & IC's, pp. 181-184, 2008.

[Sch00] J. Schulz-Harder, 'DBC Substrates as a Base for Power MCM's' Electronics Packaging Technology Conference, pp. 315-320, 2000.

[Sch09] R. Schmidt, U. Scheuermann, 'Using the chip as a temperature sensor- The influence of steep lateral temperature gradients on the Vce(T)-measurement' 13th European Conference on Power Electronics and Applications, 2009.

[Sch10] U. Scheuermann, S. Schuler, 'Power cycling results for different control strategies' Microelectronics Reliability, vol. 50, pp. 1203–1209, 2010.

[Sch11] U. Scheuermann, R. Schmidt, 'Impact of Solder Fatigue on Module Lifetime in Power Cycling Tests' Proceedings of the 14th European Conference on Power Electronics and Applications, 2011.

[Sch12a] R. Schmidt, 'Al-Clad Cu Wire Bonds Multiply Power Cycling Lifetime of Advanced Power Modules' PCIM, 2012.

[Sch12b] O. Schilling, M. Schäfer, K. Mainka, M. Thoben, F. Sauerland, 'Power cycling testing and FE modelling focussed on Al wire bond fatigue in high power IGBT modules' Microelectronics Reliability, vol. 52, pp. 2347–2352, 2012.

[Sch12c] R. Schmidt, U. Scheuermann, 'Separating Failure Modes in Power Cycling Tests' CIPS, 2012.

[Sch13] U. Scheuermann, R. Schmidt, 'Impact of load pulse duration on power cycling lifetime of Al wire bonds' Microelectronics Reliability, vol. 53, pp. 1687–1691, 2013.

[Sch13b] U. Scheuermann and R. Schmidt, 'A new lifetime model for advanced power modules with sintered chips and optimized Al wire bonds' Proc. of Int. Exhibition and Conf. for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM), pp. 810–817, 2013.

[Sch72] H.A. Schafft, 'Testing and Fabrication of Wire-Bond Electrical Connections – A Comprehensive Survey' NBS Technical Note 726, pp. 10 – pp. 31-49, 1972.

[Sem13] Semikron, 'SKiM® 63 – Datasheet SKiM306GD12E4' © by Semikron, rev. 4, 2013.

[Sha00] J.F. Shackelford, W. Alexander, 'Materials Science and Engineering Handbook' CRC Press Third Edition, 2000.

[Sie10] D. Siepe, R. Bayerer, R. Roth, 'The Future of Wire Bonding is Wire Bonding!' CIPS, 2010.

[Sio14] K.S. Siow, 'Are Sintered Silver Joints Ready for Use as Interconnect Material in Microelectronic Packaging?' Journal of Electronic Materials, vol. 43, no. 4, pp. 947-961, 2014.

[Sku08] R. Skuriat, C.M. Johnson, 'Thermal Performance of Baseplate and Direct Substrate Cooled Power Modules' 4th IET Conference on Power Electronics, Machines and Drives, pp. 548-552, 2008.

[Sme13] V. Smet, F. Forest, J.-J. Huselstein, A. Rashed, F. Richardeau, 'Evaluation of Vce Monitoring as a Real-Time Method to Estimate Aging of Bond Wire-IGBT Modules Stressed by Power Cycling' IEEE Transactions On Industrial Electronics, vol. 60, no. 7, pp. 2760-2770, 2013.

[Sol65] R.S. Soloff, 'Sonic Method of Welding Thermoplastic Parts' United States Patent Office 3224916, 1965.

[Ste13] P. Steinhorst, T. Poller, J. Lutz, 'Approach of a physically based lifetime model for solder layers in power modules' Microelectronics Reliability, vol. 53, pp. 1199–1202, 2013.

[Sun12] C.T. Sun, Z.-H. Jin, 'Fracture Mechanics' Elsevier 1st Edition, 2012.

[Sun94] Y.S. Sun, 'Revised Miner's rule and its application in calculating equivalent loads for components' Reliability Engineering and System Safety, vol. 43, pp. 319-324, 1994.

[Sut15] T. Sutharssan, S. Stoyanov, C. Bailey, C. Yin, 'Prognostic and health management for engineering systems: a review of the data-driven approach and algorithms' The Journal of Engineering, vol. 2015, no. 7, pp. 215–222, 2015.

[Sze02] S.M. Sze, 'Semiconductor Devices Physics and Technology' John Wiley & Sons Inc., 2nd Edition, pp. 369-403, 2002.

[Tan04] C.W. Tan, Y.C. Chan, 'Study on the Reliability and Thermo-Mechanical Properties of a Gold Ribbon Wire Bonding' IEEE Electronic Components and Technology Conference, pp. 377-382, 2004.

[Tou10] M. Tounsi, A. Oukaour, B. Tala-Ighil, H. Gualous, B. Boudart, D. Aissani, 'Characterization of high-voltage IGBT module degradations under PWM power cycling test at high ambient temperature' Microelectronics Reliability, vol. 50, pp. 1810–1814, 2010.

[Tra16] S.-H. Tran, 'Etude de l'impact de micro-cavités (voids) dans les attaches de puces des modules électroniques de puissance' These de Doctorat de l'Université Paris-Saclay, 2015.

[Tra19] S.-H. Tran, Z. Khatir, R. Lallemand, A. Ibrahim, J.-P. Ousten, J. Ewanchuk, S.V. Mollov, 'Constant ΔTj Power Cycling Strategy in DC Mode for Top-Metal and Bond-Wire Contacts Degradation Investigations' IEEE Transactions On Power Eelectronics, vol. 34, no. 3, pp. 2171-2180, 2019.

[Tsa04] C.H. Tsau, S.M. Spearing et M.A. Schmidt, 'Characterization of Wafer-Level Thermocompression Bonds' Journal of Microelectromechanical Systems, vol. 13, no. 6, pp. 963-971, 2004.

[Tu03] K.N. Tu, A.M. Gusak, M. Li, 'Physics and materials challenges for lead-free solders' Journal of Applied Physics, vol. 93, no. 3, pp. 1335-1353, 2003.

[Tum01] R.R. Tummala, 'Fondamentals of Microsystems Packaging' McGraw-Hill, pp. 346-351, 2001.

[Tur07] A. Turon, C.G. Da´vila, P.P. Camanho, J. Costa, 'An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models' Engineering Fracture Mechanics, vol. 74, pp. 1665–1682, 2007.

[Won99] W. Wondrak, 'Physical Limits and Lifetime Limitations of Semiconductor Devices at High Temperatures' Microelectronics Reliability, no. 39, pp. 1113-1120, 1999.

[Xia10] N. Xiaoyan, S. Xuefeng, 'Characterization of the Creep Constitutive Behavior of SnAgCu Solder in Flip Chip Joints from the Indentation Creep Testing' 11th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging, pp. 156-159, 2010.

[Xu08] H. Xu, C. Liu, V.V. Silberschmidt, H. Wang, 'Effects of Process Parameters on Bondability in Thermosonic Copper Ball Bonding' IEEE Electronic Components and Technology Conference, 2008.

[Yam07] Y. Yamada, Y. Takaku, Y. Yagi, I. Nakagawa, T. Atsumi, M. Shirai, I. Ohnuma, K. Ishida, 'Reliability of wire-bonding and solder joint for high temperature operation of power semiconductor device' Microelectronics Reliability, vol. 47, pp. 2147–2151, 2007.

[Yan11] L. Yang, P.A. Agyakwa, C.M. Johnson, 'A time-domain physics-of-failure model for the lifetime prediction of wire bond interconnects' Microelectronics Reliability, vol. 51, pp. 1882–1886, 2011.

[Yan13] L. Yang, P.A. Agyakwa, C.M. Johnson, 'Physics-of-Failure Lifetime Prediction Models for Wire Bond Interconnects in Power Electronic Modules' IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, vol. 13, no. 1, pp. 9-17, 2013.

[Yeo96] C.K. Yeo, S. Mhakalkar, H.L.J. Pang, 'Solder Joint Reliability Study of 256 Pin, 0.4 mm pitch, PQFP' Electronic Components and Technology Conference, pp. 1222-1231, 1996.

[Yua18] X. Yuan, T. An, F. Qin, J. Zhao, C. Fang, 'Mechanisms of power module metallization degradation under ageing' 19th International Conference on Electronic Packaging Technology, pp. 1322-1325, 2018.

[Zha17] Y. Zhao, P. Mumby-Croft, S. Jones, A. Dai, Z. Dou, Y. Wang, F. Qin, 'Silver Sintering Die Attach Process for IGBT Power Module Production' IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition (APEC), pp. 3091-3094.

[Zho05] Y. Zhou, X. Li, N.J. Noolu, 'A Footprint Study of Bond Initiation in Gold Wire Crescent Bonding' IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, vol. 28, no. 4, 2005.

[Zio11] E. Zio, G. Peloni, 'Particle filtering prognostic estimation of the remaining useful life of nonlinear components' Reliability Engineering and System Safety, vol. 96, pp. 403–409, 2011.

Publications

- N. Dornic, A. Ibrahim, Z. Khatir, S.H. Tran, J.-P. Ousten, J. Ewanchuk, S. Mollov, 'Analysis of the degradation mechanisms occurring in the topside interconnections of IGBT power devices during power cycling' Microelectronics Reliability, vol. 88–90, pp. 462-469, 2018.

- N. Dornic, Z. Khatir , S.H. Tran, A. Ibrahim, R. Lallemand, J.-P. Ousten, J. Ewanchuk, S.V. Mollov, 'Stress-Based Model for Lifetime Estimation of Bond Wire Contacts Using Power Cycling Tests and Finite-Element Modeling' IEEE Journal of Emerging And Selected Topics in Power Electronics, vol. 7, no. 3, pp. 1659-1667, 2019.

ÉCOLE DOCTORALE
Physique et ingénierie : électrons, photons, sciences du vivant (EOBE)

Titre : Elaboration et comparaison de deux modèles de durée de vie des fils d'interconnexion des modules de puissance, l'un basé sur les déformations et l'autre sur les dégradations.

Mots clés : Fiabilité, Module de Puissance, Dégradations, Fils d'Interconnexion, Métallisation, Modèle de Durée de Vie

Résumé : Dans de nombreux domaines, tels que l'industrie des transports ou bien des infrastructures, la tendance est à l'introduction toujours plus importante d'équipements électriques. De ce fait, les industriels sont de plus en plus confrontés à la nécessité de fournir des dispositifs robustes et fiables avec un minimum de maintenance. Les composants électroniques, tels que les transistors IGBTs ou MOSFETs et les diodes rassemblés dans des modules de puissance, sont au cœur de la conversion d'énergie électrique. En conséquence, ils sont soumis en opération à de fortes contraintes environnementales et fonctionnelles (température, humidité…). L'ensemble de ces contraintes a un impact sur la durée de vie des composants, et donc sur la fiabilité des dispositifs. D'un point de vue économique, le remplacement d'un équipement défectueux est moins pénalisant qu'une défaillance brutale du système. Ainsi, l'utilisation d'outils de diagnostic est nécessaire pour prédire la durée de vie restante des dispositifs en opération, et mettre en place une maintenance adaptée et efficace.
Pour déterminer la durée de vie restante des modules de puissance en opération, des modèles de durée de vie sont utilisés. La plupart de ces modèles sont établis soit de manière empirique, soit de manière physique, soit de manière statistique. Les modèles empiriques sont les plus courants, car leur réalisation et implémentation sont maintenant bien connues. Ils se basent sur des résultats issus de tests de cyclage accélérés qui reproduisent les contraintes endurées par le module de puissance sous des conditions "accélérées" de fonctionnement. Une extrapolation est ensuite nécessaire pour obtenir l'état de santé du dispositif dans des conditions normales de fonctionnement. Le principal inconvénient de ces modèles réside dans le manque de description des mécanismes physiques responsables de l'endommagement. Ce manque peut mener potentiellement à des erreurs, notamment lors de l'extrapolation. C'est pourquoi les modèles basés sur la physique connaissent un intérêt grandissant.
Dans cette thèse, deux modèles de durée de vie basés sur la physique et appliqués aux modules de puissance IGBTs sont proposés et comparés. La première approche est basée sur les déformations induites à l'intérieur de l'assemblage du module lorsque soumis à des contraintes thermiques. Dans ce cas, la dégradation est décrite via la quantification des déformations pour un stress thermique donné. Dans la seconde approche, le modèle de durée de vie est basé directement sur l'endommagement via l'établissement d'un modèle de dégradation. La comparaison des deux modèles met en lumière les défauts et qualités de chacun. D'une manière plus générale, l'établissement et la comparaison de ces modèles s'inscrit dans une démarche de développement d'outils de diagnostic afin de prédire la durée de vie restante des modules de puissance en opération.

Titre : Establishment and comparison of two lifetime model dedicated to wire bonds damage in power modules, with an approach based on deformation and an approach based on degradation.

Mots clés : Reliability, Power Module, Degradation, Wire Bond, Metallization, Lifetime Model

Abstract : The domain of power electronics reliability has become an important center of interest with the recent massive system electrification. The manufacturers are more and more confronted to the necessity of producing reliable devices with optimized maintenance. Electronics components, such as IGBTs, diodes and MOSFETs assembled in power modules, are at the center of the systems conversion, and as a consequence, are subjected to high environmental and functional stresses (ambient temperature, vibrations…). All these factors have a strong impact on the components lifetime and thus on the devices reliability. Economically, scheduling a maintenance with a system replacement is less detrimental than a brutal failure of the system. As a consequence, the use of lifetime prognostic tools is necessary. The problematic consists in the health state prediction of power modules in functioning to be able to schedule a maintenance before the failure of the equipment.
To be able to determine the remaining useful lifetime of power modules in functioning, lifetime models are used. These models can either be empirical, physical or statistical. The empirical models are the most common ones, because of their easy establishment and implementation. They are based on results from accelerated power cycling tests, which reproduce the stresses endured by the power modules in severe conditions. An extrapolation is then needed to obtain the power module health state in normal functioning conditions. The main drawback of these models is the lack of description of the physical mechanisms leading to damage, resulting potentially in errors in particular during extrapolation. That's the reason why physical models start to draw more attention.
In the thesis, two physical lifetime models of IGBT power modules are proposed. The first approach is based on deformation induced inside the device assembly in operation. The degradation is in this case described by the quantification of deformation related to thermal stresses. In the second approach, the lifetime model is based directly on damage through the establishment of a degradation model. These two lifetime models are finally compared to show the benefits and disadvantages of each. More generally, the establishment and comparison of these models is part of an approach to develop diagnostic tools so that the remaining useful lifetime of power modules can be predicted in operation.

Université Paris-Saclay
Espace Technologique / Immeuble Discovery
Route de l'Orme aux Merisiers RD 128 / 91190 Saint-Aubin, France