Contribution à l'étude de la durée de vie des assemblages de puissance dans des environnements haute température et avec des cycles thermiques de grande amplitude

Laurent Dupont

▶ **To cite this version:**

Laurent Dupont. Contribution à l'étude de la durée de vie des assemblages de puissance dans des environnements haute température et avec des cycles thermiques de grande amplitude. Energie électrique. École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2006. Français. NNT : . tel-00091782

HAL Id: tel-00091782

https://theses.hal.science/tel-00091782v1

Submitted on 7 Sep 2006

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

ENSC-2006n°94

THESE DE DOCTORAT
DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN

Présentée par

Monsieur Laurent DUPONT

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN

Domaine :
ELECTRONIQUE – ELECTROTECHNIQUE – AUTOMATIQUE

Sujet de la thèse :

CONTRIBUTION A L'ETUDE DE LA DUREE DE VIE DES ASSEMBLAGES DE PUISSANCE DANS DES ENVIRONNEMENTS HAUTE TEMPERATURE ET AVEC DES CYCLES THERMIQUES DE GRANDE AMPLITUDE

Thèse présentée et soutenue à Cachan le 22 juin 2006 devant le jury composé de :

MM.	Eric Woirgard	Professeur à Bordeaux 1	Président,	Rapporteur
	Thierry Lebey	Directeur de recherche CNRS		Rapporteur
	Christian Schaeffer	Professeur à l'ENSIEG		Examinateur
	Frédéric Richardeau	Chargé de recherche HDR CNRS		Examinateur
	Zoubir Khatir	Chargé de recherche HDR INRETS		Co-Directeur
	Stéphane Lefebvre	Maître de conférences HDR CNAM		Co-Directeur
	Régis Meuret	Expert en électronique de puissance HISPANO-SUIZA		Invité
	Gérard Coquery	Directeur de recherche INRETS		Invité

Laboratoire des Systèmes et Application des Technologies de l'Information et de l'Energie
SATIE - ENS CACHAN/CNRS/UMR 8029
61, avenue du Président Wilson, 94235 CACHAN CEDEX (France)

A ma famille, ma compagne, et mes amis(es).

Merci pour leur compréhension et leur soutien.

« La vérité ne se possède pas, elle se cherche. »

Albert Jacquard

(*Petite philosophie à l'usage des non-philosophes*, p. 205, Éd. Québec-Livres)

REMERCIEMENTS

Ce mémoire est le fruit d'un co-financement entre le LTN-INRETS (Laboratoire des Technologies Nouvelles de l'Institut National de Recherche sur les Transports et leur Sécurité) à Arcueil, dirigé par Monsieur Gérard Coquery, directeur de recherche, et du laboratoire SATIE (Systèmes et Applications des Technologies de l'Information et de l'Energie) à Cachan, unitée de recherche de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan, dirigée par Monsieur le Professeur Silvain Allano à travers un partenariat industriel avec la société HISPANO-SUIZA.

La co-direction de ces travaux a été assurée par Monsieur Stéphane Lefebvre, Maître de conférences à l'ESCPI (Ecole Supérieure de Conception et de Production Industrielles), et Monsieur Zoubir Khatir, chargé de recherche au LTN à l'INRETS. Leur disponibilité à toute épreuve, et la complémentarité de leur approche scientifique mont permi de profiter d'une formation à la recherche de grande qualité. Je tiens à leur exprimer ici ma profonde reconnaissance pour leur confiance et leur aide.

J'exprime ma profonde reconnaissance à Monsieur le Professeur Eric Woirgard, de l'ENSEIRB (Ecole Nationale Supérieure d'Electronique et de Radioélectricité de Bordeaux), et Monsieur Thierry Lebey, directeur de recherche au LGET (Laboratoire de Génie Electrique de Toulouse), pour avoir accepté de prendre en charge la relecture de mon document et d'en être les rapporteurs.

Je tiens à remercier Monsieur le Professeur Christian Schaeffer du LEG (Laboratoire d'Electrotechnique de Grenoble) à l'ENSIEG (Ecole Nationale Supérieure d'Ingénieurs Electriciens de Grenoble), et Monsieur Frédéric Richardeau, chargé de recherche au LEEI (Laboratoire d'Électrotechnique et d'Électronique Industrielle) à Toulouse, pour avoir accepté de prendre part à ce jury de thèse.

Merci aussi à Monsieur Régis Meuret, responsable du département d'expertise en électronique de puissance de la société HISPANO-SUIZA pour le groupe SAFRAN, qui me fait l'honneur de sa participation entant que membre invité du jury.

Je tiens à exprimer ma sincère gratitude à Monsieur le Professeur François Costa, responsable du groupe de recherche Electronique de puissance et intégration au SATIE, et à Monsieur Gérard Coquery pour la confiance qu'ils ont bien voulu m'accorder, et pour l'accueil chaleureux au sein de leur équipe respective.

Je remercie Monsieur Serge Bontemps et Monsieur Pascal Ducluzeau de la société APT Europe pour leur soutien technique et le fabuleux lègue des 11 véhicules de test, permettant d'enrichir notablement l'aspect technologique de mes travaux. De la même manière, je tiens à faire part de ma sincère gratitude à Monsieur Bernard Parmentier de la société Schlumberger, qui a permis de mettre en oeuvre rapidement la première campagne expérimentale grâce à la mise en place de la collaboration avec Monsieur Denis Mercier de la société TRONICO.

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été réalisés en partie dans les locaux du laboratoire d'électrotechnique du Conservatoire National des Arts et Métiers à Paris, cotutelle du SATIE, dirigé par Monsieur le Professeur Jean Luc Thomas à qui j'adresse tous mes remerciements. Je voudrais profiter de cette occasion pour exprimer ma sincère reconnaissance à Monsieur le Professeur Jean François Rialland, précédent directeur de ce laboratoire et maintenant directeur de l'ESCPI, pour son soutien tout au long de mon parcours de formation me conduisant à cette thèse, et la justesse de ces remarques.

Cette étude m'a amener à solliciter l'aide de nombreuse personnes, je pense en particulier à Monsieur le Professeur Jean François Silvain, directeur de recherche CNRS à Institut de Chimie de la Matière Condensée de Bordeaux, pour l'étude EDX réalisée sur les échantillons, mais aussi à Madame Elena Ishow, Maître de conférences à ENS de Cachan, et rattachée au Laboratoire de Photophysique et Photochimie Supramoléculaires et Macromoléculaires (PPSM) dirigé par Monsieur le Professeur Jacques Delaire. Pareillement, je souhaite transmettre mes sincères remerciements à Monsieur le Professeur Moussa Karama à l'ENIT (Ecole National d'Ingenieur de Tarbes) pour la qualité des échanges d'informations lors de notre rencontre à Tarbes organisé par Monsieur Tony Lhommeau, encore doctorants au sein du laboratoire PEARL. Enfin, merci à Mesdames Brigitte Duclos et Odile Harzo de la société STRUERS qui ont gracieusement mis leurs compétences au service de cette étude.

Merci à toute l'équipe technique et administrative du laboratoire des technologies nouvelles de l'INRETS, et tout particulièrement à Monsieur Michel Sébès pour son aide devant l'usine à gaz dénommée ANSYS, à Monsieur Richard Lallemand pour sa formation à l'utilisation du migraineux microscope acoustique, à Messieurs Jean Pierre Ousten, Sébastien Dubucquoi, Pachak Bougnalith et Madame Juliette Kauv pour leurs soutiens dans la mise en oeuvre des essais expérimentaux et pour l'utilisation des matériels d'analyses, et enfin Monsieur Patrice Aknin, Directeur de Recherche du pôle Diagnostic et maintenance des systèmes de transport guidé, pour les échanges sur les moyens d'analyse non destructif.

De la même manière, mon attachement et les travaux menés au CNAM m'amènent à transmettre mes remerciements à Messieurs Jean Claude Faugières, Guy Thominet et Jean Luc Berald-Catelo pour leurs aides lors de la mise en oeuvre des bancs expérimentaux, mais aussi, et plus largement, à l'ensemble du personnel dont Messieurs Jean Barral, Laurent Prevond, Clément Ramiarinjaona, Olivier Français, et sans oublier le staff administratif et notre très chére Malika.

Je pense aussi aux membres de l'équipe du SATIE et plus spécialement à Messieurs Eric Labouré, Jean Michel Jarrousse, Bertrand Revol, et notre grande prêtresse du formulaire oublié de l'école doctorale Madame Quensly Duroux. Enfin de chaleureuses pensées vont aux compagnons de labeurs que sont les doctorants et stagiaires croisés au cours de ces années, avec dans l'ordre de leur apparition sur la scène de l'INRETS Stéphane Carubelli et Hervé Cygan, James Garnier, Alexandra Debiolles, Abdeljabar Ben Salen, Etienne Come *and al.*, sur la scène du SATIE Messieurs Mohand Arab de la Dresden family, Pierre François *and Co*, et pour finir les Cnamiens, coureurs de fond pour obtenir le titre d'ingénieur CNAM, dont Messieurs Johane Cadel, Laurent Fourgeaud, Fabrice Naegely, Olivier Maret.

Je finirai par une pensée à l'attention de Madame Cagnard qui a su me transmettre son intérêt pour les sciences pratiques au cours de ses enseignements.

Et même si j'ai tenté d'être exhaustif, que ces quelques lignes puissent être un signe de reconnaissance pour l'ensemble des soutiens qui m'ont été offerts.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE……..…….....……...….....21

CHAPITRE I : ENJEUX ET ÉTAT DE L'ART..... 25

I. La haute température.....26
1.Introduction aux notions de fiabilité et de durée de vie..... 29
II. Les besoins applicatifs.....32
1.Application avionique 32
2.Domaine automobile 34
3.Autres domaines..... 36
III. Les choix d'intégration haute température.....37
1.Niveau I : Les puces semi-conductrices..... 38
1.1.Le semi-conducteur.....38
1.2.Les modes de défaillances.....41
2.Niveau II : L'assemblage..... 43
2.1.Isolation électrique 44
2.2.Connexions électriques.....48
2.3.Assemblage par brasure.....51
2.4.Modes de défaillances.....56
3.Niveau III : Mise en boîtier..... 62
3.1.Modes d'encapsulation.....62

CHAPITRE II : DÉVELOPPEMENT D'UN VÉHICULE DE TEST..... 65

I. Introduction.....65
II. Choix des composants à semi-conducteurs adaptés..... 66
1.Objectifs et Méthodologie..... 66
2.Moyens mis en œuvre..... 67
2.1.Evaluation des performances électriques.....67
2.2.Contrainte thermique.....68
3.Caractérisations en courant de fuite..... 69
3.1.Etude comparative des diodes.....69
3.2.Etude comparative des transistors Si.....72
4.Caractérisations électriques complémentaires..... 74
4.1.Caractérisation de la tension de seuil.....74
4.2.Caractérisation en conduction.....74
III. Présentation du véhicule de test.....78
1.Les caractérisations électriques..... 82
1.1.Banc de test.....82
1.2.Caractérisation des véhicules de test en courant de fuite.....83
1.3.Caractérisation en conduction.....84
1.4.La caractérisation de la tension de seuil.....85
2.Effets de la température sur les performances en de commutation..... 86
3.Estimation des pertes en conduction..... 87

CHAPITRE III : VIEILLISSEMENT DES MODULES PAR CYCLAGE PASSIF..... 91

I. Moyens mis en œuvre.....92
1.Enceinte climatique..... 92
2.Analyse acoustique..... 93
3.Contrôle des performances électriques..... 98
II. Méthodologie et Cyclage thermique..... 98
III. Expérimentation – Analyse des résultats.....99
1.Vieillissement des brasures et substrats DCB..... 99
2.Evolution des performances électriques..... 103
IV. Modélisation par éléments finis.....105
1.Eléments de la mécanique des milieux continus..... 107
1.1.Différents comportements des solides.....107
1.2.Fatigue oligocyclique des matériaux ductiles.....111
2.Modélisation 3D du module de puissance..... 112

2.1.Présentation du modèle utilisé....112
2.2.Loi de comportement et propriétés des matériaux de l'assemblage....114
V. Simulations et discussion des résultats....115
1.Présentation des résultats 3D....116
1.1.Evaluation des contraintes résiduelles....116
1.2.Comportement du substrat DCB au cours du cyclage thermique....117
1.3.Influence de la taille du maillage sur les résultats....118
1.4.Comportement de la brasure au cours du cyclage thermique....120
2.Modélisation 2D-axi et résultats de simulation....121
2.1.Evaluation des contraintes résiduelles....122
2.2.Comportement du substrat DCB au cours du cyclage thermique....122
2.3.Comportement de la brasure au cours du cyclage thermique....124

CHAPITRE IV : EVALUATION DE DIFFÉRENTES TECHNOLOGIES DE SUBSTRATS CÉRAMIQUES....129

I. Moyens mis en œuvre....131
1.Enceinte climatique....131
2.Analyse acoustique....132
3.Mesure de capacité électrique : indicateur de l'intégrité des substrats....133
II. Méthodologie et cyclage thermique....133
III. Expérimentation et analyse des résultats....134
1.Présentation des cycles thermiques appliqués....134
2.Présentation des résultats et discussion....135
2.1.Dégradation de la brasure : initiation du délaminage....135
2.2.Fissuration de la céramique....141
2.3.Modification de l'état de surface des métallisations....144
IV. Modélisations par éléments finis....145
1.Modélisations....146
1.1.Présentation des modèles 2D-axi....147
1.2.Présentation des modèles 3D dimples....147
V. Simulations et discussion des résultats....149
1.Paramètres influant sur la dégradation de la céramique....149
2.Paramètres influant sur la dégradations de la brasure....154
VI. Loi de comportement....160
1.Fissuration de la céramique....160
2.Délaminage de la brasure....162

CONCLUSION GENERALE……..165

ANNEXES....169

BIBLIOGRAPHIE....181

TABLE DES ABREVIATIONS ET DES SYMBOLES

Grandeurs et notations électriques

An, Ap, Bn, Bp	Coefficients de mobilité des porteurs (cm^{-3})
AsGa	Matériau semi-conducteur Arséniure de gallium
CoolMOS	Transistor à surper-jonction
D_{RL}	Diode de roue libre
Eg	Largeur de la bande interdite, Gap du matériau (eV)
FET	Transistor à Effet de Champ TEC (Field Effect Transistor)
GaN	Matériau semi-conducteur : Nitrure de gallium
I_D	Courant de conduction dans la Diode (A)
IGBT	Transistor à grille isolée Insulated Gate Bipolar Transistor
I_T	Courant de conduction dans le Transistor (A)
JFET	Transistor à Effet de Champ à Jonctions (Junction Field Effect Transistor)
J_{fuite}	Densité de courant de fuite ($A.cm^{-2}$)
j_R	Courant inverse d'une jonction PN (A)
k	Constante de Planck ($eV.K^{-1}$)
L	Inductance (H)
MOSFET	Transistor à Effet de Champ à Métal Oxyde (Metal Oxyde Semiconductor Field Effect Transistor)
n_i	Concentration de porteurs intrinsèque dans le silicium (cm^{-3})
NPT	Absence de couche tampon dans la réalisation du composant (Non Punch Through)
PIN	Jonction PN avec zone intrinsèque
$R_{contact}$	Résistance des contacts (Ω)
R_g	Résistance de grille du transistor CoolMOS
R_{ON}	Résistance de conduction (Ω)
T_{AUX}	Transistor auxiliaire
T_{DUT}	Composant sous test
U, U_{DC}	Tension du bus continu (V)
V_0	Tension de jonction estimée lors des caractérisations électrique (V)
V_{AK}	Tension entre l'anode et la cathode d'une Diode (V)
V_{BR}	Tension de claquage, limite fonctionnelle de tenue en tension d'un composant (V)
V_{GS}	Tension de commande d'un transistor MOSFET entre la Grille et la Source (V)
V_{ON}	Tension de conduction (V)
α_n, α_p	Facteur d'ionisation (cm^{-1})
μ_n, μ_p	Mobilité des porteurs ($cm^2.v^{-1}.s^{-1}$)
τ_g	Constante de temps de génération (s)

Grandeurs et notations thermiques

R_{th}	Résistance thermique (W/mK)
T	Température en degré Celsius (°K)
T_c	Température de boiter (°C)
Tf	Température de fusion (°K)
T_f	Températures de fusion (°C)
Tg	Température de Transition visqueuse (°K)
Tj	Température de jonction(°C)
T_{jmax}	Température de jonction maximale (°C)
T_u	Température d'utilisation (°C)
ΔT	Amplitude d'un cycle thermique (°C)

λ_{th}	Conductivité thermique ($K.W^{-1}$)

Grandeurs et notations mécanique

CDT, CTE	Coefficient de dilatation thermique (Coefficient of Thermal Expansion) (µm/mK)
E	Module élastique, Module de Young (Pa).
Ep	Energie de déformation plastique ($J.m^{-3}$)
L	Longueur du joint de brasure (m)
l_0	Longueur axiale initiale (m).
R_e	Limite élastique (Pa)
R_m	Résistance à la traction (Pa)
VM	Von Mises (Pa)
α_i	CTE du matériaux (µm/mK)
Δl	Déformation axiale (m).
$\Delta\alpha$	Différence de CTE (µm/mK)
$\Delta\varepsilon_p$	Amplitude de la déformation plastique par cycle (%)
ε	Déformation relative (%).
ε_{er}	Déformation relative à la rupture (%).
ε_{ij}	Composantes des déformations (%)
ε_{pl}	Déformation plastique dans la zone de fatigue maximale (%)
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Contraintes principales (Pa)
σ_e	Contrainte de von Mises (Pa)
σ_i	Contraintes en traction – compression (Pa)
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \sigma_{xy}, \sigma_{yz}, \sigma_{xz}$	Composantes des contraintes élémentaires (Pa)
τ_{ij}	Contraintes en cisaillement (Pa)
υ	Coefficient de Poisson

Grandeurs et notations diverses

C_{Scan}	Célérité de l'onde acoustique ($m.s^{-1}$)
$C_{x,y,z}$	Contraintes en déplacement appliqués aux modèles numériques
F(t)	Distribution de la probabilité de défaillance
f_{scan}	Fréquence de l'onde acoustique (Hz)
$F_w(t)$	Fonction de distribution de Weibull
I_{scan}	Amplitude de l'onde acoustique incidente
K et c	Constantes du matériau d'Engelmaier
N_a	Nombre de cycles avant initiation du délaminage de la brasure (loi d'Engelmaier)
N_f	Nombre de cycles avant défaillance
Nt	Nombre de dispositifs fonctionnels à un instant t
N_{to}	Nombre de dispositifs initialement fonctionnels
R(t)	Expression de la fiabilité
R_h	Taux d'humidité (%)
t_0	Temps de référence pour l'acquisition (s)
x, γ	Coefficient d'épaisseur et de ductilité de la brasure (loi d'Engelmaier)
Z_i	Impédances acoustiques des matériaux de l'interface (kg/m^2s)
β	Paramètre de Weibull du mode de vieillissement (<1 jeunesse, =1 utile, >1 usure)
η	Paramètre de la pente de Weibull
$\lambda(t)$	Taux de défaillance
λ_{Onde}	Longueur d'onde du signal acoustique (m)

Acronymes

A-Scan, B-Scan, C-Scan	Modes d'analyse acoustique
ACEA	Association des Constructeurs Européens d'Automobiles
AD595CQ, RKC	Conditionneur avec amplificateur pour la mesure de température par thermocouples
AFNOR	Association Française de NORmalisation
Ag	Symbole de l'argent (tableau de Mendeleïev)
Al	Symbole de l'aluminium (tableau de Mendeleïev)
Al_2O_3	Céramique : Alumine
AlN	Céramique : Nitrure d'aluminium
AlSiC	Matériau composite : Aluminium + % de Carbure de Silicium
AMB	Technologie d'assemblage par brasure des métallisation sur la céramique (Active Metal Brazing)
APT Europe	Advanced Power Technology Europe
Au	Symbole de l'or (tableau de Mendeleïev)
BeO	Céramique en Oxyde de Béryllium
BFM	Figure de mérite de Baliga
Bi	Symbole du Bismuth (tableau de Mendeleïev)
Bump, BGA	Technologie de connexion électrique par billes de soudure (Ball Grid Array)
CALCE	Center for Advanced Life Cycle Engineering
CNAM	Conservatoire National des Arts et Métiers
CO_2	Gaz Carbonique
Cu	Symbole du cuivre (tableau de Mendeleïev)
CuMo	Matériau composite : Cuivre + % Molybdène
CuW	Matériau composite : Cuivre + % Tungsten
DAB	Substrats céramiques dont les métallisations sont en aluminium (Direct Aluminium Bonding)
DCB, DBC	Substrats céramiques dont les métallisations sont en cuivre (Direct Bond Copper)
DO-160	Normes avionique : Environmental Conditions and Test Procedures for Airborne Equipment
EDX	Analyse par diffraction de rayons X (Electron Dispersion X Rays)
EHA	Actionneur électro-hydraulique (Electro Hydraulic Actuators)
ELFNET	Réseau européen sur la brasure sans plomb (European Lead Free soldering NETwork)
EMA	Actionneur électro-mécanique (Electro Mechanical Actuators)
ESR	Equivalent Series Resistance
ETRAS©	Dispositif d'inversion de poussée (Electrical Thrust Reverser Actuation System)
FACTS	Flexible Alternating Current Transmission Systems
FPFM	FET power-handling-capacity figure of merit
FSFM	FET switching speed figure of merit
FTFM	FET power-switching product
GPIB	General Purpose Interface Bus (IEEE – 488)
HiTeC TRP	Programme de recherche (High Temperature Technology Reinvestisment Program)
HOTCAR	Programme de recherche (High Operating Temperature Systems on Chip, Assembly and Reliability)
HyZEM	Profil de mission (Hybrid Vehicle Technology approaching efficient Zero Emission Mobility)
In	Symbole de l'indium (tableau de Mendeleïev)
INRETS	Institut National de Recherche sur les Transports et leur Sécurité
LTN	Laboratoire des Technologies Nouvelles
MMC	Matériau à Matrice Composite (Metal Matrix Composite)
MTTF	Temps moyen avant apparition de la 1ere défaillance (Mean Time To Failure)
Ni	Symbole du nickel (tableau de Mendeleïev)
NMVEG	Profil de mission (Motor Vehicle Emission Group)
PEEK™	Polymer haute température (VICTREX®)
RS232	Port série
R_{scan}	Amplitude de l'onde acoustique réfléchie

SATIE	Systèmes et Applications des technologies de l'Information et de l'Energie
Sb	Symbole de l'antimoine (tableau de Mendeleïev)
SEM	Microscope à balayage électronique (Scanning Electron Microscope)
Si	Symbole du Silicium, matériaux semi-conducteur (tableau de Mendeleïev)
Si_3N_4	Céramique : Nitrure de Silicium
SiC	Matériau semi-conducteur Carbure de Silicium
SiN, SiO_2	Oxyde de passivation
SMI	Substrats Métalliques Isolés
SMU	Unité de mesure avec source interne (Source Measure Unit)
Sn	Symbole de l'étain (tableau de Mendeleïev)
SOD	Substrat sur diamant (Silicon On Diamond)
SOI	Substrat sur isolant (Silicon On Insulator)
Th	Thermocouple
UBM	Technologie de préparation de surface pour connexions par Bump (Under Bump Metallurgy)
VT	Véhicules de Test

LISTE DES FIGURES

Figure I.1 : Evolution du marché du pétrole brut....25
Figure I.2 : Présentation de l'évolution du coût d'un produit en fonction de son taux d'intégration [FRAN01]....26
Figure I.3 : Les températures d'emploi des matériaux et de celles des domaines d'applications....27
Figure I.4 : Présentation des phases de défaillance en fonction du temps de fonctionnement....30
Figure I.5 : Méthodologie d'évaluation prédictive de la durée de vie....31
Figure I.6 : Commande d'inversion de poussée ETRAS® et évolution vers l'avion plus électrique (Hispano Suiza)....32
Figure I.7 : Evolution de la puissance embarquée, et perspectives d'intégration de l'électronique de puissance dans le réacteur....33
Figure I.8 : Présentation du profil des températures pour un système placé sur le réacteur (DO160)....33
Figure I.9 : Evolution de la puissance embarquée, et perspective de réduction des émissions de CO2 pour l'automobile....34
Figure I.10 : Contraintes en fonction de la localisation, et augmentation de la puissance embarquée [RENK05]....34
Figure I.11 : Exemple d'hybridation [RAN04]....35
Figure I.12 : Profil des températures d'un IGBT du module de puissance durant son fonctionnement [CARU03]. 35
Figure I.13 : Développement d'un système de forage autonome (Schlumberger)....36
Figure I.14 : Modèle d'intégration et les fonctionnalités associées....37
Figure I.15 : Performances des matériaux semi-conducteurs [WOND99]....40
Figure I.16 : Comparaison des tailles de wafers de qualité équivalente pour le Si, AsGa et SiC [RICH04]....40
Figure I.17 : Courants de fuite, fonction de la température et de la passivation (puce diode silicium 4 × 4 mm²) [NUTT03a]....42
Figure I.18 : Dégradation de la métallisation d'aluminium au cours d'un cyclage thermique au-delà de 110°C [CIAP02]....42
Figure I.19 : Défaillance par électromigration des atomes métalliques....43
Figure I.20 : Evolution et caractéristiques de l'intégration de puissance....44
Figure I.21: Comparaison des différents types de substrats et performance de la solution diamant....44
Figure I.22 : Présentation d'un assemblage de puissance de type SMI....45
Figure I.23: Présentation de substrats céramiques métallisés a) 2D, b) 3D....46
Figure I.24: Processus de conception d'un substrat céramique Al2O3 métallisé cuivre [SCHU00b]....47
Figure I.25: Exemples d'assemblage de substrats céramiques métallisés de technologie AMB....48
Figure I.26: Présentation des besoins élémentaires de connexions pour un module de puissance....48
Figure I.27 : Solutions technologiques pour les connexions externes....49
Figure I.28: Liaisons électriques externes par contacts pressés....49
Figure I.29 : Connexion électrique par fil de bonding....50
Figure I.30 : Technologies alternatives pour réaliser les connexions électriques....50
Figure I.31: Solution innovante d'interconnexion d'un bras onduleur de puissance par billes de soudure [BOUR01]....51
Figure I.32 : Technologie d'assemblage à basse température réalisée avec de la poudre d'argent [ARMO05]....53
Figure I.33 : Exemple de matrice AlSiC (SERMA)....54
Figure I.34 : Dispositif de refroidissement intégré au module de puissance....55
Figure I.35 : Solution caloduc en silicium [AGNE05]....55
Figure I.36 : Assemblage sans semelle....55
Figure I.37 : Décharges partielles et optimisation de la géométrie des métallisations du substrat céramique....56
Figure I.38 : Dégradation de l'intégrité des substrats céramiques....57
Figure I.39 : Contraintes mécaniques dans un fil de bonding, et amélioration de la fiabilité par l'optimisation de la géométrie....58
Figure I.40 : Défaillance des connexions réalisées par fil de bonding....58
Figure I.41 : Amélioration de la fiabilité des fils de bonding par le dépôt d'une résine polymère (coating)....59
Figure I.42 : Amélioration de la fiabilité des fils de bonding par l'adjonction d'une interface en molybdène....59
Figure I.43: Evolution de la dégradation de la brasure au cours d'un cyclage entre -55°C et +150°C [MITI99]....61
Figure I.44 : Modification de l'intégrité de l'assemblage après 3000 heures à 85°C et 85%Rh [KOYA03]....62
Figure I.45: Encapsulations des dispositifs de puissance....62
Figure I.46 : Comparaison du taux de défaillance à 180°C en fonction du modèle d'encapsulation [CLUS00]....62
Figure II.1 : Profil de mission, et exemple d'application avionique....65
Figure II.2 : Principe du banc de caractérisation électrique automatisé....68
Figure II.3 : Chronogramme des actions réalisées lors des caractérisations électriques automatisées....68
Figure II.4 : Banc de contrainte thermique des composants en boîtier type TO220 et TO247....69
Figure II.5 : Schéma de principe pour la mesure du courant de fuite....69
Figure II.6 : Caractérisation des densités de courant de fuite : Diode PIN Si et Diode Schottky SiC....70
Figure II.7 : Taux de variation de la densité de courant de fuite Diode PIN Si INRERSIL RURG3060....70
Figure II.8 : Taux de variation de la densité de courant de fuite Diode Schottky SiC CREE CSD1060....71
Figure II.9 : Mesures des densités de courant de fuite réalisées sur trois diodes Schottky SiC CREE CSD1060. 72
Figure II.10 : Comparaison Diodes Schottky SiC CSD1060 (CREE) – STD12S60 (INFINEON)....72
Figure II.11 : Comparaison de la densité de courant de fuite entre des transistors IGBT, CoolMOSTM et MOS....73
Figure II.12 : Résultats de la caractérisation en densité de courant de fuite du transistor CoolMOSTM APT47N60BC3....73
Figure II.13 : Mesure de la tension de seuil....74
Figure II.14 : Evaluation des performances électriques en conduction....75
Figure II.15 : Principe d'évaluation des paramètres électriques en conduction....75
Figure II.16 : Caractéristiques en conduction de la diode Schottky SiC CREE CSD1060 (10A-600V)....76
Figure II.17 : Caractéristique en conduction du transistor CoolMOS™ APT47N60BC3 (600V-47A)....77
Figure II.18 : Paramètres électriques en conduction de la diode de structure du transistor CoolMOSTM APT47N60BC3....78
Figure II.19 : Caractéristique diode de structure du CoolMOSTM (à la fermeture UDC=30V, ID=0,5A, Tj=25°C) [CADE03]....78
Figure II.20 : Rappel des propriétés physiques des matériaux entre -50°C et +200°C....79

Figure II.21 : Présentation du véhicule de test développé par la société APT Europe....80
Figure II.22: Puces CoolMOSTM Si et diode Schottky SiC intégrées dans le véhicule de test....81
Figure II.23 : Banc de contrainte thermique des modules APT....82
Figure II.24 : Présentation des moyens mis en œuvre....82
Figure II.25 : Caractérisation du banc de contrainte thermique pour les modules APT....83
Figure II.26 : Caractérisation des densités de courant de fuite des composants intégrés dans le véhicule de test....84
Figure II.27 : Caractérisation en conduction des composants intégrés dans le module de test....85
Figure II.28 : Caractérisation de la tension de seuil du transistor CoolMOSTM intégré dans le véhicule de test....85
Figure II.29 : Circuit de caractérisation en commutation du module APT. 86
Figure II.30 : Caractérisation dynamique du transistor CoolMOSTM – diode Schottky SiC (25°C et 200°C) sous 400V....86
Figure II.31 : Evaluation des pertes dissipées en conduction : transistor CoolMOSTM (entre 20°C et 220°C)....87
Figure II.32 : Evaluation des pertes dissipées en conduction : diode Schottky SiC (entre 20°C et 220°C)....88
Figure II.33 : Résultats des simulations thermiques....89
Figure III.1 : Profil de la température ambiante au cours d'un cycle de fonctionnement....91
Figure III.2 : Véhicule de test développé par la société APT Europe....91
Figure III.3 : Dispersion des coefficients de dilatation thermique des matériaux, entre -50°C et +200°C [SHAC00]....92
Figure III.4: Profil de la contrainte thermique appliquée aux deux véhicules de test....93
Figure III.5: Microscopie acoustique disponible à l'INRETS....93
Figure III.6 : Principe de fonctionnement de la microscopie acoustique....94
Figure III.7 : Caractéristiques de la sensibilité en fonction des impédances acoustiques....94
Figure III.8: Modes d'analyse d'un échantillon en microscopie acoustique....95
Figure III.9 : Analyse acoustique A-scan réalisée sur le module de test APT N°3....96
Figure III.10: Analyses acoustiques réalisées sur le module de test APT N°3....96
Figure III.11 : Analyse acoustique en mode B-Scan (plan xz localisé en y=30mm) de la semelle AlSiC....96
Figure III.12 : Microscopie acoustique en mode B-Scan (plan xz, localisé en y= 30mm) du module N°3....97
Figure III.13 : Information temporelle de la déformation résiduelle de l'un des DCB (Module APT N°3)....97
Figure III.14 : Micro-sections pour l'analyse par microscopie optique du module APT N°2....98
Figure III.15: Présentation des fonctions intégrées dans les véhicules de test....99
Figure III.16 : Analyse acoustique de la brasure semelle – DCB avant cyclage thermique (Module APT N°2). 99
Figure III.17 : Analyse acoustique des brasures des puces avant cyclage thermique (Module APT N°2)....100
Figure III.18 : Analyse acoustique de la brasure semelle – DCB après 50 cycles thermiques (Module APT N°2)....100
Figure III.19 : Analyse acoustique de la brasure semelle – DCB après 100 cycles thermiques (module APT N°2)....100
Figure III.20 : Analyse de la dégradation de la brasure semelle – DCB du Module APT N°2 après 100 cycles. 101
Figure III.21 : Etat de la brasure du transistor CoolMOSTM Module APT N°2 après 100 cycles. 101
Figure III.22 : Analyse acoustique des brasures des puces après 100 cycles thermiques (module APT N°2)....101
Figure III.23 : Analyse de la dégradation du DCB induite par des fissures dans la céramique....102
Figure III.24 : Analyse EDX à l'interface entre la métallisation cuivre et la céramique AlN....102
Figure III.25 : Etat de la liaison entre le fil de bonding et la puce....103
Figure III.26 : Analyse visuelle des connecteurs électriques du module APT N°2....103
Figure III.27: Comparaison des densités de courant de fuite à 80°C, avant et après 100 cycles....104
Figure III.28 : Déformations et contraintes au sein d'un assemblage hétérogène....105
Figure III.29: Composantes des contraintes mécaniques dans un élément de solide [KURZ87]....107
Figure III.30 : Loi de comportement d'un matériau fragile [KURZ87]....108
Figure III.31 : Loi de comportement d'un matériau ductile [KURZ87]....109
Figure III.32 : Comportement élastoplastique d'une éprouvette de test....109
Figure III.33 : Ecoulement plastique lors du fluage et de la relaxation des contraintes [WOIR92]....110
Figure III.34 : Définition des domaines de fluage....110
Figure III.35 : Evolution de la contrainte et de la déformation au cours d'une sollicitation oligocyclique. 111
Figure III.36 : Evolution de la contrainte au cours d'un cyclage oligocyclique....112
Figure III.37 : Micro-section du module de test....113
Figure III.38 : Modèle 3D de l'assemblage DCB sur semelle AlSiC....113
Figure III.39 : Modèle multilinéaire du comportement élastoplastique du cuivre [NAGA00]....114
Figure III.40 : Profil de température de l'assemblage par brasage (290°C) suivi d'un à 20°C et du cyclage thermique....115
Figure III.41 : Contrainte initiale de VM obtenus dans la brasure après refroidissement et stockage à 20°C....116
Figure III.42 : Contrainte initiale dans la céramique et la brasure après refroidissement et stockage à 20°C....117
Figure III.43 : Contraintes von Mises relevées dans la céramique du DCB....118
Figure III.44 : Influence de la taille du maillage (plan yz) sur la simulation de la contrainte initiale d'un modèle 3D....119
Figure III.45 : Influence de la localisation où est relevée la contrainte initiale d'un modèle 3D....119
Figure III.46 : Distribution et évolution de la densité d'énergie plastique dans la brasure à 180°C 120
Figure III.47 : Evolution de la contrainte de cisaillement plan YZ au cours cyclage thermique. 121
Figure III.48 : Modélisation de l'assemblage de référence par éléments finis 2D axi-symétrique....121
Figure III.49: Contraintes résiduelles de von Mises dans l'assemblage DCB et dans la brasure....122
Figure III.50 : Evolution des contraintes de von Mises dans la céramique et la métallisation au point A....123
Figure III.51 : Distribution des contraintes dans le substrat DCB à 180°C au cours du 9ème cycle. 123
Figure III.52 : Evaluation de l'influence de la longueur de la métallisation supérieure sur la contrainte dans la céramique. 124
Figure III.53 : Evolution de la contrainte de cisaillement dans la brasure au point D au cours du cyclage thermique....125
Figure III.54 : Comportement de la brasure au point D au cours du cyclage thermique entre -30°C et +180°C....125
Figure III.55 : Distribution des contraintes de cisaillement dans la brasure à -30°C et +180°C au cours du 9ème cycle....126
Figure III.56 : Comparaison du comportement de la brasure au point D en fonction de la simulation du brasage....126
Figure IV.1 : Modèle d'assemblage des véhicules de test....129
Figure IV.2 : Présentation de deux assemblages parmi ceux étudiés....130

Figure IV.3 : Contrôle de l'homogénéité de la contrainte thermique appliquée aux véhicules de test....132
Figure IV.4 : Ajustement du profil thermique avec une charge thermique équivalente en aluminium....132
Figure IV.5 : Contrôle de l'intégrité des substrats céramiques....133
Figure IV.6 : Evaluation de l'intégrité des brasures semelle – DCB du VT06 en mode B-Scan....134
Figure IV.7 : Profil de la contrainte thermique mesurée sur la semelle du véhicule de test N°2....135
Figure IV.8 : Evolution de l'intégrité des brasures semelle – DCB du VT06 au cours du test....136
Figure IV.9 : Influence de la dimension de la brasure sur le délaminage des brasures semelle – DCB....137
Figure IV.10 : Influence de l'épaisseur des métallisations sur le délaminage des brasures semelle – DCB....138
Figure IV.11 : Influence de la présence de métallisations avec dimples sur la tenue des brasures semelle – DCB....139
Figure IV.12 : Micro-section du VT06 et analyse du DAB....140
Figure IV.13 : Evolution des brasures semelle – DCB du module APT N°5 au cours du test....140
Figure IV.14 : Evolution des brasures semelle – DCB au cours du cyclage entre -30° et +50°C (APT N°6)....141
Figure IV.15 : Dégradation brutale des substrats DCB du VT07 après 500 cycles thermiques entre -30°C et +180°C....142
Figure IV.16 : Evolution des mesures de capacité pour les produits défaillant avant 500 cycles....142
Figure IV.17 : Evaluation de l'influence de l'épaisseur des métallisations sur la durée de vie du DCB AlN - Cuivre....143
Figure IV.18 : Présentation des deux assemblages VT01 et VT02....144
Figure IV.19 : Comparaison de l'oxydation du VT01 en cuivre brut, et du VT02 en cuivre avec une couche de nickel....145
Figure IV.20 : Evolution de l'intégrité des métallisations Al +Ni du VT06 au cours du cyclage....145
Figure IV.21 : Modèles de DCB avec différentes épaisseurs de métallisations....147
Figure IV.22 : Modèles 3D des substrats céramiques utilisés pour évaluer l'influence des dimples....148
Figure IV.23 : Cycles thermiques simulés après l'assemblage lors du refroidissement de 290°C à 20°C....149
Figure IV.24 : Modèles de DCB avec différentes épaisseurs de métallisations....150
Figure IV.25 : Evolution de la contrainte de von Mises dans la céramique en fonction de l'épaisseur des métallisations....150
Figure IV.26 : Modèles d'assemblage avec différentes longueurs de métallisations....151
Figure IV.27 : Evolution de la contrainte dans la céramique en fonction de la longueur de la métallisation....151
Figure IV.28 : Influence de la nature de la céramique sur la contrainte dans la céramique au point A....152
Figure IV.29 : Influence de l'épaisseur de la céramique sur la contrainte dans la céramique au point A....152
Figure IV.30 : Influence de la nature de la métallisation DCB / DAB sur la contrainte dans la céramique au point A....153
Figure IV.31 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C en fonction de l'épaisseur de la brasure....154
Figure IV.32 : Evolution de l'énergie dissipée dans la brasure au point C, pour différentes épaisseurs de la métallisation....155
Figure IV.33 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C en fonction de la longueur de la brasure....156
Figure IV.34 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C, en fonction de l'épaisseur de la céramique....157
Figure IV.35 : Evolution des sollicitation dans la brasure au point C, en fonction de la nature de la céramique....158
Figure IV.36 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C, en fonction de la nature des métallisations....158
Figure IV.37 : Evolution de la contrainte de cisaillement (plan xy), en fonction des niveaux de la contrainte thermique....159
Figure IV.38 : Evolution de la contrainte de von Mises dans la métallisation au point A, à -30°C, lors du cyclage thermique....160
Figure IV.39 : Evolution des paramètre de la déformation plastique équivalente au cours du cyclage thermique....161
Figure IV.40 : Comparaison de la contrainte de VM entre l'évaluation à partir de l'équation IV.1 et les relevés issues des simulations....161
Figure IV.41 : Evolution de l'énergie plastique moyenne dissipée par cycle en fonction de la variation des facteurs influents....163
Figure IV.42 : Evolution de l'énergie plastique moyenne dissipée par cycle en fonction de la variation des facteurs influents....163

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I.1 : Evolution de la puissance électrique installée dans la PRIUS I et II [TOYO03]....35
Tableau I.2 : Principales propriétés physiques du silicium en fonction de la température [WOND99]....38
Tableau I.3: Propriétés physiques des matériaux semi-conducteurs à 300K(1) [NALL02(1), SHEN89(2)]....39
Tableau I.4: Figure de mérite des matériaux semi-conducteurs par rapport au Si [OZPI03]....40
Tableau I.5: Constituants d'un assemblage SMI....45
Tableau I.6: Caractéristiques des propriétés physiques des céramiques isolantes [CLUS98, LOST00, KYOC04]....46
Tableau I.7 : Impacts toxicologiques et environnementaux de quelques alliages sans plomb [SMIT]....52
Tableau I.8 : Alliages des brasures sans plomb....52
Tableau I.9 : Performances thermiques et électriques de la LTJT à 25°C [MERT02,ABTE00]....53
Tableau I.10 : Propriétés physiques des principaux métaux utilisés pour la réalisation de semelles [OCCH99]....54
Tableau I.11 : Couples métalliques pour la liaison par fils de bonding....59
Tableau II.1 : Table des composants discrets étudiés....67
Tableau II.2 : Comparaison de l'évolution de la densité de courant de fuite en fonction de la tension et de la température....71
Tableau II.3 : Matériaux employés pour la conception des véhicules de test développé par APT Europe....80
Tableau II.4 : Caractéristiques des puces semi-conductrices intégrées dans le véhicule de test....81
Tableau II.5 : Synthèse de l'utilisation des modules de test....81
Tableau II.6 : Matériaux employés pour la conception des véhicules de test développé par APT Europe....87
Tableau III.1 : Propriétés acoustiques des matériaux (sourcea et testsb)....94
Tableau III.2 : Performance de l'analyse acoustique en fonction de l'onde acoustique émise [SONI05]....95
Tableau III.3 : Comparaison des performances électriques avant cyclage et après 100 cycles....104
Tableau III.4 : Détail de la géométrie du modèle 3D....113
Tableau III.5 : Paramètres d'Anand - Viscoplasticité de la brasure Pb92.5Sn5Ag2.5 [WILDE00]....114
Tableau III.6 : Propriétés thermomécaniques des matériaux du modèle [SHAC00, WILD00, MATW]....115
Tableau III.7 : Propriétés mécaniques des matériaux du modèle [SHAC00, WILD00, MATW]....115
Tableau III.8 : Détail de la géométrie du modèle 2D....121
Tableau IV.1 : Caractéristiques des substrats et du module APT utilisés pour l'étude comparative....129
Tableau IV.2 : Périodicité des contrôles réalisés au cours de la campagne de vieillissement....134
Tableau IV.3 : Synthèse du nombre de cycles nécessaires pour observer la défaillance....135
Tableau IV.4 : Mesures des capacités des métallisations du VT05 avant cyclage....141
Tableau IV.5 : Détail des propriétés mécaniques de la céramique Al2O3 CURAMIK....146
Tableau IV.6 : Détail des propriétés mécaniques de la métallisation aluminium [NAGA00]....146
Tableau IV.7 : Détails des modèles d'assemblage utilisés pour l'étude des dimples....148
Tableau IV.8 : Influence des dimples sur les contraintes maximales dans la céramique à 180°C....153
Tableau IV.9 : Influence de l'épaisseur de la métallisation sur la valeur finale de l'amplitude de la déformation plastique....155

TABLE DES EQUATIONS

Equation I.1 : Expression de la fiabilité....29
Equation I.2 : Expression du taux de défaillance....29
Equation I.3 : Expression de la fonction de distribution de Weibull. 30
Equation I.4 : Expression de la distribution de probabilité et du MTTF avec λ=cte. 30
Equation I.5 : Concentration des porteurs intrinsèques dans le silicium....39
Equation I.6 : Loi de Coffin-Manson modélisant la durée de vie d'une liaison électrique par fil de bonding [RAMM00]....58
Equation I.7 : Loi de Coffin-Manson modélisant la durée de vie d'une brasure [CIAP02]....60
Equation II.1 : Modèle statique diode....76
Equation II.2 : Modèle statique CoolMOSTM....77
Equation III.1 : Atténuation acoustique [HAQU99]....94
Equation III.2 : Longueur d'onde du signal acoustique....95
Equation III.3 : Décomposition des contraintes dans un solide élémentaire....107
Equation III.4 : Contrainte de von Mises....107
Equation III.5 : Déformation élastique pure....108
Equation III.6 : Loi de Hooke [KURZ87]....108
Equation III.7 : Relation mécanique de Viscoélastoplasticité....109
Equation IV.1 : Formulation empirique de l'évolution des sollicitations mécaniques dans le cuivre....161
Equation IV.2 : Modèle de durée de vie de Heinrich [LEE00]....162

INTRODUCTION GENERALE

Notre comportement vis-à-vis des ressources énergétiques semble évoluer, avec la prise en compte de la finitude des disponibilités en pétrole et ses dérivés. De plus, l'augmentation exponentielle de la consommation de ces combustibles fossiles, principalement pour le secteur des transports dans les pays industrialisés, participe à la modification de l'équilibre thermique de notre planète. En réponse à cet état de fait, les institutions législatives internationales ont défini un cadre légal, incluant une limitation des émissions de gaz à effet de serre (protocole de Kyoto du 11 décembre 1997).

Dans ce contexte, l'ensemble des acteurs impliqués recherche, d'une part, à améliorer les solutions existantes, et d'autre part, à mettre en place des solutions alternatives. L'objectif étant de réduire la consommation d'énergie fossile, et par voie de conséquence la production de gaz à effet de serre. Dans le domaine en pleine expansion des transports, l'énergie électrique est l'une des solutions permettant d'atteindre cet objectif. La mise en oeuvre de cette technologie nécessite le développement de solutions pour la génération de l'énergie électrique embarquée telle que les piles à combustible, associée à des dispositifs permettant le stockage de l'énergie, avec les solutions conventionnelles comme les batteries, mais aussi l'utilisation probable de super-capacités pour suppléer la batterie lors des phases transitoires. Ces dispositifs sont à intégrer au sien d'un système complexe, à travers un certain nombre d'interfaces, permettant la gestion optimisée, et la distribution de l'énergie électrique vers les différents actionneurs. La réalisation de ces interfaces s'appuie sur le développement de dispositifs d'électronique de puissance, et plus spécialement sur l'intégration de convertisseurs statiques d'énergie.

Dans le secteur aéronautique, l'objectif fixé par les constructeurs est de réduire significativement la consommation en carburant, principale source énergétique disponible à bord de l'avion. Les programmes de recherche s'orientent vers l'optimisation de l'énergie embarquée, avec la perspective d'utiliser le réacteur comme un vecteur pour la génération d'énergie électrique. De la même manière, le remplacement des actionneurs généralement hydrauliques par des solutions hybrides devrait permettre une réduction significative du poids des appareils, tout en améliorant la maintenabilité des matériels (EHA : Electro hydraulic Actuator, et EMA : Electro Mechanical Actuator). On peut noter à titre d'exemple l'inverseur de poussée électrique ETRAS®, développé par société Hispano-Suiza, qui équipe déjà les nacelles des moteurs de l'A380. Or les conditions environnementales sont parfois très sévères (température ambiante élevée, cyclage thermique, vibrations...), et posent des problèmes, notamment en termes de fiabilité, quant à l'intégration de solutions électriques.

Dans le secteur automobile, on peut noter l'émergence timide des voitures hybrides (perspective inférieure à 3 % du parc d'automobiles pour la période 2005 – 2010), avec la commercialisation depuis 1999 de la PRIUS I par Toyota, associant le moteur thermique et la traction électrique. En parallèle, les différents constructeurs présentent régulièrement de nouveau prototypes, avec de nos jours des solutions de plus en plus orientées vers leur commercialisation à courts ou moyens termes. Du côté des constructeurs français, les premières solutions technologiques commercialisées s'orientent d'avantage vers une assistance électrique à la traction, associée à une optimisation du moteur thermique (Citroën, avec l'alterno-démarreur STOP & START en série sur les C2 et C3). Mais le marché du « véhicule propre » évolue rapidement, et depuis fin 2005 le groupe PSA a annoncé la commercialisation d'ici 2008 de véhicules diesels hybrides. Or les niveaux de puissance embarquée dans les véhicules atteignent peu à peu les limites du réseau 12V actuel. De plus, la mise en oeuvre de la traction hybride rend nécessaire l'élévation de la tension du réseau embarqué (Toyota PRIUS II – 500V), entraînant le développement d'une électronique de puissance, moyenne tension, dans l'environnement du moteur où la température ambiante est susceptible de dépasser les 150°C.

Dès lors, l'utilisation de dispositifs d'électronique de puissance nécessite d'adapter les choix technologiques aux contraintes environnementales des différents domaines d'applications (température ambiante, cyclage thermique, vibrations, choc, altitude, humidité...), afin de respecter les prescriptions en termes de fiabilité et de durée de vie. Or, la température élevée et les cyclages thermiques sont les principaux facteurs réduisant de manière drastique la durée de vie des modules d'électronique de puissance, jusqu'à être synonymes d'une limitation fonctionnelle.

Le sujet de l'étude menée dans le cadre de cette thèse, cofinancée par la société HISPANO-SUIZA, cherche à faire le point sur les limites technologiques dans le cas où le convertisseur statique, d'une puissance inférieure à 5kW, sous une tension continue d'alimentation de 270V ou 540V, devrait être placé sur le réacteur d'un avion. Or, cette localisation entraîne des contraintes environnementales sévères pour le module de puissance avec, entre autres, des sollicitations thermiques extrêmes comprises entre -55°C et +200°C au cours d'un cycle décollage – atterrissage. La durée de vie étant fixée à 50 000 heures de fonctionnement, soit entre 5 000 et 25 000 cycles décollage – atterrissage, la première démarche est d'évaluer la disponibilité de composants de puissance aptes à fonctionner à 200°C, et de proposer un assemblage permettant de tenir les sollicitations thermomécaniques induites par le cyclage de 250°C d'amplitude. Cette étude fait écho aux travaux définis dans le cadre du programme national de recherche sur l'avion supersonique, dont l'une des actions aborde le thème de l'électronique de puissance et les composants à semi-conducteur dans un environnement haute température, autour d'une collaboration entre l'INRETS, le SATIE, et le laboratoire du CEGELY à Lyon.

Ainsi, et après une introduction sur la « haute température » dans le domaine de l'intégration de puissance, la première partie de ce chapitre propose une présentation des différents secteurs d'activité, pour lesquels l'environnement des applications impose de fortes sollicitations thermiques (température élevée et / ou cyclage thermiques). Enfin, la fin du premier chapitre expose les limites fonctionnelles d'une intégration de puissance, avec les principaux modes de défaillances relevées au cours des études déjà réalisées. D'ailleurs, les résultats de ces études démontrent la sensibilité des composants à semi-conducteurs à la température, conduisant à l'augmentation du courant de fuite, principal facteur limitant leur utilisation à température élevée. D'autre part, les assemblages de puissance, soumis à des cycles thermiques, sont sujets à des sollicitations thermomécaniques pouvant entraîner une dégradation prématurée de leur intégrité.

Mais la sévérité des contraintes thermiques, pour l'application considérée, nous a amené en premier lieu à identifier les composants discrets 600V en boîtier résine, parmi ceux déjà commercialisés (diode PIN, diode Schottky SiC, IGBT NPT Si, MOSFET Si, CoolMOS Si), les mieux adaptés à une température environnementale de 200°C. Ainsi, la comparaison menée dans le deuxième chapitre s'appuie sur l'évaluation des caractéristiques électriques et notamment du courant de fuite, utilisé ici comme indicateur de performances. Les résultats obtenus, pour des températures de jonction comprises entre 40°C et 200°C, démontrent clairement le potentiel des transistors à super-jonction Si, et des diodes Schottky SiC en 2004, avant que les premiers transistors JFET SiC soient commercialement disponibles.

C'est à partir de cette sélection des composants a priori les mieux adaptés pour un fonctionnement à 200°C que la société APT Europe a réalisé leur intégration au sein de véhicules de test spécifiques, constitués à partir de l'assemblage d'une semelle AlSiC et de substrats isolants DCB AlN. L'objectif étant d'évaluer au cours du test la tenue de l'assemblage, ces modules de test sont alors soumis, au cours d'une première campagne expérimentale, à un cyclage thermique de grande amplitude.

Les résultats obtenus démontrent deux modes de défaillance qui modifient sévèrement l'intégrité des modules de test, avec une dégradation des brasures situées entre la semelle AlSiC et les substrats DCB, mais aussi avec l'apparition de fissures dans la céramiques AlN des substrats DCB. L'interprétation de ces résultats est alors complétée par une étude numérique à l'aide du logiciel ANSYS, principalement grâce à un modèle 2D axisymétrique. L'évaluation des sollicitations thermomécaniques dans l'assemblage permet alors de mieux appréhender les mécanismes de défaillances observés. Les résultats, présentés à la fin du troisième chapitre, semblent confirmer l'influence de la géométrie et des propriétés mécaniques des matériaux de l'assemblage DCB. De la même manière, le comportement viscoplastique de la brasure, ainsi que l'hétérogénéité des CTE des matériaux de l'assemblage, conduit à des déformations plastiques entraînant le délaminage progressif des brasures de dimensions élevées, situées entre la semelle et les substrats céramiques.

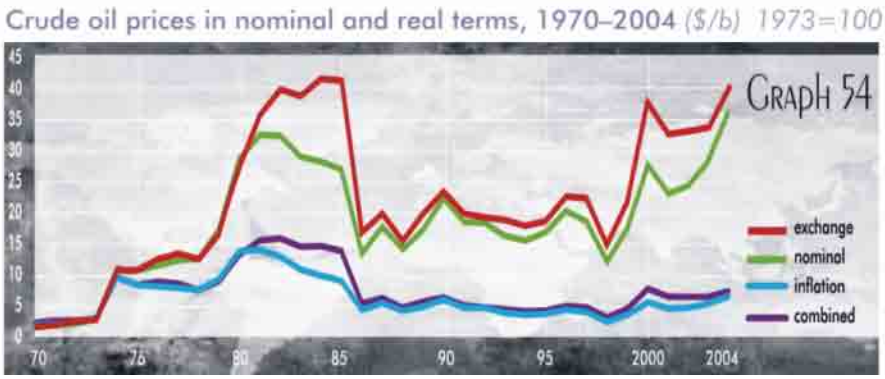
Au regard des résultats obtenus précédemment, une deuxième campagne de test est menée, avec le soutien de la société APT Europe, dans le but de comparer la tenue de différents substrats céramiques, cette fois dépourvus de semi-conducteur, et toujours assemblés sur des semelles AlSiC avec la même brasure haute-température. Un lot de 11 substrats céramiques de géométries, de natures (DCB, DAB) et de technologies différentes (AMB, dimples), est soumis à un nouveau cyclage passif, dans des conditions relativement proches de celles mises en oeuvre précédemment. L'objectif est alors d'utiliser ces nouveaux véhicules de test pour évaluer l'influence de la géométrie des éléments de l'assemblage, et les nouvelles technologies de substrats céramiques (AMB, dimples), sur le maintien de l'intégrité de l'assemblage (brasure, céramique du substrat isolant).

Les résultats expérimentaux confirment l'influence marquée de la géométrie des métallisations des substrats, tant sur la tenue mécanique de la céramique que sur la durée de vie des brasures. Mais les caractéristiques des véhicules de test ne permettent pas toujours une interprétation simple et exhaustive de l'ensemble des facteurs influents, particulièrement dans le cas des nouvelles technologies comme les solutions DAB et dimples. C'est la raison pour laquelle de nouvelles études numériques viennent compléter les résultats expérimentaux, afin d'évaluer plus distinctement l'influence de différents facteurs sur l'évolution des sollicitations au sein de l'assemblage de puissance.

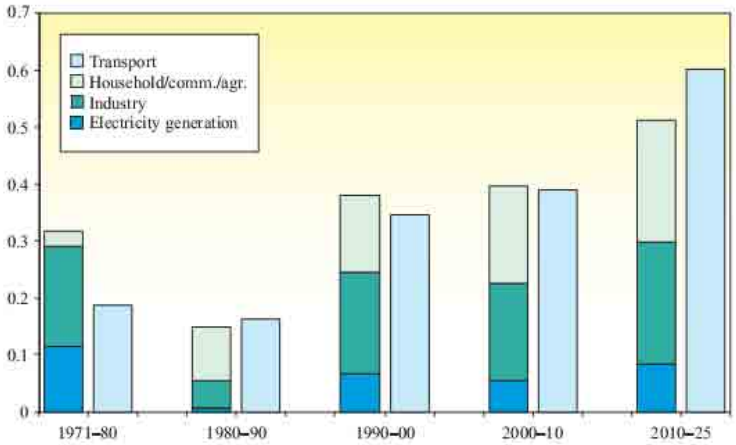
Pour conclure, la fin du quatrième chapitre propose une évaluation d'une loi de comportement du mécanisme de durcissement du cuivre des métallisations des substrats DCB conduisant à l'élévation des contraintes dans la céramique. D'autre part, la pertinence d'une loi de durée de vie de la brasure haute-température, utilisée pour l'assemblage des modules de puissance testés, est évaluée en regard avec les résultats expérimentaux obtenus.

Chapitre I : Enjeux et état de l'art

Dans de nombreux secteurs industriels, on assiste depuis quelques années à une forte progression de l'utilisation de systèmes d'électronique de puissance. L'évolution du marché des énergies fossiles, avec une augmentation du prix du pétrole brut, associée à un accroissement de la demande, sont les principales causes conduisant à ce développement (figure I.1a). Dans les pays industrialisés notamment, le secteur des transports est la principale raison de cette augmentation de la demande en énergie fossile (figure I.1b). Il est donc nécessaire de développer des solutions alternatives dans les domaines concernés, avec l'impératif supplémentaire d'un plus grand respect de notre environnement [UNFC97, UE03].



b) Evolution du prix du baril de pétrole brut entre 1970 et 2004 [OPEC04a].



b) Evolution et perspective de la demande de pétrole brut dans les pays industrialisés [OPEC04b].

Figure I.1 : Evolution du marché du pétrole brut.

L'utilisation plus importante de l'énergie électrique dans les moyens de transport peut être l'un des moyens pouvant contribuer à réduire la consommation d'énergie fossile (véhicules hybrides, avion plus électrique), ainsi que l'émission de gaz à effet de serre tel que le CO_2.

De plus, le remplacement ou la combinaison des systèmes électriques aux dispositifs plus classiques (moteur thermique dans l'automobile, actionneurs hydrauliques dans l'aviation) doit se faire avec une fiabilité et une maintenabilité aussi bonnes, voire meilleures, vis-à-vis les systèmes remplacés. Les convertisseurs d'électronique de puissance, devant être placés à proximité des actionneurs qu'ils servent à commander, peuvent alors être soumis à des contraintes extrêmement sévères.

Dans ces conditions, de nouveaux choix technologiques devront être effectués pour assurer la fonctionnalité du matériel suivant les prescriptions en termes de durée de vie et de fiabilité. Ainsi, l'utilisation de convertisseurs de puissance dans un environnement à haute température suppose la disponibilité d'éléments actifs et passifs adaptés, et assemblés dans un boîtier adéquat.

Mais toute innovation a un coût. Pour exemple, celui associé à une augmentation du taux d'intégration d'un produit est directement rattaché à la technologie utilisée [FRAN01]. La limite d'efficience économiquement viable est alors fixée par la maturité de la solution technologique employée (figure I.2).

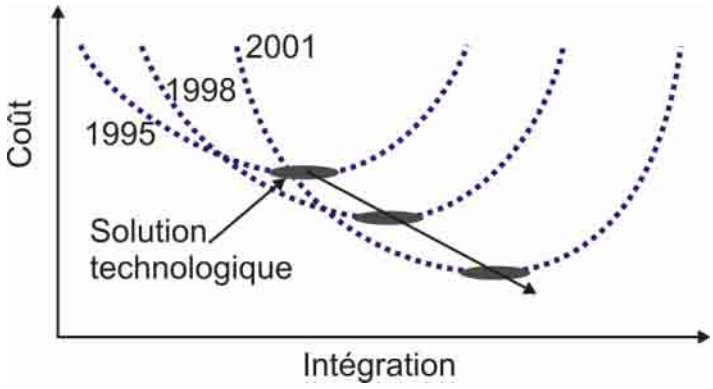


Figure I.2 : Présentation de l'évolution du coût d'un produit en fonction de son taux d'intégration [FRAN01].

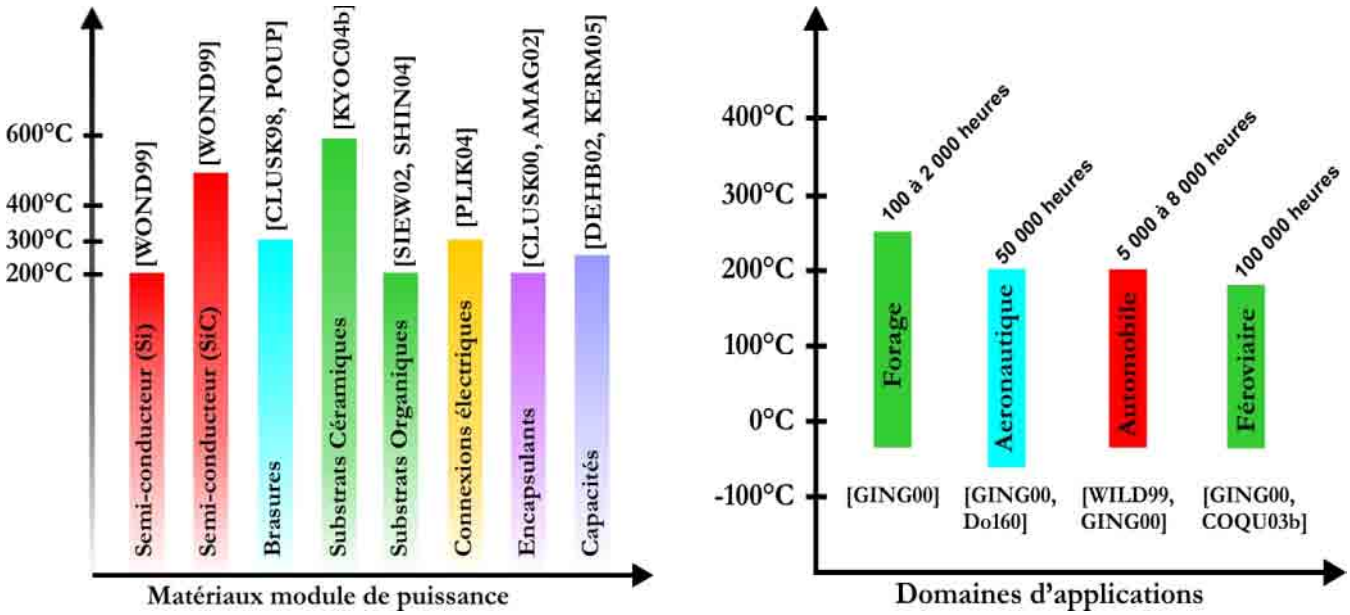
Ainsi, la seule perspective d'utiliser des systèmes à des températures plus élevées présente de grandes difficultés de mise en œuvre (limitation physique du semi-conducteur, moyens d'assemblage...), et suppose de nombreuses innovations [WOND99, MANC00a].

Dans le cadre de cette étude, nous nous limiterons uniquement à l'intégration de composants à semi-conducteurs de puissance dans un environnement à haute température, avec des cycles thermiques passifs de grande amplitude, pour des applications dans le domaine avionique.

I. La haute température

Parmi l'ensemble des contraintes subies par un assemblage de puissance, la température et les cycles thermiques sont généralement considérés comme des éléments fondamentaux de la fiabilité et de la durée de vie des dispositifs à semi-conducteurs de puissance [CLUS98, THOM99, MANC00a]. La criticité de la température conduit les fabricants à définir une limite d'emploi des modules de puissance (150 à 175°C). Cette limitation est alors fixée par les performances des matériaux, notamment les semi-conducteurs en silicium, encore bien souvent incontournables, avec une limite physique de fonctionnement de l'ordre de 200°C pour les composants basse tension [WOND99].

Fort de cette constatation, nous pouvons présenter la haute température comme le seuil à partir duquel la température de fonctionnement des matériaux dépasse, ou s'approche de leurs limites fonctionnelles (figure I.3a), ici fixée entre 150°C et 175°C pour les semi-conducteurs de puissance en silicium [KIRS99]. La figure I.3b propose une comparaison des températures environnementales dans les différents domaines d'applications où l'électronique de puissance est déjà fortement implantée.



a) Limites en température des éléments d'électronique de puissance.

b) Plage des températures des domaines d'application.

Figure I.3 : Les températures d'emploi des matériaux et de celles des domaines d'applications.

Dans le cas des modules de puissance, la contrainte thermique est rattachée à la température des éléments (puces et assemblage). La température au sein d'un assemblage dépend des contraintes thermiques environnementales (cyclage passif) et des pertes dissipées aux seins des éléments actifs (jonctions) au cours du fonctionnement (profil de mission), le tout conduisant à une élévation cyclique de la température du produit (cyclage actif). A titre d'exemple, les composants de puissance commercialisés de nos jours sont couramment spécifiés pour une température de jonction (T_j) de 150°C, avec quelques composants 175°C (MOSFET basse tension, IGBT 600V...), et enfin jusqu'à 225°C pour des composants basse tension très spécifiques.

Dans le domaine de l'électronique, l'engouement pour les problématiques hautes températures fût initié aux Etats-Unis dès le début des années 90 par les groupes de travail HITEC (High Temperature Electronics). Il est entretenu de nos jours autour du groupement des recherches académiques et industrielles du CALCE (Electronic Products & Systems Center), et le programme européen permanent HITEN (Network of Excellence in High-Temperature Electronics) initié en 1992 pour le développement de l'électronique haute température.

Parallèlement, et fortes des précédentes études en micro électronique, les recherches européennes, menées dans le domaine des applications de puissances dans un environnement sévère, sont conduites à travers les plate-formes technologiques de différents programmes de recherches. Ainsi, entre 2001 et 2004, le projet européen HOTCAR (High Operating Temperature Systems on Chip, Assembly and Reliability) portant sur l'emploi de l'électronique pour les domaines de l'automobile et du forage, à des températures comprises entre 150°C et 225°C. Par ailleurs, entre 2000 et 2003, le projet HIMRATE a cherché à optimiser les convertisseurs IGBT et MOSFET, fonctionnant à des températures élevées (Tj 175°C) dans des applications pour les secteurs automobiles et ferroviaires. Ces études ont révélé des modes de défaillances principalement d'origines thermomécaniques et physico-chimiques, ainsi que la spécificité des systèmes d'électronique de puissance vis-à-vis des solutions d'intégration en microélectronique [DREI94].

En raison des besoins grandissant pour la gestion fiabilisée de l'énergie électrique (sources d'énergie, solutions de stockage et les actionneurs), les recherches sont conduites dans de nombreux centres à travers le monde, dont :

- CPES (Center for Power Electronic Systems) USA : Centre de recherche regroupant 5 universités, dont Virginia Tech, et 76 partenaires industriels. Cette structure est organisée autour de nombreuses activités transverses (solutions d'intégration, assemblage, contraintes thermomécaniques, composants à semi-conducteurs de puissance, contrôle et capteurs) pour le développement de systèmes d'intégration d'énergie électrique dans les différents secteurs d'application (automobile, avionique, militaire).
- CALCE (Center for Advanced Life Cycle Engineering) USA, Université du Maryland : Centre de recherche regroupant près de trente laboratoires académiques et un grand nombre d'industriels à travers le monde (EADS, BOING, ROCKWELL, NASA...). Les thèmes de recherches sont orientés vers une amélioration de la fiabilité des assemblages des dispositifs micro-électronique, du développement durable pour les solutions d'assemblage et d'interconnexions (brasure sans plomb).
- PERC (Power Electronics Research Center) Japon : Regroupement de quinze laboratoires de recherches au sein de l'université polytechnique de Hong Kong dans le but de contribuer au développement de l'innovation dans les domaines de l'électrotechnique et de l'électronique de puissance.
- ECPE (European Center for Power Electronics), Europe : Centre de recherche regroupant un grand nombre de laboratoires de recherches et de partenaires industriels dans le but de promouvoir le développement de l'électronique de puissance et les transferts technologiques sur les thèmes de l'intégration de puissance 3D, haute température et la haute tension. Le LTN-INRETS et le SATIE sont notamment intégrés au centre de compétence ECPE pour le développement de l'intégration 3D (ISPSD3D).

A ce jour, parmi les nombreux programmes de recherches pour le développement de l'électronique de puissance dans un environnement sévère à haute température, on peut citer :

- Programme POA (Power Optimized Aircraft), lancé en janvier 2002, est l'une des neuf plates-formes technologiques du 5ème PCRD (Programme Cadre de Recherche et Développement). Comme son nom l'indique, l'objectif est l'optimisation de la gestion de l'énergie électrique à bord de l'avion à travers le développement de solutions adaptées un cet environnement sévère.
- Projet avion tout électrique (Wide temperature Power Electronics for the more Electric Aircraft), Air Force Research Laboratory USA : Recherches menées sur les technologies dédiées au développement de l'avion plus électrique (haute température, réduction des coûts et de la masse de l'appareil).
- Projet HOPE (High Density Power Electronics for FC- and ICE-Hybrid Electric Vehicle Powertrains) 6eme PCRD : Evaluation et développement de solutions technologique pour la commercialisation de véhicules hybrides. L'un des sous projets cherche à évaluer les technologies de convertisseurs électriques adaptés au secteur automobile (coûts, encombrement, standardisation...).
- Predit EPO-Auto+, sous projet national de recherche Fiducoht (2004 – 2007) : Evaluation de la fiabilité et de la durée de vie de modules à semi-conducteurs de puissance MOSFETs 70V et IGBTs 600V dédiés à la traction de véhicules hybrides électriques, pour une utilisation à des températures ambiantes élevées (T_{jmax}=200°C).

C'est dans ce contexte que fut conduite cette thèse. Les paragraphes suivants tenteront de faire le point sur les spécifications des principaux secteurs d'utilisation qui cherchent à développer des convertisseurs d'énergie électrique haute température. Mais auparavant, une courte présentation des notions de fiabilité et de durée de vie permettra d'introduire la méthodologie utilisée pour cette étude, dont l'objectif est d'évaluer l'implication de la haute température (200°C) et des cycles thermiques de grande amplitude (entre -55°C et +200°C) sur les fonctionnalités d'un assemblage de puissance spécifique.

1. Introduction aux notions de fiabilité et de durée de vie

Dans le vaste contexte de la sûreté de fonctionnement des systèmes, l'organisme AFNOR[1] exprime la fiabilité en ces termes : « La fiabilité est la caractéristique d'un dispositif exprimée par la probabilité que ce dispositif accomplisse une fonction requise dans des conditions d'utilisation et pour une période de temps déterminée. ». Devenue l'un des paramètres essentiels, en réponse à une demande industrielle forte, la fiabilité est associée à des notions connexes comme la disponibilité, la maintenabilité, la sûreté de fonctionnement des produits, et la sécurité [CHAP, SMIT00]. L'étude s'appuie alors sur une analyse statistique et probabiliste de la défaillance, dont la mise en œuvre est bien souvent difficile dans le domaine de l'intégration de puissance, en raison du coût unitaire des produits et de leur durée de vie recherchée [SRIN00].

La défaillance, définissant la perte de fonctionnalité d'un système, est la conséquence d'un mécanisme de défaillance, activée à partir d'un seuil critique d'origine mécanique, chimique ou électrique. L'expression de la fiabilité R(t) est une fonction qui associe, à chaque instant, le pourcentage de composants fonctionnels sur le lot testé (équation I.1) [BLAN].

$$R(t)=\frac{N_t}{N_{t_0}}$$

Equation I.1 : Expression de la fiabilité
R (t) : Fiabilité à un instant t donné.
N_t : Nombre de systèmes ou composants fonctionnels à l'instant t donné.
N_{t0} : Nombre de systèmes ou composants initialement mis en service à l'instant t=0.

La fonction R(t) est souvent exprimée grâce à la fonction de distribution F(t), associant le pourcentage de composants défectueux au temps d'exposition à la contrainte $(F(t)=1-R(t))$. Dès lors, la densité de probabilité qu'un composant soit encore fonctionnel s'exprime sous la forme $f(t)=\frac{dF(t)}{dt}$.

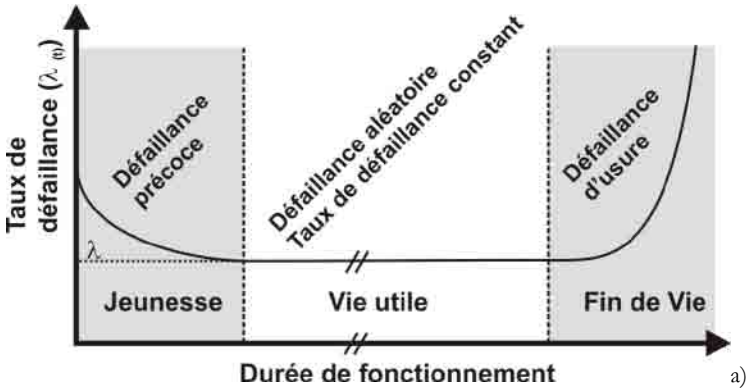
Le taux de défaillance λ(t) est une expression probabiliste de l'apparition d'une défaillance à un instant t au cours de la vie du produit (équation I.2) [BLAN].

$$\lambda(t)=\frac{f(t)}{1-F(t)}=\frac{f(t)}{R(t)}$$

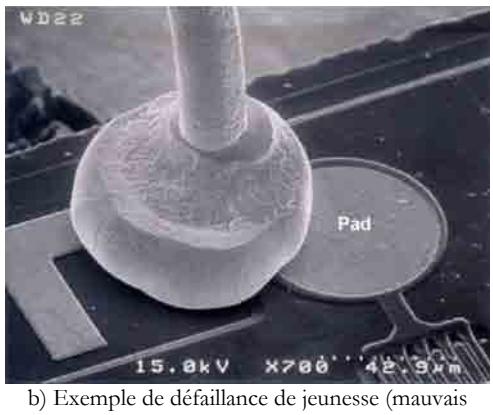
Equation I.2 : Expression du taux de défaillance
λ(t) : Taux de défaillance à un instant t.
F(t) : Fonction de distribution.
R(t) : Fiabilité à un instant t donné.
f(t) : Nombre de composants fonctionnels à l'instant t donné.

La figure I.4a précise l'évolution typique du taux de défaillance pour un système, en fonction du temps de fonctionnement sous des contraintes données. Cette courbe est dite « en baignoire », et fait apparaître trois types de défaillances distinctes, selon la durée de fonctionnement [BLAN].

[1] Association Française de NORmalisation : www.afnor.fr



a) Evolution du taux de défaillance au cours de la vie d'un produit.



b) Exemple de défaillance de jeunesse (mauvais alignement du pied de bonding) [CALV03]

Figure I.4 : Présentation des phases de défaillance en fonction du temps de fonctionnement.

- Jeunesse - Défaillances précoces : le taux de défaillance est décroissant avec le temps d'utilisation sous contraintes du dispositif. C'est le cas des défaillances induites par une mauvaise fabrication, un mauvais transport, une mauvaise utilisation. (figure I.4b).
- Vie utile - Défaillances aléatoires : le taux de défaillance est constant (λ), et donc indépendant du temps d'utilisation sous contraintes du dispositif.
- Fin de vie - Défaillances d'usure : le taux de défaillance augmente avec le temps d'utilisation sous contraintes du dispositif. C'est le cas du vieillissement du produit, correspondant à la zone utile pour la détermination de la durée de vie des produits.

La distribution de la probabilité de défaillance F(t), exprimée à travers la loi exponentielle de Weibull, permet d'estimer le taux de défaillance (équation I.3). Cette formulation semble être, avec la loi log-normale, l'une des mieux adaptée à l'interprétation des modes de défaillance observés dans le cas d'études de fiabilité d'un grand nombre de composants [CIAP05, BLAN].

$$F_w(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\eta}\right)^{\beta}}$$

Equation I.3 : Expression de la fonction de distribution de Weibull.
$F_w(t)$: Fonction de distribution du taux de défaillance
η : Paramètre de la pente de Weibull
β : Paramètre du mode de vieillissement (<1 jeunesse, =1 utile, >1 usure).
t : Temps de service sous contraintes.

Néanmoins, dans la plupart des cas, le taux de défaillance est supposé égal à la valeur constante de la phase de vie utile du produit, conduisant à une distribution exponentielle de la défaillance. Dans ce cas, l'expression du MTTF (Temps moyen avant apparition de la 1ere défaillance) est grandement simplifiée (équation I.4) [SRIN00, SMIT00].

$$F(t) = 1 - e^{-\lambda t}$$
$$\rightarrow MTTF = \frac{1}{\lambda}$$

Equation I.4 : Expression de la distribution de probabilité et du MTTF avec λ=cte.
F(t) : Distribution de la probabilité de défaillance.
λ : Taux de défaillance.
t : Temps de service sous contraintes.
MTTF : Temps moyen avant apparition de la 1ere défaillance (10^{-9} / heures).

Ainsi, la démarche qualité permet d'estimer à partir d'une campagne de test, et pour un ensemble de contraintes, la durée de vie d'un produit et le taux de défaillance correspondant. Or, dans le domaine de l'électronique de puissance, la rapide évolution des technologies de conception, associée aux spécificités de ce secteur, rendent la démarche extrêmement compliquée. En effet, les durées de vie maximales peuvent être très importantes (avionique : 50 000 heures, ferroviaire 150 000 heures), et les volumes de production sont relativement faibles comparativement au domaine de la microélectronique. Ce dernier point induit un coût élevé des dispositifs de puissance, limitant d'autant plus la faisabilité de campagnes de test à grande échelle. En effet, et à titre d'exemple dans le domaine de l'intégration de puissance, un taux de défaillance fixé à 10^{-9} nécessiterait de tester simultanément 1 000 produits durant 10 000 heures pour évaluer correctement le MTTF.

Les essais statistiques en grand nombre n'étant pas envisageables, nous avons choisi de développer l'étude physique des modes de défaillances et des limitations de durée de vie. Sous réserve de la connaissance des mécanismes de défaillances et des facteurs influents, l'étude physique des mécanismes de défaillance, associée à une étude numérique, peut permettre l'évaluation de la durée de vie des composants de puissance [THEB03, CIAP05, KHON05]. Les différents travaux réalisés dans le domaine de l'intégration de puissance ont démontré les mécanismes de défaillances d'origines physiques, thermomécaniques et physico-chimiques [CLUS98, KIRS99, MANC00a]. Les limites fonctionnelles relevées résultent principalement de dégradations portant sur l'assemblage (brasures, substrats), les connexions électriques (rupture ou augmentation de la résistance des contacts) et le semi-conducteur (dégradation de la tenue des oxydes et des métallisations) [CLUS98, WOND]. C'est donc à partir de campagnes expérimentales (éventuellement accélérées), associées à des études numériques, que l'on cherchera à estimer la durée de vie des dispositifs lorsqu'ils sont soumis aux contraintes réelles de fonctionnement (figure I.5).

Les études numériques permettent de mieux comprendre les mécanismes de dégradations, et en renseignant sur les niveaux de contraintes (thermiques, mécaniques), elles sont indispensables à l'estimation de la durée de vie.

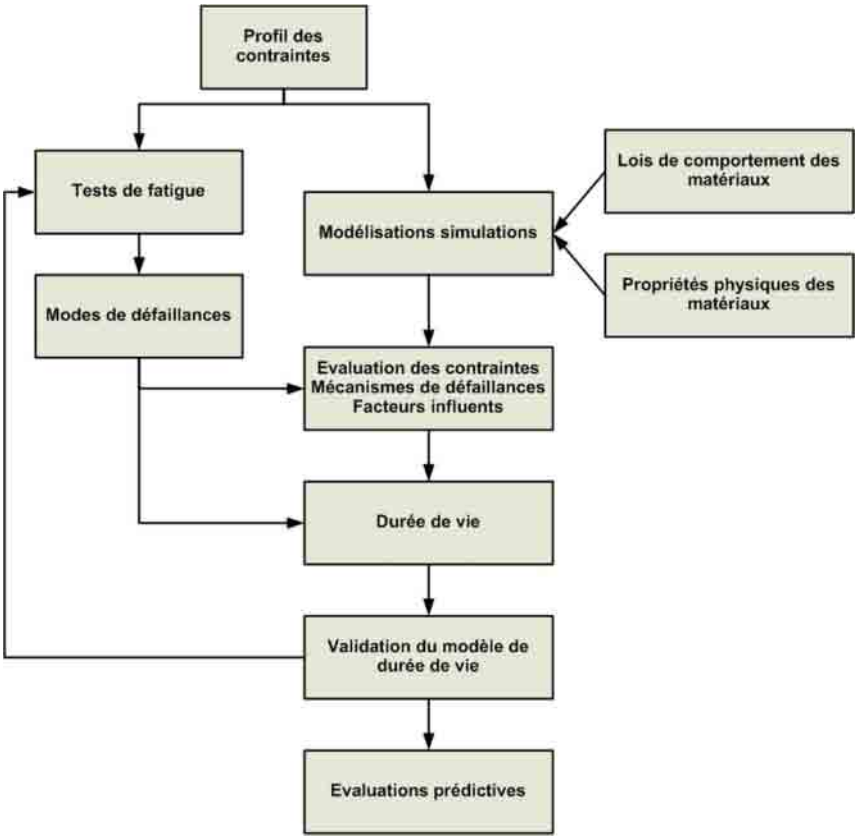


Figure I.5 : Méthodologie d'évaluation prédictive de la durée de vie.

Cette démarche relativement fastidieuse suppose un délai d'étude qu'il faut réduire au mieux (méthodologie expérimentale), et une étude numérique adaptée (bases de données des propriétés physiques et des lois de comportement des matériaux). Dans ce cas, l'expression mathématique du modèle de durée de vie est empirique, et définie à partir des différentes campagnes de test menées pour les différents modes de défaillance. La validation du modèle de durée de vie repose donc sur un choix adapté de la loi représentative des mécanismes de défaillances. Cette partie de l'étude de la durée de vie sera présentée dans le chapitre IV § VI.

II. Les besoins applicatifs

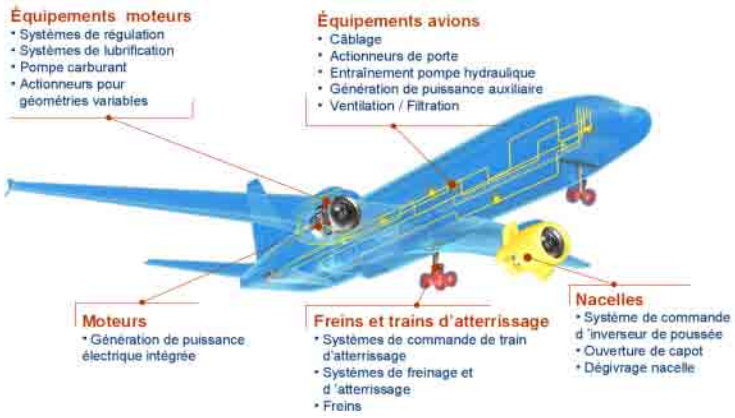
Ce paragraphe cherche à faire le point sur des domaines d'applications où la haute température est l'un des enjeux principal pour le développement de l'électronique de puissance [KANE03, CIAP05, JORD05]. Ainsi, après une brève analyse des raisons de l'évolution des enjeux de la haute température, nous aborderons les conditions environnementales spécifiques de ces secteurs, et les principaux développements réalisés, ou en cours de réalisation.

Dans le but d'étudier des technologies comparables entre elles, nous limiterons notre investigation à des applications en rapport avec la gamme de puissance définie par le projet de cette étude (Puissance de 2 à 5kW sous une tension d'environ V_{BR}=600V). Pour ces raisons, nous n'aborderons que brièvement les développements réalisés pour les applications très basses tensions, comme les actionneurs du domaine automobile alimentés sous 12V continu.

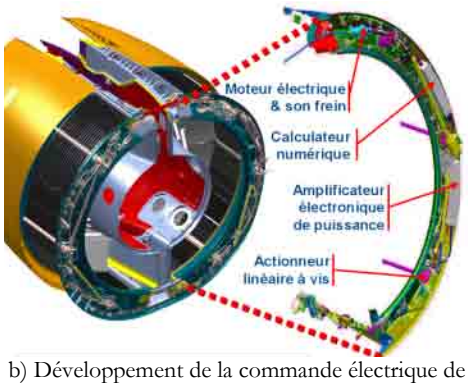
1. Application avionique

Dans le contexte général présenté au début de ce chapitre, le trafic aérien ne cesse de croître, avec la perspective d'une augmentation d'environ 5% par an jusqu'en 2020 [ERNS02]. Cette évolution a conduit un consortium d'industriels du secteur avionique à développer des stratégies visant à améliorer la gestion de l'énergie dans les avions de nouvelle génération. Ainsi, et malgré la dérogation du protocole de Kyoto pour ce secteur industriel, les constructeurs d'avions ont fixé comme objectif de réduire de 50% la consommation en carburant des avions civils (par personne et par kilomètre), et de 80% le taux de rejet en monoxyde de carbone d'ici à 2020 [ARUE01]. Cette démarche est confirmée dans le programme européen du 6ème PCRD (2003-2006) à travers la plate-forme technologique POA (Power Optimized Aircraft), portant sur l'optimisation de la gestion de l'énergie embarquée [BARR04]. Les objectifs sont de réduire de 25% la puissance non propulsive durant certaines phases du vol, et de 5% la consommation en carburant. Par ailleurs, et grâce aux évolutions technologiques, cette démarche est complétée par une recherche de la réduction du poids des appareils (1 tonne de charge en moins est synonyme d'une réduction de 80 tonnes de carburant par an [ERNS02]), ainsi que des coûts de maintenance avec une augmentation de la fiabilité et de la sécurité des systèmes embarqués [NEWC03].

De nouvelles solutions apparaissent avec la perspective d'un avion plus électrique (figure I.6a). On assiste par exemple au remplacement des actionneurs principalement hydrauliques par des actionneurs électro-hydrauliques (Electro Hydraulic Actuators : EHA), ou électromécanique (Electro Mechanical Actuators : EMA) [CCI03, LANG04, WEIM04]. Ainsi, après la mise en œuvre par Airbus des commandes de vol EHA sur l'A320 en 1980, de nouveaux organes à commande électrique ont été développés pour l'A380. Pour exemple, Hispano-Suiza a participé au développement du système électrique de commande d'inverseur de poussée ETRAS® (Electrical Thrust Reverser Actuation System), constituant une première mondiale dans le domaine (figure I.6b).



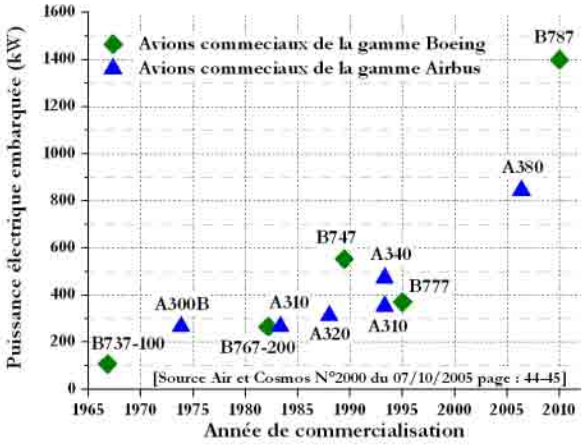
a) Développements et perspectives pour l'électrification de l'avion (Hispano-Suiza).



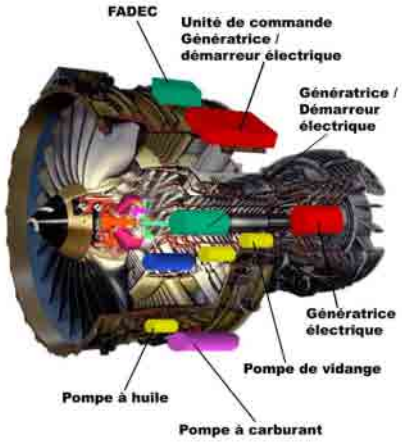
b) Développement de la commande électrique de l'inverseur de poussée (Hispano-Suiza).

Figure I.6 : Commande d'inversion de poussée ETRAS® et évolution vers l'avion plus électrique (Hispano Suiza).

Cette évolution est inévitablement associée à une augmentation de la puissance électrique embarquée dans les avions (figure I.7a) [AIR05]. A ce jour, la puissance électrique embarqué sur des appareils comme l'A330 est d'environ 400kW, sous 115V/220V AC – 28V DC [LANG04]. Mais de nouveaux appareils, comme l'A380 ou le B787, tendent vers des puissances embarquées encore plus élevées, respectivement de 850kW et 1400kW, sous une tension également plus élevée (n*270V) afin de limiter le poids des câbles [LANG04, AIR05].



a) Augmentation de la puissance embarquée [AIR05].



b) Intégration de l'électronique de puissance (Hispano-Suiza).

Figure I.7 : Evolution de la puissance embarquée, et perspectives d'intégration de l'électronique de puissance dans le réacteur.

Dans cette perspective, le réacteur pourrait devenir un vecteur pour la génération d'énergie électrique, à travers la mise en place de génératrices intégrées à l'arbre du réacteur (figure I.7b). Les systèmes développés devront alors respecter les spécifications contraignantes du secteur aéronautique en termes de durée de vie (fixée à 50 000 heures par la DO160). Cette évolution technologique nécessite le développement de convertisseurs de puissance robustes pour des environnements sévères (rayonnement, fort cyclage, haute température, chocs, vibrations...).

Parmi ces contraintes, le profil des sollicitations thermiques environnementales est défini à partir d'un ensemble de données expérimentales synthétisées dans la norme DO160 pour la qualification des matériels embarqués. La figure I.8 propose une extrapolation du profil des températures environnementales les plus sévères (D3), lorsque le matériel est dans un environnement non pressurisé et non régulé en température, avec une température ambiante maximale de 200°C. Ce profil est utilisé comme référentiel des contraintes en température de cette étude, portant sur l'intégration d'un convertisseur de puissance placé sur le réacteur.

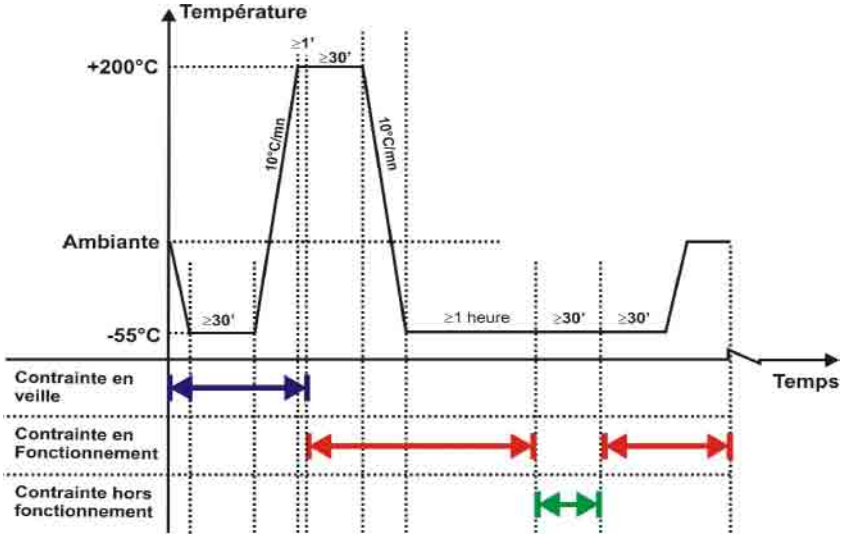
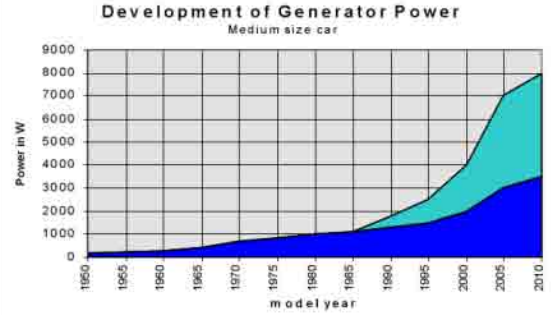


Figure I.8 : Présentation du profil des températures pour un système placé sur le réacteur (DO160).

2. Domaine automobile

Le marché de l'automobile (dont le marché automobile mondial compte 20 millions d'unités), est caractérisé par une très forte concurrence. Ainsi, les constructeurs cherchent à se démarquer en proposant des véhicules communiquants plus confortables, et plus sécurisés. Ces améliorations conduisent à une augmentation significative de la puissance embarquée avec une source d'alimentation toujours limitée à 12V, de par le dimensionnement de l'alternateur, restant avec la batterie les seules sources d'énergie dans les véhicules (figure I.9a) [SCHO00]. Cette évolution entraîne également un alourdissement du véhicule, lui-même entraînant une augmentation de la puissance de motorisation et donc de la consommation. En opposition à cette évolution, et en complément à l'accord de Kyoto signé en 1997, l'association des constructeurs européens d'automobiles (ACEA) se fixe pour objectif de réduire à moins de 140g/km les émissions de CO_2 d'ici 2008 (figure I.9b) [HODA04].



a) Evolution et perspective de la puissance embarquée dans l'automobile [SCHO00].

b) Evolution de l'émission de CO_2 de l'automobile, et objectif fixé pour 2008 [RENK05].

Figure I.9 : Evolution de la puissance embarquée, et perspective de réduction des émissions de CO_2 pour l'automobile.

Dès lors, les efforts s'organisent pour optimiser la gestion de l'énergie, et rechercher des solutions pour atteindre ces objectifs. Une alternative peut être l'utilisation des systèmes électriques, qui, associée aux contraintes environnementales (chocs, vibrations, température...) et aux impératifs d'encombrement et de poids, amène à développer des solutions avec des densités de puissance élevées dans des environnements sévères (figure I.10) [GERB05, RENK05].

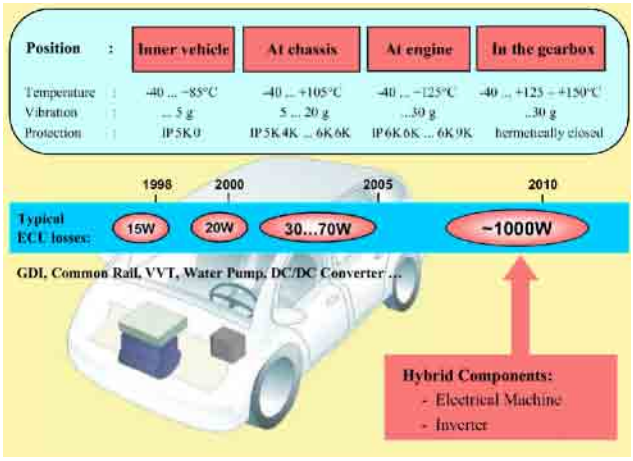


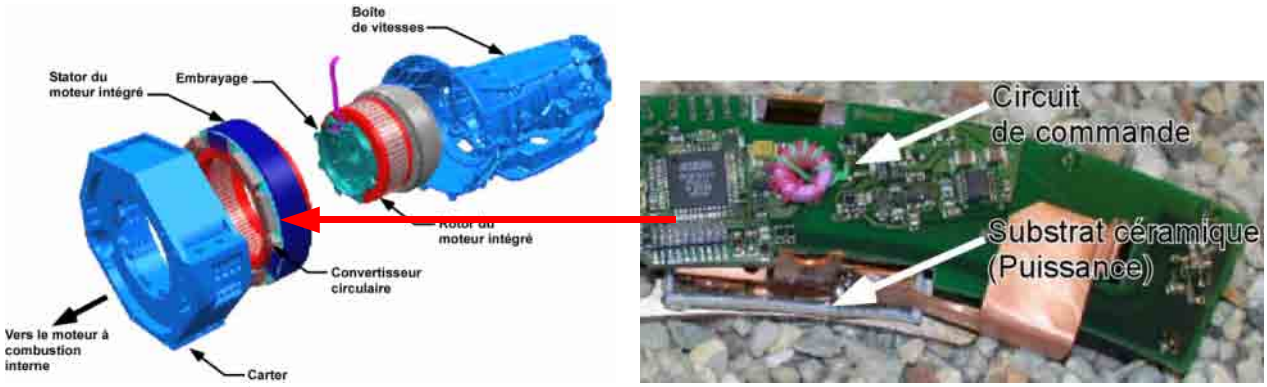
Figure I.10 : Contraintes en fonction de la localisation, et augmentation de la puissance embarquée [RENK05].

Ainsi, après l'assistance à la traction avec l'alterno-démarreur 14 V de 3kW pour la Citroën C3 Stop-Start commercialisé en 2004, les solutions hybrides se font plus présentes, bien qu'elles risquent d'être limitées à moins de 3% du parc automobile pour la période 2005-2010 [ACEA, EUDY04]. Dans le cas de l'hybridation, la demande de puissance pour la traction électrique nécessite l'utilisation de tensions de plusieurs centaines de volts afin d'obtenir une meilleure gestion de l'énergie [TOYO03]. Le tableau I.1 montre les évolutions de puissance de la PRIUS, véhicule hybride de Toyota, depuis la 1ère commercialisation de la PRIUS I en 1999 [TOYO03].

Tableau I.1 : Evolution de la puissance électrique installée dans la PRIUS I et II [TOYO03].

Version PRIUS	Puissance embarquée pour la traction	Tension du bus continu
PRIUS version 1 (1999)	33 kW	270 V
PRIUS version 2 (2004)	50 kW	500 V

La figure I.11 présente à titre d'exemple une intégration de l'électronique de puissance dans l'actionneur de traction pour un prototype de véhicule hybride (Daimler-Chrysler).



a) Exemple d'assemblage mécatronique pour le véhicule hybride.

b) Convertisseur de puissance intégré dans la couronne statorique du moteur avec une densité de puissance de 75kVA/dm^3.

Figure I.11 : Exemple d'hybridation [RAN04].

En plus des contraintes environnementales, l'utilisation des ressources électriques, suivant un profil de mission donné, conduit à un cyclage actif des éléments du convertisseur (puces, assemblage, connexions...). Ces contraintes supplémentaires sont difficiles à évaluer car directement rattachées au mode d'utilisation du véhicule (facteur humain : conduite sportive, économique...), et dans un environnement variable (urbain, autoroute, densité du trafic...). Néanmoins, des profils de mission types existent pour l'évaluation des émissions de gaz ou celle de la consommation en carburant (HyZEM : Hybrid Vehicle Technology approaching efficient Zero Emission Mobility, NMVEG : Motor Vehicle Emission Group) [DIR98, ANDR01, COQU01]. Mais ceux-ci ne sont pas représentatifs de l'utilisation réelle, et peuvent engendrer des erreurs lourdes de conséquences pour l'évaluation de la fiabilité.

Dans ce contexte, est née une collaboration entre l'INRETS et Renault, dans le but d'évaluer un nouveau cycle de référence, plus proche de la réalité, grâce à l'instrumentation d'un véhicule Renault Kangoo électrique [CARU03]. Cette étude, dont les résultats sont présentés dans la figure I.12, démontre la sévérité des sollicitations thermo-électriques subies par le convertisseur, avec des mesures de la température de boiter (Tc IGBT) et de la température de jonction de l'un des IGBTs (Tj IGBT) du convertisseur de traction.

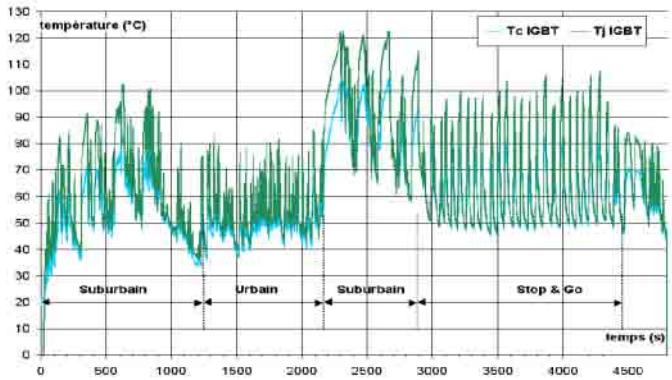


Figure I.12 : Profil des températures d'un IGBT du module de puissance durant son fonctionnement [CARU03].

Or, le développement de l'électronique de puissance dans les véhicules est conditionné par la fiabilité et la sûreté de fonctionnement des matériels, tous deux demeurant des critères incontournables lors des choix technologiques. Ainsi, le déploiement de l'électronique de puissance dans le domaine de l'automobile passe inévitablement par des recherches d'optimisation des systèmes complexes de conversion d'énergie électrique, ceci dans le but d'assurer la fiabilité et la durée de vie des fonctions réalisées [ERSK96, TADR03, CARU03].

3. Autres domaines

L'utilisation des convertisseurs de puissance dans des ambiances sévères nous amène à présenter les applications pour le domaine particulier du forage. L'augmentation du prix du pétrole conduit à optimiser l'exploitation des gisements, avec le développement de solutions pour le forage à l'horizontale (figure I.13) [BOSW98]. Cette alternative permet alors d'améliorer le rendement de l'extraction, tout en réduisant l'impact sur l'environnement.

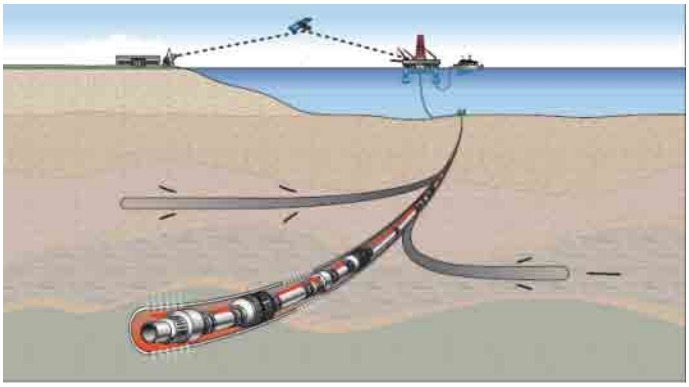


Figure I.13 : Développement d'un système de forage autonome (Schlumberger).

Dans cette perspective, l'intégration de puissance est un moyen de contrôler les actionneurs, d'une puissance de quelques kilowatts sous plusieurs centaines de volts [ECRI05], et permettant l'orientation et / ou le déplacement de la tête de forage, à partir d'un même puits principal vers de multiples zones riches en ressources naturelles (figure I.13).

Il est cependant important de noter la singularité de ce domaine d'emploi, en grande partie conditionné par la définition d'une durée de vie relativement courte (quelques centaines d'heures pour le forage), associée à des niveaux de contraintes sévères, avec une température ambiante élevée (>200°C) et des sollicitations mécaniques extrêmes (qualification des matériels : 10 000 chocs de 250g durant 2ms...) [GING00; OLDE04; KAMI00, ECRI05]. De plus, les produits développés doivent être adaptés à la géométrie particulière des matériels de forage (fût d'un diamètre total de moins de 50 cm), celle-ci conduisant à une intégration élevée des systèmes [SCHL02]. Ce domaine d'application est un nouveau challenge vers le développement de convertisseurs de puissance adaptés aux conditions environnementales extrêmes [LASS93, CIAP05].

Cette présentation de quelques-unes des applications utilisant d'électronique de puissance n'est certes pas exhaustive, mais elle permet de rendre compte de l'importance de développer des systèmes adaptés à la haute température et aux cyclages thermiques. Ainsi, le paragraphe suivant tente de faire une synthèse des différentes évolutions technologiques pour le développement de convertisseurs de puissance adaptés aux fonctionnements à haute température. Cette présentation sera limitée au seul module de puissance (éléments actifs et assemblage), et nous ne présenterons pas les dispositifs de commande associés, pour lesquels les solutions SOI (Silicon On Insulator) semblent être tout à fait adaptées [AMAR01, HORN05, ROSS05].

III. Les choix d'intégration haute température

La figure I.14 propose une représentation simplifiée d'un module de puissance où sont mentionnées les différents éléments nécessaires à son bon fonctionnement.

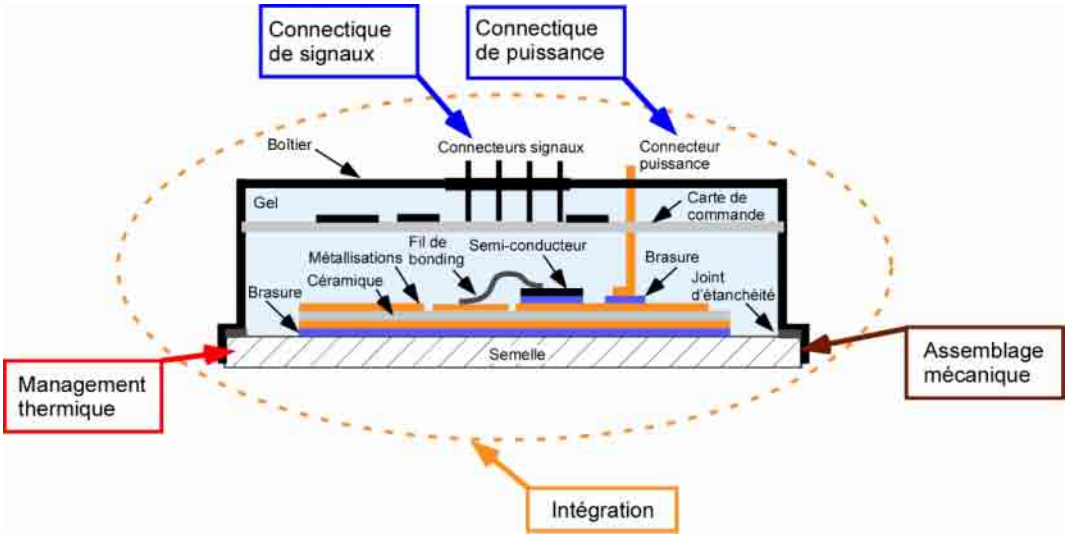


Figure I.14 : Modèle d'intégration et les fonctionnalités associées.

Le module de puissance se décompose, en sus des éléments actifs (semi-conducteurs) assurant la fonction électrique, d'un substrat isolant permettant à la fois l'isolation électrique et l'évacuation des calories dissipées (pertes dans les puces). L'ensemble est ensuite reporté sur le refroidisseur par l'intermédiaire d'un support métallique (semelle). Le module est protégé par un boîtier adapté aux connexions électriques. L'intégration de puissance est habituellement présentée en trois sous-ensembles :

- Niveau 1 : Les éléments actifs (semi-conducteurs)
- Niveau 2 : L'assemblage, composé du substrat isolant métallisé, de la semelle, des connexions électriques, et des brasures permettant le maintien mécanique de l'ensemble.
- Niveau 3 : La protection du dispositif avec le boîtier et le gel.

Le cas de la brasure est particulier car elle assure plusieurs fonctions simultanément. En effet, elle permet l'assemblage des différents constituants, et participe à la circulation du flux thermique entre les éléments actifs et la semelle. De plus, elle assure la connexion électrique entre les semi-conducteurs et le substrat métallisé relié aux connexions de puissance extérieures.

De la même manière, le substrat assure d'une part une isolation électrique entre les éléments actifs et la semelle, et doit d'autre part permettre l'évacuation des pertes vers la semelle.

Cet assemblage complexe et hétérogène est soumis à de nombreuses contraintes lors de son utilisation. Le niveau potentiellement élevé de la température, auquel s'associe un cyclage thermique (passif ou actif), conduit à de nombreuses modifications touchant l'ensemble des constituants du module de puissance [PECH92, DREI94, CLUS98, KANE03] :

- Dégradation des propriétés électriques,
- Dégradation des propriétés thermiques,
- Dégradation des propriétés mécaniques.

Dès lors, les performances des modules de puissance sont fortement diminuées.

La suite de ce chapitre propose une synthèse des principales technologies d'intégration de puissance, pour des applications avec de fortes contraintes thermiques. Les principaux modes de défaillance observés lors des études menées sur ce thème y seront présentés, ainsi que les innovations de ces dernières années concernant les différents niveaux de l'intégration de puissance.

1. Niveau I : Les puces semi-conductrices

Les puces sont les éléments actifs d'un assemblage de puissance. Elles sont composées d'un matériau semi-conducteur de quelques centaines de micron-mètres d'épaisseur, associé à deux métallisations, dont l'une permet le brasage avec le support métallisé du substrat isolant, l'autre les interconnexions électriques.

1.1. Le semi-conducteur

Les propriétés physiques des matériaux semi-conducteurs dépendent fortement de la température. Le tableau I.2 présente les principaux paramètres électriques, ainsi que l'expression de leur dépendance avec la température d'emploi pour le silicium, encore majoritairement utilisé [WOND99].

Tableau I.2 : Principales propriétés physiques du silicium en fonction de la température [WOND99].

Paramètres	Symboles	Dépendances avec la température	Caractéristiques affectées
Conductivité thermique	λ_{th}	$\lambda_{th} \approx T^{-1,6}$	Résistance thermique
Courant inverse d'une jonction PN	j_R	$j_R \approx a\ n_i^2 + b\ \frac{n_i}{\tau_g}$	Courant de fuite
Densité de porteurs intrinsèques	n_i	$n_i \approx \alpha\ T^{\frac{3}{2}} e^{\frac{E_g}{2kT}}$	
Constante de temps de génération	τ_g	$\tau_g \approx n_i\ e^{\frac{\Delta E}{kT}}$	
Facteur d'ionisation	α_n, α_p	$\alpha_n, \alpha_p \approx e^{\frac{1100(T-300)}{E_g}}$	Tension V_{BR}
Mobilité des porteurs	μ_n, μ_p	$\mu_n \approx A_n T^{-0,87} + B_n T^{-2}$ $\mu_p \approx A_p T^{-1,23} + B_p T^{-2,38}$	Conductivité électrique

Parmi les conséquences, l'élévation de la température entraîne une augmentation importante du courant de fuite, principale limitation de la fonctionnalité des éléments à semi-conducteur de puissance [CLUS98, WOND99, KANE03]. Ainsi, lors de la circulation d'un courant de fuite important, un échauffement local de la partie active conduit à la dérive de ses caractéristiques et entraîne la destruction du composant par emballement thermique. De nombreux articles portant sur le silicium ont défini une limite d'utilisation à une température d'environ 250°C, correspondant à un courant de fuite maximal de l'ordre de 0,1A/cm² [DREI94, MANC00a, NUTT03a,b]. D'autre part, la qualité de la passivation de la surface du composant est également un facteur important pour permettre une utilisation à haute température [NUTT03a].

Par ailleurs, même si le Gap (E_g) du matériau est relativement constant pour la plage des températures d'utilisation, le niveau de concentration des porteurs intrinsèques (n_i) augmente rapidement lorsque la température croît. Pour le silicium, l'expression analytique simplifiée de l'évolution de n_i, en fonction de la température, est présentée dans l'équation I.5 [WOND99].

$$n_i \approx \alpha\, T^{\frac{3}{2}} e^{\frac{E_g}{2kT}}$$

Equation I.5 : Concentration des porteurs intrinsèques dans le silicium
ni : Concentration de porteurs intrinsèque dans le silicium.
α : Constante du matériau.
T : Température absolue (°K).
E_g : Gap du matériau (eV).
k : Constante de Planck.

A température élevée, le risque est d'atteindre une densité de porteurs intrinsèques équivalente à la densité de dopants, dans la région de base assurant la tenue en tension, et de perdre ainsi toute aptitude à tenir cette tension. C'est la raison pour laquelle les composants basse tension, avec un dopage de la région de base plus élevée, sont à priori mieux adaptés aux applications à température de fonctionnement très élevée. De même, les composants à super-jonction (CoolMOS^{TM}), dont la structure particulière permet une augmentation considérable des niveaux de dopage dans la région de base, participent à repousser cette limite fonctionnelle des composants Si [LORE99, CHEN02].

D'une manière générale, la limite théorique en température du silicium est de 150°C pour les dispositifs hautes tensions (V_{BR} = 1000V), contre 250°C environ pour les composants dont la tension de claquage est inférieure à 100V [WOND99]. La réalisation de composants haute-tension (>200V) devant fonctionner à haute température (>200°C) nécessite l'utilisation de matériaux semi-conducteurs à grand Gap [WOND99, OZPI03, NEUD02, BERG05]. Le tableau I.3 compare différents matériaux semi-conducteurs à grand gap (GaN, SiC, diamant) avec le silicium.

Tableau I.3: Propriétés physiques des matériaux semi-conducteurs à 300K[(1)] [NALL02[(1)], SHEN89[(2)]].

	Si	**GaN-3C**	**GaN-2H**	**SiC-6H**	**SiC-4H**	**Diamant**
Energie de Gap (eV)	1,1[(1)]	3,27[(1)]	3,29[(1)]	3,0[(1)]	3,26[(1)]	5,45[(1)]
Tenue diélectrique (kV/cm)	200[(1)]	1 000[(1)]	3 300[(1)]	2 400[(1)]	2 000[(1)]	5 600[(1)]
Conductivité thermique (W/K.cm)	1.5[(1)]	1,3[(1)]	1,3[(1)]	4,5[(1)]	4,5[(1)]	20 - 22[(1)]
Mobilité électron (cm²/v.s)	1 350[(1)]	1 000[(1)]	900[(1)]	50 - 370[(1)]	600 - 750[(1)]	1900[(1)]
Mobilité trous (cm²/v.s)	600[(2)]	850[(2)]		101[(2)]	115[(2)]	850[(2)]

Le diamant apparaît bien évidemment comme un matériau extrêmement prometteur. Non seulement l'énergie de Gap est élevée, mais le champ de claquage est très important, et la conductivité thermique excellente. Si quelques prototypes (diodes Schottky) ont pu être réalisés en laboratoire, nous sommes encore bien loin d'un développement industriel [SCHN05, DENI05]. C'est également vrai pour le GaN en ce qui concerne les composants de puissance. Malgré ses qualités intrinsèques, l'utilisation du nitrure de gallium est limitée en raison des difficultés technologiques qu'il soulève (croissance de substrats de qualités et de grandes tailles, compatibilité avec la croissance d'oxyde) [TRIV99, NEUD02].

A titre indicatif, la figure I.15 montre les températures maximales d'utilisation théorique de différents matériaux semi-conducteurs, en fonction de la tension V_{BR}, lorsque le courant de génération thermique est pris comme limite à la montée en température. Le tableau I.4 propose une comparaison des performances des différents matériaux semi-conducteurs, à partir de l'évaluation des principaux facteurs de mérite correspondant aux différents modes d'utilisation des composants de puissance [OZPI03, BALI89]

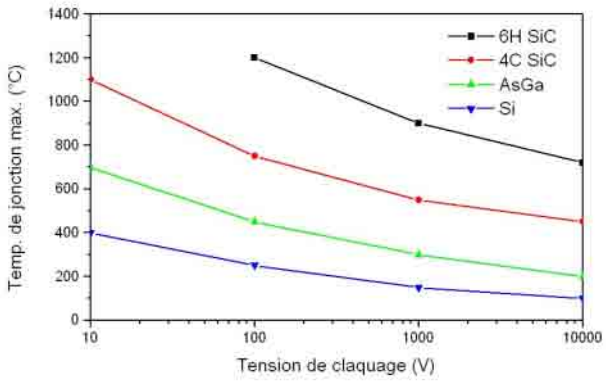


Figure I.15 : Performances des matériaux semi-conducteurs [WOND99].

Tableau I.4: Figure de mérite des matériaux semi-conducteurs par rapport au Si [OZPI03]

Figure de mérite	Si	AsGa	6H-SiC	4H-SiC	GaN	Diamant
BFM	1	14,8	125,3	223,1	186,7	25 106
FSFM	1	11,4	30,5	61,2	65,0	3 595
FPFM	1	3,6	48,3	56,0	30,4	1 476
FTFM	1	40,7	1 470,5	3 424,8	1 973,6	5 304 459

BFM : *Baliga's figure of merit, a measure of the specific on-resistance of the drift region of a vertical field effect transistor (FET).*
FSFM : FET switching speed figure of merit.
FPFM : FET power-handling-capacity figure of merit.
FTFM : FET power-switching product.

C'est bien évidemment sur le SiC que les principaux efforts se portent depuis de nombreuses années, concernant la réalisation de composants de puissance haute-température [DONA96]. Des diodes Schottky SiC (600 et 1200V) sont aujourd'hui disponibles dans le commerce, tout comme des transistors JFET. Le développement des puces SiC a été initialement fortement ralenti par le niveau élevé de défauts dans les wafers, interdisant des rendements de fabrication acceptables. La figure I.16 compare l'évolution de la taille des wafers SiC, reflet de la montée en puissance des composants réalisés, à ceux en Si et en GaAs [RICH04]. Toutefois, les difficultés rencontrées pour la mise en oeuvre de wafers SiC, présentant un taux de défauts encore trop élevé, ainsi que les difficultés de passivation, de tenue des oxydes, limitent toujours le développement de composants SiC de forte puissance [NALL02, PETE03, PLANS04, SING06, ZELM05].

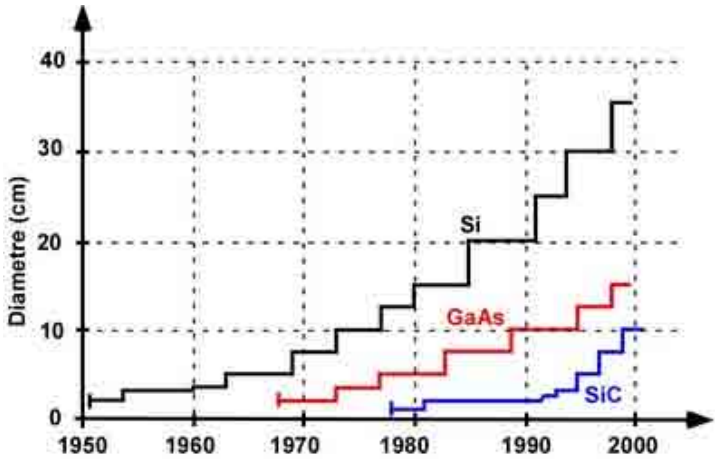


Figure I.16 : Comparaison des tailles de wafers de qualité équivalente pour le Si, AsGa et SiC [RICH04].

Néanmoins, des efforts considérables sont mis en oeuvre pour obtenir des composants de plus grand calibre en courant et en tension, tout en améliorant leurs performances et leur fiabilité (SiCED, CREE, ROCKWELL...) [PLAN04, SING05, FRIE05]. En plus des diodes Schottky et des transistors JFET déjà commercialisés, de nombreux prototypes de composants SiC sont en cours de développement, comme des transistors cascodes MOSFETS Si - JFET SiC [FRIE01, BROS04], des MOSFETs SiC dont des prototype en laboratoire 350V-10A [AGAR01, DIMI03, PETE03], des transistors bipolaires SiC [AGAR03], et des diodes PIN haute tension de 4 à 8kV [PETE00, LEND01, BART05].

Bien que le convertisseur « tout SiC » ne soit pas encore commercialisé, les recherches menées sur ce thème démontrent déjà le fort potentiel de cette solution pour les applications de puissance à haute température, avec pour exemple, la réalisation récente d'un bras d'onduleur fonctionnant à 300°C sous 350V [BERG05]. Le développement de convertisseur tout SiC permet alors des niveaux d'intégration

record, avec une réduction de l'encombrement d'un facteur deux, comme le démontre la réalisation d'un convertisseur associant des transistors JFET SiC et des diodes Schottky SiC 600V [CHAN03].

1.2. Les modes de défaillances

Ainsi, et quel que soit le matériau semi-conducteur employé, une température de fonctionnement élevée, et les cyclages thermiques (passifs et actifs), accélèrent le vieillissement et réduisent les performances des composants actifs (dégradation de l'oxyde de grille, dégradation des métallisations…) [CLUSK98, WOND99, CIAP02, KANE03]. Nous présenterons dans cette partie les résultats d'une étude bibliographique mettant en évidence les modes de défaillances les plus probables au niveau des puces, lors d'une utilisation à haute température et/ou lors d'une utilisation sous fort cyclage thermique.

L'oxyde

La fabrication de composants à grille isolée (MOSFET, CoolMOS^{TM}, IGBT...) nécessite l'emploi d'un oxyde, principalement SiO_2 [SYST99]. Or, de nombreuses études, menées sur la fiabilité des oxydes de grille SiO_2 des composants silicium pour la micro-électronique, montrent la très forte dépendance de leur durée de vie avec le champ électrique appliqué et la température d'utilisation [MANC00b, POMP05]. Ces études, effectuées en grand nombre sur des composants de la micro-électronique, sont toutefois difficilement exploitables pour les composants de puissances (épaisseur d'oxyde, tension de claquage et densité de courant différentes).

Toutefois, la réduction de la taille des cellules des composants de puissance, associée au développement de composants SiC, entraîne une augmentation significative du champ électrique dans l'oxyde [MU02]. Dès lors, il semble que l'utilisation de composants à grille isolée à haute température rend possible l'apparition de ce mode de défaillances [SHAM03], sans qu'il soit aisé pour l'instant d'en évaluer l'influence sur la durée de vie des composants. L'amélioration de la tenue des oxydes est néanmoins possible, en attendant la mise au point de nouveaux matériaux, grâce à une optimisation de la géométrie des cellules, permettant de réduire au mieux le champ électrique, ou par une amélioration de la qualité et de la mise en oeuvre du SiO_2 [NALL02].

La passivation

A l'état bloqué, le champ électrique en surface de la puce peut être très élevé (>10kV/mm). Le dépôt d'un diélectrique en surface (passivation) est nécessaire pour réduire les risques de claquage, et limiter les courants de fuite de surface [LETU, NUTT03a,b]. Comme le montre la figure I.17, en plus de la température et de la tension appliquée, la qualité de la passivation influence de manière significative le niveau du courant de fuite [NUTT03a]. Si, là encore, il est extrêmement difficile de quantifier l'effet du vieillissement des passivations sur la durée de vie des composants, la montée en température nécessitera dans le futur d'évaluer cet effet.

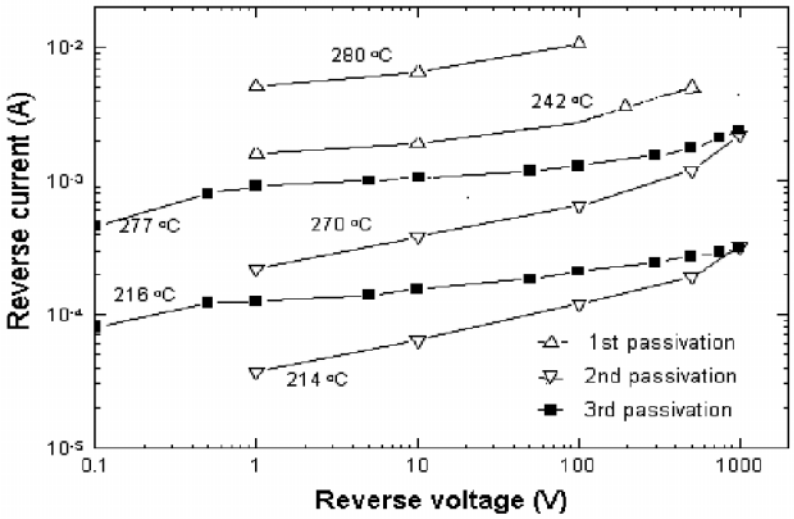
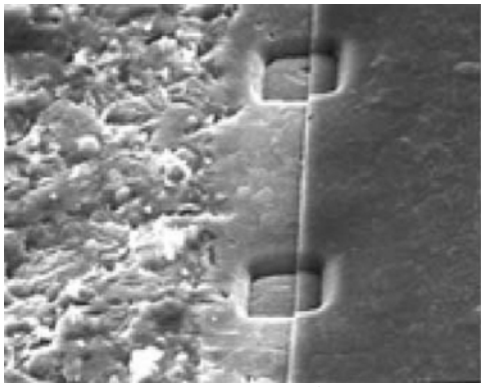


Figure I.17 : Courants de fuite, fonction de la température et de la passivation (puce diode silicium 4 × 4 mm²) [NUTT03a].

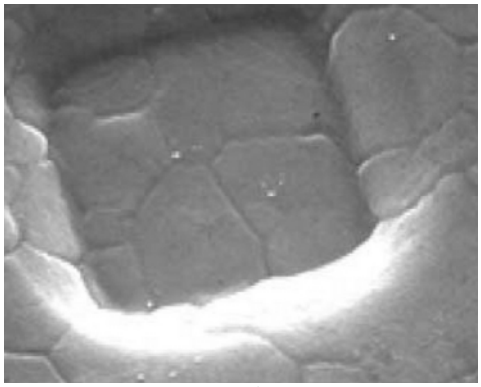
La métallisation

Les métallisations, de quelques micromètres d'épaisseurs et déposées sur les deux faces du substrat semi-conducteur, permettent, pour l'une, de réaliser les connexions électriques sur la face supérieure (fils de bonding, bumps), et d'autre part, d'assurer le brasage de la puce sur le substrat isolant sur la face inférieure.

Or, les métallisations des composants à semi-conducteur subissent, en plus d'un cyclage passif imposé par l'environnement, un cyclage thermique actif très rapide lors des cycles de fonctionnement (profil de mission du module de puissance). Et lors d'un fonctionnement au-delà de 110°C, les contraintes thermomécaniques entraînent une déformation plastique de la couche mince d'aluminium, conduisant à une rapide dégradation de la métallisation par reconstruction, réduisant la conductivité électrique et fragilisant les connexions (figure I.18a) [HAMI99, CIAP02, SCHE03]. La solution couramment utilisée est le dépôt d'une fine couche protectrice et rigide (Nitrure de silicium SiN, polyimide...), afin de limiter la reconstruction de la métallisation [CIAP02].



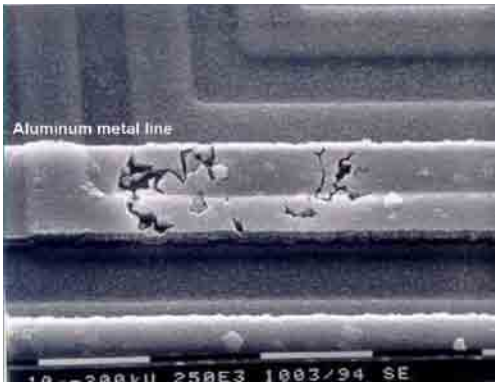
a) Influence de la présence d'une couche de protection en polyimide.



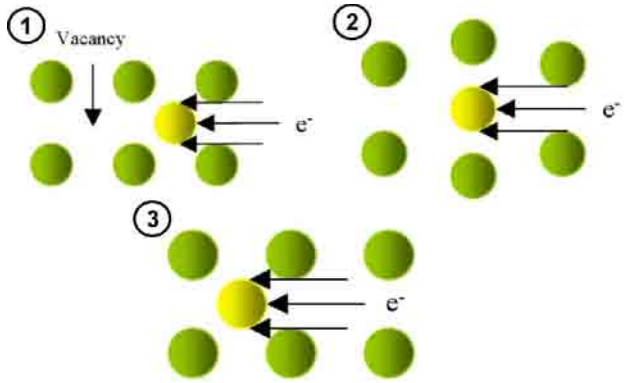
b) Evolution de la métallisation d'un contact émetteur avec une couche mince de protection polyimide.

Figure I.18 : Dégradation de la métallisation d'aluminium au cours d'un cyclage thermique au-delà de 110°C [CIAP02].

D'autre part, des études sur des composants micro-électroniques démontrent une dégradation prématurée de la métallisation du semi-conducteur par électromigration qui se traduit par l'apparition de fissure dans les conducteurs (figure I.19a), lorsque l'on rencontre simultanément une température de fonctionnement élevée et de fortes densités de courant (au-delà 10^4A/cm² pour l'aluminium) [BAI00, WOND]. Dans ce cas, l'énergie des électrons modifie l'arrangement de la structure atomique, conduisant au déplacement progressif des atomes (figure I.19b).



a) Dégradation de la métallisation aluminium par électromigration [CALV03]



b) Phénomène d'électromigration [BAI00]

Figure I.19 : Défaillance par électromigration des atomes métalliques.

Bien que ce phénomène n'ait pas été observé jusqu'à présent pour des composants d'électronique de puissance, l'élévation des densités de puissance permise par l'utilisation de nouveaux composants (SiC), ainsi que des fonctionnements transitoires comme le court-circuit à haute température peuvent éventuellement conduire à la dégradation des contacts métallisés par électromigration [BAI00].

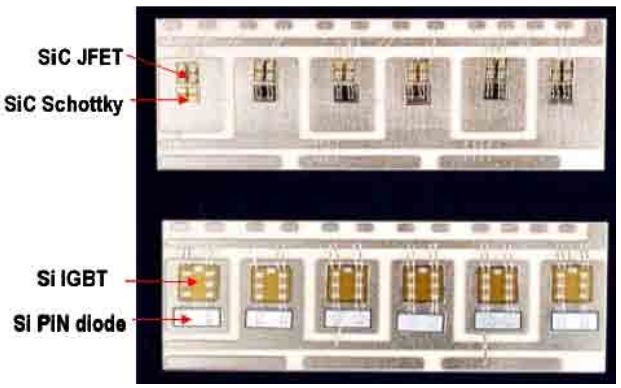
Dans le domaine de la micro-électronique, les recherches proposent des solutions de substitution de l'aluminium au profit du cuivre plus résistant à l'électromigration, apportant également une amélioration substantielle du délai de propagation du signal de part sa conductivité électrique plus élevée [CLUS98, WOND, NGUY02]. Il resterait toutefois à évaluer l'influence d'une telle modification sur la tenue du reste de l'assemblage, notamment les interconnexions et les brasures (cf. chapitre I § II.2.3).

Cette courte présentation démontre que les composants SiC, et plus généralement les semi-conducteurs à grand gap, seront incontournables pour des applications à haute température lorsque la tension de claquage excède 200V. Toutefois, l'augmentation des densités de puissance, combinée à la montée en température, nécessiteront certainement des études approfondies sur les modes de défaillance au niveau des puces et des métallisations (oxyde, passivation et éventuellement électro-migration).

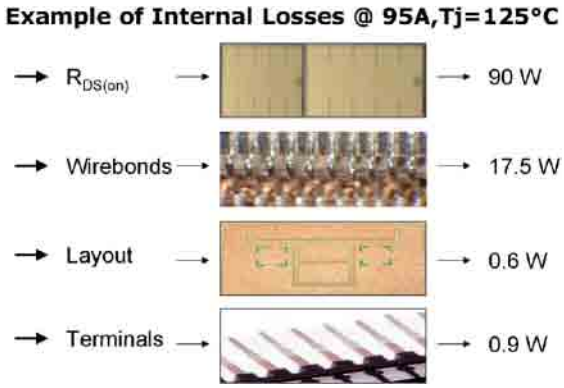
La fonctionnalité d'un module de puissance n'est cependant pas uniquement rattachée à la partie active formée par le semi-conducteur. En effet, si la densité de puissance au niveau des puces peut atteindre une limite théorique élevée, les solutions disponibles sur le marché sont limitées en puissance en raison des autres éléments qui composent un module de puissance [HAMI04]. Il est donc important de compléter cette introduction aux autres constituants que sont les moyens d'interconnexions, d'assemblage et d'encapsulation, principaux lieux de défaillances [WOND99, CIAP02, MANC00a].

2. Niveau II : L'assemblage

L'augmentation du niveau d'intégration des modules de puissance conduit à développer de nouvelles solutions d'intégration. En effet, les besoins en densité de courant, en tension, et en gestion thermique laissaient apparaître des limitations quant à l'utilisation des solutions d'assemblage conventionnelles. La figure I.20 présente un exemple d'intégration de composants « tout-SiC », en comparaison avec la solution « tout-Si » conventionnellement utilisée [CHAN03].



a) Comparaison entre un onduleur 600V -25A « tout-SiC » et un « tout-Si » [CHAN03].



b) Répartition des pertes en fonction des éléments de l'assemblage [EISE04].

Figure I.20 : Evolution et caractéristiques de l'intégration de puissance.

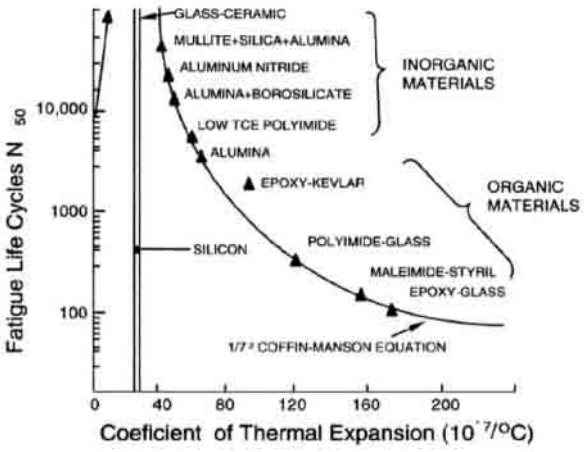
La réduction de la taille des éléments actifs confirme l'augmentation incontournable de la densité de puissance des convertisseurs du futur [LEE03, BECK05]. Dès lors, les solutions d'intégration de puissance doivent elles aussi évoluer pour permettre l'exploitation complète de ce saut technologique.

D'autre part, on peut se rendre compte, pour les composants silicium basse tension où la résistance à l'état passant est très faible (figure I.20b), que les pertes dans les fils de bonding sont une part non négligeable des pertes totales [EISE04]. Dans le cas où l'utilisation du SiC se développerait, entraînant une réduction de la surface active des puces tout en améliorant les performances électriques, les connexions par fils de bonding ne seraient plus forcément adaptées au niveau d'intégration et aux performances, et d'autres solutions devront alors être évaluées.

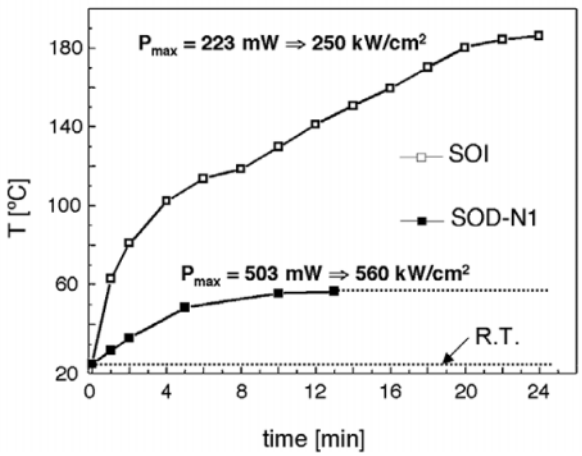
2.1. Isolation électrique

La conception des modules de puissance nécessite de réaliser une isolation électrique entre les parties actives du module (semi-conducteur(s), métallisations d'interconnexion …), et le support sur lequel le module de puissance est placé. Pour remplir cette fonction, il existe plusieurs alternatives : les diélectriques organiques et les céramiques.

Les études de fiabilité réalisées sur les substrats organiques démontrent une limite de température d'utilisation inférieure à 180°C dans la majorité des cas, voir 200°C pour les solutions polyimides, avec un T_g proche de 260°C pour le quartz-polyimide [SIEW02, SHIN04]. Si l'utilisation des substrats organiques est limitée à haute température, ceux-ci se trouvent également fragilisés lorsqu'ils sont associés aux éléments actifs, et qu'ils sont soumis à des cycles de température de forte amplitude (figure I.21a) [CLUS98, WOIR92, SHIN04].



a) Comparaison des CTE des différents substrats et de leur influence sur la tenue des brasures de puces Si [SHIN04].



b) Comparaison des performances thermiques entre une solution SOI et SOD [ALEK05]

Figure I.21: Comparaison des différents types de substrats et performance de la solution diamant.

De nombreux substrats céramiques sont aujourd'hui disponibles (Al_2O_3, AlN, Si_3N_4), associés à des métallisations en cuivre ou en aluminium (sur céramique AlN). L'évaluation en termes de durée de vie de ces matériaux aux propriétés thermiques et mécaniques différentes doit être poursuivie.

On peut également remarquer que, pour améliorer principalement les propriétés thermiques de ces substrats, des recherches sont réalisées sur le développement de couches minces en diamant de synthèse polycristallin [SCHN05, ALEK05]. Grâce à ces qualités d'isolation électrique et ses performances en conduction thermique, le dépôt localisé d'un film en couche mince de diamant polycristallin pourrait permettre une optimisation du management thermique. La figure I.21b compare, à titre d'exemple, les performances thermiques d'une technologie SOD (Silicon On Diamond) à une technologie SOI plus classique dans le cas d'une intégration de puissance de composants latéraux [ALEK05].

Substrats Métalliques Isolés (SMI)

L'isolant organique d'un substrat SMI est déposé sur une base métallique de plusieurs millimètres d'épaisseur, faisant office de semelle. Les métallisations sur la face supérieure (report des puces et connexions électriques) sont d'épaisseur beaucoup plus faible que la semelle (de l'ordre d'une centaine de μm).

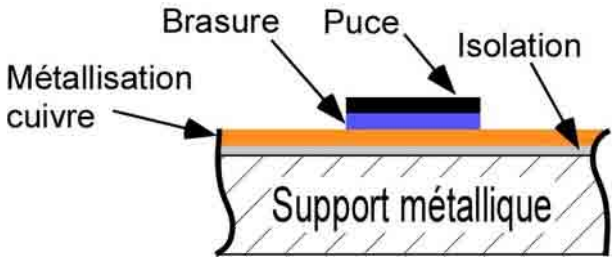


Figure I.22 : Présentation d'un assemblage de puissance de type SMI.

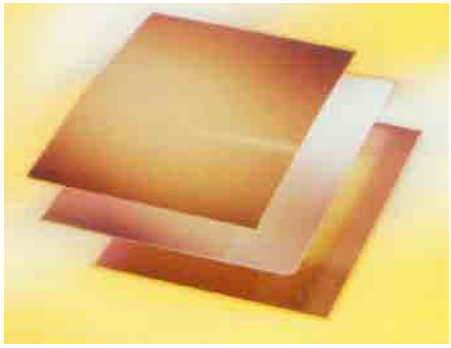
Tableau I.5: Constituants d'un assemblage SMI.

Désignation	Epaisseur
Puce	100 à 300 μm
Brasure	100 μm
Métallisation (Cu)	100 μm
Isolation polyimide	125 μm
Support métallique (Cu ou Al)	Quelques mm

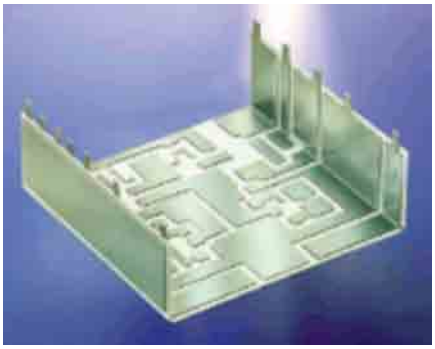
L'interface isolante est réalisée, soit à partir d'une résine verre époxy pour les solutions les plus économiques, soit à partir d'une résine époxy chargée de céramique, ou encore d'un polyimide permettant son utilisation à des températures proches de 200°C [WOIR92]. Ces solutions présentent certes un intérêt en termes de coût et de simplicité de mise en œuvre, mais elles ne peuvent être facilement utilisées dans des applications où il existe un sollicitation thermique sévère. En effet, la température de transition visqueuse (T_g) relativement basse des résines époxy entraîne une forte dégradation des propriétés du matériau au-delà de 160°C [CLUS98]. Et bien que les solutions polyimides permettent une utilisation à des températures de l'ordre de 200°C, avec un T_g de 260°C, leurs propriétés thermiques, mécaniques et électriques empêchent leur utilisation en électronique de puissance dans un environnement sévère, notamment pour des contraintes thermiques de très forte amplitude.

Substrats céramiques : dépôt de la métallisation directement (DCB)

Depuis plus de 10 ans, l'isolation électrique par un substrat céramique métallisé (Direct Bond Copper : DBC) permet de développer des systèmes aux spécifications thermiques et électriques adaptées aux besoins de l'intégration de puissance. Le principe en est d'associer un isolant céramique (Nitrure d'aluminium AlN, Alumine $Al_2O_{3...}$) à de fines couches métallisées (principalement en cuivre) sur chacune des deux surfaces, comme présenté dans la figure I.23.



a) Eclaté d'un substrat céramique avec des métallisations en cuivre (IXYS).



b) Exemple de substrat céramique 3D avec des métallisations en cuivre (CURAMIK).

Figure I.23: Présentation de substrats céramiques métallisés a) 2D, b) 3D.

Le développement de cette technologie est principalement lié aux spécificités de l'électronique de puissance, notamment au besoin de gérer des flux thermiques importants (dissipation des composants de puissance) et d'assurer une excellente isolation électrique, avec une bonne fiabilité lors du cyclage thermique [SCHU00a]. Cette technologie présente, en effet, plusieurs intérêts [SCHU03] :

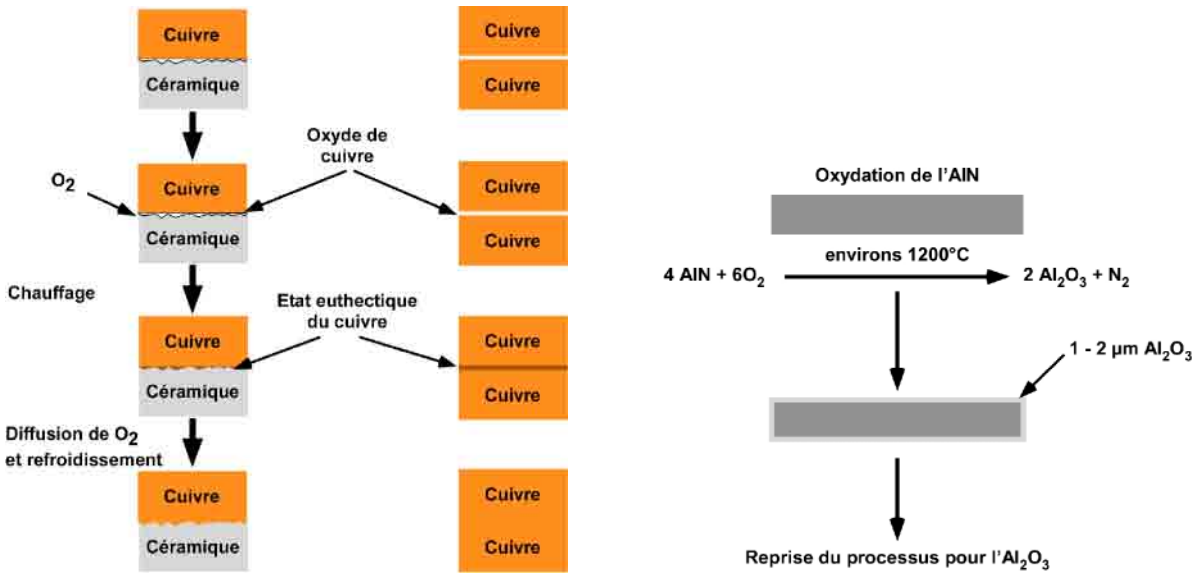
- Intégrer des pistes conductrices épaisses, adaptées à de fortes densités de courant,
- Optimiser la gestion thermique,
- Homogénéiser les CTE entre semelle et puces,
- Assurer une isolation électrique élevée, tout en réduisant les capacités électriques.
- Diminuer le poids et l'encombrement (solutions d'intégration sans semelle).

Le choix de la céramique, dont les principales performances sont présentées dans le tableau I.6, se fait entre l'alumine (Al_2O_3), le nitrure d'aluminium (AlN), et le nitrure de silicium (Si_3N_4). Les propriétés de l'oxyde de béryllium (BeO) sont données à titre indicatif, son utilisation étant extrêmement restreinte en raison de sa toxicité, et d'un coût dix fois supérieur à celui de l'Al_2O_3 [CLUS98].

Tableau I.6: Caractéristiques des propriétés physiques des céramiques isolantes [CLUS98, LOST00, KYOC04].

Propriétés physiques	**AlN**	**BeO toxique**	**Al_2O_3**	**Si_3N_4 Kyocera (SN460)**
Module de Young (GPa)	300 – 310	300 – 350	300 – 400	300
Contrainte maximale à la flexion (MPa)	300 – 500	170 – 250	250 – 300	>700
Conductivité thermique (W/mK)	170 – 260	250	20 – 30	60
CTE (10^{-6}/°C)	4,2 – 5,2	6,8 – 7,5	7,5 – 8,1	2,7 – 3,4
Tension de claquage (kV/mm)	14 – 17	10 – 14	11 – 16	15

La réalisation d'un substrat DCB (Direct Copper Bonding) est décrite à la figure I.24. Les céramiques Al_2O_3 sont portées, sous une atmosphère pressurisée de dioxygène, à une température proche de la fusion des films de cuivre en contact avec cette céramique (1065°C – 1085°C, figure I.24a) [SCHU98]. Le fait de porter l'ensemble à une température proche de celle de la fusion du cuivre permet d'assurer une liaison mécanique très forte (>50N/cm²) entre la céramique et les métallisations [SCHU00b]. Ainsi qu'il est présenté dans la figure I.24b, la réalisation d'un substrat DCB AlN nécessite une étape préliminaire d'oxydation de la céramique [SCHU00b, NING03].



a) Processus pour la réalisation d'un DCB Al2O3. b) Processus d'oxydation de l'AlN avant la réalisation du DCB.

Figure I.24: Processus de conception d'un substrat céramique Al2O3 métallisé cuivre [SCHU00b].

L'alumine (Al_2O_3) reste le matériau le moins onéreux. Ainsi, il est couramment utilisé dans les applications de puissance où le facteur économique est important, et où la densité de puissance dissipée dans les semi-conducteurs est relativement faible en raison de sa conductivité thermique médiocre [BACK99, SCHU03].

Le prix des substrats DCB AlN est plus élevé d'un facteur 2 à 3 vis-à-vis des solutions DCB Al_2O_3, notamment en raison de l'étape supplémentaire que constitue d'oxydation de la céramique [SCHU03]. Mais ce surcoût est compensé par sa conductivité thermique, bien supérieure à celle de l'Al_2O_3, respectivement de 180 W/mK pour l'AlN, contre 24 W/mK pour l'Al_2O_3 [SCHU]. Il a ainsi été démontré que son utilisation pouvait, dans certains cas, réduire de près de 50% l'excursion thermique lors d'un cyclage actif [CIAP02].

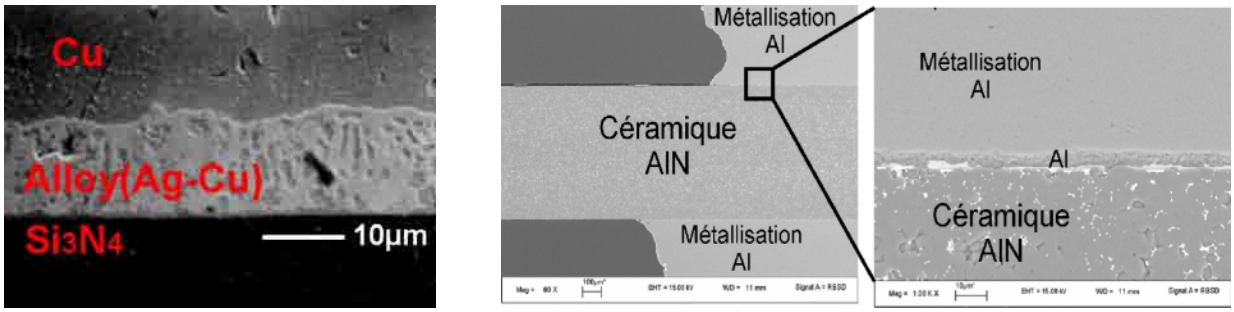
L'étape technologique supplémentaire dans la réalisation des substrats DCB AlN ne semble par ailleurs pas les rendre plus fragiles que les substrats DCB Al_2O_3. En effet, des tests ont montré leur bon comportement à très haute température (> 200 heures à 350°C), sans dégradation de l'attache de la métallisation [CLUS98].

Substrats céramiques brasés (Active Metal Bonding : AMB)

Le principal intérêt des substrats en nitrure de silicium (Si_3N_4) consiste en leur très grande résistance mécanique. Nous verrons que, dans ces conditions, ils sont beaucoup moins sujets à l'apparition de fissures lorsqu'ils sont soumis à des cycles de température de très forte amplitude. Cette propriété leur permet, d'autre part, un assemblage directement sur le dissipateur sans que l'on ait recours à une semelle rigide épaisse, permettant l'élimination de la brasure de grande surface correspondante. Le développement de substrats DCB sur Si3N4 ne semble cependant pas possible, et leur réalisation nécessite de venir braser, par l'intermédiaire d'une brasure très haute température Ag-Cu, le cuivre sur la céramique (figure I.25a). On parle alors de substrats AMB (Active Metal Brazing) [REIC01, LEBE03, KYOC04].

La même technologie est employée lorsqu'on cherche cette fois à accrocher des conducteurs en aluminium sur la céramique. On parle alors de substrats DAB (Direct Aluminium Bonding), pour lesquels une céramique AlN semble être principalement, voire exclusivement utilisée. La brasure utilisée dans ce cas semble être une fine couche d'aluminium (figure I.25b). L'aluminium entrant en plasticité très rapidement, et possédant un module tangent extrêmement faible, il ne rapportera pas de

contraintes mécaniques excessives sur la céramique AlN, et permettra d'éviter l'apparition de fissures conchoïdales[2], comme c'est le cas avec le cuivre [DALA95, MITI99, SCHUL00, NAGA00].



a) Assemblage AMB : céramique Si3N4, métallisation Cu [KYOC04].

b) Assemblage d'un DAB : céramique AlN métallisations Al (SERMA).

Figure I.25: Exemples d'assemblage de substrats céramiques métallisés de technologie AMB.

De plus, l'avantage de cette technologie est de permettre la réalisation d'un assemblage sans limitation quant à l'épaisseur de la métallisation, à une température relativement réduite à 850°C dans une atmosphère inerte [REIC01].

2.2. Connexions électriques

Il est nécessaire de distinguer les deux types de connexions que sont les connexions internes, assurant la circulation du courant de puissance et de commande au sein du module de puissance, et les connexions externes, permettant de raccorder électriquement le module de puissance (figure I.26).

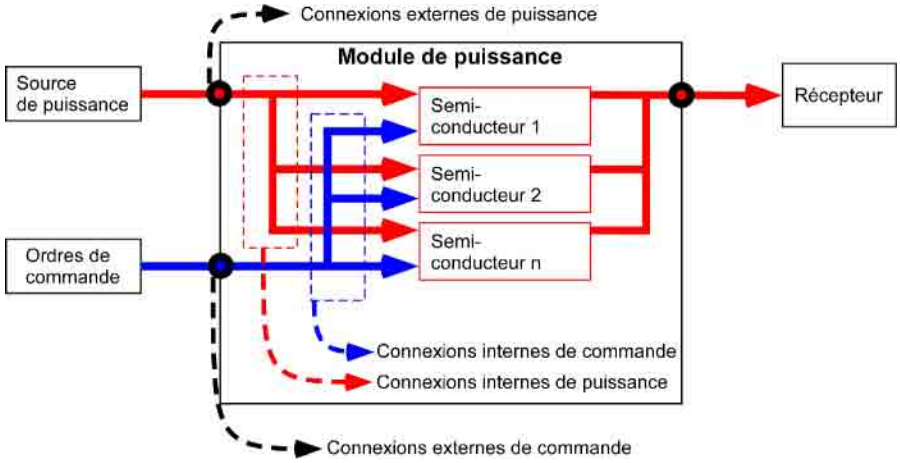
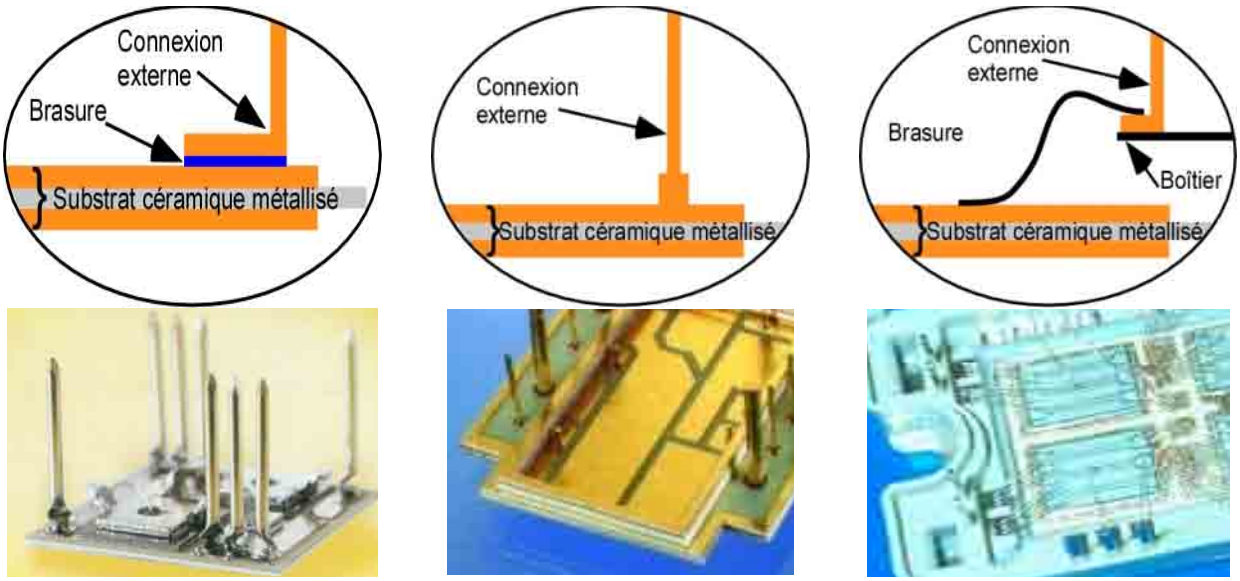


Figure I.26: Présentation des besoins élémentaires de connexions pour un module de puissance.

Les connexions externes

La connexion entre le module de puissance et l'extérieur est traditionnellement réalisée par l'intermédiaire d'un connecteur brasé sur la métallisation du DBC (voir figure I.27a). Mais de nouvelles solutions technologiques permettent d'éliminer cette brasure, qui peut être source de défaillance, en intégrant les connecteurs externes lors de la réalisation du DBC. Dans ce cas, la brasure n'existe pas, et le connecteur fait partie intégrante du DBC (voir figure I.27b). Une autre technologie permet de s'affranchir de la brasure par le report des connecteurs externes sur le boîtier et donc sans contact direct avec le DBC. Dans ce cas, les liaisons électriques externes sont réalisées par des fils de bonding soudés par ultrasons et dont la maturité technologique n'est plus à démontrer (voir figure I.27c).

[2]Qui a la forme d'une coquille d'oeuf (Larousse©)



a) Connecteurs externes brasés sur la métallisation du substrat (CURAMIK).

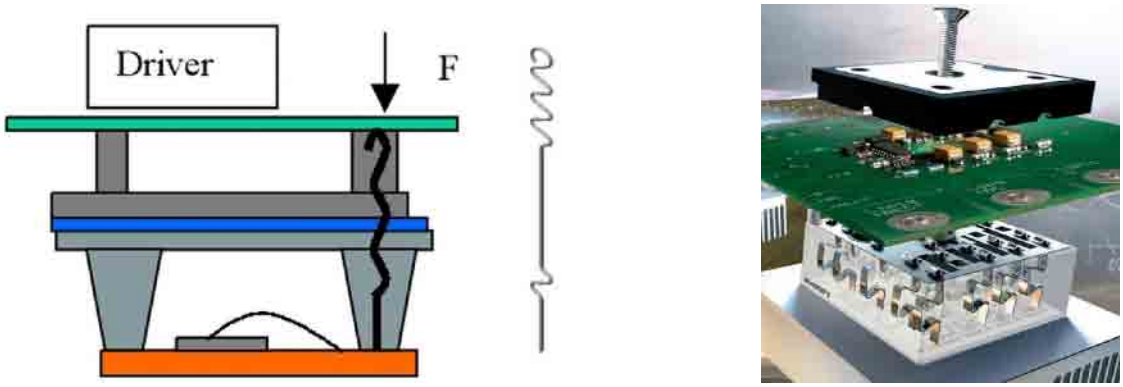
b) Connecteurs externes intégrés à la métallisation du substrat (SCHUL00b).

c) Connecteurs externes déportés par fils de bonding (APT Europe).

Figure I.27 : Solutions technologiques pour les connexions externes.

L'élimination des brasures pour les contacts externes existe depuis longtemps avec la technologie Press-Pack qui nécessitent des forces de serrage très élevées pour assurer l'assemblage (de 4 à 135kN[3]). Leur utilisation reste aujourd'hui limitée aux applications de très forte puissance (FACTS, ferroviaire). Les assemblages Press-Pack présentent l'intérêt de faire disparaître les brasures, sources de défaillance, et permettent un refroidissement à travers les deux faces du composant.

Depuis 1992, SEMIKRON propose des modules de puissance (SKiiP) avec une distribution des commandes par contacts pressés (figure I.28a). Depuis 1996, les modules de type MiniSKiiP (IGBT 600V 1200V / 90A) présentent un assemblage sans semelle où l'ensemble des contacts sont à ressorts comprimés par un serrage de quelques Newtons mètre (SEMIKRON) (figure I.28b).



a) Modèle de connexion par contacts pressés (SEMIKRON).

b) Module de puissance MiniSKiiP (SEMIKRON)

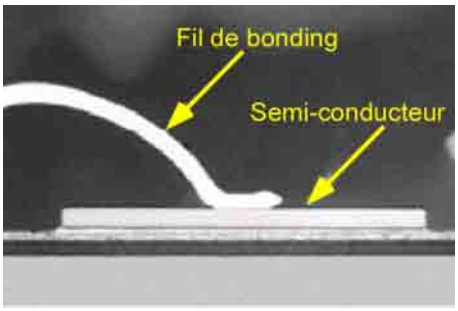
Figure I.28: Liaisons électriques externes par contacts pressés.

Même si les informations sur la fiabilité des contacts de commande semblent prometteuses [SCHE02], les retours d'expériences sur cette technologie (SEMIKRON et ABB) sont encore peu nombreux [CIAP02].

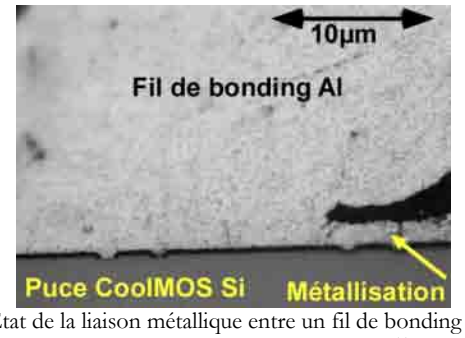
[3]ABB Note technique assemblage Press-Pack.

Les connexions internes

Les liaisons électriques au sein du module sont habituellement réalisées par des fils en aluminium, soudés généralement par ultrason à température ambiante (fils de bonding), et d'une section comprise entre 100 et 500µm dans le cas de module de puissance (figure I.29a). La figure I.29b présente une section en coupe de la liaison électrique entre un fil de bonding de 125µm et la métallisation d'une puce CoolMOS™. Ce mode de connexion électrique a démontré, au cours de nombreuses années d'utilisation, une bonne maturité technologique. Les nombreuses études réalisées [RAMM98, HAMI99, AMAG02] ont également permis une connaissance approfondie des modes de défaillances.



a) Connexion électrique par fil de bonding sur la métallisation d'un semi-conducteur [CIAP02]

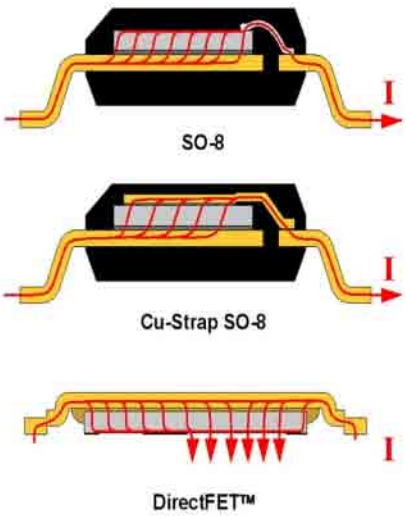


b) Etat de la liaison métallique entre un fil de bonding et la métallisation Al d'une puce CoolMOS™.

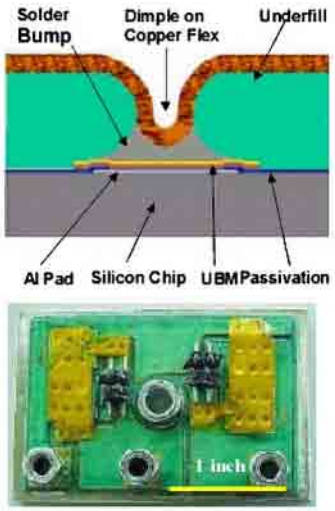
Figure I.29 : Connexion électrique par fil de bonding.

La composition des fils de bonding diffère selon les fabricants. L'aluminium est associé, dans des proportions de quelques ppm, à des alliages permettant de durcir le matériau (silicium, magnésium), et de le protéger de la corrosion (nickel) [HAMID99, LEFR03]. Les fils de bonding, parcourus par de forts courants à des fréquences de plus en plus élevées, sont associés en parallèle afin de limiter de leur l'auto-échauffement. Ainsi, les densités de courant évaluées dans les fils de bonding de 300µm de diamètre d'un module de puissance s'élèvent à 8 kA/cm², soit encore loin des limites fonctionnelles de l'aluminium de l'ordre de 30 à 35 kA/cm², pour une longueur de 1cm dans l'air [CIAP00, CIAP02].

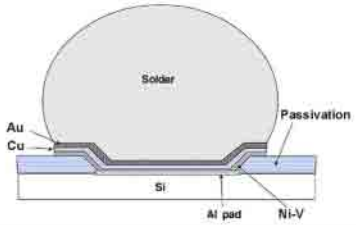
De nouvelles solutions, issues de la micro-électronique (augmentation du taux d'intégration), se développent également dans le domaine de l'intégration de puissance. Les technologies mises en oeuvre cherchent à éliminer les liaisons électriques par fils de bonding, au profit de contacts par billes de soudure de quelques dizaines de microns de diamètre (Bump, Ball Grid Array : BGA) ou par des films métalliques [ARMO05], afin d'assurer une meilleure distribution du courant et d'optimiser la gestion thermique (figure I.30) [SAWL01, LEE02, PAVI03].



a) DirectFET IR [SAWL01]



b) Dimple Array Interconnect (DIA) Virginia Tech [WEN01]



c) Structure du contact par Bump [WEN02]

d) Exemple de puce MOSFET avec Bump [HASE04]

Figure I.30 : Technologies alternatives pour réaliser les connexions électriques.

Des composants de faible puissance sans contact par fils de bonding sont déjà commercialisés par quelques fabricants (Fairshild, IR...). Ces technologies restent encore relativement onéreuses en raison de la multiplication des étapes de réalisation, et notamment pour la réalisation des plots de connexion (Under Bump Metallurgy : UBM figure I.30c) [HAQU99, CALA02].

Les études expérimentales, portant sur la comparaison de la fiabilité de ces technologies d'assemblage adaptées à l'intégration de puissance, avec les solutions par fils de bonding, sont encore limitées [WU06]. La solution présentée dans la figure I.31 est un exemple des possibilités d'intégration 3D permises pas la mise en oeuvre de billes de soudure adaptées à l'électronique de puissance, avec une optimisation de la gestion thermique et des liaisons électriques [BOUR01].

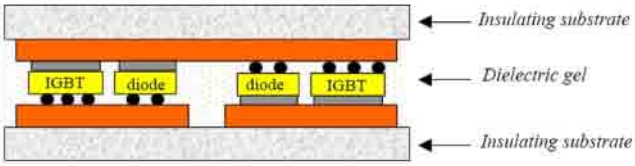


Figure I.31: Solution innovante d'interconnexion d'un bras onduleur de puissance par billes de soudure [BOUR01].

2.3. Assemblage par brasure

Brasure

L'assemblage d'un module de puissance est assuré par des brasures entre chacun des constituants (semi-conducteurs, substrat céramique, connexions, semelle). Spécifiquement dans le domaine de l'intégration de puissance, les brasures des puces et des connecteurs sur le substrat assurent le maintien mécanique, permettant la circulation du flux thermique, ainsi que la bonne qualité du contact électrique. La brasure est donc l'un des acteurs essentiels pour assurer la fiabilité d'un module de puissance [HERR97, HAMI99, COQU99].

Un indicateur fondamental pour le choix de l'alliage est la température maximale d'utilisation qui doit respecter un ratio de 0,8 vis-à-vis de la température de brasage (en degrés Kelvin). En effet, sous une contrainte thermique uniforme proche de ce seuil, la tenue au cisaillement décroît fortement et conduit à une déformation excessive de la brasure [CLUS98]. D'autre part, la plage de température entre le liquidus et le solidus de l'alliage doit être la plus faible possible (l'optimum étant une brasure eutectique), afin de limiter les risques de défauts dans la brasure à la conception [CLUS98]. L'alliage utilisé pour réaliser cette brasure doit satisfaire à plusieurs critères que sont [CIAP02] :

- Bonne mouillabilité entre les différents matériaux (cuivre, aluminium, silicium ou SiC…).
- Faible résistivité électrique pour l'assemblage de la puce semi-conductrice (circulation du courant vers la puce).
- Bonne conductivité thermique pour assurer l'évacuation des calories dissipée au sein des puces.
- Bonne tenue mécanique de la brasure.

L'alliage utilisé est déposé entre les éléments puis l'ensemble est porté, suivant un profil adapté, à une température au moins égale à la température liquidus de l'alliage. La liaison mécanique est réalisée au cours du refroidissement jusqu'à la température ambiante. Afin de limiter la présence de bulles d'air, la réalisation des brasures peut être faite sous vide et en atmosphère contrôlée [ONUK00]. Le contrôle précis du profil en température permet de limiter la génération d'intermétalliques qui fragiliseraient la brasure [CIAP02]. La standardisation des processus de fabrication, pour une recherche d'optimisation des coûts, de la fiabilité et de la simplicité de mise en œuvre, a conduit à faire de la brasure 63Sn37Pb un alliage fortement usité dans les applications électroniques (température eutectique de 183°C). Si cette brasure ne peut être utilisée à haute température, d'autres alliages à forte teneur en plomb peuvent

parfaitement convenir. A titre d'exemple, la brasure 92,5Pb5sn2,5Ag présente une température liquidus de l'ordre de 290°C.

Or, la directive 2002/95/CE du Parlement Européen impose de réduire drastiquement l'utilisation de certaines substances dangereuses dans les équipements électriques et électroniques dont le plomb, et ce avant janvier 2006. En effet, le plomb est souvent voué à rejoindre nos décharges sous la forme de produits électroniques (soit quelque 1,7 million de tonnes de déchets d'équipements électriques et électroniques par an[4]). Néanmoins, cette directive laisse quelques aménagements pour certains secteurs d'activité (avionique, automobile, forage...) [RAJA04]. D'autre part, les composés bromés, utilisés comme retardateur de flamme, ne sont pas intégrés dans la directive. Néanmoins, des fabricants ont élaboré une norme connexe visant à supprimer le plomb, mais aussi les agents chlorés et bromés (INFINEON, STMicroelectronics *"Green Component"*). A titre indicatif, le tableau I.7 présente un ordonnancement des impacts toxicologiques et environnementaux de quelques alliages sans plomb [SMIT].

Tableau I.7 : Impacts toxicologiques et environnementaux de quelques alliages sans plomb [SMIT].

Alliages sans plomb	Impacts toxicologiques et environnementaux
43% Sn, 57% Bi	Minimal
80% Sn, 20% In	
99.3% Sn, 0.7% Cu	
90% Sn, 5% Bi, 5% Ag	
98% Sn, 2% Ag	
96.5% Sn, 3.5% Ag	
96.3% Sn, 3.2% Ag, 0.5% Cu	
95% Sn, 5% Sb	Maximal

Les premiers résultats, issus des nombreux programmes de recherche (Lead Free Solder Project initié en 1992, Cost Action 531 depuis 2002, ELFNET depuis 2004…), laissent apparaître quelques candidats prometteurs pour le remplacement des brasures au plomb. Le tableau I.8 présente une synthèse des principaux alliages sans plomb, en comparaison avec l'alliage eutectique de référence 63Sn37Pb.

Tableau I.8 : Alliages des brasures sans plomb[5].

Alliage	Solidus (°C)	Liquidus (°C)	Conductivité Thermique (W/mK)	Résistivité électrique (µΩ.cm)	CTE (10^{-6}/°C)	Coût[(2)] $US/ Kg	Avantages	Inconvénients
Sn37Pb[(1,2,3)]	183	183	21	14,5	21	5,87	Faible coût Bonne mouillabilité (Ref) Bonne fiabilité Simplicité de mise en œuvre	Présence de plomb
Sn0.7Cu[(1,2)]	227	227		10-15		8,62	Relativement économique Cuivre soluble dans l'étain	Risque de création de Trichites Risque d'intermétalliques Mouillabilité médiocre
Sn3.5Ag[(2,5)]	221	221	33@85°C	12,3	18-22	13,73	Bonne résistance à la fatique[(5,6)]	Coût élevé
Sn4Ag0.5Cu[(2,3)]	217	222	55	10-15	23	14,41	Bonne mouillabilité Bonne résistance mécanique[(6)] Disponibilité	Risque d'intermétalliques
Sn42Bi[(1,2)]	139	170	21@85°C	34,4 Sn58Bi	15	7,79 Sn58Bi	Bonne résistance mécanique	Bi sous produit du Pb Disponibilité limité du Bi

[4]Agence de l'Environnement et de la Maîtrise de l'Energie : www2.ademe.fr

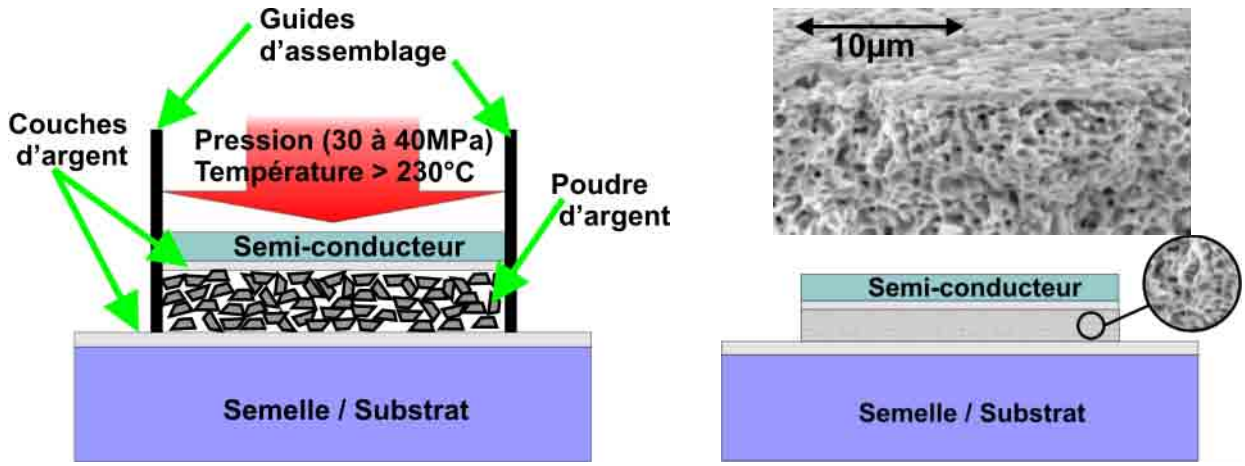
[5] [POUP[(1)], ABTE00[(2)], GUED02[(3)],TSAI[(4)],MORO[(5)], ANDE05[(6)], CLUS98[(7)]].

Alliage	Solidus (°C)	Liquidus (°C)	Conductivité Thermique (W/mK)	Résistivité électrique (μΩ.cm)	CTE (10^{-6}/°C)	Coût[2] $US/ Kg	Avantages	Inconvénients
Sn5Sb[2,7]	234	240	28	11,9	31,1	8,36	Bonnes propriétés mécaniques Relativement économique	Toxicité du Sb CTE élevé mauvaise mouillabilité
Au20Sn[4,7]	240	290	57		15,93		Haute température	Manque de fiabilité sans Ni Coût élevé

L'évolution vers les brasures sans plomb, nécessitant une adaptation des outils de production, conduit généralement à une élévation de la température d'assemblage de plusieurs dizaines de degrés. Malgré les difficultés rencontrées, un consensus semble émerger avec les brasures du type SnAg ou SnAgCu [NURM03, POUP, ANDE05], dont la brasure Sn4Ag0.5Cu, devenu un standard pour ST Microelectronics.

Dans le cas où la température d'emploi est nettement supérieure à 200°C, des solutions d'assemblage sans plomb économiques et fiables ne semblent pas encore disponibles. Seules, les brasures à l'or, dont le coût limite grandement les domaines d'utilisation, pourraient prétendre à ces niveaux de contraintes thermiques, sous réserve d'une résolution des problèmes liés à la création d'inter-métalliques qui fragilise néanmoins l'assemblage [CLUS98, TSAI].

Une alternative consiste à la mise en oeuvre d'un assemblage à base de poudre d'argent, à une température inférieure à 250°C, dans une atmosphère contrôlée et sous une pression de plusieurs dizaines de méga-Pascals (figure I.32a) [SCHW89]. Cette technologie d'assemblage, souvent désignée sous le terme « Low Temperature Joining Technique » (LTJT) a déjà démontré sa fonctionnalité jusqu'à 300°C [MERT04], et permet de plus d'envisager un assemblage double face permettant ainsi d'optimiser les performances de refroidissement et d'éliminer les connexions électriques par fil de bonding.



a) Assemblage réalisé sous pression, à plus de 200°C durant 1min (épaisseur et porosité réduite de 20% au cours de la mise en oeuvre).

b) Aspect après assemblage (épaisseur Ag ≈ 10 à 20 μm).

Figure I.32 : Technologie d'assemblage à basse température réalisée avec de la poudre d'argent [ARMO05].

Malgré la nature poreuse du matériau après assemblage (figure I.32b), les propriétés thermiques et électriques, fonctions du taux de porosité de cette interface, sont sans rapport avec les performances des alliages de brasure (tableau I.9) [MERT02, ABTE00].

Tableau I.9 : Performances thermiques et électriques de la LTJT à 25°C [MERT02,ABTE00].

Type d'assemblage	Conductivité thermique (W/m.K)	Résistivité électrique (μΩ.cm)
LTJT	250	1,59
SnPb37	21	10 – 15

Utilisée tant pour l'assemblage de la puce que pour la réalisation des connexions des dispositifs de puissance, les quelques études réalisées sur la fiabilité de cette solution sont encourageantes mais pas encore suffisantes. Néanmoins, des tests réalisés lors d'un cyclage actif avec de fortes variations de la température de jonction (ΔT_j = 130°C à T_{jmax}=170°C) sembleraient confirmer une durée de vie de l'assemblage vingt fois supérieure à celle obtenue avec un assemblage conventionnel (brasure) [AMRO05].

Assemblage avec semelle

Dans la majorité des cas, l'assemblage, constitué des éléments actifs, des substrats isolants et des connexions, repose sur une semelle métallique permettant le maintien mécanique de l'ensemble et l'assemblage sur le dissipateur thermique. Pour limiter l'élévation de température, et augmenter la fiabilité, la semelle doit posséder de bonnes performances mécaniques (rigidité, CTE...) et thermiques (conductivité, capacité thermique spécifique...).

Le cuivre est un matériau couramment utilisé pour les assemblages de puissance dans les cas où le facteur économique est relativement important. Néanmoins, ses propriétés mécaniques rendent son utilisation critique lors de cycles thermiques de grande amplitude, avec un CTE très éloigné de ceux des autres constituants de l'assemblage (tableau I.10) [OCCH99]. Des matériaux plus récents, comme les matériaux composites à matrice métallique (Metal Matrix Composite : MMC) comme l'AlSiC, le cuivre tungstène (Cu-W), et le cuivre molybdène (CuMo) possédant des CTE significativement plus faibles que le cuivre (tableau I.10, figure I.33).

Tableau I.10 : Propriétés physiques des principaux métaux utilisés pour la réalisation de semelles [OCCH99]

Matériaux	Densité volumique (g/cm3)	CTE entre 25 et 250°C (10^{-6}/°C)	Conductivité thermique (W/mK)
Cu	8.96	17,8	398
Al	2,7	23,6	238
SiC	3,2	2,7	200 – 270
AlN	3,3	4,0	170 – 200
Al2O3	3,98	6,5	20 – 30
AlSiC x	3,0	6,9 – 9,89	150 – 180
AlSiC 8	3,0	7,63	180
AlSiC 9	3,0	8,26	180
AlSiC 10	3,0	9,89	165
$CuW_{(10\text{-}20\%\ Cu)}$	15,7 – 17,0	6,5 – 8,3	180 – 200
$CuMo_{\ (15\text{-}20\%\ Mo)}$	10	7 – 8	160 – 170

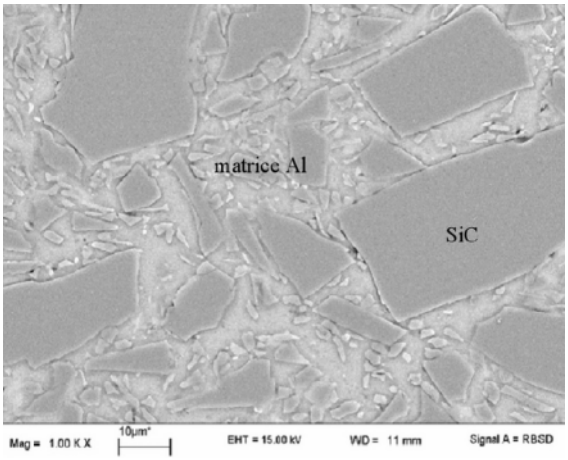


Figure I.33 : Exemple de matrice AlSiC (SERMA[6]).

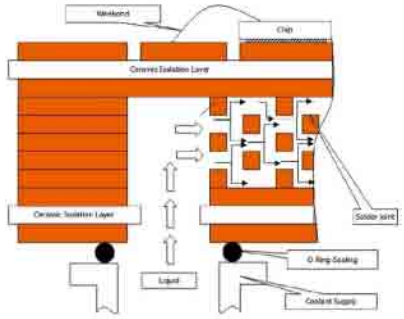
Comme le démontre le tableau I.10, le développement de ces matériaux permet d'ajuster le CTE, facteur critique pour la fiabilité des brasures, tout en assurant de bonnes performances thermiques. D'autre part, pour l'AlSiC, on constate que la densité volumique est diminuée d'un facteur trois vis-à-vis du cuivre, ce qui permet de réduire significativement le poids des modules de puissance, point très important pour les dispositifs embarqués.

Concernant la fiabilité accrue des modules sur semelle AlSiC, des études comparatives portant sur la fiabilité des assemblages de puissance [AZZO98, COQU99, THOB01]. L'emploi d'une semelle AlSiC de grandes dimensions et d'un substrat DCB AlN semble confirmer la plus grande durée de vie des brasures au cours d'un cyclage actif entre -55°C et +150°C, avec 200 000 cycles, contre 30 000 cycles pour un assemblage Cu/AlN [COQU99].

[6]Analyse de l'un des module APT, après cyclage thermique, réalisée par SERMA Technologies (Pessac, France).

Enfin, la semelle peut également, dans certains cas, faire office de refroidisseur. Les solutions mises en oeuvre intègrent généralement un refroidisseur par fluide caloporteur dans la semelle ou directement dans le substrat DCB (figure I.34) [LEFR01, FILL03].

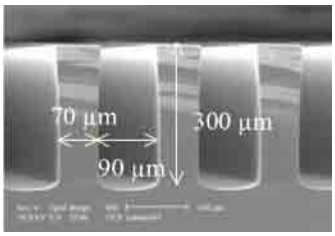
Céramique AlN [HAMI04] Semelle AlSiC [LEFR01]
a) Solution de refroidissement par boîte à eau



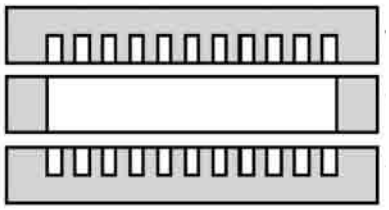
b) Solution de refroidissement par substrat [SCHU00b].

Figure I.34 : Dispositif de refroidissement intégré au module de puissance.

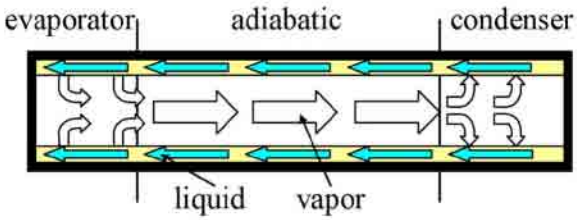
De nouvelles solutions s'appuient sur une technologie de caloduc micrométrique silicium avec des performances permettant d'optimiser le refroidissement des parties actives (figure I.35) [PERR00, ANGE05]. Cette solution technologique transposée aux solutions DCB permet là encore d'envisager une gestion thermique plus efficace [IVANO05].



a) Microgravure dans le silicium



b) Assemblage du caloduc

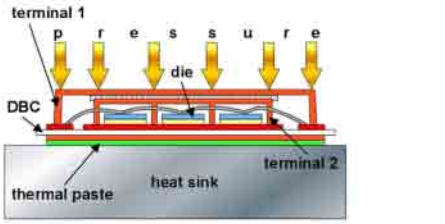


c) Principe du caloduc

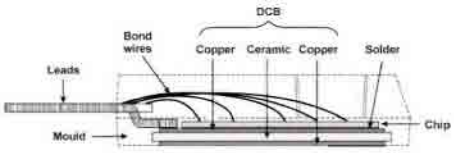
Figure I.35 : Solution caloduc en silicium [AGNE05].

Assemblage sans semelle

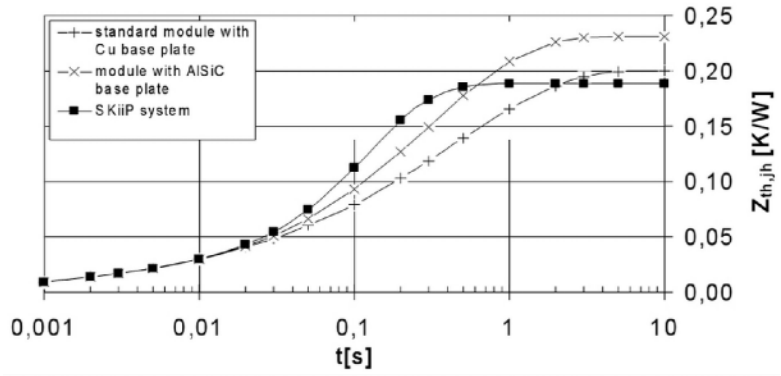
Les recherches menées sur l'optimisation de la résistance thermique des assemblages de puissance, associées à une demande de réduction de l'encombrement et du poids, conduit les fabricants à proposer des modules de puissance sans semelle (figure I.36a,b). Dans ce cas, la métallisation basse du substrat céramique est directement mise en contact avec le refroidisseur, au travers d'une interface thermique (film ou graisse thermique). Dès lors, les performances thermiques peuvent être améliorées, comme le démontrent les études comparatives réalisées (figure I.36c) [SCHE99, BECK05].



a) Principe d'intégration module de puissance [BECK05].



b) Exemple d'assemblage de composants discrets type ISOPLUS™ 247 (IXYS).



c) Comparaison de l'impédance thermique avec et sans semelle calculée pour une même puce [SCHE99].

Figure I.36 : Assemblage sans semelle.

En raison de la nature fragile des céramiques, la surface du radiateur sur lequel le composant est monté doit être rectifiée (planéité <25µm, rugosité <10µm) afin d'assurer un bon contact thermique et de limiter les risques de porte-à-faux (IXYS). Il est important de noter que cette technologie entraîne une réduction significative du cône du flux thermique, et peut rendre l'assemblage plus sensible au cyclage actif, en raison de l'absence de semelle faisant office de répartiteur thermique. Ainsi, cette technologie d'assemblage associée à l'utilisation de nouveaux composants de faible surface active (SiC) pourrait conduire à des difficultés quant à la gestion thermique de l'assemblage.

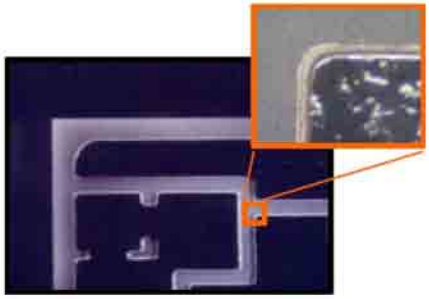
2.4. Modes de défaillances

Substrats céramiques

La fonction d'isolant électrique des substrats céramiques nous amène à évoquer rapidement les problèmes liés aux décharges partielles, dépendant de la distribution du champ électrique et de sa fréquence, relevées aux bord des métallisations des substrats isolants (figure I.37a) [LAUR92, FABI04].

Les phénomènes de décharges partielles peuvent être accentués par la présence de défauts géométriques des métallisations (figure I.37b), ainsi que la présence de protubérances de brasure lors de la conception des substrats dont les métallisations sont brasées (technologie AMB) [MITI04, LEBE03].

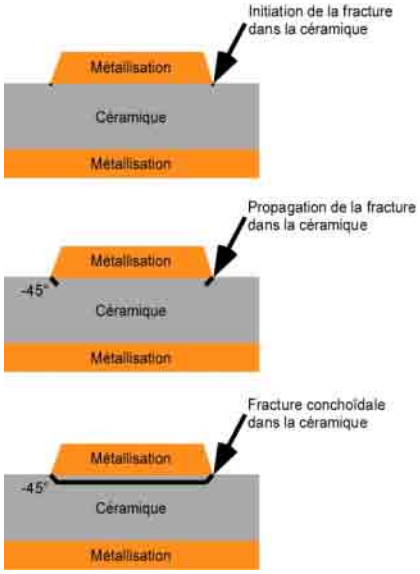
a) Exemple de décharges partielles aux bords des métallisations d'un substrat DCB [HAMI04]



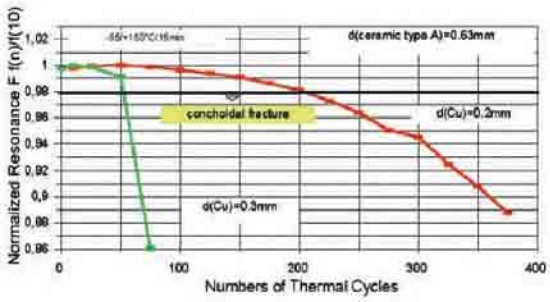
b) Technologie Stepped pour les substrats AMB [KYOC04]

Figure I.37 : Décharges partielles et optimisation de la géométrie des métallisations du substrat céramique.

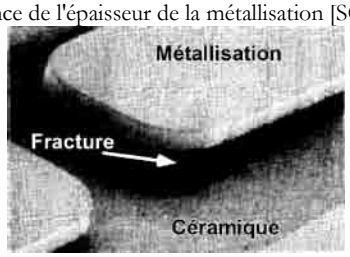
D'autre part, au cours d'un cyclage thermique de grande amplitude, le principal mode de défaillance observé conduit à la séparation de la métallisation par la propagation d'une fissure dans la céramique sous les métallisations (fissure conchoïdale) [DALA95, MITI99, SCHU00a]. En fonctionnement, le substrat céramique subit des cycles de température (pertes dans les puces, variations de la température ambiante) qui induisent des contraintes thermomécaniques, en raison des différences de CTE entre les constituants que sont la céramique et les métallisations. Ceci entraînant un écrouissage de la métallisation (augmentation des contraintes mécaniques) lorsque les métallisations sont en cuivre. Au cours du temps, les cycles de contraintes thermiques entraînent alors une élévation de la contrainte dans la céramique pouvant conduire à sa facturation (figure I.38a,c).



a) Défaillance du substrat céramique métallisé sous la contrainte de cycles thermiques sévères [SCHU00a]



b) Influence de l'épaisseur de la métallisation [SCHU00a].



c) Fissure dans la céramique à l'origine du décollement des métallisations après 40 cycles thermiques -55°C / +150°C [MITI99].

Figure I.38 : Dégradation de l'intégrité des substrats céramiques.

Les études menées sur ce thème afin d'éviter ce mode de défaillance proposent entre autre de réduire les contraintes dans la céramique à un seuil inférieur à sa limite de rupture.

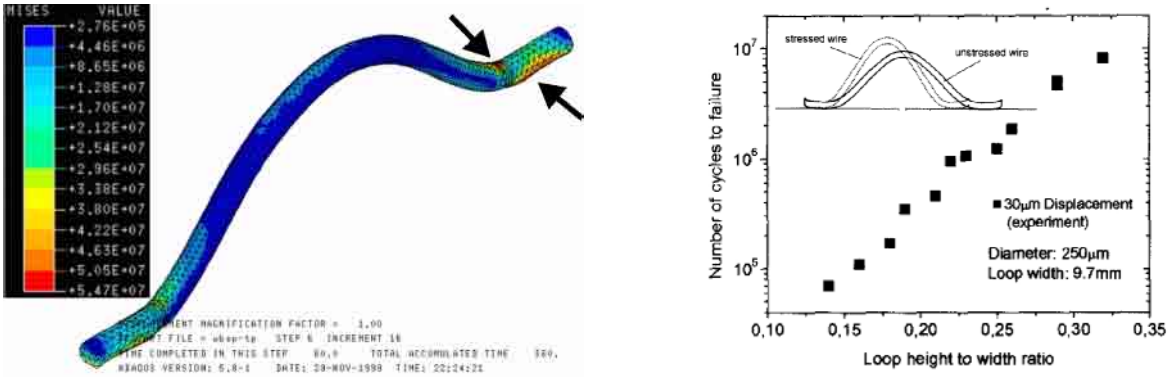
Les solutions disponibles sont [DALA95, SCHU00a] :

- Utiliser une céramique plus robuste Si_3N_4
- Remplacer la nature de la métallisation DAB. La limite élastique de l'aluminium est considérablement plus réduite que celle du cuivre, et son module tangent étant très faible, entraînant une quasi annulation du mécanisme d'écrouissage.
- Réduire l'épaisseur de la métallisation (figure I.38b). Plus l'épaisseur sera faible et plus les contraintes rapportées par la métallisation sur la céramique le seront également. Cette réduction d'épaisseur doit notamment se faire sur la face supérieure du DCB, tout en respectant les densités de courant acceptables dans ces métallisations.
- Création de dimples, qui ont un effet local de réduction de l'épaisseur de la métallisation.

Fils de bonding

Les connexions électriques, ainsi que les éléments associés (semi-conducteur, métallisations) subissent des excursions thermiques successives, causées par les phases transitoires d'injection de puissance, et par l'environnement. Ces variations cycliques de la température des connexions électriques peuvent conduire à l'ouverture du circuit électrique (contraintes d'origine thermomécanique).

En effet, ces contraintes sont engendrées par la différence des CTE entre les matériaux en contact, lors de variations répétées de la température (Al ≈ 24.10^{-6}/°C et Si ≈ $2.6.10^{-6}$/°C). Elles conduisent alors au vieillissement de la connexion et finissent par entraîner la défaillance (figure I.39a) [COVA98]. Ainsi, les zones du fil de bonding subissant les contraintes maximales sont localisées là où il y a le moins de degré de liberté, soit à l'interface entre le connecteur et la métallisation, et au niveau des coudes situés après les zones de contact avec les métallisations (figure I.39a) [WEN99].

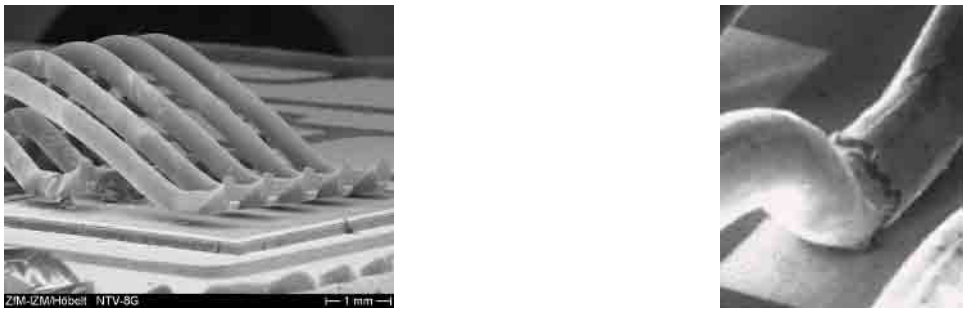


a) Contraintes de VM lors d'un cyclage thermique [WEN99]

b) Optimisation de la géométrie par un rapport entre la hauteur et la longueur de la boucle [RAMM00]

Figure I.39 : Contraintes mécaniques dans un fil de bonding, et amélioration de la fiabilité par l'optimisation de la géométrie.

D'ailleurs, les études menées sur ce mode de défaillance ont conduit à définir des caractéristiques géométriques (figure I.39b) permettant d'améliorer la tenue mécanique lors d'un cyclage actif [RAMM00; CIAP02]. A titre d'exemple, les figure I.40a et I.40b présentent deux modes de défaillance pouvant apparaître sur les fils de bondings lors de cyclages thermiques. La première montre un pied du fil de bonding désolidarisé de la métallisation du semi-conducteur lors d'un cyclage thermique passif [CIAP02, COVA98]. Dans d'autres cas, la fatigue mécanique du fil de bonding est due aux contraintes thermomécaniques induites lors des injections cycliques de courant, conduisant à la fissuration du pied de bonding [CIAP02].



a) Soulèvement du fil de bonding [ARMO05].

b) Fissuration du pied du fil de bonding [CIAP02].

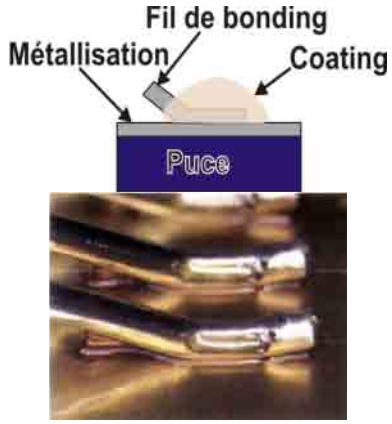
Figure I.40 : Défaillance des connexions réalisées par fil de bonding.

Du fait de contraintes initiales difficilement quantifiables, l'estimation du nombre de cycles avant l'apparition de la défaillance ne peut être effectuée qu'à partir de campagnes d'expérimentations par une loi de Coffin-Manson. Cette estimation fait appel à des coefficients, images des déformations (principalement plastiques) induites par la différence des CTE et par l'amplitude du cyclage thermique [RAMM00, CIAP02, NEHE03, KHON05]:

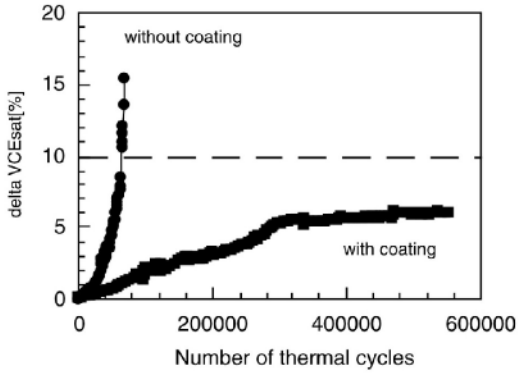
$$N_f = C_1 \, \varepsilon_{pl}^{-C_2}$$

Equation I.6 : Loi de Coffin-Manson modélisant la durée de vie d'une liaison électrique par fil de bonding [RAMM00].
N_f : Nombre de cycles avant défaillance.
ε_{pl} : Déformation plastique dans la zone de fatigue maximale
C_1, C_2 : Coefficient du taux de fatigue estimés expérimentalement.

Afin d'éviter la levée des fils de bonding, une solution consiste à déposer une résine polymère (coating) juste après la soudure ultrasonique, permettant de maintenir la liaison mécanique entre le fil et la métallisation (figure I.41a).



a) Exemple de mise en oeuvre [HAMI04].

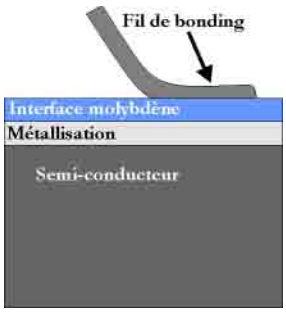


b) Amélioration de la fiabilité [CIAP02].

Figure I.41 : Amélioration de la fiabilité des fils de bonding par le dépôt d'une résine polymère (coating).

Cette solution améliore grandement la durée de vie des connexions électriques ou le nombre de cycles avant défaillance lors de test de vieillissement en cyclages actifs (figure I.41a) [CIAP02, HAMI04]. En effet, même si les contraintes entraînent une dégradation de l'interface entre le fil de bonding et la surface du semi-conducteur, le coating permet de maintenir un contact électrique encore fonctionnel.

Une autre solution consiste à mettre en place une interface entre la puce et le fil de bonding, avec un CTE intermédiaire tel que le molybdène ($5{,}35.10^{-6}$/°C), afin de limiter les contraintes mécaniques conduisant à la défaillance (figure I.42). En plus d'une durée de vie des contacts multipliée par deux ou trois, l'interface en molybdène semble permettre une meilleure distribution du courant émetteur sur la métallisation [HAMI99, HAMI04].



a) Présentation du principe.

b) Exemple de mise en oeuvre [HAMI04].

Figure I.42 : Amélioration de la fiabilité des fils de bonding par l'adjonction d'une interface en molybdène.

Néanmoins, la tenue de l'assemblage du fil de bonding avec la métallisation de la puce est fortement dépendante des matériaux mis en contact. Ainsi, l'association de deux matériaux de natures différentes (typiquement Al et Au), même maintenus à haute température sans cyclage thermique, entraîne malgré tout la défaillance prématurée de l'assemblage [GING00, HARM98, JOHN98(3)]. En plus des problèmes d'oxydation et des impuretés présentes lors de l'assemblage, la défaillance est dans ce cas principalement liée à la création d'intermétalliques fragilisant la liaison mécanique, et ce d'autant plus que la température et la densité de courant sont élevées [PASS02].

Tableau I.11 : Couples métalliques pour la liaison par fils de bonding[7].

Nature de la métallisation du semi-conducteur	Nature du fil de bonding	Durée de vie (Limite d'emploi(4))	Remarques
Al	Cu	1 000 heures à 200°C (200°C(4))	(3)Force réduite de 55% par oxydation du cuivre
Al	Au	30 heures à 300°C (175°C(4))	(4)Création d'intermétalliques, réduction de la conductivité électrique, de la tenue mécanique.

[7] *[PALM78, CLUS98 , GING00(1), HARM98(2),JOHN98(3), PLIK04(4)]*

Nature de la métallisation du semi-conducteur	Nature du fil de bonding	Durée de vie (Limite d'emploi[4])	Remarques
Al	Al / Al-Ni	17 000 heures à 300°C (>300°C[4])	(1)
Au	Cu	1 000 heures à 150°C (300°C[4])	(2)
Au	Al	24 heures à 200°C	(2)
Au	Au	(>300°C[4])	
Ni	Al	1 000 heures à 350°C (>300°C[4])	(2)

L'adjonction d'excipients dans les métallisations et les fils peut permettre de ralentir l'oxydation [CIAP02]. Afin de limiter la création d'intermétalliques, il convient de mettre en place une interface (barrière de diffusion en nickel par exemple) entre les deux constituants (fil de bonding et métallisation) [PALM78]. Cependant, au regard des différentes études menées, les résultats obtenus sur les associations d'éléments de même nature (Au-Au, Al-Al...) démontrent la bien meilleure tenue de l'ensemble métallisation – fil de bonding lors d'une utilisation à haute température [GING00, LEFR03] que lorsque ce couple est constitué d'éléments de natures différentes. Le coupe Ni-Al semble toutefois présenter des performances acceptables dans le cas d'une utilisation à haute température.

Dans le cas de la microélectronique, les fortes densités de courant dans les connexions par billes de soudure (2,5 kA/cm²), à une température de 150°C, prédisposent aux mécanismes de défaillance telle que l'électromigration de la brasure SnPb37, réduisant la durée de vie de type d'assemblage malgré la mise en place plots de contacts permettant de retarder l'apparition de la dégradation [WU06]. Cette solution technologique, déjà mise en oeuvre dans le domaine de l'intégration de puissance à des niveaux de densité de courant bien moins sévères à ce jour, pourrait devenir une source potentielle de défaillance pour les futurs développements à haute intégration (SiC) [BAI00].

D'autre part, on peut noter que parmi les études menées aux Etats-Unis, le programme américain HiTeC TRP (High Temperature Technology Reinvestisment Program) cherche à valider la fiabilité des connexions Al-Al, Au-Au et Al-Ni pour des applications à haute température de fonctionnement (T_c=200°C T_j=225°C).

Brasure

Les mécanismes entraînant la défaillance des brasures de l'assemblage sont principalement d'origine thermomécanique. Ainsi, lors du cyclage thermique, les différences des CTE des deux matériaux en contact avec la brasure induisent des sollicitations mécaniques élevées dans cette dernière, conduisant à la dégradation de son l'intégrité (délaminage) [NADE99, HAMI99, THOB01].

La fiabilité des brasures, entre les constituants de l'assemblage d'un module de puissance, peut être approchée par une loi de durée de vie telle que Coffin-Manson sous la forme [CIAP02] :

$$N_f = \frac{1}{2}\left(\frac{L\,\Delta\alpha\,\Delta T}{\gamma\,\chi}\right)$$

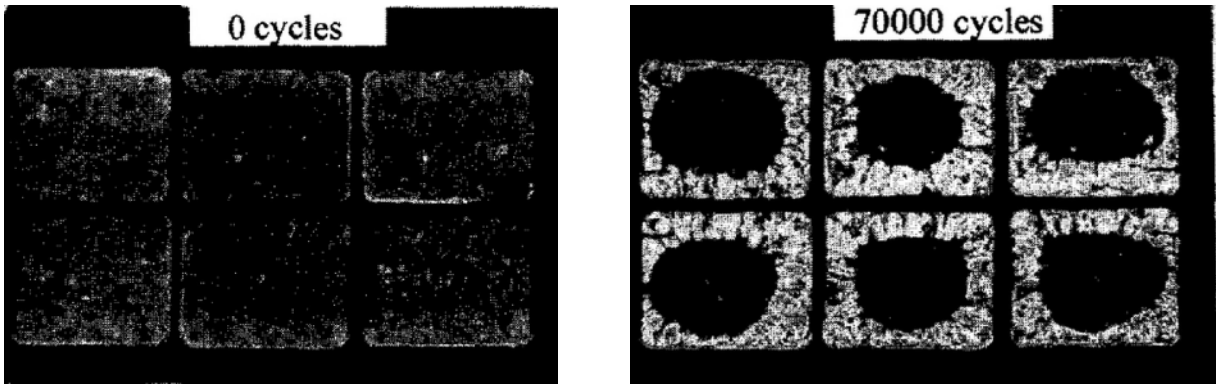
Equation I.7 : Loi de Coffin-Manson modélisant la durée de vie d'une brasure [CIAP02].
N_f: Nombre de cycles avant défaillance.
$\Delta\alpha$: Différence des CTE (10^{-6}/°C).
ΔT : Amplitude du cycle thermique (°C).
L : Longueur du joint de brasure (m).
χ, γ : Coefficient d'épaisseur et de ductilité de la brasure.

A partir de cette relation, il est possible de définir quelques règles de conceptions :

- Diminuer les dimensions de la brasure,
- Limiter l'amplitude du cyclage thermique,

- Homogénéiser les CTE,
- Contrôler l'épaisseur du joint de brasure,
- Choisir une brasure aux propriétés mécaniques adaptées.

La durée de vie d'une brasure dépend fortement de ses dimensions latérales. Dans les modules de puissance, la brasure de plus grande surface est celle située entre le substrat céramique et la semelle. C'est le délaminage de cette brasure qui est le principal mode de défaillance constaté sur les modules de puissance. L'initiation de la fissure apparaît principalement dans les angles de la brasure, là où les contraintes mécaniques sont les plus élevées (zone blanche de la figure I.43b, montrant une analyse au microscope acoustique) [MITI99, WILD01, KHAT04].



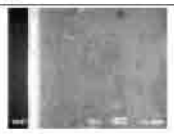
a) Analyse acoustique avant cyclage. b) Analyse acoustique après 70 000 cycles.

Figure I.43: Evolution de la dégradation de la brasure au cours d'un cyclage entre -55°C et +150°C [MITI99].

Il est donc important de limiter les différences de CTE des éléments en contact avec la brasure, et cela plus particulièrement pour les modules de grandes dimensions. Ainsi, un assemblage AlSiC / AlN sera préféré à un assemblage conventionnel Cu / AlN. De la même manière, le cyclage actif entraîne la fatigue de la brasure entre le substrat et le semi-conducteur. Avec un CTE inférieur à 3.10^{-6}/°C pour les éléments actifs Si ou SiC, le choix d'un DCB AlN, avec un CTE de $6{,}7.10^{-6}$/°C pour une métallisation en cuivre de 300µm [SCHU03], permet une meilleur tenue de la brasure puce [THOB01].

Mais, au-delà de la nature des matériaux en contacts, conduisant à la création de sollicitations mécaniques dans la brasure, la tenue et donc la durée de vie de la brasure est bien évidemment fonction de l'alliage employé [COQU01, THOB01]. Ainsi, une brasure très riche en étain, en contact avec le cuivre du DCB par exemple, va présenter des zones d'intermétalliques (Cu5Sn6) qui sont beaucoup plus fragiles. Dès lors, l'initiation et la propagation de fissures se réalisent à l'interface de la brasure et de l'intermétallique riche en cuivre [CIAP02].

Le développement des brasures sans plomb nécessite ainsi l'emploi d'alliages à forte teneur en étain. De nombreuses études cherchant à évaluer la résistance à la fatigue de brasures sans plomb à forte teneur en étain ont montré la présence de défauts dans la brasure, sous forme de monocristaux d'étain, appelés trichites (whiskers), qui fragilisent l'intégrité de l'assemblage (figure I.44) [GUED02, HE04, KOYA03]. Ce point négatif est à ajouter à la création d'intermetalliques lorsque la brasure est mise en contact avec du cuivre.

Lead frame base	Dipping	Plating			
	Sn-Cu	Sn-Ag	Sn-Cu	Sn-Bi	Sn
Cu base	○	○	△	○	△
Ni plating	○	○	△	○	△
Ni-P plating	○	○	×	×	×
Ni-Co plating	–	○	△	×	△
SEM image on Ni-P plating					

○: No whisker growth, △: Less than 50μm, ×: More than 50μm

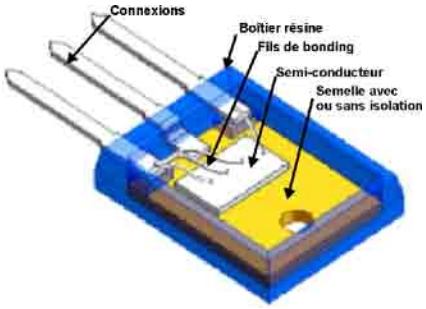
Figure I.44 : Modification de l'intégrité de l'assemblage après 3000 heures à 85°C et 85%Rh [KOYA03].

3. Niveau III : Mise en boîtier

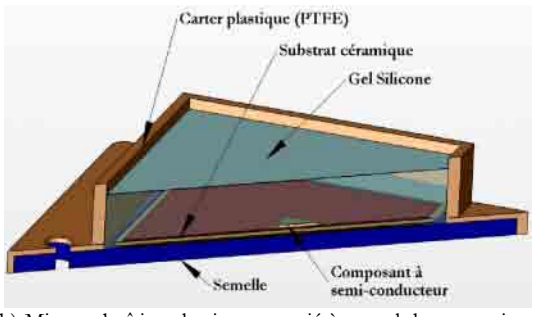
La mise en boîtier du module de puissance permet de réaliser une protection mécanique, mais aussi de limiter la pénétration de polluants (poussière, humidité ...) vers les parties actives du dispositif.

3.1. Modes d'encapsulation

Il est possible de distinguer deux principaux modes d'encapsulation avec d'une part, la solution économique résinée (figure I.45a), et d'autre part, la mise en boîtier à l'aide d'un carter plastique ou métallique associé à un gel de protection (figure I.45b).



a) Boîtier résine [WEN02].



b) Mise en boîtier plastique associé à un gel de protection.

Figure I.45: Encapsulations des dispositifs de puissance.

Les boîtiers résinés sont mal adaptés dans les cas de fortes contraintes environnementales (température élevée, cyclage thermique). Les raisons sont la température T_g de vitrification relativement basse (de l'ordre de 250°C), la différence de CTE entre la résine époxy et la puce est élevée, et enfin la sensibilité des résines époxy à l'humidité d'autant plus que la température d'utilisation est élevée (effet « pop-corn ») [ENLO99, WOND99, CLUS00, AMAG02]. A titre indicatif, la figure I.46 compare la durée de vie de chacun des deux modes d'encapsulation lors d'une sollicitation thermique maintenue à 180°C.

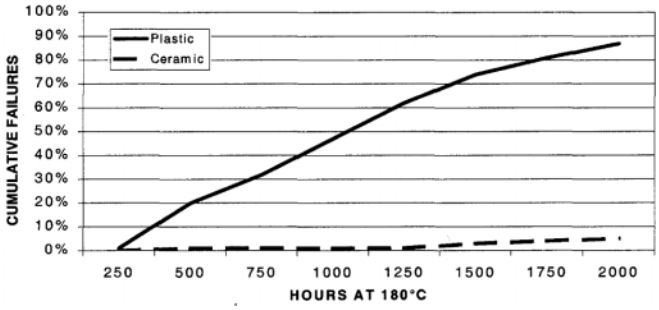


Figure I.46 : Comparaison du taux de défaillance à 180°C en fonction du modèle d'encapsulation [CLUS00].

Les matériaux utilisés pour la réalisation des boîtiers sont principalement des plastiques polymères (PEEK™, PTFE avec un T_g d'environ 300°C), permettant une utilisation à haute température [MATW].

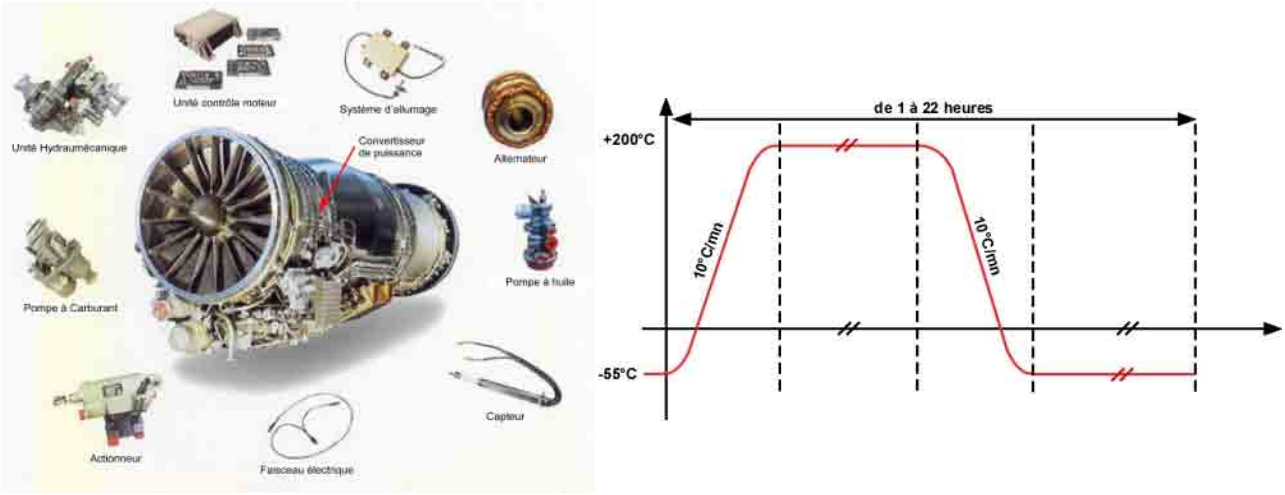
En complément, un gel silicone haute température (TSE3060 Toshiba) est déposé sur les éléments actifs, afin de les protéger contre l'environnement, mais aussi pour améliorer la tenue aux décharges partielles afin de prévenir les risque de décharges partielles induites de par les imperfections des métallisations des substrats DCB [BREI02, LEBE03].

Chapitre II : Développement d'un véhicule de test

I. Introduction

Comme nous l'avons déjà présenté dans l'introduction générale, cette étude porte sur l'intégration d'un convertisseur, pour la commande d'un actionneur dédié à des applications aéronautiques. Ce dernier, d'une puissance inférieure à 5kW, est placé sur le réacteur d'un avion sans dispositif de refroidissement. La figure II.1a présente le réacteur avec différents matériels électriques associés (actionneurs, capteurs, pompes…). Dans le cas du convertisseur qui devra prendre place sur le réacteur, le cahier des charges impose les contraintes suivantes :

- Dans le pire des cas, les fortes contraintes thermiques environnementales entraînent des variations de la température ambiante entre -55°C et +200°C, avec des vitesses d'évolution de la température de l'ordre de ±10°C/min (cf. figure II.1b).
- Pour des raisons économiques et de pérennité des matériels, le choix des puces doit s'appuyer sur des produits commercialisés. La gamme de tension des composants doit être adaptée aux spécifications définies par la norme RTCA/DO-160D (bus continu ±270V à fréquence variable entre 360Hz et 800Hz).
- Une durée de vie de 50 000 heures, soit entre 2 000 et 20 000 cycles de fonctionnement environ (décollage, vol, atterrissage). La durée d'un cycle est comprise entre 1 heure pour un vol intérieur, 10 heures pour un vol long courrier, et a atteint le record de 22 heures en novembre 2005 pour un vol long courrier Hongkong–– Londres sans escale.



a) Exemples d'application (HISPANO-SUIZA). b) Profil des températures environnementales au cours d'une mission.

Figure II.1 : Profil de mission, et exemple d'application avionique.

Afin de mettre en évidence les modes de défaillances associés à des utilisations sous des contraintes thermiques aussi sévères, nous avons, dans un premier temps, cherché à évaluer la robustesse de modules de puissances spécifiques. Pour cela, la société APT Europe a réalisé cinq modules de test (véhicules de test) adaptés. Ce chapitre présente les étapes du développement des véhicules de test utilisés. En plus de nous permettre d'identifier les modes de défaillance sous des contraintes thermiques sévères, ces véhicules de test nous permettront également d'évaluer les performances électriques à haute température des puces de puissance que nous aurons préalablement choisies.

La première partie de cette étude porte sur le choix de composants commercialisés les mieux adaptés à une utilisation à haute température. Ce choix est effectué à partir de comparaisons des performances électriques (courant de fuite, tension de seuil…), entre 20°C et 200°C, de composants discrets en boîtier résine de type TO220 et TO247. La plage de température est volontairement limitée à 200°C pour des raisons liées à la technologie d'assemblage et d'encapsulation en résine.

Après le choix du mode d'assemblage et des matériaux qui seront utilisés, les composants à semi-conducteurs, identifiés comme les mieux adaptés à une température élevée de fonctionnement, seront intégrés dans les véhicules de test.

Une nouvelle campagne de caractérisations électriques des puces intégrées dans le véhicule de test sera ensuite détaillée, mais cette fois dans un boîtier adapté aux contraintes thermiques, jusqu'à 220°C. Les résultats obtenus seront alors comparés à ceux obtenus sur les composants discrets.

II. Choix des composants à semi-conducteurs adaptés

1. Objectifs et Méthodologie

Dans le cadre du développement d'un convertisseur fonctionnant à une température ambiante de 200°C, le choix des composants à semi-conducteurs est une priorité pour en confirmer la faisabilité. Ce choix s'est effectué à partir d'une campagne de caractérisations électriques de différents composants discrets commercialisés en boîtier résine époxy, de type TO220 et TO247 (tableau II.1).

Lorsque l'étude a débuté en 2003, aucun transistor SiC n'était encore disponible dans le commerce. Nous avons dû à cette époque évaluer différentes technologies de transistors silicium. Le niveau de tension pouvant être éventuellement adapté, nous avons essentiellement caractérisé des transistor MOS basse tension et des transistors CoolMOS™ dont le dopage élevé de base pouvait laisser supposer un bon comportement à haute température. En 2003, des diodes Schottky SiC 600V étaient disponibles, et nous les avons évaluées. Toutefois, le contact Schottky n'étant pas idéal pour des applications hautes températures, nous avons cherché à comparer ces diodes Schottky SiC à des diodes PIN de même calibre en tension, et spécifiées pour une température de jonction de 175°C.

Nous avons ainsi comparé les dispositifs suivants :

- Diode Si PIN / Diode SiC Schottky : Le courant de fuite élevé des diodes Schottky est une limitation à la montée en température, même pour des composants SiC. Des diodes PIN spécifiées pour une température de jonction de 175°C. Enfin nous avons des diodes Schottky SiC 600V à des diodes silicium de même tension de claquage.
- Transistor CoolMOS™ Si 600V / IGBT NPT Si 600V : L'objectif est ici de comparer deux technologies couramment utilisées dans la gamme de tension considérée. L'objectif principal était de montrer l'intérêt des dispositifs à base de super-jonction à haute température ; la comparaison s'est donc effectuée avec un transistor IGBT de même calibre en tension. Le choix d'un transistor IGBT NPT fût conditionné par l'absence de réduction de la durée de vie des porteurs dans la base, ce qui garantissait des fuites minimales pour ce composant.
- Transistor CoolMOS™ Si 600V / Transistor MOS Si 200V : L'intérêt était ici de comparer des transistors à super-jonction à des transistors MOS standards basse tension dont le fonctionnement possible à haute température avait été déjà démontré.

Le tableau II.1 détaille la liste des différents transistors et diodes qui ont été caractérisés, et à partir desquels nous avons sélectionné les puces les plus adaptées, parmi celles disponibles en 2003, pour un fonctionnement à haute température.

Tableau II.1 : Table des composants discrets étudiés

Désignation	Constructeur	Référence	T_j max	V_{BR} (T_j=25°C)	In (T_j=25°C)	Surface Active de la puce	Densité nominale de courant (T_j=25°C)
Diode PIN Si	FAIRCHILD	RURG3060	175°C	600 V	30 A	15,64 mm²	192 A/cm²
Diode Schottky SiC	INFINEON	STD12S60	175°C	600 V	12 A	3.82 mm²	314 A/cm²
Diode Schottky SiC	CREE	CSD10060	175°C	600 V	10 A	4,58 mm²	218 A/cm²
MOS Si	IR	23N20D	175°C	200 V	24 A	15,17 mm²	158 A/cm²
CoolMOS™ Si	INFINEON	SPW20N60C2	150°C	600 V	20 A	21.2 mm²	94 A/cm²
CoolMOS™ Si	APT	APT47N60BC3	150°C	600 V	47 A	58,69 mm²	80 A/cm²
IGBT Si NPT	INFINEON	SWG15N60	150°C	600 V	15 A	10,7 mm²	140 A/cm²

La forte augmentation du courant de fuite avec la température est la principale cause de limitation d'emploi des composants à haute température. C'est donc par rapport au courant de fuite que nous avons sélectionné les composants les mieux adaptés à un fonctionnement à haute température.

Les mesures sont réalisées après l'établissement progressif de la tension aux bornes du composant durant quelques secondes pour s'assurer de l'état d'équilibre. La limite en courant de fuite est fixée arbitrairement à 0,1 A/cm² pour éviter tout risque d'emballement thermique pouvant conduire à la destruction de cellules ; les mesures de courant de fuite n'ayant pas été effectuées de façon impulsionnelle [DREI94]. Afin de rendre la comparaison des résultats plus aisée, les mesures seront converties en densité surfacique de courant de fuite (A/cm²), après que les surfaces actives de chacun des composants testés aient été déterminées.

Nous avons également profité de cette campagne de caractérisation électrique en courant de fuite pour étudier l'influence de la température sur les performances en régime de conduction, ainsi que sur la tension de seuil des différents transistors à grille isolée testés.

2. Moyens mis en œuvre

Plusieurs paramètres électriques ont été caractérisés sur une large gamme de température (jusqu'à plus de 200°C). Bien que nous ayons, dans un premier temps, uniquement cherché à comparer les performances des différents composants testés, il a toutefois été nécessaire de s'assurer de la reproductibilité des mesures réalisées. Les caractérisations ont donc été réalisées sur plusieurs échantillons d'un même lot afin d'évaluer la qualité des mesures, et l'éventuelle dispersion des performances.

2.1. Evaluation des performances électriques

Cette campagne d'évaluation des performances électriques des 8 composants initialement sélectionnés (voir tableau II.1) nous a amené à entreprendre un grand nombre de mesures. Des essais préliminaires de caractérisation électrique ont conduit à des tests de plusieurs heures, nécessaires pour atteindre l'état d'équilibre thermique pour chacune des mesures réalisées (lié au mode de chauffage par résistance utilisé). Les moyens mis en œuvre, pour évaluer les performances électriques en régime statique, s'articulent autour d'une application développée sous LabView, interfacée avec les appareils de mesure et les sources électriques à travers les ports GPIB, RS232 et autres commandes en tension (figure II.2). Nous avons ainsi voulu automatiser ces campagnes de mesure. La figure suivante détaille les moyens mis en oeuvre pour la réalisation des différentes caractérisations.

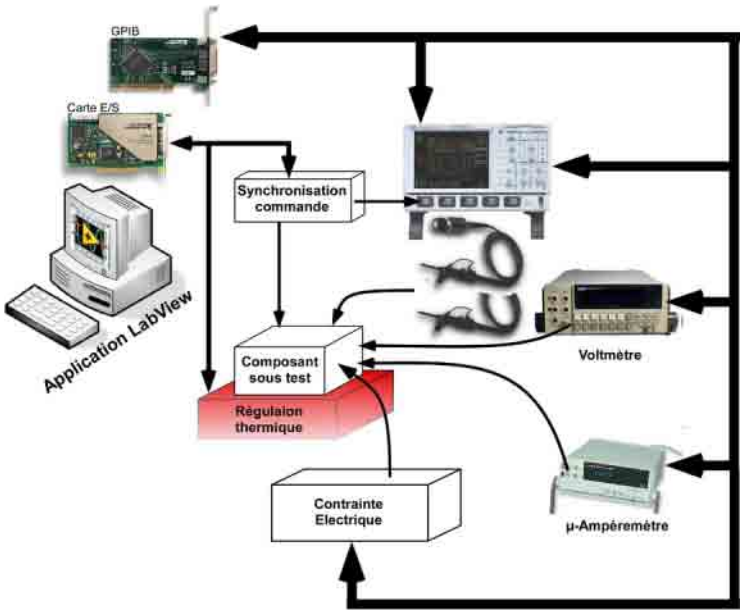


Figure II.2 : Principe du banc de caractérisation électrique automatisé.

L'application LabView assure le contrôle des paliers thermiques et la régulation des plaques chauffantes, ainsi que les différents ordres de commandes délivrés aux appareils de mesures pour l'acquisition des grandeurs physiques (figure II.3).

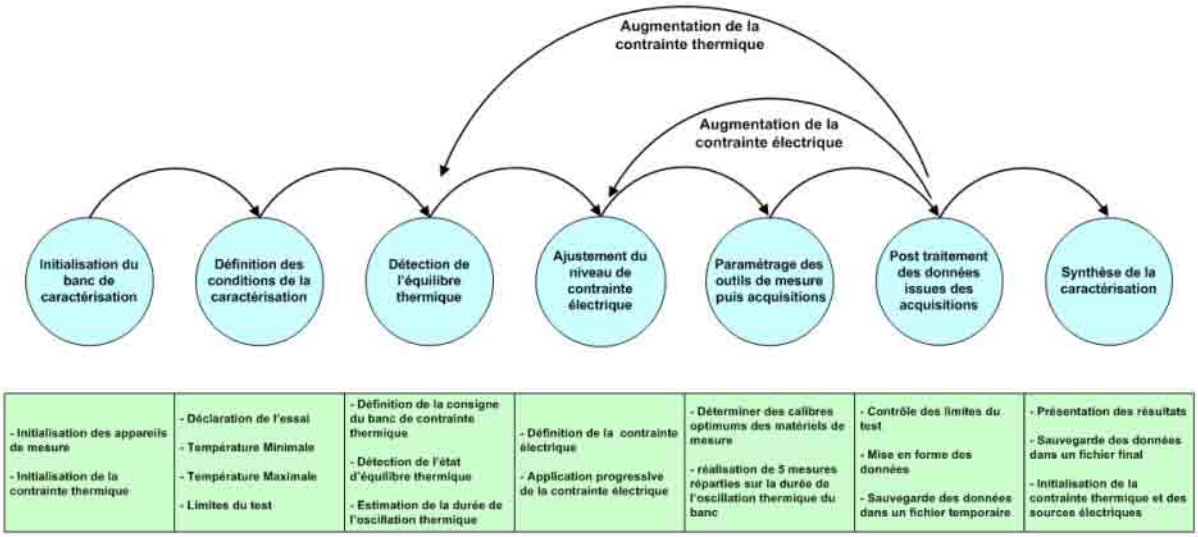


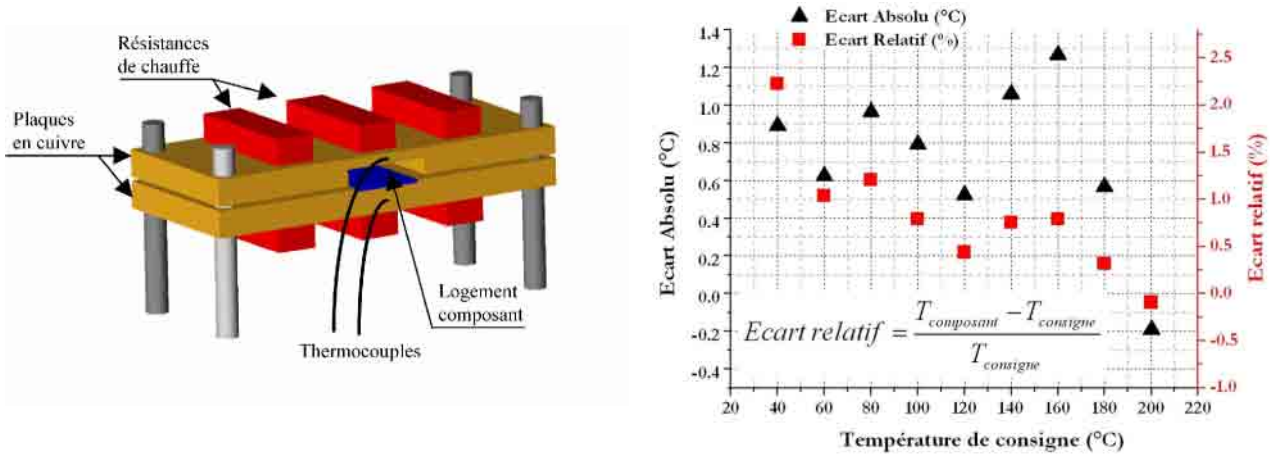
Figure II.3 : Chronogramme des actions réalisées lors des caractérisations électriques automatisées.

Une fois le régime thermique permanent établi, il subsiste toutefois une oscillation de la température de la semelle, et par conséquent de la température des puces. En raison de la forte dépendance des paramètres physiques à mesurer avec la température, la mesure de ces paramètres électriques des composants sous test est estimée à partir de la moyenne de 5 acquisitions régulièrement réparties au cours de la période de l'oscillation thermique, pour chaque température de contrainte.

2.2. Contrainte thermique

La régulation de la température des composants discrets est obtenue par la mise en contact du boîtier TO220 ou TO247 avec deux supports en cuivre régulés à une même température de consigne (figure II.4a). Une fine épaisseur de Téflon (partie bleue, figure II.4a) permet d'assurer l'isolation électrique entre la semelle métallique du composant (non isolée) et les plaques chauffantes. La température de contrainte est ajustée grâce à un contrôle par hystérésis autour de la température de

consigne délivrée par l'application LabView. La température des supports, comprise entre 40°C et 200°C, est mesurée grâce à un ensemble thermocouple / conditionneur (annexe 1). L'écart entre la température de consigne, et celle mesurée au centre d'un composant instrumenté d'un thermocouple, est évalué à +2,5% et -0,5% (annexe 3).



a) Banc de contrainte thermique pour les composants en boîtier TO220 et TO247.

b) Contrôle de la température du composant sous test en fonction de la température de consigne appliquée aux supports.

Figure II.4 : Banc de contrainte thermique des composants en boîtier type TO220 et TO247.

3. Caractérisations en courant de fuite

Les courants de fuite sont mesurés avec un nano-ampèremètre (SMU Keithley 6430) pour différentes tensions de polarisation. La figure II.5 présente le schéma de principe pour la mesure du courant de fuite d'un transistor avec un potentiel de grille nul (grille raccordée à la source V_{GS}=0V). La tension appliquée au composant sous test, comprise entre 0 et V_{BR}, est contrôlée par l'intermédiaire de l'interface LabView.

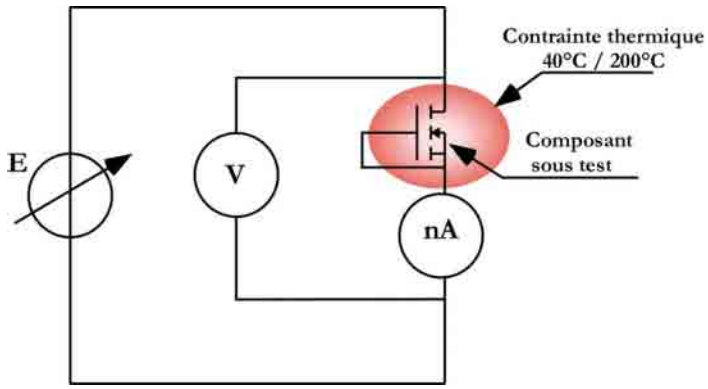
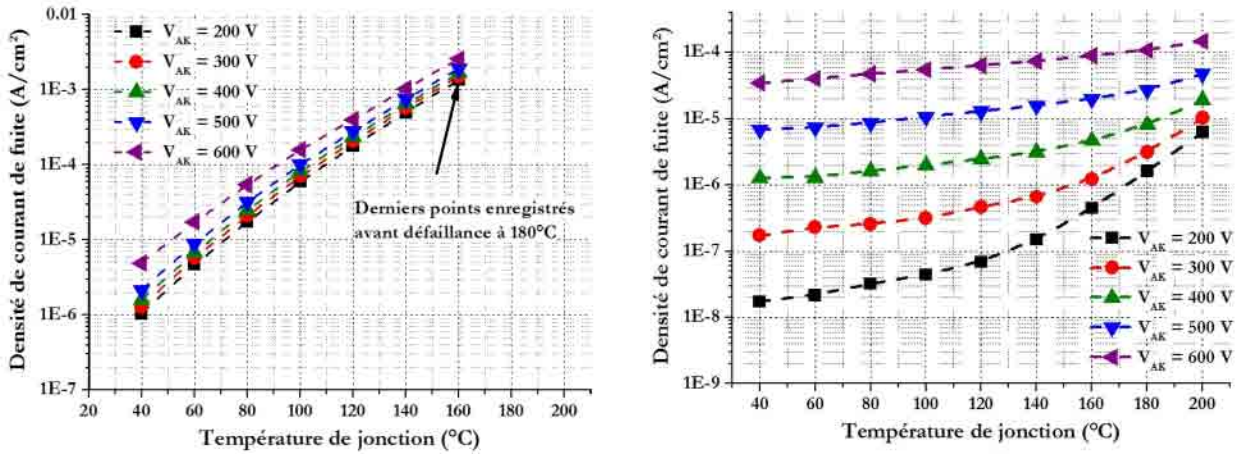


Figure II.5 : Schéma de principe pour la mesure du courant de fuite.

La zone en rouge sur le schéma (figure II.5) présente la contrainte thermique appliquée au composant sous test (contrôlée entre 40°C et 200°C). Les résultats de ces caractérisations sont convertis en densité de courant pour simplifier la comparaison entre les différents composants testés.

3.1. Etude comparative des diodes

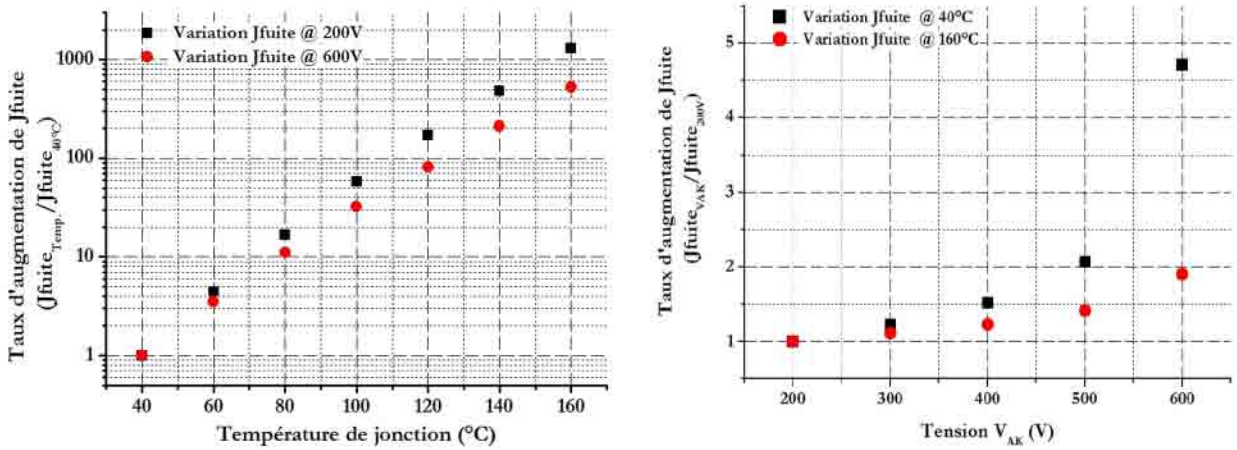
La première comparaison porte sur le comportement, à l'état bloqué, des diodes Schottky SiC et des diodes PIN Si. La figure II.6 présente l'évolution des densités surfaciques de courant de fuite pour ces deux types de diodes, en fonction de la température et sous différentes tensions de polarisation.



a) Diode PIN Si INRERSIL RURG3060. *b) Diode Schottky SiC CREE CSD1060.*

Figure II.6 : Caractérisation des densités de courant de fuite : Diode PIN Si et Diode Schottky SiC.

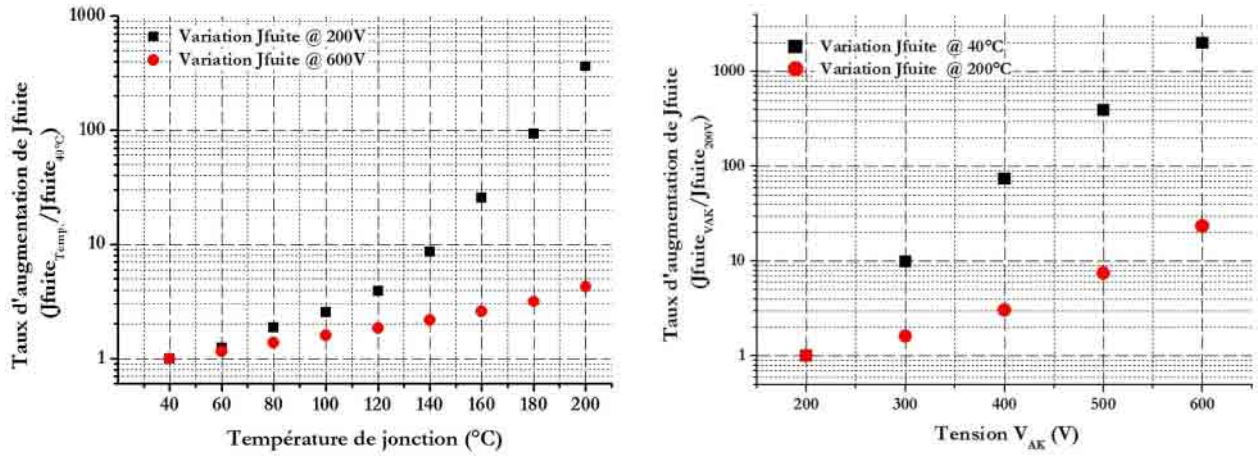
Au cours de la caractérisation de la diode PIN Si RURG3060, spécifiée pour une température de jonction maximale de 175°C, la mesure à une température de 180°C n'a pu être réalisée en raison d'une augmentation non contrôlée du courant de fuite. Après analyse du composant, la présence de traces de la brasure autour de la puce suppose une transition liquide de celle-ci, ayant entraîné une dégradation irréversible de l'isolation électrique. Néanmoins, la figure II.6a présente les résultats de la caractérisation de la diode PIN Si RURG3060 jusqu'à 160°C. Le niveau de courant de fuite est fortement influencé par la température de jonction, avec une augmentation de la densité de courant de fuite d'un facteur 200 à 500 pour une variation de 100°C (voir figure II.7a). A contrario, pour une température de jonction définie, le courant de fuite est relativement peu modifié par la tension, avec variation d'un facteur 2 à 5 pour une augmentation de la tension de 200 à 600V (voir figure II.7b).



a) Taux de variation de la densité de courant de fuite en fonction de la température de jonction. *b) Taux de variation de la densité de courant de fuite en fonction de la tension V_{AK}.*

Figure II.7 : Taux de variation de la densité de courant de fuite Diode PIN Si INRERSIL RURG3060.

La figure II.8a rend compte de l'évolution de la densité de courant de fuite de la diode Schottky SiC CSD1060, en fonction de la température de jonction. Dans la figure II.8b, le courant de fuite présente une forte dépendance avec la tension appliquée, d'autant plus grande pour des températures peu élevées (augmentation d'un facteur 2000 à 40°C contre un facteur 30 à 200°C). Cette caractéristique est propre aux diodes Schottky, qu'elles soient silicium ou SiC.



a) Taux de variation de la densité de courant de fuite en fonction de la variation de la température de jonction.

b) Taux de variation de la densité de courant de fuite en fonction de la tension V_{AK}.

Figure II.8 : Taux de variation de la densité de courant de fuite Diode Schottky SiC CREE CSD1060.

Le tableau II.2 présente une synthèse des remarques faites d'après les résultats obtenus au cours des caractérisations en densité de courant de fuite.

Tableau II.2 : Comparaison de l'évolution de la densité de courant de fuite en fonction de la tension et de la température

	Diode PIN SI INTERSIL RURG3060	**Diode Schottky SiC CREE CSD1060**
Dépendance à la température (fonction de la tension de référence)	$\frac{J_{fuites_{160\,°C}}}{J_{fuites_{40°C}}} = 500_{600V}$ à 1500_{600V}	$\frac{J_{fuites_{200\,°C}}}{J_{fuites_{40°C}}} = 3_{600V}$ à 300_{200V}
Dépendance à la tension (fonction de la température de référence)	$\frac{J_{fuites_{600V}}}{J_{fuites_{200V}}} = 2_{160\,°C}$ à $5_{40°C}$	$\frac{J_{fuites_{600V}}}{J_{fuites_{200V}}} = 30_{200\,°C}$ à $2000_{40\,°C}$

Le contact Schottky explique la forte dépendance du courant de fuite avec la température. Toutefois, l'énergie de gap élevée du SiC limite ces courants à des valeurs faibles (<20nA/cm² sous $V_{AK}=V_{BR}$ pour une température de jonction de 25°C, et bien inférieur à 0,1A/cm² à 200°C).

En conclusion, les résultats de l'étude des performances en densité de courant de fuite des diodes entre 40°C et 200°C permettent de constater deux comportements distincts :

- La diode PIN présente un courant de fuite fortement influencé par la température (x10 tous les 40°C).
- La diode Schottky SiC présente un courant de fuite fortement influencé par la tension appliquée (x10 tous les 100V).

Le choix de la diode s'est donc naturellement porté sur les diodes Schottky SiC qui présentent, au moins jusqu'à 200°C, un très bon comportement avec la température, et un très faible niveau de courant de fuite.

Disposant de plusieurs diodes, de différents fabricants, nous avons également évalué leurs dispersions en termes de courant de fuite. La figure II.9 présente les résultats obtenus pour trois diodes Schottky SiC (CREE CSD1060) sous une tension inverse de 600V, et pour des températures de jonction comprises entre 40°C et 200°C. Une très grande disparité des mesures a pu être observée au cours des caractérisations réalisées sur ces échantillons, sans que nous ayons pu expliquer l'origine potentielle de ces dispersions (peut être la qualité de la passivation).

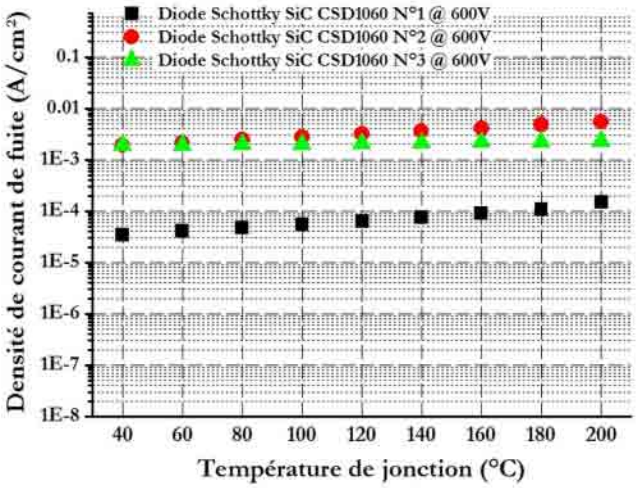


Figure II.9 : Mesures des densités de courant de fuite réalisées sur trois diodes Schottky SiC CREE CSD1060.

Néanmoins, les performances en courant de fuite de la diode Schottky SiC CREE CSD1060 permettent d'envisager son utilisation au sein du véhicule de test pour parfaire l'évaluation de ses performances à haute température (figure II.10).

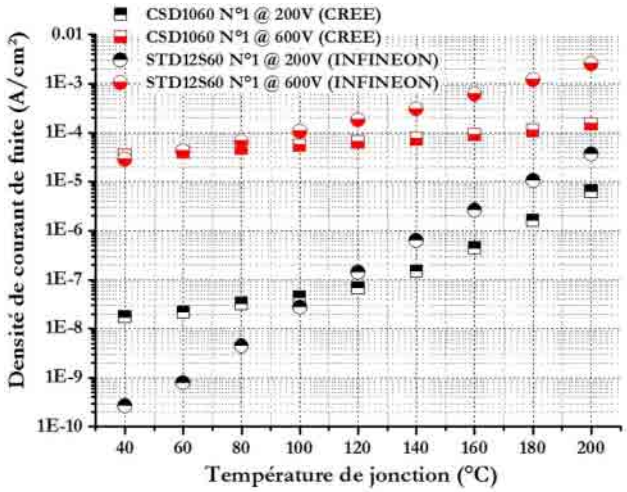
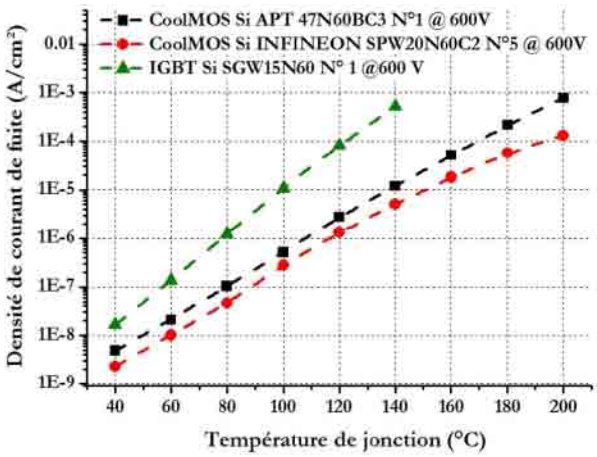


Figure II.10 : Comparaison Diodes Schottky SiC CSD1060 (CREE) – STD12S60 (INFINEON).

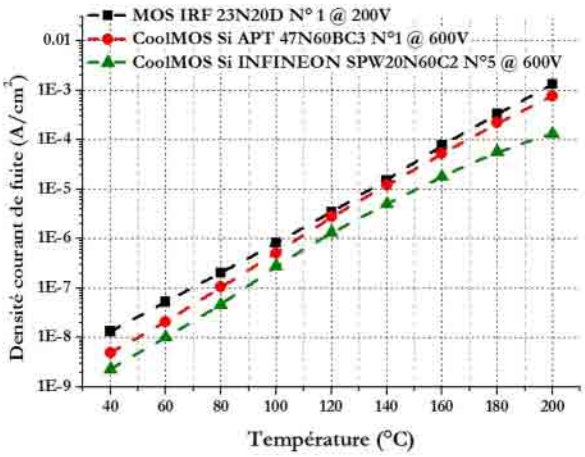
3.2. Etude comparative des transistors Si

Les transistors ont été caractérisés à l'état bloqué (V_{GS}=0), suivant la même méthodologie que précédemment. La figure II.11a présente, pour une tension appliquée de 600V, une comparaison de la densité de courant de fuite entre différents composants spécifiés pour un T_{jmax} de 150C°, qui sont :

- Transistor IGBT NPT, Infineon, SWG15N60 15A – 600V
- Transistor CoolMOS™, Infineon, SPW20N60C2 20A – 600V
- Transistor CoolMOS™, APT, 47N60BC3 47A – 600V



a) Densité de courant de fuite à $V_{AK}=V_{BR}$ des transistors IGBT et CoolMOS™.



b) Densité de courant de fuite à $V_{AK}=V_{BR}$ des transistors MOS et CoolMOS™.

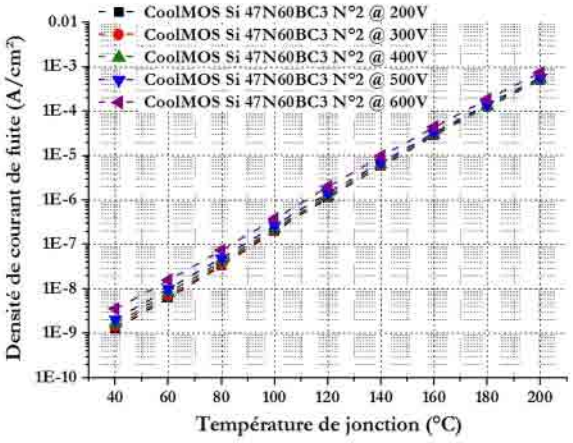
Figure II.11 : Comparaison de la densité de courant de fuite entre des transistors IGBT, CoolMOS™ et MOS.

La figure II.11a montre très clairement que le niveau de courant de fuite des transistors CoolMOS™ est considérablement plus faible (d'un facteur proche de 100 à 140°C) que celui d'un transistor classique de même tenue en tension. Le niveau de courant de fuite à 200°C, inférieur à 100nA/cm² est extrêmement faible, plus faible que celui obtenu sur les plus « mauvaises » diodes Schottky SiC de même calibre en tension, et dans les mêmes conditions de test.

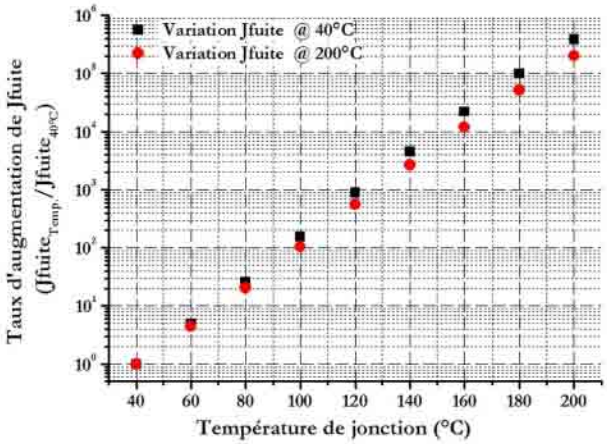
Pour compléter cette étude, la figure II.11b compare les deux transistors à super-jonction testés (V_{BR}=600V) avec un transistor MOS basse tension (V_{BR}=200) spécifié pour une température de jonction maximale d'utilisation de 175°C.

Ainsi, sous leur tension nominale respective, l'évolution du courant de fuite d'un transistor MOS 200V (T_{jmax}=175°C) est équivalente à celle d'un transistor à super-jonction 600V (T_{jmax}=150°C). De nombreux articles ayant déjà fait état des possibilités de fonctionnement à 200°C pour des transistors MOSFETs 200V, nous pouvons supposer qu'il en est de même pour les transistors CoolMOS™.

Les résultats présentés dans la figure II.11b laissent apparaître un niveau de courant de fuite bien plus faible pour les transistors CoolMOS™. L'intérêt des transistors à super-jonction (CoolMOS™) est ainsi clairement mis en évidence. La figure II.12a présente les résultats du transistor CoolMOS™ APT47N60BC3 600V-47A pour des températures comprises entre 40°C et 200°C, et sous des tensions comprises entre 200V et la tension V_{BR} de 600V.



a) Résultats des caractérisations en densité de courant de fuite.



b) Taux de variation de la densité de courant de fuite en fonction de la température de jonction pour V_{AK} = 200V et 600V.

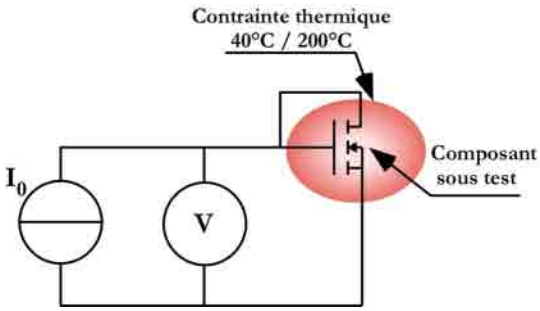
Figure II.12 : Résultats de la caractérisation en densité de courant de fuite du transistor CoolMOS™ APT47N60BC3.

Tandis que la tension appliquée ne semble pas influencer significativement le courant de fuite, la figure II.12b précise la dépendance à la température avec une augmentation d'un facteur 10 tous les 20°C. Le très faible niveau de courant de fuite constaté, ainsi que la facilité d'approvisionnement en puces CoolMOS™ APT a permis d'envisager leur intégration au sein des véhicules de test pour un fonctionnement à haute température.

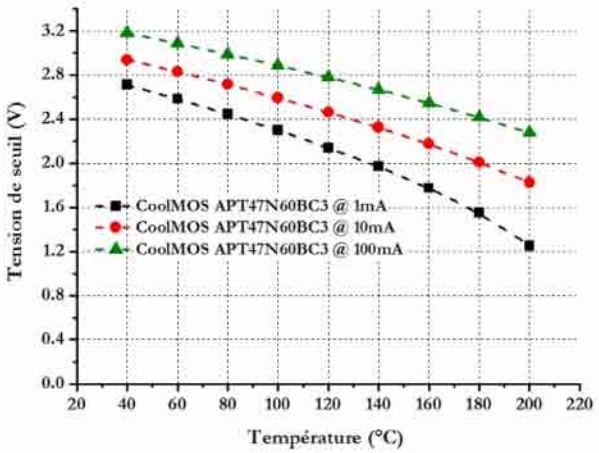
4. Caractérisations électriques complémentaires

4.1. Caractérisation de la tension de seuil

La figure II.13a présente le schéma de principe du banc de caractérisation. L'appareil de mesure utilisé est une source de courant de précision 0.05%+10nA (Keithley 224), pilotée par l'application LabView™. La mesure de la tension est réalisée avec un multimètre numérique (Fluke 8840A).



a) Schéma de principe pour les mesures de tension de seuil.



b) Evaluation de la tension de seuil du transistor CoolMOS™ APT47N60BC3 N°2.

Figure II.13 : Mesure de la tension de seuil.

Dans la notice du constructeur, la mesure de V_{th} est faite pour un courant de 1mA. Malheureusement, à 200°C le courant de caractérisation de 1mA est proche du niveau de courant de fuite (figure II.13b), ce qui conduit à réévaluer la tension de seuil avec des niveaux de courants plus élevés (10mA et 100mA).

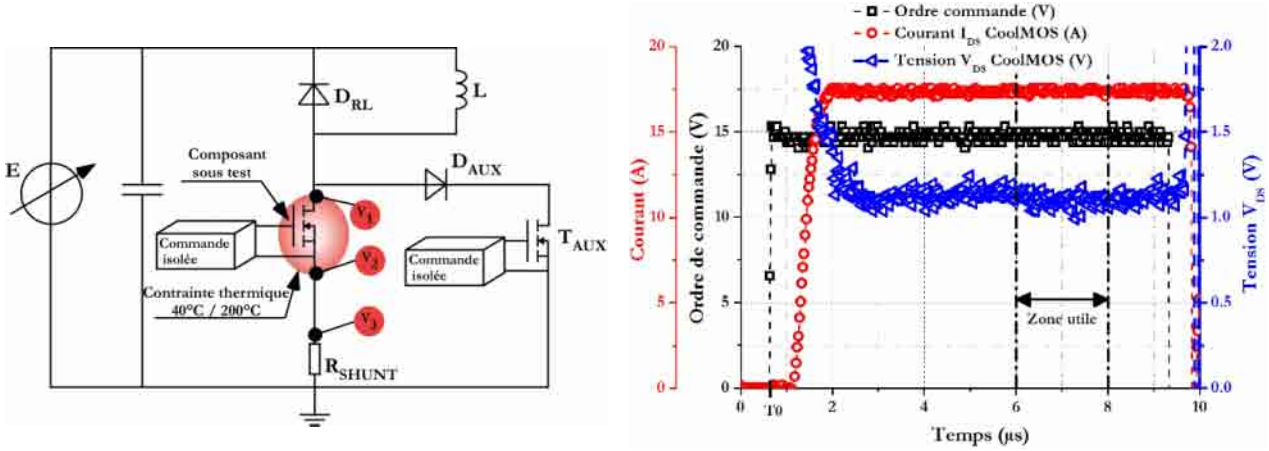
Si la chute sévère de la tension de seuil avec la température n'est pas un point critique, elle nécessitera toutefois de choisir un circuit de commande bipolaire entre -15Vcc et +15Vcc afin d'éviter toute remise en conduction intempestive.

4.2. Caractérisation en conduction

Les paramètres en conduction des composants testés sont obtenus, pour une température donnée, à partir d'une caractérisation de la chute de tension directe en fonction du courant conduit. Afin de limiter l'auto-échauffement de la partie active, la mise en conduction du composant sous test (transistor T_{DUT} ou diode D_{DUT}) est réalisée en mode impulsionnel durant 10µs grâce à l'adjonction d'un transistor auxiliaire (T_{Aux}).

Ainsi, après la mise en conduction de T_{AUX} et D_{AUX}, le courant va croître à travers l'inductance L durant 1ms pour atteindre un niveau de courant I_D qui pourra être réglé grâce à la source de tension ajustable E. Le blocage du transistor auxiliaire (T_{AUX}) entraîne la mise en conduction de la diode de roue libre (D_{RL}). Après 10µs, l'ordre d'amorçage du composant sous test (T_{DUT}), durant 10µs, conduit à l'établissement d'un courant proche du courant I_D dans le composant à tester. Enfin, une durée de quelques millisecondes entre chaque ordre de caractérisation permet d'éviter l'élévation de la température de la partie active. L'estimation du courant est réalisée à l'aide d'une résistance shunt LEM

de 100mΩ - 2GHz caractérisée pour des températures en fonctionnement comprises entre 20°C et 50°C. L'acquisition des grandeurs électriques est effectuée par l'intermédiaire d'un oscilloscope LeCroy LT264, via des sondes dédiées (annexe 2). Le schéma de principe du banc de caractérisation, ainsi qu'un exemple des acquisitions réalisées sont présentés dans la figure II.14.



a) Schéma de principe du banc de caractérisation. *b) Exemple d'acquisition des grandeurs électriques.*

Figure II.14 : Evaluation des performances électriques en conduction.

Les paramètres de conduction sont estimés, pour différents niveaux de courant et pour des températures de jonction comprises entre 20°C et 200°C, à partir des acquisitions réalisées entre T_0+6µs et T_0+8µs. Un ajustement automatisé des calibres des voies d'acquisition de l'oscilloscope, effectué pour chaque acquisition, permet de minimiser l'incertitude des mesures (annexe 2).

La figure suivante montre à titre d'exemple les résultats obtenus de façon totalement automatique sur une diode Schottky SiC pour un courant variant entre 0,1 A et 20A.

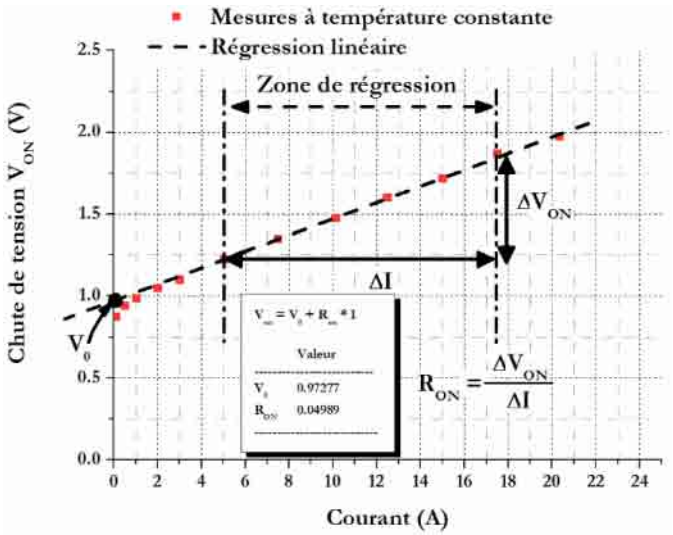


Figure II.15 : Principe d'évaluation des paramètres électriques en conduction.

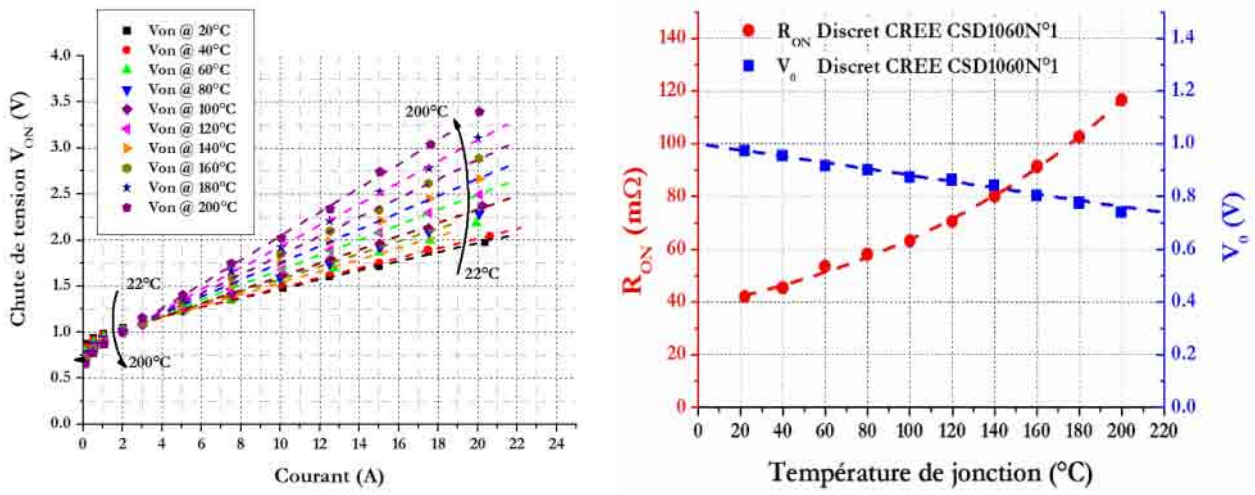
Pour une température fixée, les estimations de la résistance en conduction (R_{ON}) et de la tension de jonction (V_0) sont obtenues à partir d'une régression linéaire des tensions V_{ON} obtenues pour différents niveaux de courant (voir figure II.15). L'application LabView™ contrôlant également la température du support, nous avons pu ainsi obtenir, de façon totalement automatisée, l'ensemble des caractéristiques en conduction.

Caractérisation de la diode Schottky SiC

La figure II.16a présente l'évolution de la tension aux bornes de la diode Schottky SiC CREE (V_{ON}) en fonction de la température de jonction (entre 22°C et 200°C) et du courant conduit (jusqu'à 20A soit deux fois le courant nominal). Les résultats laissent apparaître deux lois distinctes d'évolution avec la température.

- D'une part, pour un niveau de courant inférieur à 2A, la tension V_{ON} décroît lorsque la température de jonction augmente.
- D'autre part, pour un niveau de courant supérieur à 2A, la tension V_{ON} croît lorsque la température de jonction augmente. C'est alors le comportement ohmique qui prédomine.

L'accroissement de la tension de diode, lors de l'augmentation de la température, est une propriété intéressante permettant d'envisager facilement leur intégration en parallèle pour augmenter le calibre en courant dans un convertisseur.



a) Données extraites lors de la caractérisation. b) Paramètres électriques en conduction.

Figure II.16 : Caractéristiques en conduction de la diode Schottky SiC CREE CSD1060 (10A-600V).

La figure II.16b présente l'évolution des paramètres en conduction de la diode Schottky SiC en fonction de la température de jonction. Ces résultats rendent compte d'une augmentation de la résistance de conduction qui triple entre 20°C et 200°C (42mΩ contre 116mΩ). La tension de jonction (V_0) décroît de façon linéaire (de l'ordre de 1mV/°C) pour atteindre une valeur de 740mV à 200°C, soit une diminution de 25% de la valeur initiale, obtenue à 20°C. En résumé, le modèle simplifié en conduction de la diode Schottky peut être approché par les expressions suivantes :

$$V_{ON} = V_0 + R_{ON} \times I_D$$

$$R_{ON} = 0{,}0143 + 0{,}024\, e^{0{,}0073 T_j}$$

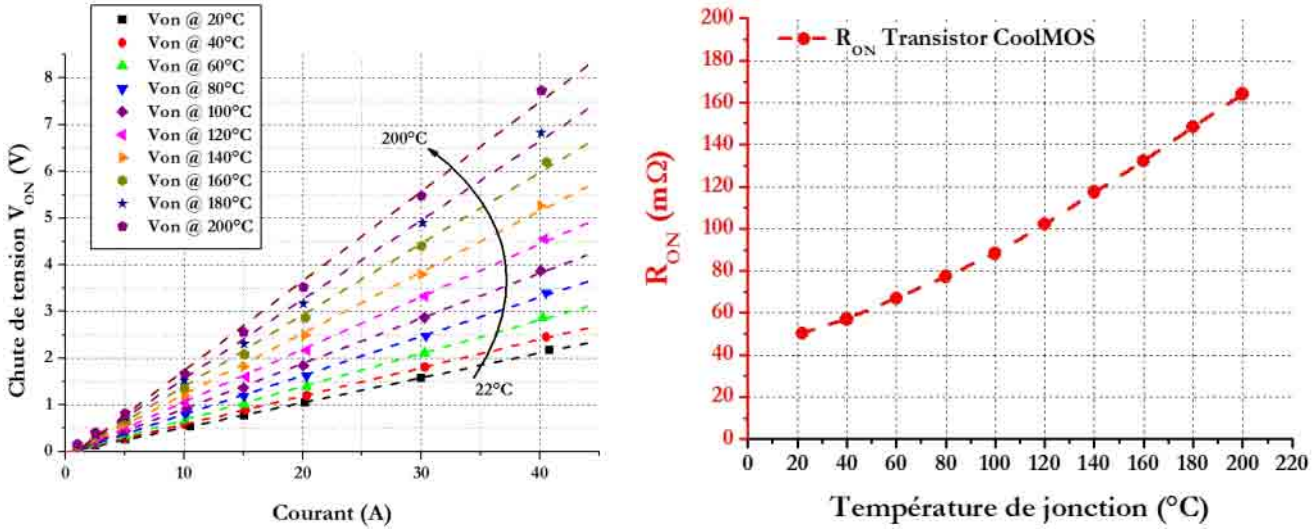
$$V_0 = 1 - 0{,}00125 \times T_j$$

Equation II.1 : Modèle statique diode.
V_{ON} : Chute de tension directe en conduction (V).
I_D : Courant conduit dans la diode (A).
R_{ON} : Résistance de conduction (Ω).
V_0 : Tension de jonction (V).
T_j : Température de jonction (°C).

Les résultats obtenus sont conformes aux informations délivrées dans la documentation du constructeur qui présente, pour un courant conduit de 10A, des valeurs de V_{ON} typiques de 1,6V à 25°C et 2V à 175°C, contre des résultats expérimentaux de 1,5V à 22°C et 1,9V à 180°C.

Caractérisation du transistor CoolMOS™

La figure II.17 présente les résultats issus de la caractérisation en conduction du transistor CoolMOS™ APT 47N60BC3 47A-600V pour des températures comprises entre 22°C et 200°C. Les caractéristiques présentées dans la figure II.17a confirment la forte dépendance de la chute de tension du transistor CoolMOS™ avec la température.



a) Données extraites lors de la caractérisation. *b) Paramètres électriques en conduction.*

Figure II.17 : Caractéristique en conduction du transistor CoolMOS™ APT47N60BC3 (600V-47A).

L'évolution de la résistance de conduction en fonction de la température est présentée dans la figure II.17b. La résistance de conduction augmente d'un facteur trois entre 20°C et 200°C. Dans le cas du transistor CoolMOS™, le modèle simplifié en conduction, estimé à partir de la résistance R_{ON} en fonction de la température, est présenté ci-dessous.

$$V_{ON} = R_{ON} \times I_T$$

$$R_{ON} = 0{,}0543 + 0{,}0943\, e^{0{,}0042 T_j}$$

Equation II.2 : Modèle statique CoolMOS™.
V_{ON} : Chute de tension directe en conduction (V).
I_T : Courant conduit dans le transistor (A).
R_{ON} : Résistance de conduction (Ω).
T_j : Température de jonction (°C).

Les résultats expérimentaux correspondent aux caractéristiques présentées dans la documentation du constructeur. Ainsi, pour un courant conduit de 10A durant moins de 380µs, sous une tension de commande V_{GS}=10V, la résistance typique définie par le constructeur à 25°C est de 60 à 70mΩ, contre une valeur expérimentale d'environ 55mΩ lors d'une durée de conduction de 10µs sous une tension de grille de 15V.

Caractérisation de la diode de structure du transistor CoolMOS™

La diode de structure du transistor CoolMOS™ a été également caractérisée afin de vérifier si son utilisation pouvait être envisageable comme diode de roue libre d'un bras de pont.

La caractérisation de la diode de structure du transistor CoolMOS™, présentée dans la figure II.18, montre une très faible chute de tension directe (V_{ON} ≈ 500mV @ 10A et 200°C) bien inférieure à celle mesurée avec la diode Schottky SiC CREE (V_{ON} ≈ 2V @ 10A et 200°C).

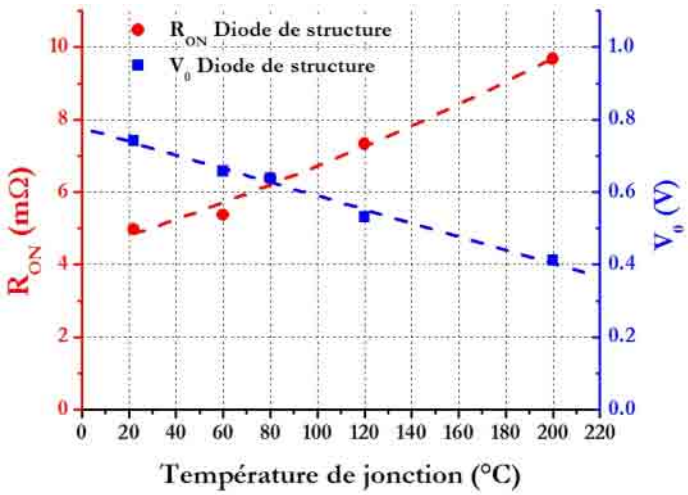


Figure II.18 : Paramètres électriques en conduction de la diode de structure du transistor CoolMOS™ APT47N60BC3.

En évaluant les performances en commutation, nous avons constaté le très mauvais comportement au blocage de la diode de structure. La figure I.19 montre un relevé au blocage, dans des conditions de commutation particulières, où la tension d'alimentation du hacheur est très faible (30V), tout comme le courant de charge (0,5A). Dans ces conditions pourtant très favorables, le courant de recouvrement inverse est très élevé (environ 11A). De plus, la remontée très rapide du courant génère une surtension inverse élevée.

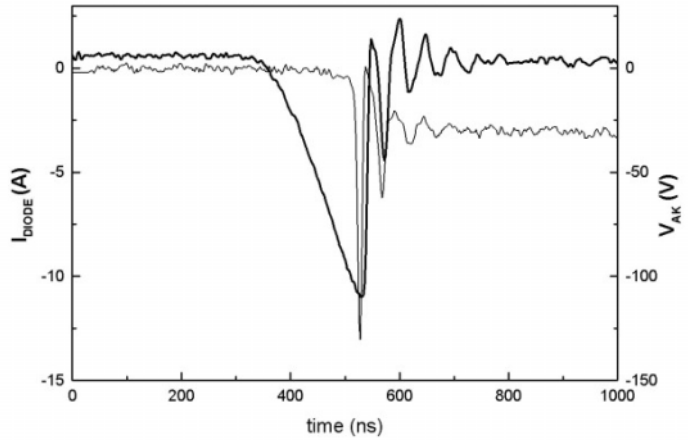


Figure II.19 : Caractéristique diode de structure du CoolMOS™ (à la fermeture U_{DC}=30V, I_D=0,5A, T_j=25°C) [CADE03].

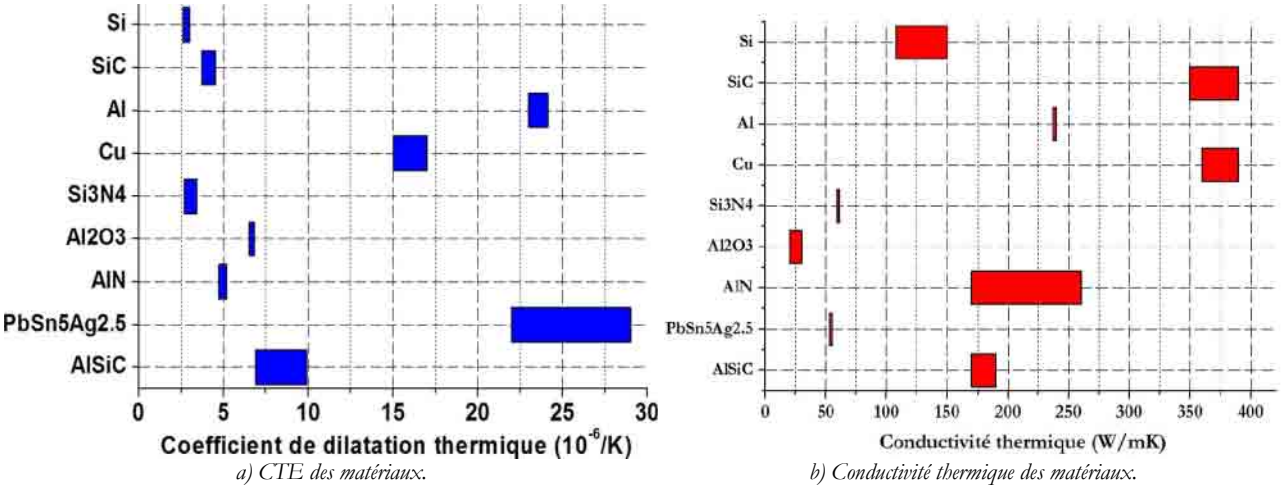
Ce relevé montre que la diode de structure du transistor CoolMOS™ ne peut être utilisée. Elle devra donc être impérativement inhibée. Mais comme nous avons vu, la chute de tension directe de cette diode est considérablement plus faible que celle des diodes Schottky SiC que nous utiliserons. Nous serons donc amenés à placer des diodes Schottky SiC en série avec le transistor afin d'être certain d'inhiber la conduction de la diode de structure du transistor CoolMOS™.

III. Présentation du véhicule de test

Les choix de conception des véhicules de test sont effectués en fonction des fortes contraintes environnementales de cette application. L'objectif principal est de mettre en évidence les modes de défaillance, et de comprendre les mécanismes de défaillance afin d'envisager des solutions technologiques permettant d'améliorer la durée de vie de module de puissance sous des contraintes thermiques aussi sévères (cyclage thermique passif entre -50°C et +200°C). En complément, le véhicule de test devra permettre une évaluation des performances électriques des composants dans un packaging adapté.

La haute température de fonctionnement du matériel (200°C) nécessite une brasure pour l'assemblage qui présente une température de transition visqueuse au moins supérieure à 250°C. Ainsi, la brasure sélectionnée, pour l'assemblage simultané des ensembles semelle / DCB et puces / DCB, est un alliage Sn5Pb92.5Ag2.5 (Solidus 287°C / Liquidus 296°C). L'assemblage des connecteurs électriques externes est réalisé à une température moins élevée (240°C) avec un alliage Sn95Sb5 (Solidus 232°C / Liquidus 240°C) tout en maintenant une faible résistance thermique de l'ensemble.

Afin de limiter les contraintes thermomécaniques au sein de l'assemblage, les différents constituants des véhicules de test sont sélectionnés avec l'aide de la société APT Europe, dans le but d'homogénéiser les coefficients de dilatation thermique (figure II.20). Ainsi, la recherche d'une adéquation entre les coefficients de dilatation thermique des différents matériaux de l'assemblage nous conduit au choix d'une semelle AlSiC MMC (Metal Matrix Composite). Cet alliage présente une masse volumique 2,8 fois plus faible que le cuivre et un coefficient de dilatation thermique ajustable entre $7{,}2.10^{-6}$/°C et $8{,}3.10^{-6}$/°C (contre 16.10^{-6}/°C pour le cuivre) vis-à-vis de l'AlN à $4{,}7.10^{-6}$/°C, ou de L'Al_2O_3 à $7{,}5.10^{-6}$/°C. La semelle (108x82mm²), de 3mm d'épaisseur, est réalisée par moulage comme le laissent supposer les données du constructeur HITACHI (cf. annexe 4).



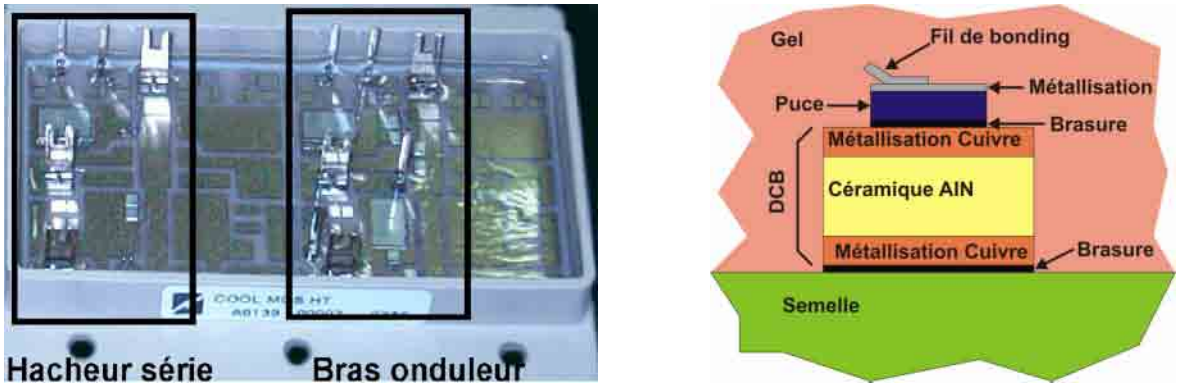
a) CTE des matériaux. *b) Conductivité thermique des matériaux.*

Figure II.20 : Rappel des propriétés physiques des matériaux entre -50°C et +200°C[8].

De plus, les pertes dissipées par les puces au cours du fonctionnement nécessitent un choix adapté des matériaux pour optimiser l'évacuation de ces calories. Les deux DCB utilisés dans chaque véhicule de test, de marque CURAMIK, sont constitués de dépôts de cuivre d'une épaisseur de 310µm, et d'un isolant en nitrure d'alumine (AlN) de 51x51 mm², d'une épaisseur de 635 µm. La grande dimension des DCB prédispose à une dégradation précoce de la brasure, et permet une meilleure analyse de l'évolution du délaminage.

Le choix de l'AlN comme céramique isolante a été dicté par la volonté de réduire autant que faire ce peut la résistance thermique de l'ensemble. La société APT Europe a développé cinq véhicules de test spécifiques. Le module présenté dans la figure II.21 est protégé par un boîtier ouvert (pour faciliter l'instrumentation et l'évaluation visuelle de l'intégrité du module) en résine polymère PEEK™ adaptée à la haute température avec un T_g d'environ 300°C. La protection des éléments est réalisée grâce à un gel silicone diélectrique haute température (TOSHIBA TSE3062).

[8] [OCCH99, LOST00, KYOC04]



a) Fonctions intégrées b) Modèle d'assemblage du module.

Figure II.21 : Présentation du véhicule de test développé par la société APT Europe.

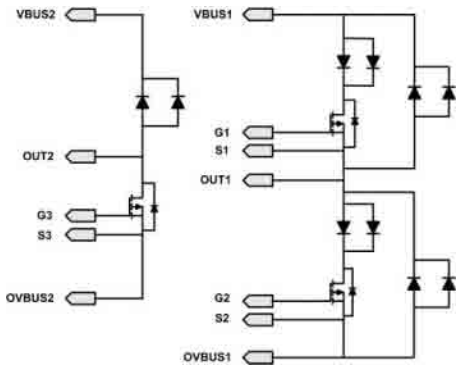
Le tableau II.3 présente les différents matériaux utilisés dans les véhicules de test ainsi que leurs géométries. Les fils de bonding utilisés pour les interconnexions au sein du module ont des diamètres de faibles dimensions (125µm), contre des diamètres de plusieurs centaines de micromètres habituellement pour les modules de puissance [HAMI99, RAMM00]. La section du fil étant plus petite, les contraintes de déformation induites par les différences de CTE devraient être atténuées, ce qui va dans le sens d'une amélioration de la durée de vie des connexions des fils sur les puces. On peut constater (figure II.22b) que les fils de bonding ont été volontairement placés sur la périphérie des puces CoolMOS™, afin de permettre, si nécessaire, une mesure aisée de température des puces par fibre optique ou par caméra infra-rouge.

Tableau II.3 : Matériaux employés pour la conception des véhicules de test développé par APT Europe.

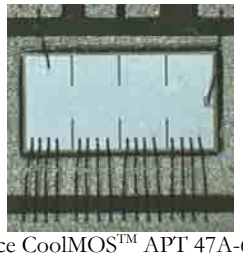
Désignation	Matériaux	Dimensions	Epaisseur
Protection	Gel silicone		
Fil de bonding / Métallisation Puce	Aluminium	Section 125µm² Section 300µm²	
Puce	Transistor Si Diode SiC	10,52x6,56mm² 2,26x2,26mm²	220µm 350µm
Brasure Transistor Brasure Diode	Sn5Pb92.5Ag2.5	10,60x6,60mm² 2,30,2,30mm²	90µm
Métallisation DCB	Cuivre	4,98x4,98mm²	310µm
Céramique DCB	AlN	5,08x5,08mm²	635µm
Brasure semelle	Sn5Pb92.5Ag2.5	10,20x5,10mm²	150µm
Semelle	AlSiC	108,40x82,2mm²	3mm

L'épaisseur de la brasure DCB / semelle est volontairement plus élevée que celle entre puce et DCB, ceci afin de réduire les contraintes mécaniques dans la brasure qui a la plus grande surface et qui est soumise aux contraintes mécaniques les plus importantes.

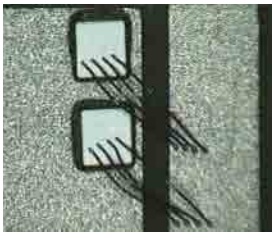
Le module intègre les puces précédemment sélectionnées (transistors CoolMOS™ APT Si 47A-600V, diodes Schottky CREE SiC 10A-600V). Nous avons décidé d'intégrer sur chaque DCB deux structures de conversion d'énergie. Un Hacheur série permettra de caractériser les puces dans un environnement adapté. Le bras d'onduleur devra permettre de vérifier la fonctionnalité du convertisseur à haute température de fonctionnement (figure II.22a).



a) Les fonctions intégrées dans le véhicule de test.



b) Puce CoolMOS^{TM} APT 47A-600V.



c) Puces Diodes en parallèles SiC CREE 10A-600V.

Figure II.22: Puces CoolMOS^{TM} Si et diode Schottky SiC intégrées dans le véhicule de test

Concernant le bras d'onduleur, la diode de structure du transistor CoolMOS^{TM} devant être inhibée (très mauvais comportement en commutation) nous avons dû intégrer deux diodes supplémentaires en série avec chaque puce transistor. Les deux diodes Schottky SiC montées en antiparallèle n'auraient, à elles seules, pas suffit à inhiber la diode de structure, car on a pu vérifier lors des caractérisations électriques que la chute de tension directe de la diode de structure était considérablement plus faible que celles des diodes Schottky SiC. Les figures II.22b et c présentent les puces CoolMOS^{TM} Si et les diodes Schottky SiC brasées sur les substrats DCB. Les caractéristiques géométriques et électriques de ces composants sont présentées dans le tableau II.4.

Tableau II.4 : Caractéristiques des puces semi-conductrices intégrées dans le véhicule de test.

Puces transistors CoolMOS^{TM} Si APT		**Puces diodes Schottky SiC CREE**	
Tension	600V	Tension	600 V
Courant	47A	Courant	10A
Epaisseur	220 µm	Epaisseur	350 µm
Surface totale	69,33 mm^2	Surface totale	5,1 mm^2
Surface active	58,69 mm^2	Surface active	4.58 mm^2
Nombre de fils de bonding de Grille	1	Nombre de fils de bonding	4
Nombre de fils de bonding Source	16+1 (contact kelvin)		

Comme il est présenté dans la figure II.22b, deux puces diodes Schottky SiC 10A-600V sont connectées en parallèle pour réaliser la fonction, afin de limiter l'élévation de sa température de jonction en regard avec les performances du transistor CoolMOS^{TM} (§3).

Parmi les 5 modules de test réalisés, deux ont été réservés pour les essais de vieillissement en étuve en cyclage passif de forte amplitude. L'utilisation des cinq modules de test pendant cette étude est synthétisée dans le tableau ci-dessous.

Tableau II.5 : Synthèse de l'utilisation des modules de test.

Désignation constructeur	**Utilisation**
Module APT N°2	Analyses acoustiques ; Caractérisations électriques ; Cyclage thermique entre -55°C et +200°C (TRONICO).
Modules APT N°3	Analyses acoustiques ; Caractérisations électriques.
Modules APT N°4	Analyses acoustiques ; Caractérisations électriques ; Cyclage thermique entre -55°C et +200°C (TRONICO).
Modules APT N°5	Analyses acoustiques ; Mise au point du banc de caractérisation électrique ; Caractérisations électriques ; Mise au point du protocole pour le cyclage thermique entre -30°C et +180°C (INRETS).
Modules APT N°6	Analyses acoustiques ; Caractérisation des résistances de contact interne ; Caractérisation thermique avec des mesures directes de la température par fibre optique.

1. Les caractérisations électriques

1.1. Banc de test

La campagne de caractérisation électrique des composants intégrés dans un module de test suit le protocole utilisé lors de l'évaluation des performances des composants discrets. Seul un nouveau dispositif de contrainte thermique a été développé. Pour assurer le contrôle en température des parties actives (transistors CoolMOS™ Si et diode Schottky SiC), un ensemble de carters en Téflon© est mis en place (figure II.23). L'objectif est de limiter les flux thermiques vers la surface supérieure du module pour que la température des puces soit la plus proche possible de celle de la semelle chauffée par l'intermédiaire de résistances.

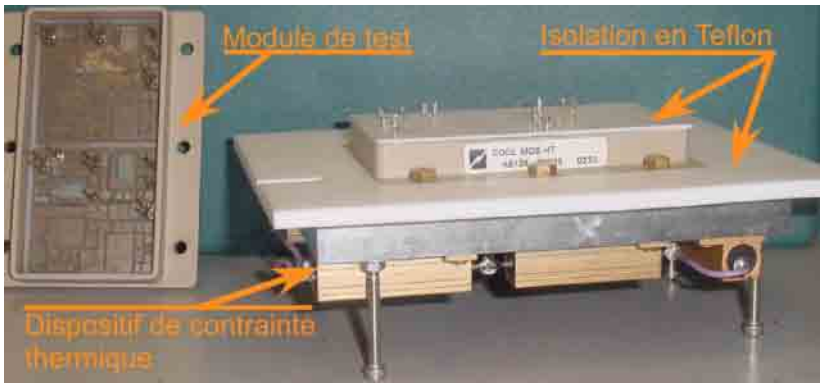
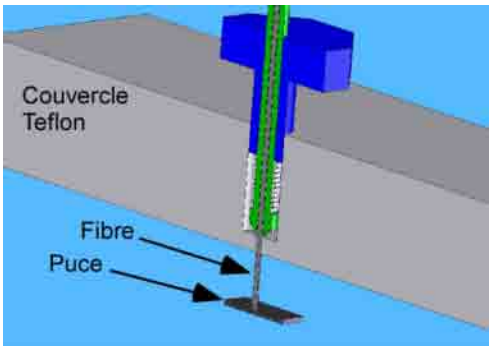


Figure II.23 : Banc de contrainte thermique des modules APT.

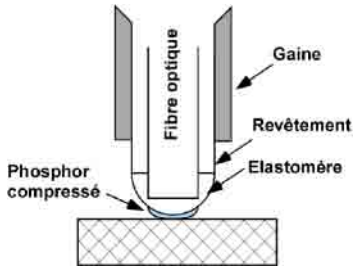
Le mode de régulation de la température de contrainte est identique à celui présenté pour les composants discrets. Le couvercle en Téflon de quelques millimètres d'épaisseur monté sur le module permet de limiter la déperdition du flux thermique à travers le gel silicone.

La contrainte thermique imposée au cours des essais de caractérisations électriques étant définie par une régulation de la température du support sur lequel est fixé le module de test, nous avons cherché à comparer la température des puces à celle imposée à la semelle du véhicule de test.

La mesure de la température des puces a été réalisée à l'aide de fibres optiques (LUXTRON 700) après un étalonnage des fibres dans une eau à température ambiante. Pour assurer le positionnement de la fibre optique au cours de la caractérisation, un dispositif mécanique assure l'alignement et l'application d'une légère contrainte afin de compresser le phosphore de la fibre optique sur la puce (voir figure II.24).



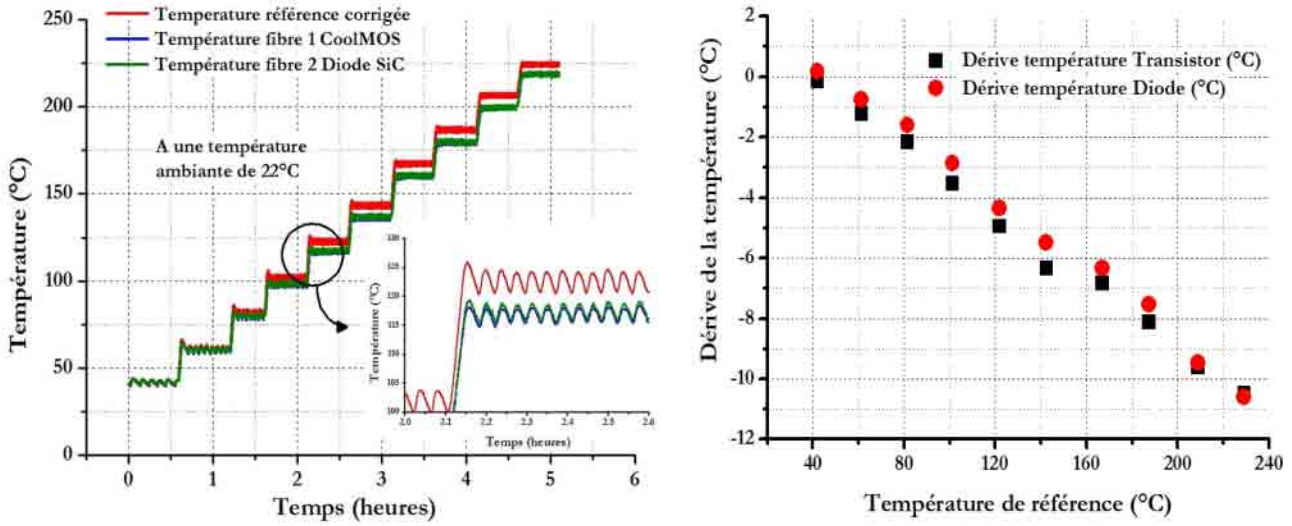
a) Dispositif de contrainte et de positionnement de la fibre optique.



b) Présentation de la fibre optique.

Figure II.24 : Présentation des moyens mis en œuvre.

La campagne de caractérisation de la contrainte thermique appliquée au module APT suit le protocole expérimental présenté précédemment pour le banc de contrainte thermique des composants en boîtier résine (annexe 3). La semelle a été chauffée, en suivant plusieurs paliers de température, et nous avons simultanément relevé la température de la semelle (un point de mesure dans la semelle) et la température sur la surface des puces CoolMOS™ et diodes Schottky SiC. Les résultats sont présentés dans la figure II.25a avec un zoom sur l'oscillation thermique à une température de référence d'environ 225°C.



a) Résultats de la campagne de test du module APT. *b) Dérive des contraintes appliquées aux composants.*

Figure II.25 : Caractérisation du banc de contrainte thermique pour les modules APT.

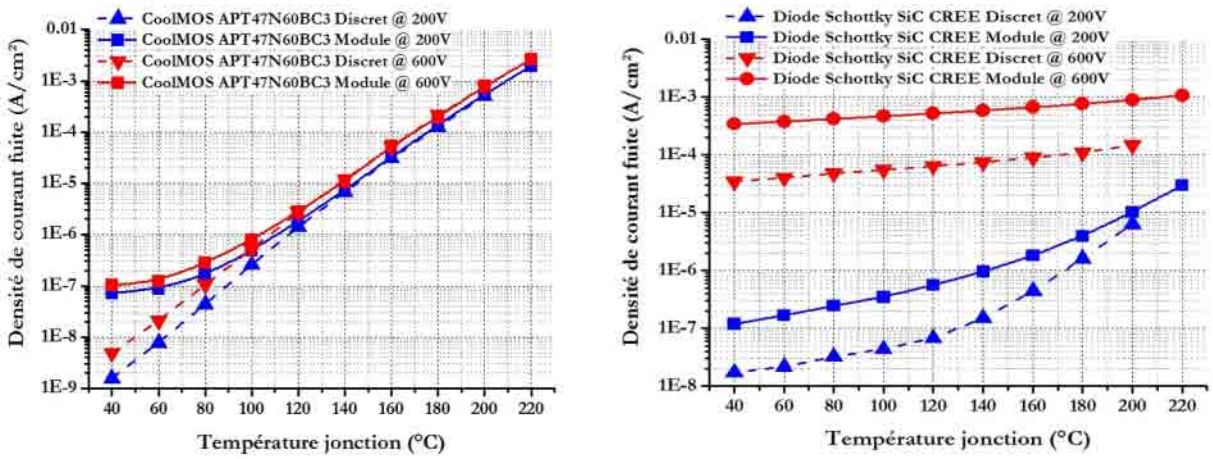
Les mesures réalisées sur la puce diode et le transistor laissent apparaître une dérive de la contrainte thermique de plusieurs degrés (voir II.25b) qui augmente de façon linéaire avec la température de semelle. Dans le cas d'une consigne fixée à 200°C, la température des éléments semi-conducteurs est mesurée avec une différence de l'ordre de 10°C par rapport au point de mesure sur la semelle.

Pour palier à cette dérive, et ayant constaté que la dérive variait linéairement avec la température de semelle, une compensation sur la température de consigne sera réalisée lors des campagnes de test, afin de connaître le plus précisément possible la température de jonction pour chaque caractérisation électrique effectuée.

Il est évident que pour des caractérisations électriques statiques les essais auraient pu être effectués en étuve, ce qui pouvait garantir un meilleur contrôle de la température des puces. Nous avons toutefois choisi de chauffer la semelle par une plaque chauffante car, lors des caractérisations dynamiques qui seront présentées dans ce paragraphe, nous avions besoin de connexions très peu inductives entre la source de tension d'alimentation (condensateurs ne pouvant fonctionner à température élevée) et le module de puissance sous test.

1.2. Caractérisation des véhicules de test en courant de fuite

Les résultats présentés dans la figure II.26 correspondent aux caractérisations en courant de fuite des puces intégrées dans le module de test (CoolMOS™ Si APT et Diode Schottky SiC CREE). Les résultats présentés en densité de courant de fuite permettent ainsi une comparaison aisée avec les résultats obtenus pour les mêmes puces en composants discrets en boîtier résine.



a) Transistor CoolMOS™ APT 47A-600V. *b) Diode Schottky SiC CREE 10A-600V.*

Figure II.26 : Caractérisation des densités de courant de fuite des composants intégrés dans le véhicule de test.

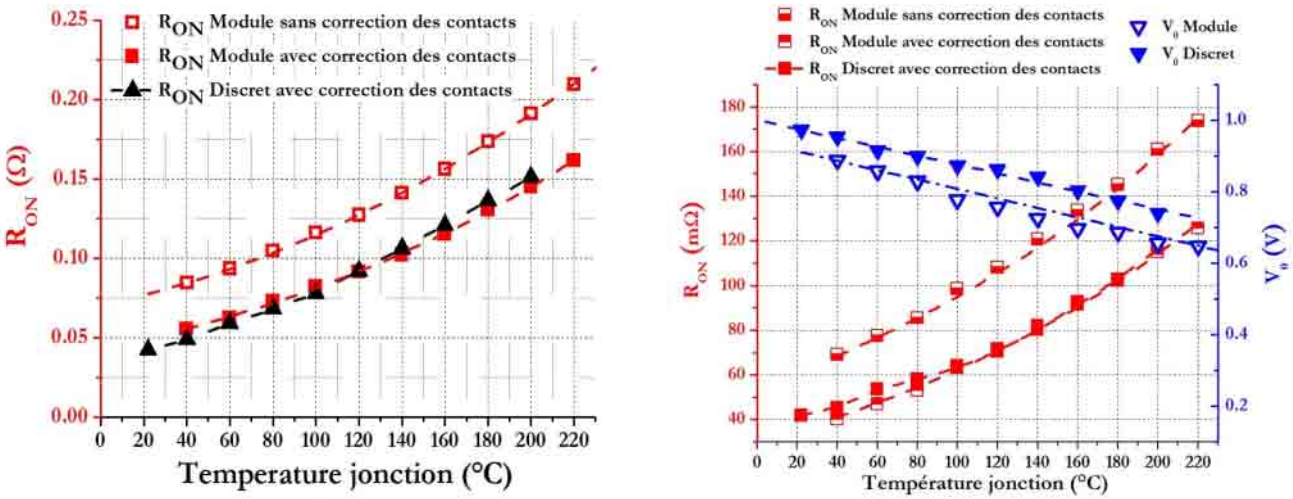
La différence des niveaux de densité de courant de fuite entre la diode Schottky SiC CREE, boîtier discret (courbes discontinues), et celles intégrées dans le module de test (courbes continues) reste dans la gamme de la dispersion constatée sur les composants discrets (Cf. chapitre II § II.3.1). Deux diodes étant connectées en parallèle dans le module de puissance, les résultats présentés ici supposent en outre que le courant de fuite mesuré se répartissait équitablement entre les deux diodes intégrées dans les véhicules de test.

Les mesures obtenues sur les transistors sont en parfaite adéquation avec celles mesurées sur les composants discrets, exceptées à faible température, où la densité de courant de fuite présente un palier (figure II.26a - courbes continues). Ce courant semble correspondre au courant de fuite du substrat DCB prépondérant à basse température.

1.3. Caractérisation en conduction

Au cours de la poursuite des caractérisations en conduction sur le module de test N°5, nous avons constaté une dégradation importante des connecteurs externes. Cette défaillance provient de la dégradation des brasures (alliage Sn95Sb5) des connecteurs externes qui sont utilisés ici à une température trop proche de celle de refusion. La brasure présente une fissure induite principalement par la présence d'intermétalliques qui conduisent à la défaillance. Ce mode de défaillance est connu pour ce type d'alliage lors d'une utilisation prolongée à haute température avec la circulation d'un courant [LIU03, WU05]. Un nouveau véhicule de test (N°3) a donc été utilisé pour les caractérisations suivantes. Les mesures ont été effectuées le plus rapidement possible afin de profiter au mieux de la très faible durée de vie des connexions externes.

Les performances en conduction du transistor CoolMOS™ et de la diode Schottky SiC sont présentées en figure II.27. La méthode d'évaluation des paramètres V_0 et R_{ON} est identique à celle présentée précédemment dans le chapitre II §II.4. Dans le cas de la diode Schottky SiC, l'estimation des paramètres est réalisée en supposant que deux diodes câblées en parallèle conduisent chacune la moitié du courant totale.



a) Transistor CoolMOS™ APT 47A-600V. *b) Diode Schottky SiC CREE 10A-600.*

Figure II.27 : Caractérisation en conduction des composants intégrés dans le module de test.

La comparaison des résultats avec ceux qui sont obtenus sur les composants discrets laisse apparaître une différence significative. Cette différence est due à la mesure de la résistance supplémentaire des connexions internes (fils de bonding). Une évaluation de la résistance des connexions en fonction de la température de contrainte permet de réduire cette erreur de mesure à un niveau acceptable (annexe 7).

1.4. La caractérisation de la tension de seuil

Les caractérisations de la tension de seuil du transistor CoolMOS™ APT47A-600V, intégré dans le véhicule de test, sont présentées dans la figure II.28. Les données obtenues dans le module (courbes continues) correspondent parfaitement à celles obtenues sur les composants en boîtier résine (courbes discontinues). On constate là encore une chute significative de la tension de seuil à partir de 200°C pour un courant conduit de 1mA proche de la valeur estimée lors de la caractérisation en courant de fuite (figure II.26a).

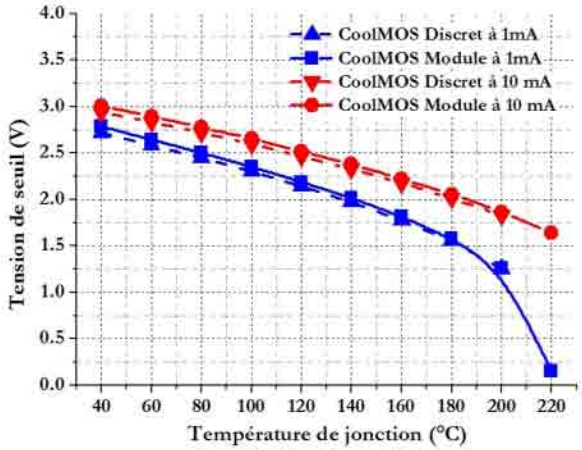


Figure II.28 : Caractérisation de la tension de seuil du transistor CoolMOS™ intégré dans le véhicule de test.

Une nouvelle caractérisation est réalisée avec un courant fixé à 10mA. Les résultats confirment la nécessité d'une commande bipolaire (±15V) du transistor lors d'un fonctionnement à haute température.

2. Effets de la température sur les performances en de commutation

Les caractérisations électriques en régime de commutation sont réalisées pour des températures comprises entre 25°C et 220°C. La commutation d'un courant de l'ordre de 20A sous une tension de 400V est réalisée en mode impulsionnel (chapitre II §II.4.2) afin de limiter l'auto-échauffement des parties actives. Cette caractérisation est réalisée grâce au hacheur série intégré dans le véhicule de test N°6. La figure II.29 présente le banc de caractérisation dynamique, dont le principe de fonctionnement est équivalent à celui employé pour la caractérisation en conduction (limitation de l'auto-échauffement des parties actives), avec une conception adaptée au module de test.

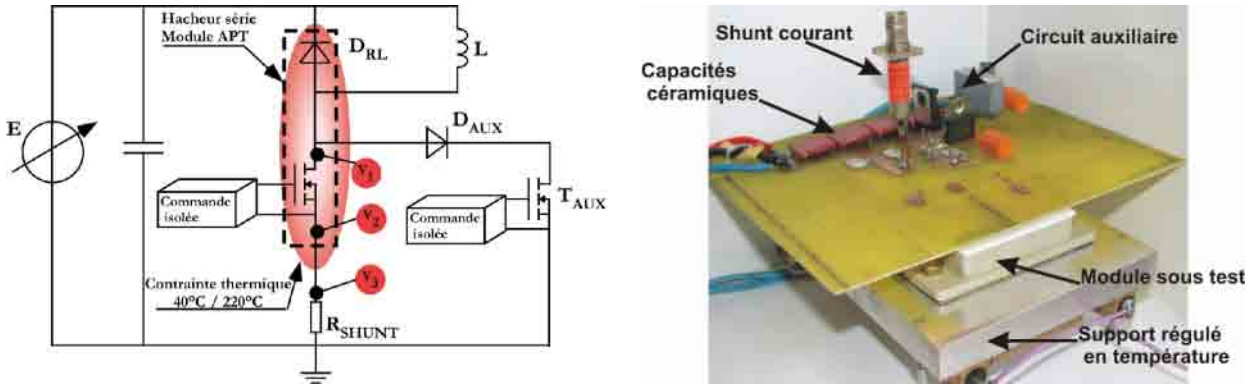
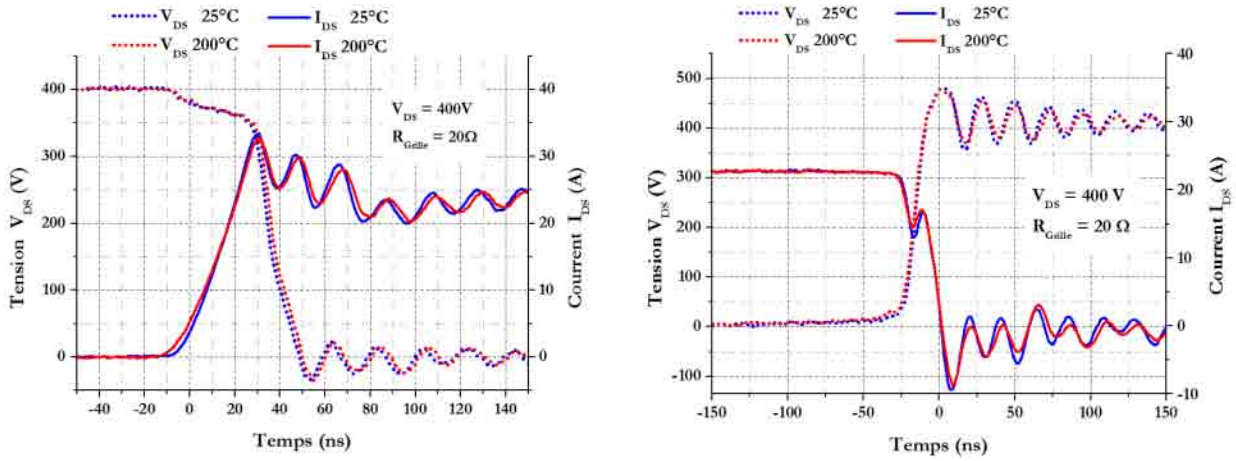


Figure II.29 : Circuit de caractérisation en commutation du module APT.

En raison des vitesses de commutation élevées des composants associés (Diode Schottky SiC et transistor CoolMOS^{TM}), des capacités céramiques de très faible résistance équivalente (ESR : Equivalent Series Resistance) sont placées au plus près de la maille de commutation. La mesure du courant est réalisée avec le shunt résistif de 10mΩ utilisé lors des caractérisations en conduction. Un étalonnage des sondes de l'oscilloscope est réalisé pour permettre la correction du retard entre les différentes voies d'acquisition.

Les résultats obtenus lors de commutations de 20A sous 400V (R_G = 20Ω) sont présentés dans la figure II.30 pour les phases de blocage et de mise en conduction. On peut constater ici que la température des puces n'a pas d'influence significative sur les vitesses de commutations, tant à la mise en conduction qu'au blocage. Ce résultat était somme toute relativement prévisible de par la nature unipolaire des deux composants en commutation (diode Schottky SiC et transistor CoolMOS^{TM} Si).



a) Commutation à la mise en conduction. *b) Commutation au blocage.*

Figure II.30 : Caractérisation dynamique du transistor CoolMOS^{TM} – diode Schottky SiC (25°C et 200°C) sous 400V.

3. Estimation des pertes en conduction

Au cours des paragraphes précédents, les différentes caractérisations réalisées permettent une estimation des pertes en conduction des différents éléments actifs intégrés dans les véhicules de test. La définition du courant correspond aux besoins de l'application considérée (actionneur <5kW sous une tension de bus continu de 540V).

Les estimations sont données, à titre indicatif, pour un courant continu de 10A. La figure II.31 est une représentation des pertes en conduction du transistor CoolMOS™ APT47N60BC3 jusqu'à 10A, pour des températures de jonction comprises entre 20°C et 220°C. Dans ces conditions, à T_j=200°C, les pertes dissipées au sein du transistor CoolMOS™ correspondent à une densité de puissance de l'ordre de 30W/cm² (17W / 58,69mm²).

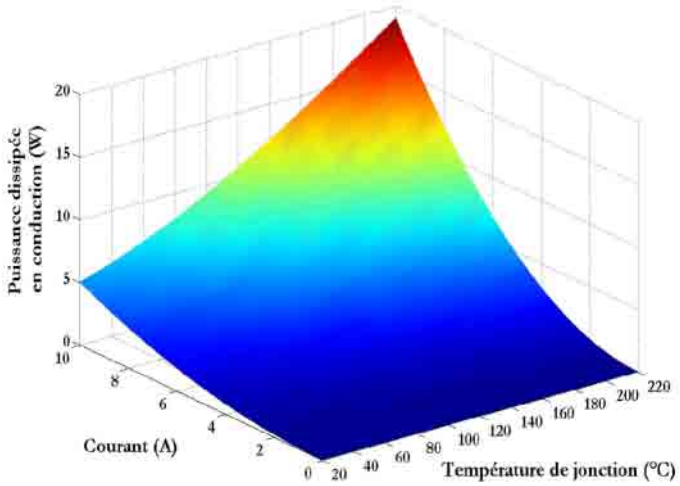


Figure II.31 : Evaluation des pertes dissipées en conduction : transistor CoolMOS™ (entre 20°C et 220°C).

La résistance thermique entre la semelle et le transistor CoolMOS™ APT intégré dans le module de test est estimée de manière analytique à 0.3°C/W, avec l'hypothèse d'une diffusion du flux thermique à 45°. L'estimation des pertes en conduction de 30W/cm², présentée ci-dessus, permet d'estimer l'élévation de la température de jonction du transistor CoolMOS™ à environ 5°C lors de son fonctionnement en conduction continue sous 10A, et pour une température de jonction de 200°C.

Des simulations thermiques en régime établi sont réalisées grâce à deux modèles 2D axi-symétriques, en respectant les dimensions des parties actives des composants. Les géométries et les propriétés thermiques des matériaux utilisées pour les simulations sont présentées dans le tableau ci-dessous. Les résultats sont obtenus pour une température de référence de 200°C appliquée à la partie basse de la semelle AlSiC.

Tableau II.6 : Matériaux employés pour la conception des véhicules de test développé par APT Europe.

Désignation	Matériaux	Dimensions	Epaisseur	Conductivité thermique (W/mK)	Capacité spécifique (J/kg.K)
Puce	Transistor Si Diode SiC	4,3 mm 1,2 mm	220µm 350µm	150 350	700 700
Brasure Transistor Brasure Diode	Sn5Pb92.5Ag2.5	4,4 mm 1,3 mm	90µm	23	130
Métallisation DCB	Cuivre	24,5 mm	310µm	390	390
Céramique DCB	AlN	25 mm	635µm	170	730
Brasure semelle	Sn5Pb92.5Ag2.5	25 mm	150µm	23	130
Semelle	AlSiC	35 mm	3mm	190	740

Dans le cas du modèle avec le transistor CoolMOS™, les résultats de la simulation donnent une élévation maximale de 6°C de la température de jonction, pour une puissance dissipée dans le transistor de 30W/cm², soit une résistance thermique de 0,35°C/W relativement proche de l'estimation grossière réalisée analytiquement (-14%).

Dans le cas particulier de la diode Schottky SiC, la mise en parallèle de deux puces conduit à diviser le courant par un facteur 2, soit un courant supposé ici continu et inférieur ou égal à 5A. La figure II.32 présente les pertes dissipées dans une diode Schottky SiC CREE en fonction de la température de jonction et du courant de conduction. Ainsi, la densité de puissance dissipée en conduction, pour un courant de 5A et pour une température de jonction de 200°C, est estimée à 145W/cm² (6,6W / 4,58mm²).

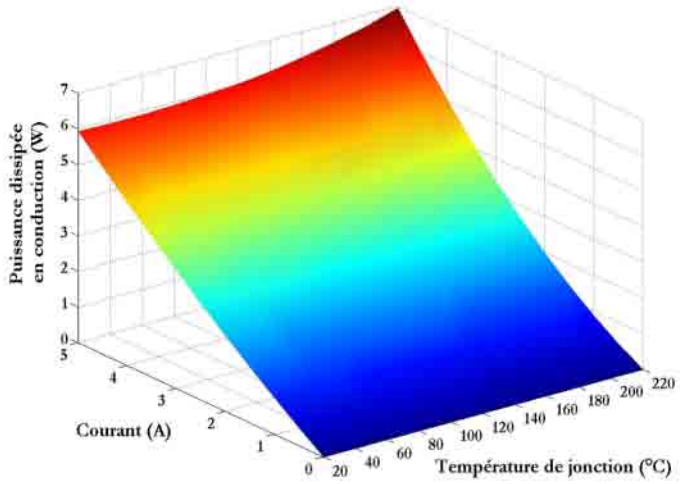
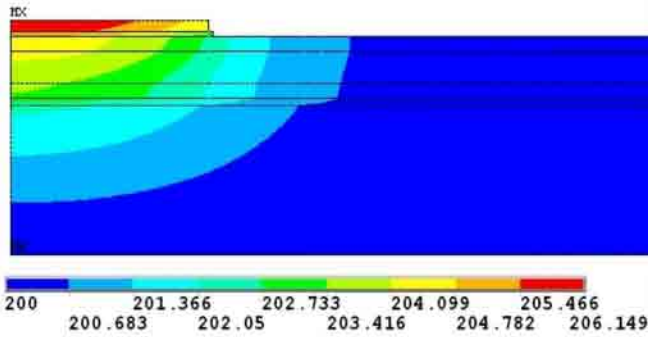


Figure II.32 : Evaluation des pertes dissipées en conduction : diode Schottky SiC (entre 20°C et 220°C).

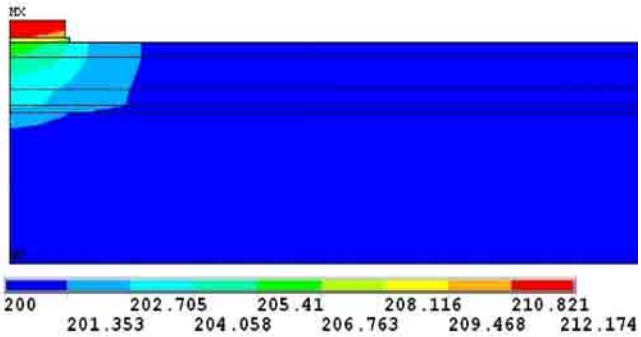
La résistance thermique entre la semelle et la diode Schottky SiC intégrée dans le module de test est estimée de manière analytique à 2.4°C/W, avec l'hypothèse d'une diffusion du flux thermique à 45°. L'estimation des pertes en conduction de 145W/cm², présentée ci-dessus, permet d'estimer l'élévation maximale de la température de jonction de la diode Schottky SiC à environ 16°C lors de son fonctionnement en conduction continue, sous 10A et pour une température de jonction de 200°C.

Les résultats de la simulation thermique réalisée pour la diode Schottky SiC, avec une température de référence de 200°C appliquée à la semelle, rendent compte d'une élévation de 12°C de la température de jonction, pour une puissance dissipée de 145W/cm², soit une résistance thermique de 1,8°C/W soit cinq fois plus que celle estimée pour le transistor CoolMOS™. La réduction de 25% dans l'estimation de la résistance thermique vis-à-vis du résultat analytique est en grande partie due à la différence de distribution des gradients thermiques dans les première interfaces de l'assemblage, en raison de la forte densité de puissance dissipée par la diode Schottky SiC de petite dimension (figure II.22b et c).

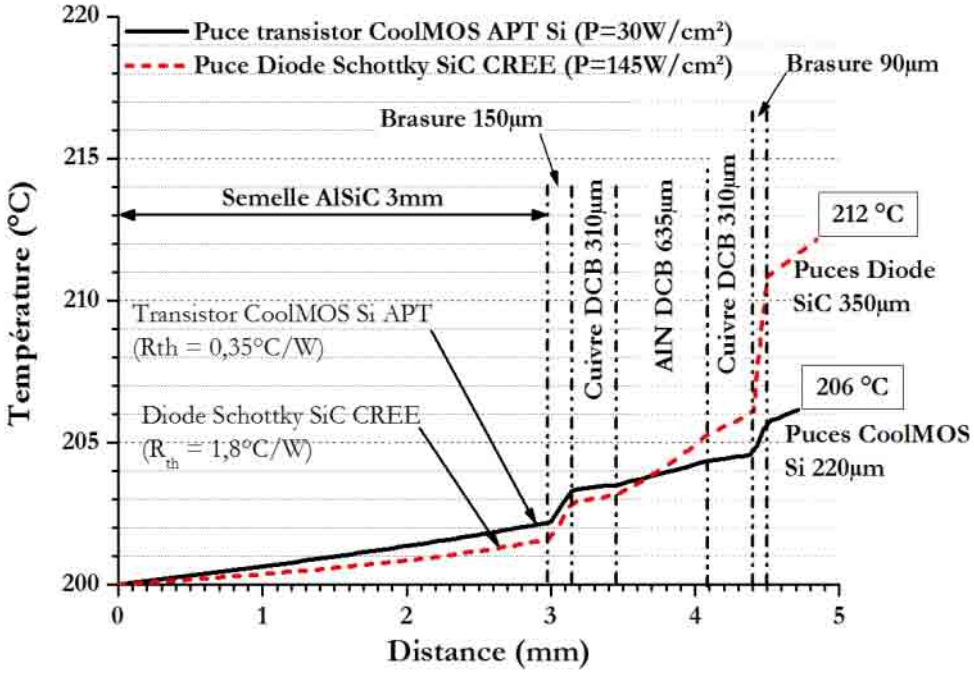
La figure suivante présente la distribution de la température pour les deux simulations thermiques réalisées sous ANSYS (figure II.33a : transistor CoolMOS Si, figure II.33b : Diode Schottky SiC), avec le représentation de la distribution des gradients thermiques le long de l'axe de révolution de chacun des modèles numérique (figure II.33c), justifiant la mise en place de deux diode Schottky SiC pour réaliser la fonction dans le module.



a) Résultats de la simulation pour le transistor CoolMOS APT.



b) Résultats de la simulation pour la diode Schottky SiC.



c) Evolution des températures dans l'assemblage.

Figure II.33 : Résultats des simulations thermiques.

Cette première partie nous a conduit à mettre au point un outil d'évaluation des performances électriques pour des composants de différentes technologies (transistors IGBT, MOS, CoolMOS™, diodes PIN, diode Schottky). C'est grâce à cet outil que l'on a pu identifier les composants les mieux adaptés à un fonctionnement à des températures de jonction élevées :

- Transistor CoolMOS™ Si
- Diode Schottky SiC

Grâce au soutien de la société APT Europe et à la réalisation de cinq véhicules de test, il est possible de confirmer les bonnes performances à haute température (220°C) de ces composants au sein d'un assemblage adapté. Nous avons également constaté la fragilité des brasures Sn95Sb5 à haute température de fonctionnement (due à la forte teneur en étain de ces brasures) [LIU03, WU05].

La poursuite de cette étude cherche à évaluer la tenue de l'assemblage au cours d'un cyclage thermique sévère tel que présenté dans l'introduction de ce mémoire.

Chapitre III : Vieillissement des modules par cyclage passif

Comme déjà évoqué, la localisation du module de puissance sur le réacteur d'un avion impose des contraintes environnementales sévères. En effet, au cours d'un vol, la variation de la température ambiante peut conduire, dans le pire des cas, à un cyclage thermique entre -55°C et +200°C, avec des gradients thermiques de l'ordre de ±10°C/min (figure III.1).

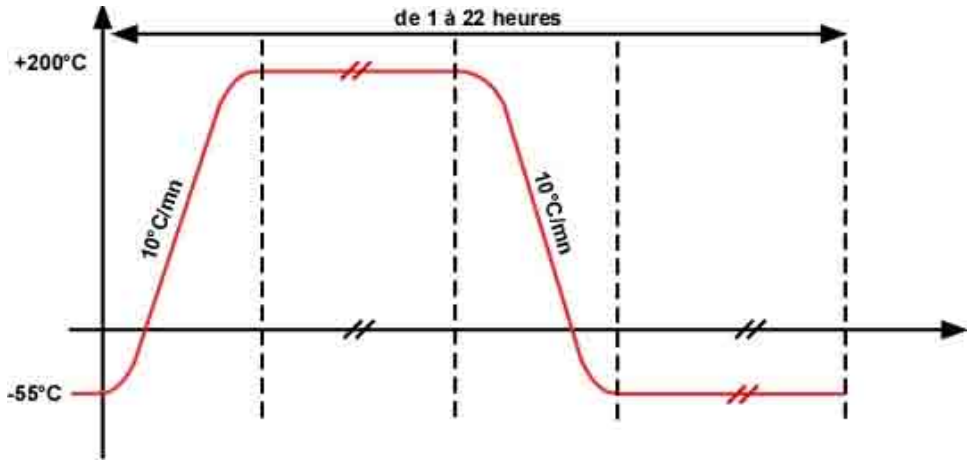
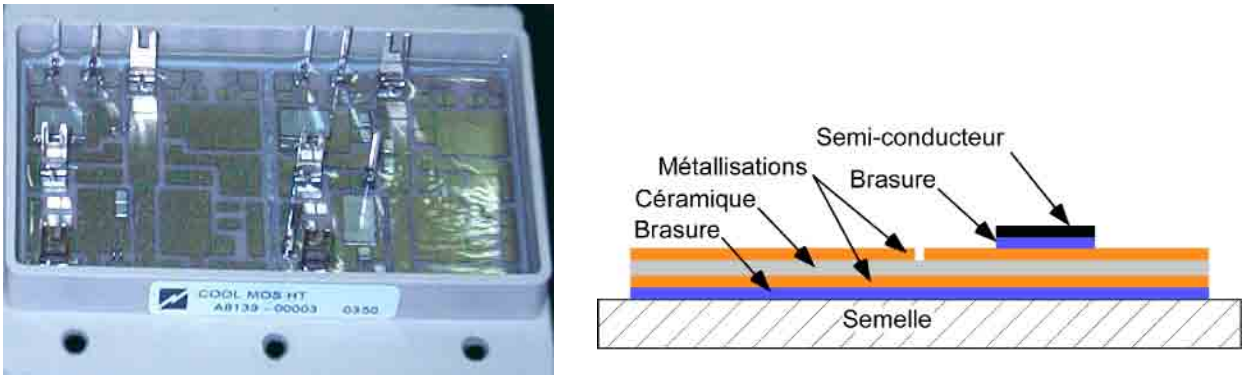


Figure III.1 : Profil de la température ambiante au cours d'un cycle de fonctionnement.

Dans la suite de ce chapitre, nous présentons l'étude que nous avons menée sur l'évaluation de la robustesse et de la durée de vie des modules de test réalisés par APT Europe lorsque ceux-ci sont soumis à de forts cycles thermiques tels que ceux qui sont définis ci-dessus. Ces modules, dont l'un d'eux est montré dans la figure III.2a, ont été présentés en détail dans le chapitre précédent. Comme décrit dans le chapitre II, ces modules sont le produit d'un assemblage de plusieurs matériaux aux propriétés mécaniques différentes (semi-conducteur, céramique, métallisations…figure III.2b).



a) Photo du véhicule de test b) Mode d'assemblage des modules APT

Figure III.2 : Véhicule de test développé par la société APT Europe.

Les différentes études menées sur la tenue des dispositifs d'électronique de puissance vis-à-vis de cyclages thermiques ont démontré la prépondérance des défaillances d'origine thermomécaniques, liées aux différences de coefficient de dilatation thermique (CTE) entre les matériaux de l'assemblage [CLUS98, WOND99, MANC00a].

La figure III.3 présente les valeurs des coefficients de dilatation thermique de différents matériaux, dont ceux utilisés pour la réalisation des véhicules de test. Cette représentation des CTE des différents matériaux employés dans la réalisation des modules de puissance montre l'hétérogénéité d'un tel assemblage.

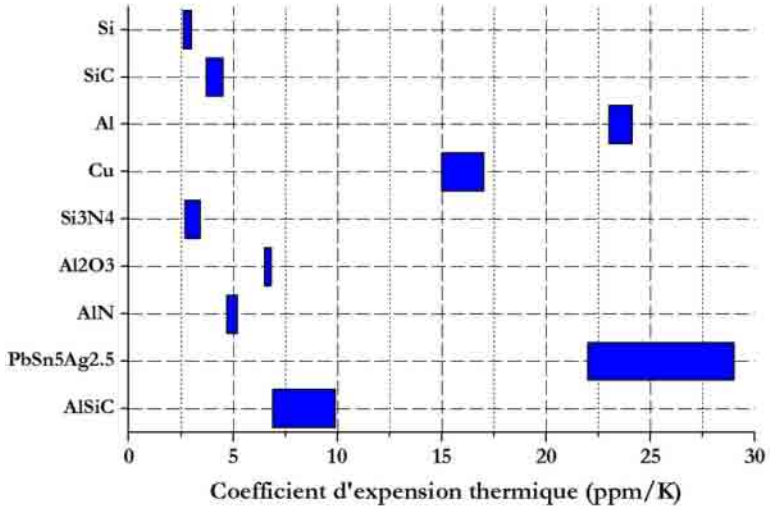


Figure III.3 : Dispersion des coefficients de dilatation thermique des matériaux, entre -50°C et +200°C [SHAC00].

Les dégradations, induites par ces contraintes thermomécaniques, touchent l'ensemble du module de puissance : les brasures, le DCB, les connexions électriques (internes et externes) ainsi que des éléments semi-conducteurs [WOND99, WU05].

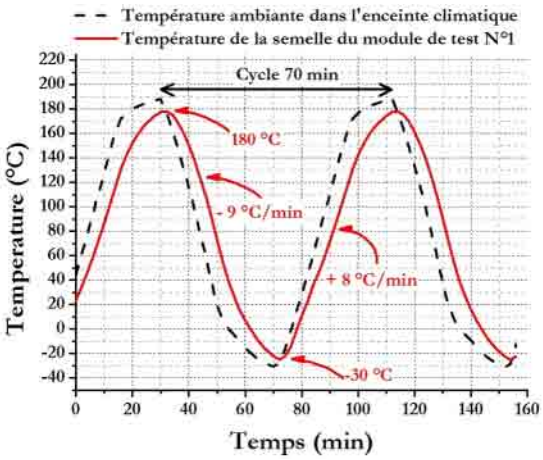
Souvent, les durées de vie des dispositifs sont évaluées à l'aide d'essais accélérés afin de limiter la durée des campagnes de test. Cependant, dans notre cas où les contraintes thermiques sont déjà très importantes (Cf. figure III.1), il est très difficile d'accélérer encore les tests [THEB00]. La haute température (200°C) et le cyclage thermique passif, d'une amplitude de 255°C, sont des contraintes extrêmes qui limitent grandement l'éventualité de tels tests.

Les moyens mis en œuvre, afin d'évaluer régulièrement l'état de vieillissement du véhicule de test, s'appuient sur le contrôle des performances électriques et sur l'analyse de l'intégrité de l'assemblage. Pour l'étude des performances électriques, les outils employés sont ceux présentés dans le chapitre II. Quant à l'évaluation de l'intégrité de l'assemblage, elle est réalisée par analyse acoustique, grâce au microscope acoustique (METALSCAN©) disponible au sein du LTN de l'INRETS.

I. Moyens mis en œuvre

1. Enceinte climatique

Ce test de vieillissement a été réalisé par la société TRONICO, avec le soutien de la société SCHLUMBERGER. Le cyclage thermique est réalisé dans une enceinte climatique (CLIMATS SAPRATIN Excal -80°C +200°C avec un contrôle de l'hygrométrie) présentant une régulation de la température à ±0,2°C et une homogénéité thermique dans le volume complet de l'enceinte inférieure à +0,5°C. L'écart entre la température basse (-55°C) et hautes (+200°C) nécessite un contrôle de l'hygrométrie pour limiter le problème de condensation lors du passage par la température de rosée. La figure III.4 présente un relevé, au cours d'un cycle thermique, de la température ambiante dans l'enceinte climatique et de celle mesurée sur la semelle de l'un des deux modules de test.



a) Cycles thermiques appliqués aux véhicules de test.

b) Enceinte climatique SAPRATIN Excal utilisée.

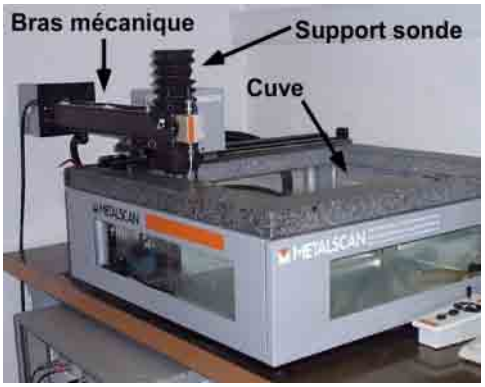
Figure III.4: Profil de la contrainte thermique appliquée aux deux véhicules de test.

Malheureusement, comme nous pouvons le voir sur ce cycle, le profil et l'amplitude de 255°C souhaités n'ont pu être réalisés sur ces tests. Cela est dû au volume utile important de l'enceinte climatique et aux durées des consignes de paliers de 30min qui se sont avérés insuffisants pour permettre d'atteindre les températures de définies. Finalement, les températures extrêmes appliquées aux modules de test se limitent à -30°C et +180°C, soit une amplitude de 210°C contre celle de 255°C souhaitée avec des paliers inexistants.

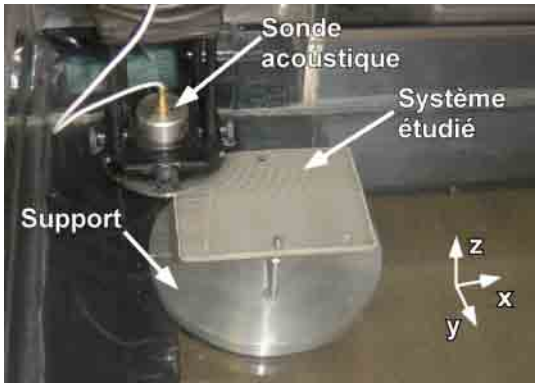
La durée d'un cycle est de 70 minutes avec une vitesse de croissance maximale de la température de 8°C/min et une décroissance de 9°C/min. Une campagne complémentaire, présentée dans le chapitre IV § II, entreprend le vieillissement de nouveaux dispositifs de test, avec cette fois des paliers thermiques de 30 minutes à -30°C et à +180°C.

2. Analyse acoustique

Le microscope acoustique (METALSCAN©), utilisé au sein du LTN de l'INRETS, est présenté dans la figure III.5. Un bras mécanique, asservi suivant les trois directions, permet d'obtenir une cartographie complète des modules à contrôler (figure III.5a). Le signal réfléchi est ensuite traité grâce à un outil informatique via une application dédiée et développée par METALSCAN©.



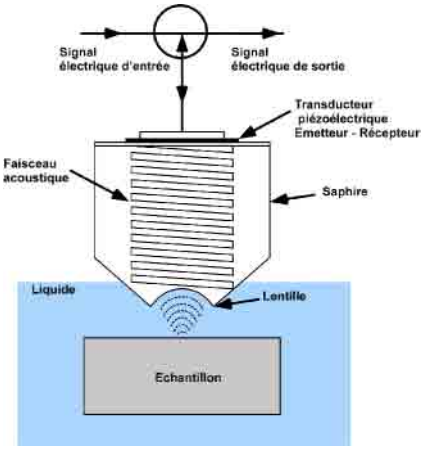
a) Vue générale de l'outil d'analyse acoustique.



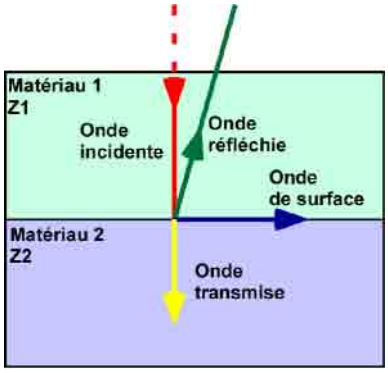
b) Mise en œuvre d'une analyse acoustique.

Figure III.5: Microscopie acoustique disponible à l'INRETS.

Au contraire de l'analyse aux rayons X, l'analyse acoustique permet une expertise sélective des interfaces de l'assemblage. Son principe de fonctionnement, présenté dans la figure III.5a, consiste à focaliser vers l'échantillon étudié un faisceau acoustique de fréquence f_{scan}, porté par couplage acoustique à travers une solution adaptée (on utilise ici l'eau, compatible avec les matériaux étudiés, et présentant une faible atténuation du signal 1dB/m…) [ATTA98, HAQU00, ATTA04, DUMO04].



a) Principe de l'analyse acoustique



b) Propagation et réflexion de l'onde acoustique

Figure III.6 : Principe de fonctionnement de la microscopie acoustique.

A l'interface entre deux milieux acoustiques, l'onde acoustique incidente se décompose en une onde réfléchie et une onde transmise dans le reste de la structure (figure III.5b). L'onde réfléchie est analysée par la sonde qui se comporte alternativement comme émetteur ou récepteur. L'amplitude de l'onde réfléchie est fonction de l'amplitude de l'onde incidente, ainsi que des impédances acoustiques des matériaux qui forment l'interface, suivant la relation [HAQU99] :

$$R_{scan} = I_{scan} \frac{Z_2 - Z_1}{Z_2 + Z_1}$$

Equation III.1 : Atténuation acoustique [HAQU99].
R_{scan} : Amplitude de l'onde acoustique réfléchie.
I_{scan} : Amplitude de l'onde acoustique incidente.
Z_1, Z_2 : Impédances acoustiques des matériaux de l'interface (kg/m²s).

Ce mode d'analyse permet d'évaluer l'intégrité des interfaces de l'assemblage et, notamment, de détecter des lames d'air qui présentent une impédance acoustique très différente vis-à-vis des matériaux constituants l'assemblage (tableau III.1). Cette synthèse de l'impédance acoustique des matériaux est réalisée à partir d'une base de données, mise à disposition par les fabricants de matériels d'expertise acoustique (SONIX, ONDA)[9], et complétée grâce aux analyses acoustiques réalisées au cours de cette étude.

Tableau III.1 : Propriétés acoustiques des matériaux (source[a] et tests[b]).

Matériaux	Densité (kg/m3)	Vitesse de propagation λ_{Scan} (m/s)	$Z_{Scna}=\lambda_{Scan}C_{Scan}$ (kg/m²s)
Air (20°C)[a]	1,168	344	401,80
Eau (20°C)[a]	1 000	1 483	1,48x10⁶
AlSiC[b]	3 000	9 230	27,70x10⁶
Brasure Pb92.5Sn5Ag2.5[b]	11 000	2 000	22,00x10⁶
Cuivre[a,b]	8 900	4 700	41,83x10⁶
Aluminium[a]	2 700	6 260	16,90x10⁶
SiC[a]	3 210	13 060	42,10x10⁶
Si[a]	2 330	8 600	20,04x10⁶
Nitrure d'aluminium[1,2]	3 260	5 080	19,70x10⁶
Alumine[1]	3 800	10 410	39,56x10⁶

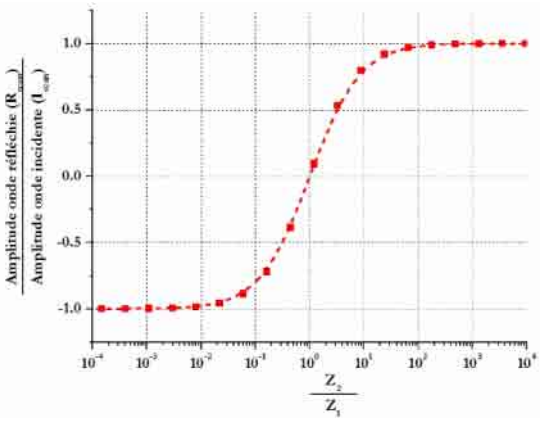


Figure III.7 : Caractéristiques de la sensibilité en fonction des impédances acoustiques.

[9] www.sonix.com, www.ondacorp.com

Le choix de la sonde est conditionné par la résolution spatiale souhaitée et la profondeur maximale d'analyse. La résolution est caractérisée par la longueur d'onde du signal émit (équation II.2), qui permet une localisation des défauts d'une taille minimale au sein de l'assemblage [HAQU99].

$$\lambda_{Scan} = \frac{c_{Scan}}{f_{Scan}}$$

Equation III.2 : Longueur d'onde du signal acoustique.
λ_{Scan} : Longueur d'onde du signal acoustique (m).
c_{Scna} : Célérité de l'onde acoustique ($m.s^{-1}$).
f_{Scan} : Fréquence de l'onde acoustique (Hz).

Le tableau III.2 montre les résolutions permises par analyse acoustique en fonction de la fréquence du signal émis par la sonde. L'atténuation de l'onde acoustique à travers les matériaux (absorption et diffusion ultra sonores) entraîne une limite quant à la profondeur maximale de l'analyse acoustique.

Tableau III.2 : Performance de l'analyse acoustique en fonction de l'onde acoustique émise [SONI05].

Fréquence de l'onde émise	Longueur d'onde dans l'eau à 20°C (µm)	Résolution dans la brasure Pb92.5Sn5Ag2 (µm)	Profondeur maximale d'analyse dans l'acier (mm)
30 MHz	50,8	71,12 - 177,8	0 – 7,11
50 MHz	30,5	40,6 - 101,6	0 – 5,08
100 MHz	15,2	20,3 – 50,8	0 – 2,03
200MHz	3,1	2,54 – 10,16	0 – 0,04

Le dispositif étudié est maintenu en position par l'intermédiaire d'un support permettant une orientation précise de l'interface de référence (eau - semelle du module) avec la sonde du microscope acoustique (figure III.5b). L'analyse de l'intégrité de l'assemblage s'appuie principalement sur les modes d'analyse acoustique suivants (figure III.8) :

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

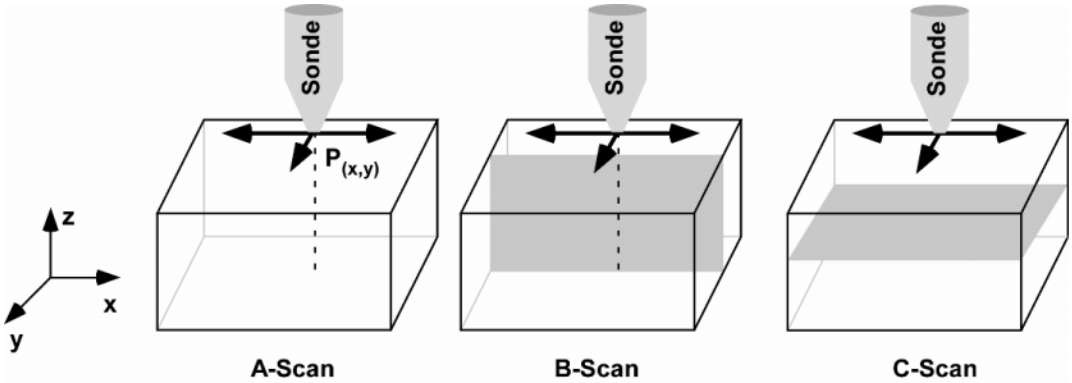
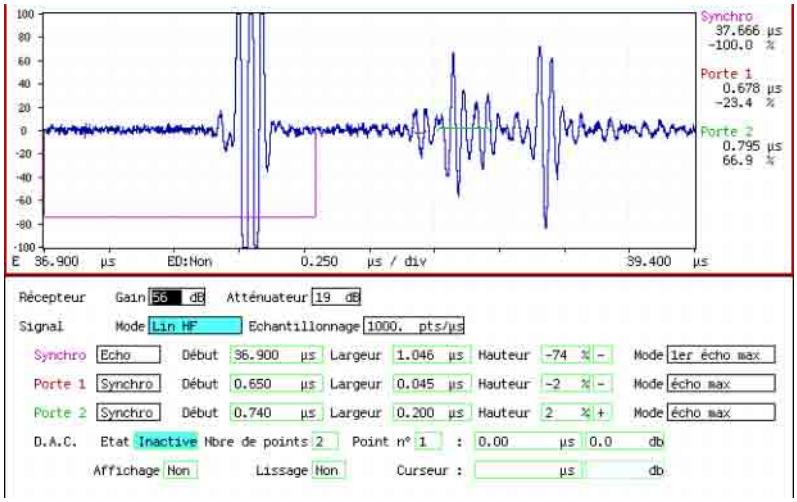
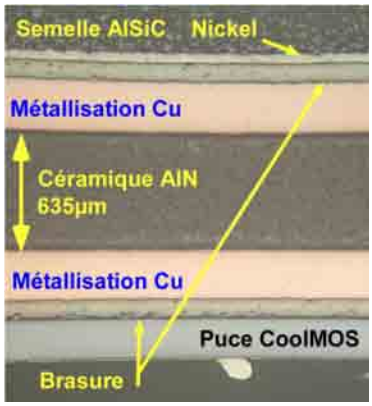


Figure III.8: Modes d'analyse d'un échantillon en microscopie acoustique.

La figure III.9a présente l'exemple d'un signal réfléchi, en mode A-Scan au point $P_{(x=30mm,\ y=30mm)}$, et les différents paramètres permettant le réglage de l'analyse. La structure de l'assemblage analysé est visible dans la micro-section de la figure III.9b. L'ensemble des analyses réalisées utilise l'écho de l'interface Eau – Semelle comme référence temporelle (synchro) pour l'ajustement des portes d'analyse acoustique (portes 1 et 2).



a) Exemple de signal réfléchi en mode A-Scan au point $P_{(x=30mm, y=30mm)}$.



b) micro-section de la structure.

Figure III.9 : Analyse acoustique A-scan réalisée sur le module de test APT N°3.

Une cartographie, en mode C-Scan, de l'interface Brasure-DCB ainsi qu'une analyse en mode B-Scan de l'assemblage sont présentées dans la figure III.10. Afin de rendre reproductible le contrôle des véhicules de test au cours du cyclage thermique, un protocole expérimental a été mis en œuvre en collaboration avec le personnel du LTN de l'INRETS (annexe 5).

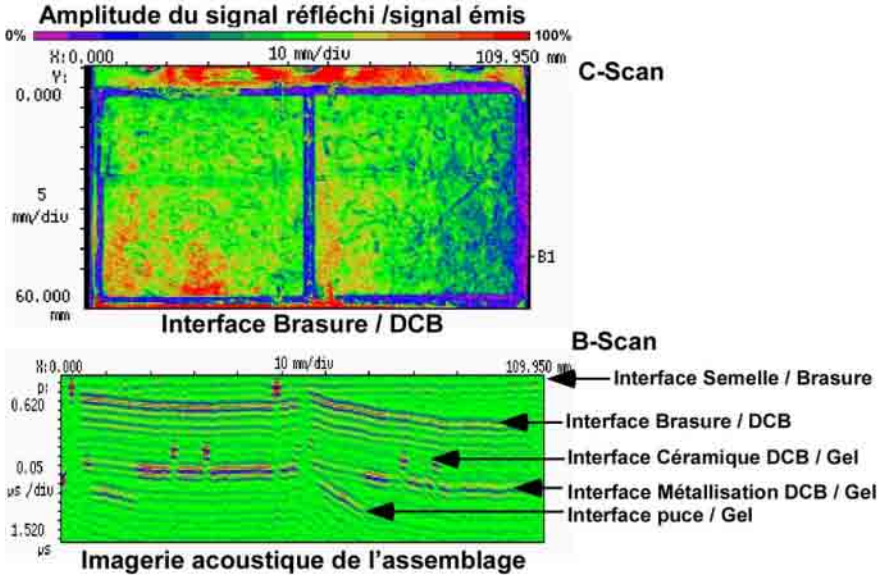


Figure III.10: Analyses acoustiques réalisées sur le module de test APT N°3.

En complément de cette introduction à l'outil d'analyse acoustique, quelques applications concrètes sont ici présentées. Ainsi, la figure III.11 présente une image acoustique, en mode B-Scan (plan xz, localisé en y=30mm), de la semelle en AlSiC de l'un des véhicules de test. Cette analyse nous confirme la régularité de l'épaisseur de la semelle, définie par le fabricant comme égale à 3mm ±0,15mm. Nous avons pu en déduire également une estimation de la vitesse moyenne de propagation de l'onde acoustique à travers l'AlSiC, de l'ordre de 9 230 m/s.

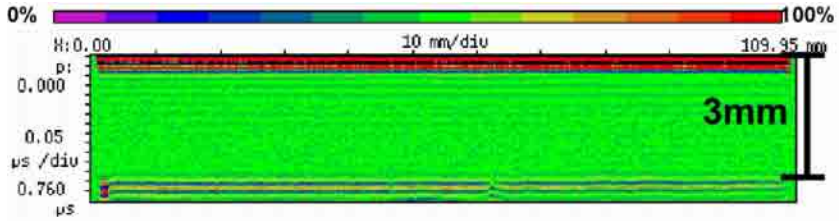


Figure III.11 : Analyse acoustique en mode B-Scan (plan xz localisé en y=30mm) de la semelle AlSiC.

D'autre part, l'analyse acoustique B-Scan, montre une disparité entre les deux substrats céramiques brasés sur la même semelle en AlSiC. En effet, comme le laisse apparaître la figure III.12, le DCB présenté à droite n'est pas coplanaire avec l'interface semelle – brasure, utilisée ici comme référence de synchronisation (0µs). La brasure du DCB de droite, située entre la référence de synchronisation (0µs) et l'interface brasure – métallisations DCB (traits pointillés noirs), ne présente pas une épaisseur constante. Ce défaut est représentatif de l'ensemble des modules testés, et nécessite un post-traitement des données acoustiques pour évaluer l'intégrité des interfaces supérieures (brasures puces). Le post-traitement consiste à définir une nouvelle interface de référence (brasure semelle – cuivre DCB) pour s'affranchir des variations géométriques de ces interfaces.

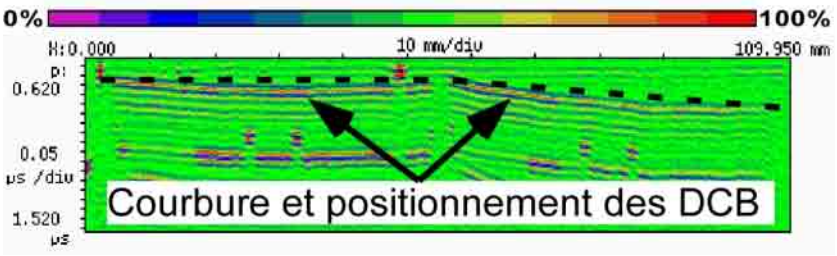


Figure III.12 : Microscopie acoustique en mode B-Scan (plan xz, localisé en y= 30mm) du module N°3.

Il est également possible de visualiser, à l'aide de l'analyse acoustique, la déformation des deux substrats DCB (figure III.12). La déformation du DCB est le résultat des contraintes thermomécaniques initiales induites lors de sa conception, entre 1065°C et 1083°C, puis de l'assemblage du module à 290°C [SCHU00b, NING03]. La visualisation de cette déformation est réalisée grâce au développement d'un outil de traitement des données numériques issues de l'analyse acoustique. Les premiers résultats obtenus, représentatifs de l'ensemble du lot des modules APT disponibles, sont présentés dans la figure III.13.

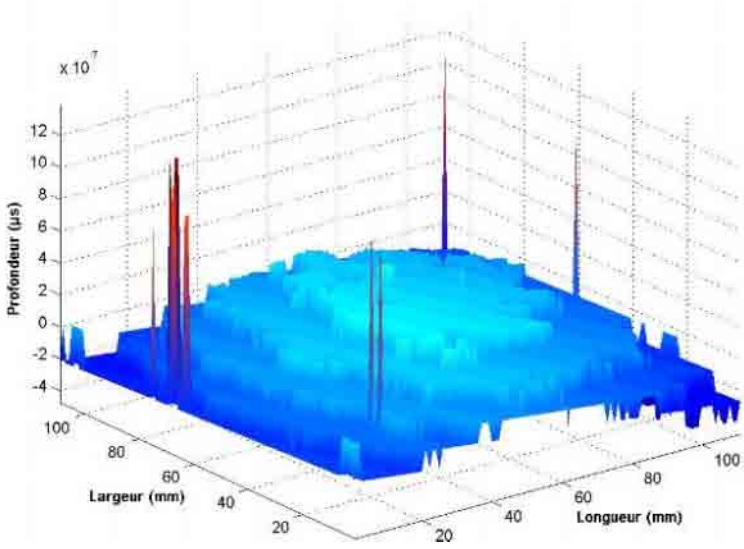


Figure III.13 : Information temporelle de la déformation résiduelle de l'un des DCB (Module APT N°3).

La déformation, exprimée en micro-secondes, du substrat DCB est estimée, après correction suivant un plan neutre, à partir des variations des temps de parcours de l'onde acoustique pour atteindre l'interface cible (brasure semelle – métallisation DCB).

3. Contrôle des performances électriques

Au cours du test de vieillissement par cyclage passif, le contrôle des performances électriques des véhicules de test est réalisé grâce aux moyens de caractérisation présentés dans le chapitre II § II.2.1. Le contrôle est réalisé après chacune des campagnes de cyclage thermique, soit après les 50 premiers cycles puis après 100 cycles.

II. Méthodologie et Cyclage thermique

La réalisation des cycles thermiques par la société TRONICO, située dans la région de Nantes, limite la fréquence des analyses au cours du cyclage. Un premier contrôle non destructif des deux modules de test (N°2 et N°4) est réalisé après une première campagne de 50 cycles thermiques, un deuxième a été effectué après 100 cycles.

Des vérifications sont menées afin de contrôler l'intégrité des assemblages, avec l'outil d'analyse acoustique de l'INRETS, ainsi que l'intégrité des éléments actifs (transistors CoolMOS^{TM} et diodes Schottky SiC), à travers le contrôle de leurs performances électriques. La vérification des performances et des connexions électriques est réalisée grâce au banc de caractérisation mis en œuvre dans le département électrotechnique du Conservatoire National des Arts et Métiers (CNAM) de Paris, antenne du laboratoire SATIE de l'ENS de Cachan. Afin de ne pas trop stresser les modules de test, les caractérisations électriques en conduction et en tension de seuil sont réalisées à une température de jonction de 80°C, puis comparées aux performances relevées avant cyclage.

Après 100 cycles, le contrôle de l'intégrité de l'assemblage laisse apparaître une altération significative des brasures semelle – DCB, et une dégradation de l'intégrité des substrats céramiques. Afin de confirmer les observations réalisées lors des analyses non destructives après 100 cycles, l'un des véhicules de test a été sectionné, poli et analysé avec l'aide de la société STRUERS. Pour éviter toute dégradation des échantillons au cours de la découpe et pour éviter l'inclusion de bulles d'air, les échantillons sont résinés sous une légère dépression. La figure III.14 présente la localisation des micro-sections réalisées, d'après les informations obtenues lors des analyses acoustiques, pour accéder aux zones où ont été préalablement localisées les gradations. La dureté de la semelle en AlSiC rend nécessaire un polissage progressif jusqu'à 1µm afin de permettre une analyse optique avec une résolution satisfaisante. Les matériels utilisés ainsi que les différentes étapes du processus sont présentés en annexe 6.

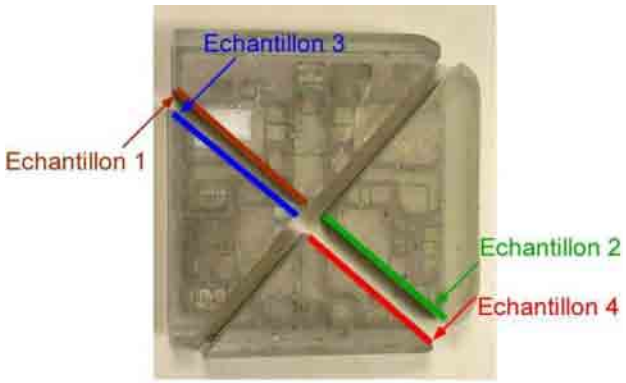


Figure III.14 : Micro-sections pour l'analyse par microscopie optique du module APT N°2.

III. Expérimentation – Analyse des résultats

En raison de la similitude des résultats, seules les analyses réalisées sur l'un des véhicules de test (N°2) sont présentées. Une première analyse consiste en une observation visuelle des véhicules de test avant que soient entrepris les tests de vieillissement. La figure III.15 présente le placement des différents éléments dans le module de test, en particulier les puces actives qui sont également visibles dans les images acoustiques (figure III.17).

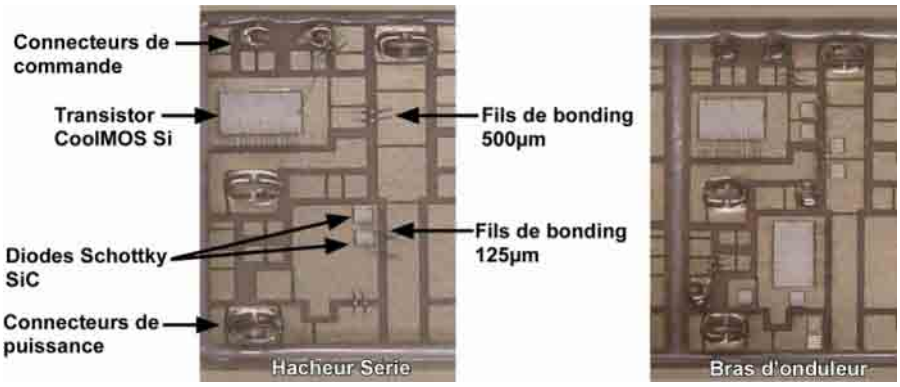
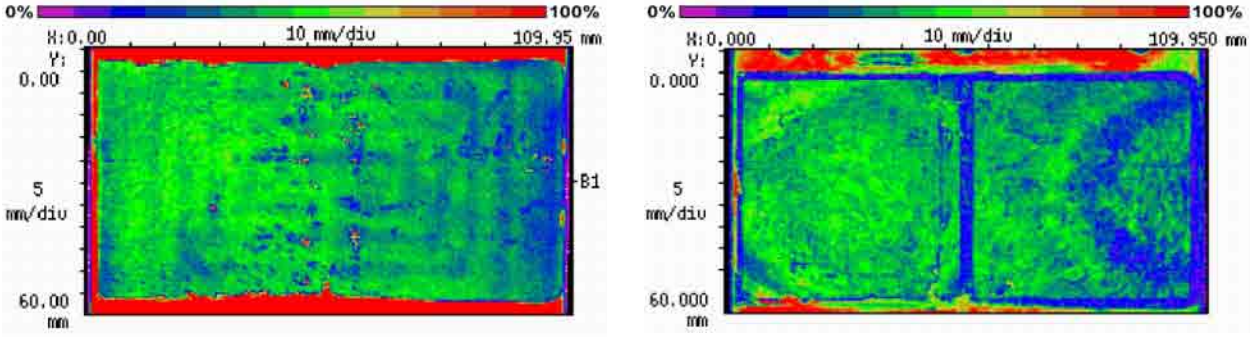


Figure III.15: Présentation des fonctions intégrées dans les véhicules de test.

1. Vieillissement des brasures et substrats DCB

Contrôles initiaux

L'analyse acoustique, en mode C-Scan, des brasures situées entre la semelle et les substrats céramiques démontre leur bonne qualité initiale (pas de délaminage et présence de très peu de bulles d'air). Les images présentées dans la figure III.16 correspondent aux deux interfaces qui composent la brasure entre la semelle et chacun des substrats DCB du module N°2 ; soit l'interface de la semelle avec la brasure (figure III.16a), et l'interface de la brasure avec le cuivre du DCB (figure III.16b).



a) Interface semelle – brasure DCB

b) Interface brasure semelle – cuivre DCB

Figure III.16 : Analyse acoustique de la brasure semelle – DCB avant cyclage thermique (Module APT N°2).

Cependant, la faible épaisseur et la localisation en profondeur de la brasure des semi-conducteurs (à 4,15mm de la référence eau - semelle) entraînent une très forte atténuation du signal acoustique réfléchi ; ce qui ne permet pas de dissocier cette fois les deux interfaces et conduit à les analyser simultanément (figure III.17).

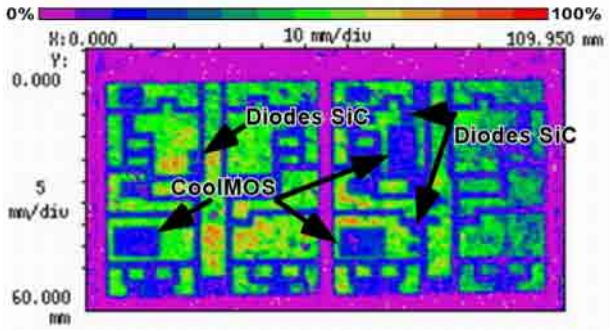
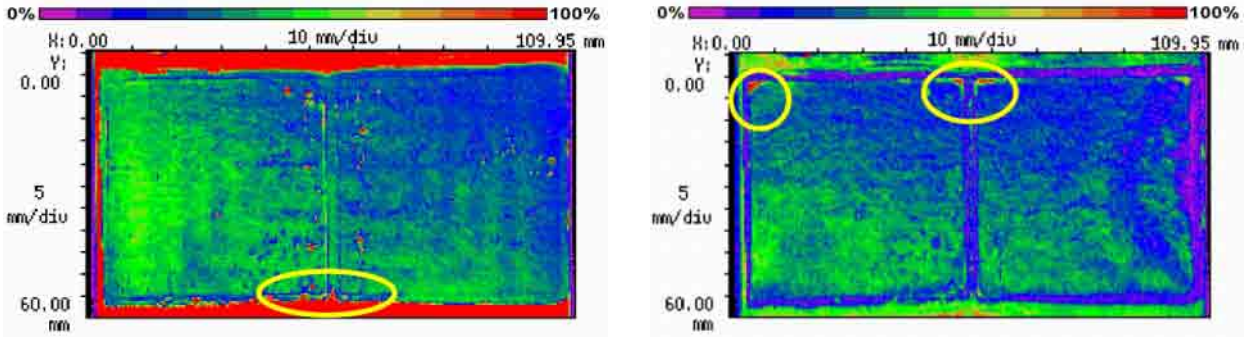


Figure III.17 : Analyse acoustique des brasures des puces avant cyclage thermique (Module APT N°2).

Contrôles après 50 cycles

La figure III.18a présente l'interface entre la semelle et la brasure. On constate, l'apparition des empreintes des deux substrats dans la brasure suite à la migration de celle-ci au cours du cyclage thermique (centre de la brasure à x=55mm). D'autre part, le contrôle de la brasure entre la semelle et le cuivre du DCB après 50 cycles (III.18b) rend compte d'une initiation du délaminage dans les angles des interfaces en contact avec la métallisation basse du DCB (cercles jaunes).



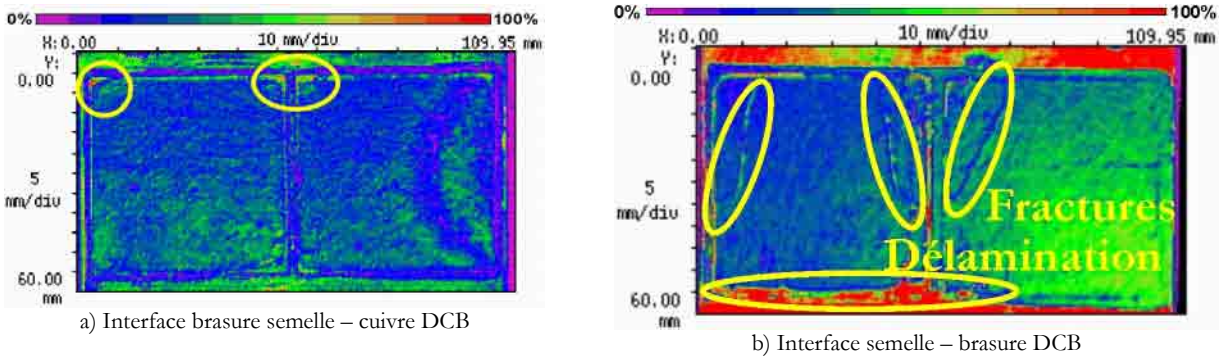
a) Interface semelle – brasure DCB. b) Interface brasure semelle – cuivre DCB.

Figure III.18 : Analyse acoustique de la brasure semelle – DCB après 50 cycles thermiques (Module APT N°2).

Cette dégradation rapide est causée par des contraintes de cisaillement élevées en raison de la grande dimension des substrats DCB (5x5mm²) et de la sévérité des contraintes thermiques appliquées . En effet, les contraintes dans la brasure sont générées en raison des différences entre les CTE de la semelle en AlSiC (8.10^{-6}/°C) et du cuivre du DCB (14.10^{-6}/°C), celui de la brasure étant d'environ 29.10^{-6}/°C.

Contrôles après 100 cycles

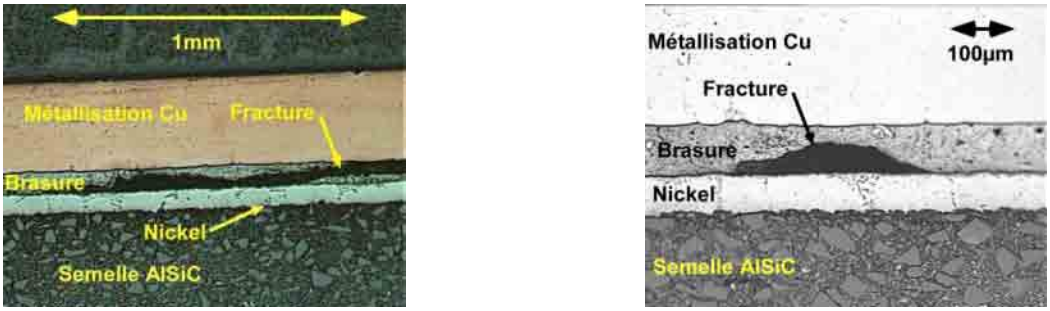
Dans la figure III.19a, l'analyse de l'interface entre la brasure et le cuivre du DCB laisse apparaître le délaminage déjà observé lors de l'analyse après 50 cycles (cercles jaunes). D'autre part, la figure III.19b permet d'observer une fissure longitudinale, initiée à l'interface entre la semelle et la brasure du DCB, au cœur des brasures de chacun des substrats DCB.



a) Interface brasure semelle – cuivre DCB b) Interface semelle – brasure DCB

Figure III.19 : Analyse acoustique de la brasure semelle – DCB après 100 cycles thermiques (module APT N°2).

La dégradation de la brasure, identifiée précédemment, est confirmée par les micro-sections des échantillons N°2 et 4 (figure III.20).



a) Fissure de la brasure semelle – DCB (vue longitudinale) b) Fissure de la brasure semelle – DCB (vue transversale)

Figure III.20 : Analyse de la dégradation de la brasure semelle – DCB du Module APT N°2 après 100 cycles.

Les fissures longitudinales des brasures sont probablement causées par les contraintes sévères subies, sans relaxation, au cours du cyclage thermique. La basse température (-30°C), suivie d'un gradient thermique lors de la remontée de température, contraint fortement la brasure. Les résultats de simulations présentés plus loin étayeront cette hypothèse.

Par contre, les brasures des puces ne semblent pas altérées après les 100 cycles thermiques d'après les contrôles par microscopie optique dont un échantillon est présenté dans la figure III.21.

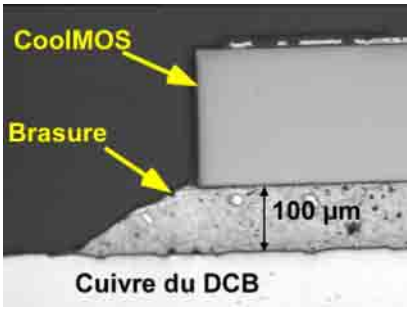


Figure III.21 : Etat de la brasure du transistor CoolMOS™ Module APT N°2 après 100 cycles.

Lors de l'analyse acoustique des brasures situées entre le cuivre DCB et les puces (figure III.22), les échos acoustiques des interfaces des métallisations (surfaces vertes) ont été détectés avant les échos des interfaces de la céramique (surfaces rouges).

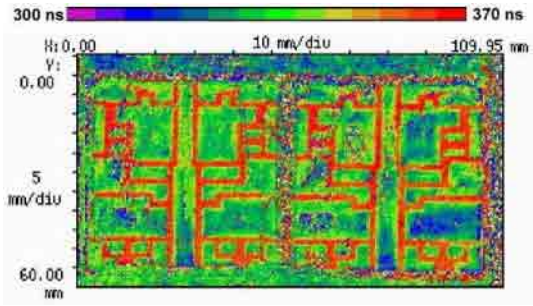
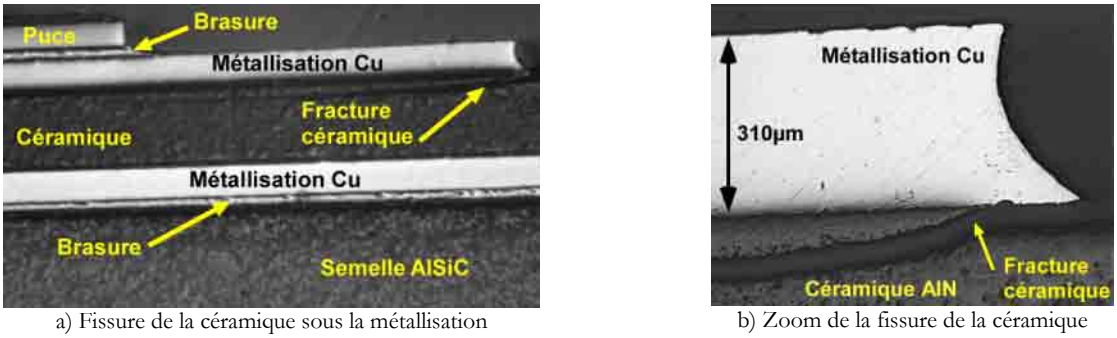


Figure III.22 : Analyse acoustique des brasures des puces après 100 cycles thermiques (module APT N°2).

Cette observation acoustique laisse supposer un délaminage des métallisations supérieures du DCB. En effet, l'analyse par microscopie optique du délaminage de la métallisation haute du DCB, présentée dans la figure III.23, montre des fissures de la céramique AlN qui entraînent le soulèvement des métallisations en cuivre.



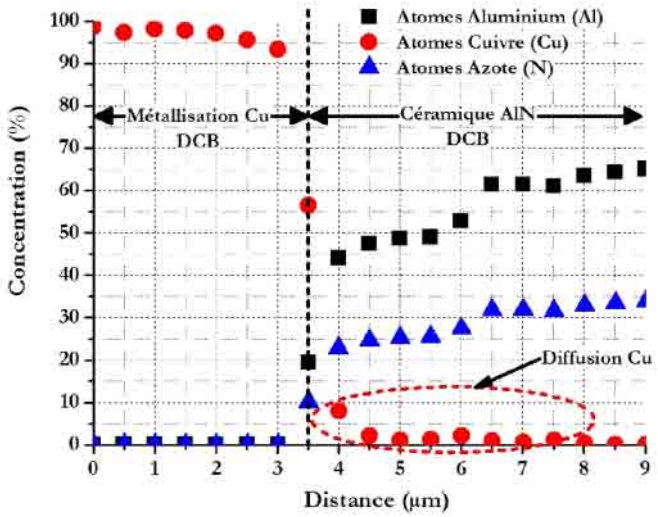
a) Fissure de la céramique sous la métallisation

b) Zoom de la fissure de la céramique

Figure III.23 : Analyse de la dégradation du DCB induite par des fissures dans la céramique.

La figure III.23a confirme la présence d'une fissure qui se propage jusqu'à l'aplomb de la puce diode, entraînant donc une augmentation drastique de la résistance thermique. Déjà observée par d'autres auteurs [MITI99, NAGA00, SCHU03], cette dégradation fait l'objet d'une analyse dans le paragraphe suivant, consacré à la simulation des mécanismes de défaillance rattachés aux substrats céramiques.

En complément, une analyse, semi-quantitative par émission de rayons X (EDX), de la zone située à l'interface entre la métallisation en cuivre et la céramique AlN a été réalisée avec le soutien du laboratoire sur les Matériaux Céramiques et Composites à Matrices Métalliques de l'institut de chimie de la matière condensée de Bordeaux (ICMCB). La figure III.24a présente la distribution des concentrations des différents atomes présents le long de la zone d'analyse, hormis le carbone qui a contaminé l'échantillon (figure III.24b). Elle rend compte d'une diffusion du cuivre dans la céramique sur une profondeur de quelques microns. Cette diffusion entraîne inévitablement une modification des propriétés physiques de la céramique, et donc de l'assemblage DCB. Néanmoins, et afin de simplifier les études numériques, les interfaces entre les métallisations et la céramique seront supposées idéales tout au long des travaux présentés ci-après.



a) Distribution de la concentration d'atomes

b) Détail de la zone d'analyse

Figure III.24 : Analyse EDX à l'interface entre la métallisation cuivre et la céramique AlN.

Enfin, pour finir sur une note positive, le contrôle des fils de bonding (aluminium), présenté à titre d'exemple dans la figure III.25, confirme leur intégrité et la qualité de la liaison avec les éléments semi-conducteurs dont les métallisations sont en aluminium.

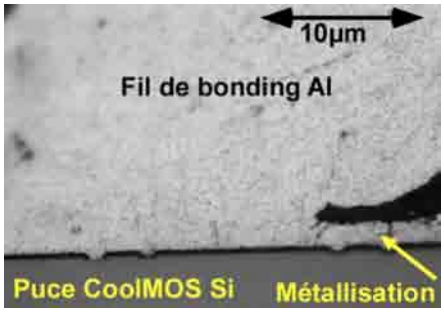


Figure III.25 : Etat de la liaison entre le fil de bonding et la puce.

2. Evolution des performances électriques

Contrôles initiaux

Les performances électriques des éléments actifs, transistors CoolMOS™ Si APT47N60BC3 et diodes Schottky SIC CREE, sont comparables à celles présentées dans une partie du chapitre précédent, consacrée au choix des composants les mieux adaptés au fonctionnement à haute température (Chapitre II § III.1).

Contrôles après 50 cycles

Les résultats sont semblables à ceux obtenus avant vieillissement, et supposent le maintien de l'intégrité des parties actives et des différentes connexions électriques.

Contrôles après 100 cycles

L'analyse visuelle des modules rend compte du décollement des dépôts de cuivre de la céramique du DCB (voir figure III.26a) avec la présence d'inclusions de bulles dans le gel silicone aux angles de nombreuses métallisations (cercles jaunes). Ces inclusions, localisées à l'aplomb des métallisations du DCB, pourraient laisser supposer un dégazage du gel silicone de protection (TSE3062 GE-Silicon). Or la documentation du fabricant précise un taux de dégazage inférieur à 0,1%. La cause provient peut-être du décollement des métallisations, laissant leurs parties inférieures non nickelées libérer l'oxygène contenu dans le cuivre.

a) Décollement de la métallisation après 100 cycles.

b) Présence d'inclusions dans le gel silicone après 100 cycles.

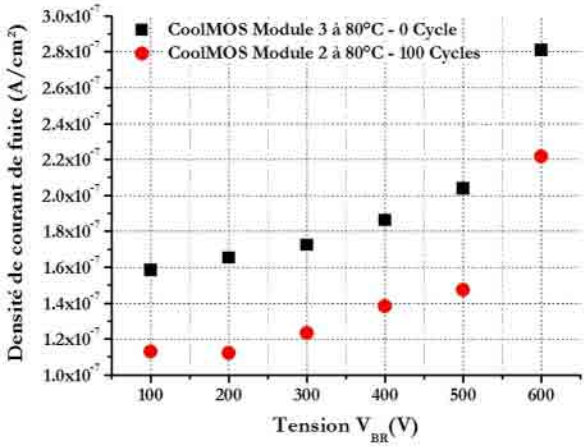
Figure III.26 : Analyse visuelle des connecteurs électriques du module APT N°2.

Le décollement constaté des métallisations rend les caractérisations électriques beaucoup plus délicates. Une nouvelle campagne d'évaluation des performances électriques est réalisée avec l'utilisation de pointes de touches pour palier à la détérioration des substrats DCB. Afin de comparer les résultats obtenus à l'aide de pointes de touche, avec ceux relevés précédemment, il nous a fallu corriger ces mesures. Les performances en conduction sont donc réévaluées, grâce à une nouvelle estimation de la résistance des contacts électriques (annexe 7 page 176).

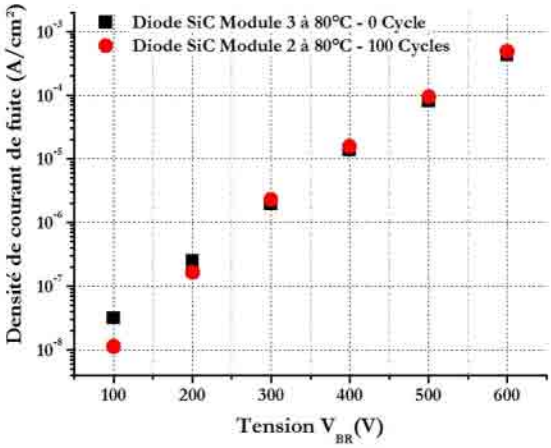
La mise à disposition des véhicules de test auprès de la société TRONICO nous a empêché d'entreprendre les caractérisations électriques des modules N°2 et N°4. Ainsi, pour valider la comparaison des performances électriques durant le cyclage, un contrôle comparatif des trois autres

modules permet d'évaluer la dispersion des performances électriques représentative du lot des véhicules de test. Ainsi, les figures III.27a et b présentent une comparaison des performances en densité de courant de fuite, avant et après le cyclage thermique, pour une tension inverse comprise entre 100V et 600V à une température de jonction de 80°C.

Les résultats obtenus après 100 cycles ne laissent pas apparaître de modification significative des performances à l'état bloqué. En effet, les différences observées coïncident avec les dispersions constatées sur les composants discrets (chapitre II § II.3). La synthèse des performances électriques avant et après cyclage, en conduction et en tension de seuil, est présentée dans le tableau III.3 à une même température de référence de 80°C.



a) Densité de courant de fuite du transistor CoolMOS™ Si entre 100V et 600V à 80°C (échelle linéaire)



b) Densité de courant de fuite de la diode Schottky SiC entre 100V et 600V à 80°C (échelle logarithmique)

Figure III.27: Comparaison des densités de courant de fuite à 80°C, avant et après 100 cycles.

Tableau III.3 : Comparaison des performances électriques avant cyclage et après 100 cycles.

Performances en conduction	Avant cyclage Module N°3		Après 100 Cycles Module N°2	
	R_{on} (mΩ)	V_0 (mV)	R_{on} (mΩ)	V_0 (mV)
Transistor CoolMOS™ Si	72,9		67,0	
Diode Schottky SiC	52,9	829	54,8	839

Estimation de la tension de seuil	Avant cyclage Module N°3		Après 100 Cycles Module N°2	
	A 1mA (V)	A 10mA (V)	A 1mA (V)	A 10mA (V)
Transistor CoolMOS™ Si	2,50	2,52	2,78	2,79

La comparaison des caractéristiques en conduction du transistor CoolMOS™ laisse apparaître une dérive de moins 8%. Même si cette variation semble significative, elle ne permet pas de confirmer une modification des performances au regard de l'état du substrat DCB. D'autant que ces comparaisons sont faites sur des composants différents. De la même manière, pour la diode Schottky SiC après 100 cycles, les modifications de +3% de la résistance équivalente en conduction, et de +1% pour la tension V_0, confirment le maintien des performances après 100 cycles thermiques entre -30°C et +180°C. Enfin, la comparaison de la tension de seuil du transistor CoolMOS™ mesurée à 80°C pour des courants conduits de 1mA et 10mA, ne laisse pas percevoir de modification après 100 cycles (variations inférieures à 1%).

Les puces intégrées dans le module de test (transistor CoolMOS™ et diode Schottky SiC) semblent avoir maintenu leurs caractéristiques électriques en régime statique malgré la sévérité des contraintes thermiques subies. Les performances en régimes dynamiques n'ont pas été évaluées après 100 cycles en raison de la dégradation des substrats DCB et des connexions électriques.

IV. Modélisation par éléments finis

L'étude numérique qui suit est utilisée afin de mieux appréhender les mécanismes de dégradation observés au cours du vieillissement des modules de test lors du cyclage passif :

- Dégradation des brasures situées entre la semelle et les substrats DCB (délaminage et fissure longitudinale)
- Détérioration du substrat DCB (fissures dans la céramique)

Les dégradations, observées lors du cyclage thermique des assemblages de puissances, conduisent à investiguer la réponse de ces structures (association de matériaux de natures différentes), lors de la répétition de sollicitations thermiques dans des milieux supposés continus, homogènes et isotropes. Les simulations sont utilisées pour évaluer les contraintes et l'influence de certains paramètres sur le comportement du système. Dans une approche plus globale, l'objectif est de proposer une loi de durée de vie sur la base de l'évaluation numérique des sollicitations mécaniques et de leur évolution au cours du temps.

Dans le cas qui nous intéresse ici, la mécanique qui conduit à la dégradation des matériels repose sur l'évolution des contraintes créées au sein de l'assemblage en raison des déformations différentielles des matériaux causées par l'hétérogénéité des CTE (figure III.29) [THEB00, DAGS].

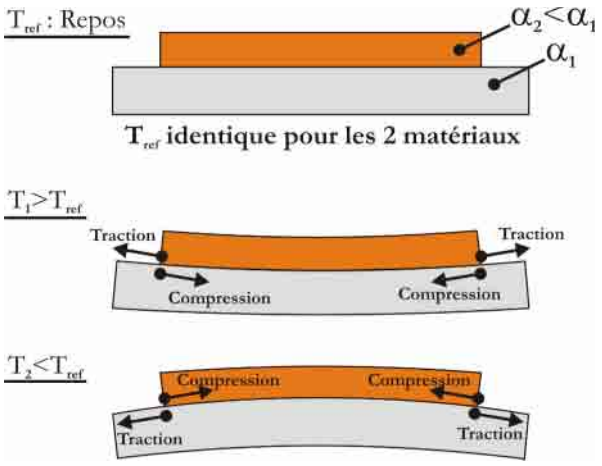


Figure III.28 : Déformations et contraintes au sein d'un assemblage hétérogène.

Nous distinguerons trois types de comportement qui lient la sollicitation à la réponse mécanique, en fonction des propriétés physiques du matériau considéré et des conditions d'emploi :

- Le comportement élastique est caractérisé par une déformation réversible. Le matériau (les céramiques par exemple) retrouve son état initial lors de l'annulation de la sollicitation mécanique.
- Le comportement élastoplastique conduit à une déformation résiduelle permanente lorsque la sollicitation dépasse le seuil de plasticité (typiquement les métaux et alliages).
- La viscoélasticité et la viscoplasticité sont des comportements complexes, présents lors d'une utilisation spécifiquement au-delà de 50% de la température de fusion du matériau (typiquement les brasures). Pour une température donnée, la réponse à une sollicitation

mécanique se décompose en une partie instantanée, puis une seconde retardée et dépendante du temps.

Plusieurs mécanismes conduisent à la détérioration par fatigue de l'assemblage (délaminage de la brasure, fissure de la céramique). Les phénomènes de vieillissement des matériaux (oxydation, décohésion, modification des microstructures…) ne seront pas abordés ici. En effet, les travaux menés au cours de cette étude sont principalement orientés vers la déformation plastique et son rôle sur l'endurance à la fatigue. Initié à la fin du XIX siècle par Bauschinger[10] sous le terme de la fatigue oligocyclique, l'étude de ce comportement s'est développée au cours du XX siècle avec une formulation qui associe l'endurance à l'amplitude de la déformation plastique .

Après une présentation succincte d'éléments de mécanique des milieux continus, des simulations, réalisées au laboratoire LTN de l'INRETS avec le logiciel ANSYS™8.0, seront présentées plus loin. Ces simulations numériques ont pour but d'estimer les contraintes subies par les assemblages utilisés lors des tests expérimentaux. Le matériel informatique utilisé est un ordinateur compatible PC équipé d'un processeur Pentium IV cadencé à 3GHz avec 2Go de Ram et un espace de stockage de 200Go.

L'ensemble des modélisations s'appuie sur les propriétés physiques des matériaux utilisés et une attention particulière est portée sur leur connaissance dans la gamme des températures d'emploi (entre -50°C et +200°C).

Malheureusement, la mise au point d'une telle base de données pose de nombreux problèmes :

- Connaissance approximative des matériaux (pas de matériaux purs, alliages plus ou moins complexes qui ne sont pas clairement identifiés),
- Dépendance des propriétés physiques des matériaux avec la température,
- Données physiques, définies pour des températures qui ne sont que trop rarement spécifiées.

Pour ces raisons, nous attacherons une attention particulière seulement aux caractères qualitatifs des résultats de simulation, tout en étant prudent sur les résultats quantitatifs. Une première approche numérique s'appuie sur un modèle 3D, en respectant au mieux la géométrie et les propriétés physiques des matériaux employés pour la conception des véhicules de test. En raison de la complexité de l'assemblage, la durée élevée de la simulation nous à conduit à rechercher un modèle numérique 2D afin de réduire les temps de calcul tout en proposant des résultats représentatifs des contraintes obtenus avec le modèle 3D. Après la validation de ces résultats, une analyse des mécanismes de sollicitation de l'assemblage cherche à mieux appréhender les modes de défaillance, relevés lors des tests de vieillissement.

Enfin, la fin de ce chapitre propose une discussion sur les résultats des simulations, dans le but de proposer une loi de comportement utile à la définition d'une loi de durée de vie, au regard des modes de défaillance survenus lors des essais.

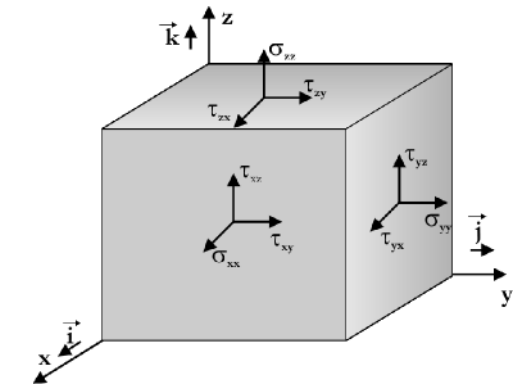
[10] Johann Bauschinger (1834 Nürnberg, † 1893).

1. Eléments de la mécanique des milieux continus

Une présentation simple des principales lois de comportement mécanique est ici abordée. Nous limiterons cette présentation au comportement des solides en l'absence de contraintes mécaniques extérieures. En effet, la seule hétérogénéité des matériaux de l'assemblage (différences entre les coefficients de dilatation thermique) entraîne des déformations différentielles provoquant l'apparition de contraintes élémentaires au sein des matériaux que sont [KURZ87, CHAR05]:

- Contraintes en traction - compression (σ_{xx}, σ_{yy}, σ_{zz})
- Contraintes en cisaillement (τ_{xy}, τ_{xz}, τ_{yx}, τ_{yz}, τ_{zx}, τ_{zy})

La figure III.29a présente la distribution de ces contraintes et l'expression des contraintes résultantes en fonction des contraintes élémentaires définies ci-dessus (équation III.3). Pour rendre compte de la contrainte totale subie par un volume élémentaire, il est nécessaire de considérer l'ensemble des contraintes en traction-compression et en cisaillement. Les différentes études menées dans le domaine de la résistance des matériaux ont conduit à définir un nombre scalaire strictement positif, et représentatif de la contrainte résultante.



a) Distribution des contraintes dans un élément de solide.

$$\underline{T_x} = \sigma_{xx}\vec{i} + \tau_{xy}\vec{j} + \tau_{xz}\vec{k}$$
$$\underline{T_y} = \tau_{yx}\vec{i} + \sigma_{yy}\vec{j} + \tau_{yz}\vec{k}$$
$$\underline{T_z} = \tau_{zx}\vec{i} + \tau_{zy}\vec{j} + \sigma_{zz}\vec{k}$$

Equation III.3 : Décomposition des contraintes dans un solide élémentaire.
σ_{ii} : Contraintes en traction / Compression.
τ_{ij} : Contraintes en cisaillement.
T_i : Contraintes résultantes.

b) Définitions des contraintes.

Figure III.29: Composantes des contraintes mécaniques dans un élément de solide [KURZ87].

Ainsi, la contrainte de von Mises (équation III.4), couramment utilisée dans l'étude de la résistance mécanique des éléments de l'assemblage, sera utilisée pour faciliter la comparaison des résultats de simulation avec la limite de rupture mécanique du matériau considéré [RAMM00, PANG01, GOME05].

$$\sigma_e = \left(\frac{1}{2}\left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right] \right)^{\frac{1}{2}}$$

$$\sigma_e = \left(\frac{1}{2}\left[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{xz}^2) \right] \right)^{\frac{1}{2}}$$

Equation III.4 : Contrainte de von Mises.
σ_e : Contrainte de von Mises (Pa),
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: Contraintes principales (Pa),
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \sigma_{xy}, \sigma_{yz}, \sigma_{xz}$: Contraintes élémentaires (Pa).

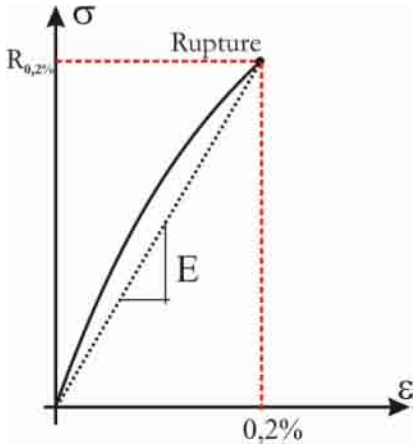
1.1. Différents comportements des solides

Les lois de comportement des matériaux sont fortement dépendantes du mode d'application de la sollicitation (vitesse d'application de la contrainte), mais aussi de la température d'emploi [CHAR05]. Le domaine de la mécanique défini la notion de température en rapport avec la température de fusion (T_f en K) ou de la température de transition visqueuse qui caractérise le matériau (T_g en K).

Dans une première approche, les comportements décrits ci-après sont définis pour les basses températures (< 0,3 à 0,4T_f pour les métaux et < 0,5T_f pour les céramiques). En fonction du matériau, il est possible de distinguer deux comportements que sont :

- Comportement fragile : désigne les matériaux qui présentent une déformation relative faible et réversible après l'annulation de la sollicitation mécanique (loi de comportement élastique). Le terme fragile est relatif à la casse brutale du matériau lorsque la sollicitation mécanique dépasse la limite de rupture (exemple : céramique).
- Comportement ductile : désigne les matériaux capables de se déformer dans la zone plastique avant rupture (loi de comportement élastoplastique). La déformation résiduelle est irréversible, on parle d'écoulement plastique (exemple : métaux).

Dans le cas d'un matériau au comportement fragile, une relation bijective associe la contrainte à la déformation (figure III.30). Dans la pratique, et pour certains matériaux, le module de Young (E) est défini pour une déformation relative égale à 0,2% ($R_{0,2\%}$). Les matériaux fragiles, pour nos applications, sont typiquement les céramiques (AlN, Al_20_3…).



a) Relation théorique entre contrainte et déformation des matériaux fragiles.

Figure III.30 : Loi de comportement d'un matériau fragile [KURZ87].

Avec :

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

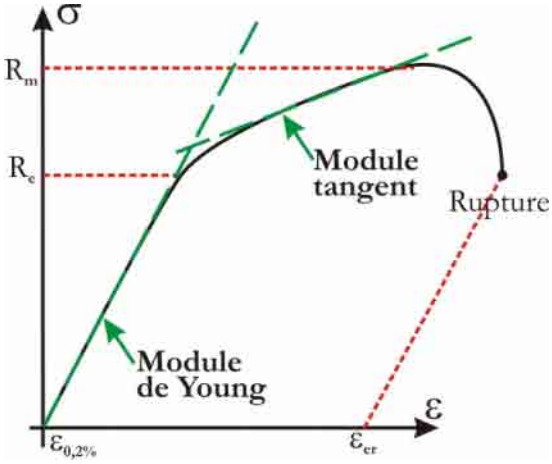
Equation III.5 : Déformation élastique pure
ε : Taux de déformation axiale (%).
l_0 : Longueur axiale initiale (m).
⊿l : Déformation axiale (m).

$$\sigma = E\,\varepsilon$$

Equation III.6 : Loi de Hooke [KURZ87]
σ : Contraintes (Pa).
ε : Déformation (%).
E : Module de Young (Pa).

Suivant les domaines de contraintes, des hypothèses simplificatrices peuvent être prises pour d'autres matériaux. Ainsi, dans le cas de sollicitations de faibles amplitudes, ou pour les matériaux présentant une limite élastique élevée, le comportement élastique peut être utilisé pour simplifier la simulation (composite AlSiC utilisé pour la réalisation des semelles). Au cours de la déformation élastique, avec une réduction de la section suivant une proportion définie par le coefficient de Poisson (υ<0,5), le volume du solide augmente. La limite d'emploi est définie comme la sollicitation mécanique maximale admissible en deçà de la limite de rupture du matériau.

Pour les matériaux au comportement ductile, et dans le cas d'une sollicitation conduisant à dépasser la limite élastique (R_e), le matériau rentre en plasticité (figure III.31). Ce comportement, caractérisé par le module tangent (rapport entre le taux d'augmentation de déformation plastique et le taux d'accroissement de la contrainte correspondante), entraîne une réduction du taux d'accroissement de la contrainte. Ce comportement, caractérisé par le module tangent (rapport entre l'accroissement de la contrainte et l'augmentation de déformation plastique correspondante), entraîne une réduction du taux d'accroissement de la contrainte.



a) Relation théorique entre contrainte et déformation des matériaux ductiles pour une température donnée.

Avec :
ε : Déformation relative (%).
ε_{er} : Déformation relative à la rupture (%).
σ : Contrainte (Pa).
R_e : Limite élastique (Pa)
R_m : Résistance à la traction (Pa)
E : Module élastique ou Module de Young (Pa).

Figure III.31 : Loi de comportement d'un matériau ductile [KURZ87].

Au-delà d'une valeur-limite de résistance à la traction (R_m), le matériau présente une réduction localisée de sa section (striction), entraînant la réduction de la contrainte avec une dégradation de son intégrité jusqu'à la rupture complète du solide dans la zone de striction (figure III.32).

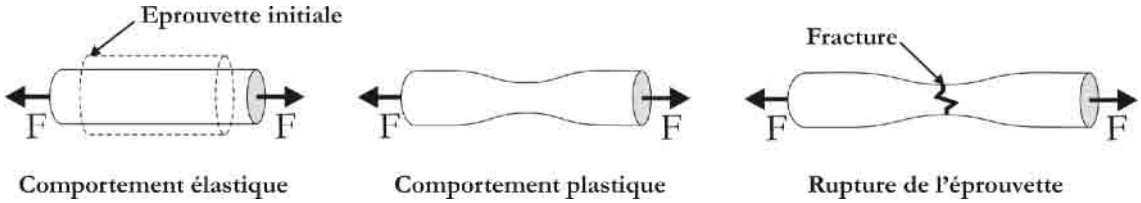


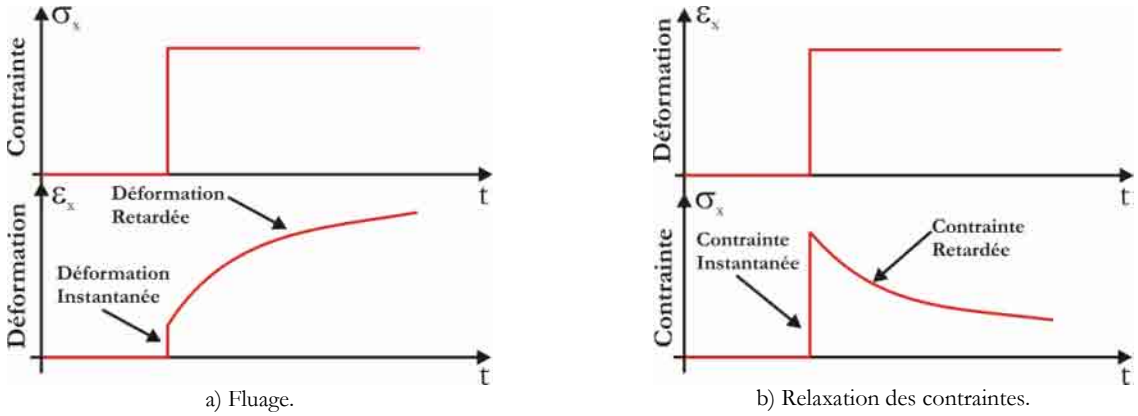
Figure III.32 : Comportement élastoplastique d'une éprouvette de test.

Dans le cas où la température d'utilisation serait élevée au regard de la température de fusion ($T>0,5T_f$), la déformation du matériau ne dépend plus seulement de la sollicitation mécanique, mais elle présente une forte dépendance à la température d'utilisation et à la durée d'application de la sollicitation (équation III.7).

$$\varepsilon = f(\sigma, t, T)$$

Equation III.7 : Relation mécanique de Viscoélastoplasticité.
σ : Contraintes (Pa).
ε : Déformation (%).
t : Temps (s).
T : Température (°C).

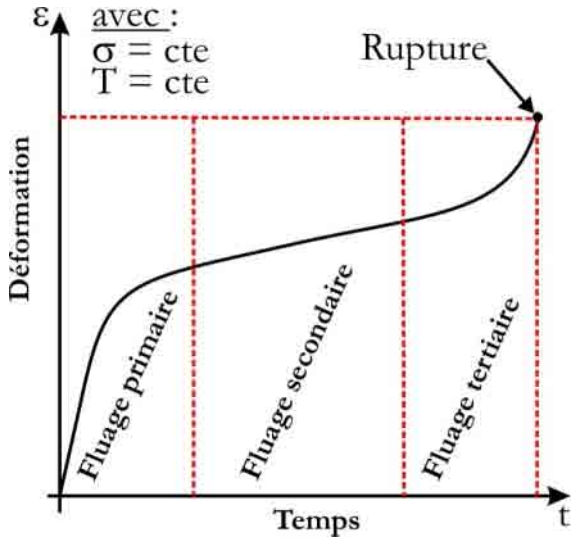
Des exemples sont fournis par des filaments en tungstène des ampoules (T_f>3000°C) qui fonctionnent à des températures proches de 2000°C (soit 0,7T_f) ou encore par les glaciers des zones tempérées qui sont dans des conditions où la glace suit une loi de comportement viscoplastique. On exprime alors leur écoulement plastique en termes de fluage qui caractérise la vitesse de déformation et de relaxation des contraintes (figure III.33) [WOIR92, AMAG99, WILD99].



a) Fluage. b) Relaxation des contraintes.

Figure III.33 : Ecoulement plastique lors du fluage et de la relaxation des contraintes [WOIR92].

Ce modèle de comportement est lié à l'agitation thermique entraînant l'accélération du phénomène de diffusion des atomes et des lacunes, ainsi qu'une augmentation du taux de dislocations. Les différents domaines de fluage sont liés à la prépondérance des phénomènes de dislocation et/ou de diffusion. Ainsi, pour une température et une contrainte données, il est possible de distinguer trois domaines de fluage en fonction de la durée d'exposition à la sollicitation mécanique (figure III.34a) :



a) Définition des domaines de fluage.

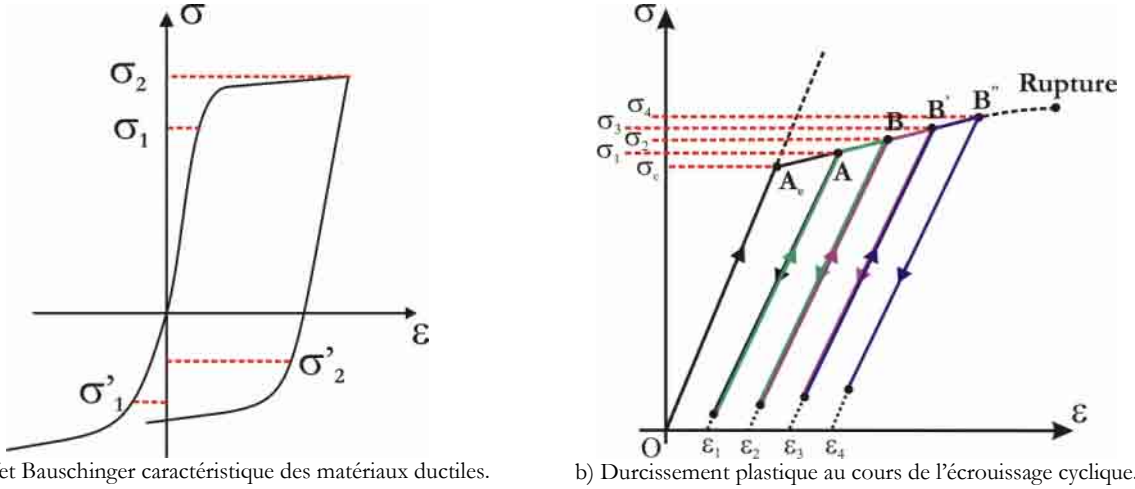
Figure III.34 : Définition des domaines de fluage.

- Fluage primaire : La diminution de la vitesse de déformation est causée par l'augmentation des dislocations qui limite la déformation plastique (phénomène de consolidation ou d'accommodation).
- Fluage secondaire : La diffusion compense la consolidation (vitesse de consolidation = vitesse d'adoucissement) conduisant vers une vitesse de déformation constante.
- Fluage tertiaire : L'accumulation des dommages conduit à une réduction de la section sous contrainte constante. La vitesse de déformation augmente pour atteindre le seuil de rupture du matériau.

Dans le domaine de l'électronique, le comportement viscoplastique correspond typiquement à celui des brasures qui présentent des températures de fusion (T_f) et d'utilisation (T_u) relativement proches (0,6 à 0,8T_f). L'expression analytique du fluage est définie en fonction de la plage des sollicitations mécaniques et thermiques du matériau. La relation est couramment composée d'un terme qui représente la loi de fluage et un second qui rend compte de la résistance à la déformation plastique. La loi d'Anand (annexe 8), adaptée au problème de cyclage thermique, unifie les deux comportements et permet une optimisation de la résolution numérique. Elle est couramment utilisée pour la modélisation et la simulation des alliages de brasure utilisés pour l'assemblage [WILD00, WANG01 AMAG02, ROUX04, GUED05], est intégrée au logiciel de simulation ANSYS™ à travers la définition des coefficients, fonction de l'alliage considéré, caractérisant ce comportement viscoplastique de la brasure [ANSYa].

1.2. Fatigue oligocyclique des matériaux ductiles

Dans le cas d'une sollicitation alternée, l'effet Bauschinger traduit la modification de la limite élastique lors de l'application d'une contrainte de signe opposée (figure III.35a) [ALHA92]. L'hypothèse de déformations plastiques modérées permet de maintenir le module de Young quasi constant. Ainsi, la figure III.35b présente la courbe contraintes-déformations dans le cas simplifié d'un matériau ductile subissant, de manière répétée, une sollicitation mécanique uni axiale alternée non symétrique [KURZ87, CHAR05].



a) Effet Bauschinger caractéristique des matériaux ductiles. b) Durcissement plastique au cours de l'écrouissage cyclique.

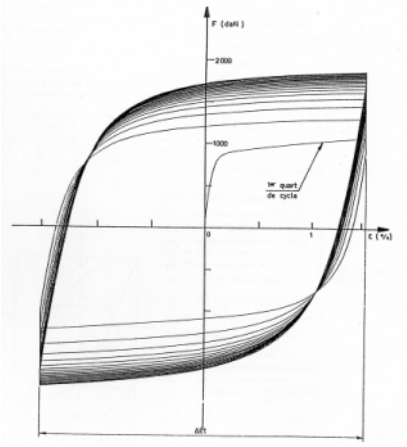
Figure III.35 : Evolution de la contrainte et de la déformation au cours d'une sollicitation oligocyclique.

Lors de la première charge, qui conduit au point A, le seuil de plasticité est confondu avec la limite élastique (A_e). Après annulation de la sollicitation, la deuxième charge conduit au point B avec un nouveau seuil de plasticité (point A). Ainsi, chaque nouveau chargement entraîne une augmentation graduelle du niveau de contrainte jusqu'au franchissement de la limite de rupture du matériau.

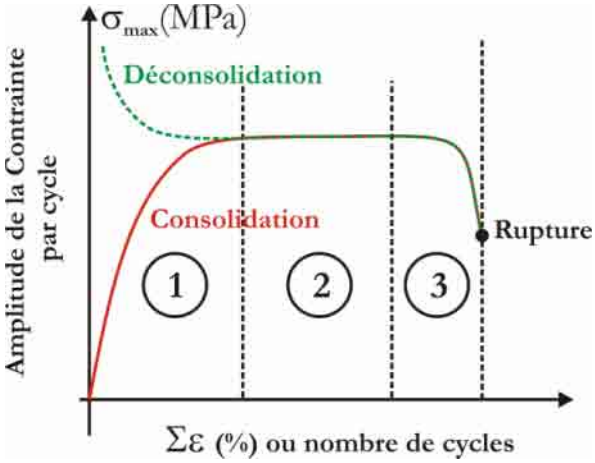
Cet exemple d'écrouissage, au cours du cyclage, permet de distinguer trois effets qui sont :

- Modification de la limite élastique en raison de l'effet Bauschinger,
- Augmentation du seuil de plasticité en raison du durcissement par écrouissage cyclique,
- La diminution de l'allongement avant rupture (accommodation) $\varepsilon_1 < \varepsilon_2 < \varepsilon_3 < \varepsilon_{rupture}$.

Issue d'une campagne de caractérisation mécanique d'une éprouvette en acier sollicitée avec un contrôle en déformation, la figure III.36a présente l'évolution de la courbe contrainte-déformation au cours de la répétition des cycles de traction et de compression [BATH97]. Dans ce cas, le niveau de contrainte et le taux de déformation évoluent à chaque cycle (boucle de fatigue correspondant à l'énergie dissipée au cours d'un cycle).



a) Courbe de consolidation cyclique à déformation contrôlée de l'acier AISI316L à 20°C [BATH97].



b) Courbes de consolidation et déconsolidation cyclique .

Figure III.36 : Evolution de la contrainte au cours d'un cyclage oligocyclique.

Ce phénomène est souvent représenté à travers une courbe d'accommodation (figure III.36b) qui présente, pour les cas typiques de consolidation et de déconsolidation cyclique, l'évolution des amplitudes de la contrainte par cycle en fonction du cumul des déformations ou du nombre de cycles. Il est possible de distinguer trois phases que sont :

- 1 : Une phase de consolidation ou de déconsolidation cyclique (suivant les matériaux) conduisant respectivement à la croissance (durcissement) ou à la décroissance (adoucissement) de la contrainte,
- 2 : Une phase de stabilisation de la contrainte (accommodation),
- 3 : Une phase de décroissance de la contrainte due à une amorce de rupture du matériau.

Après cette présentation du comportement des matériaux lors de sollicitations mécaniques, nous allons aborder l'étude de la réponse numérique d'un assemblage de puissance représentatif de ceux utilisés lors des tests de vieillissement présentés précédemment.

2. Modélisation 3D du module de puissance

Les modes de défaillance observés conduisent à limiter cette étude au comportement de l'assemblage (semelle – brasure - substrats DCB). Pour cette raison, les éléments rattachés aux parties actives (puces et brasures associées, connecteurs externes et fils de bonding) ne seront pas intégrés dans ce modèle.

2.1. Présentation du modèle utilisé

La géométrie du modèle 3D est définie à partir des données fournies par le fabricant (APT Europe) et des dimensions évaluées lors de l'analyse par micro-section de l'un des véhicules de test (figure III.37). Le tableau III.4 présente une synthèse de la géométrie des différents constituants de l'assemblage.

Afin de simplifier le modèle, une symétrie est utilisée, permettant de réduire la description 3D à la moitié du module (figure III.38). Le plan de symétrie xz assure la contrainte en position suivant y, complétée par des contraintes en déplacement en x et z (C_x=0, C_z=0) sur les nœuds communs de l'arête basse de la semelle et du plan de symétrie xz. La géométrie de la métallisation supérieure est définie avec des surfaces de dimensions variables mais d'épaisseur constante de 310µm.

Tableau III.4 : Détail de la géométrie du modèle 3D.

Eléments	Matériaux	Longueur	Largeur	Epaisseur
Semelle	AlSiC	82,00 mm	53,50 mm	3 mm
Brasure substrat	Pb92.5Sn5Ag2.5	50,50 mm	50,00 mm	150 µm
Métallisation supérieure DCB	Cuivre	48,00 mm	48,00 mm	310 µm
Céramique	AlN	50,50 mm	50,00 mm	635 µm
Métallisations supérieure DCB	Cuivre	Variable	Variable	310 µm

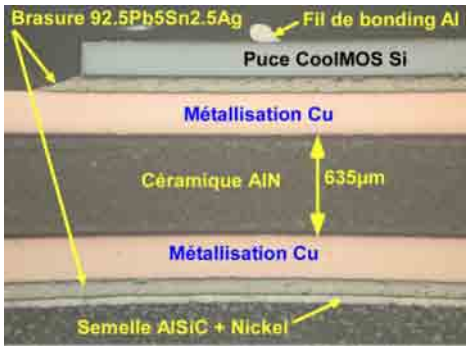


Figure III.37 : Micro-section du module de test.

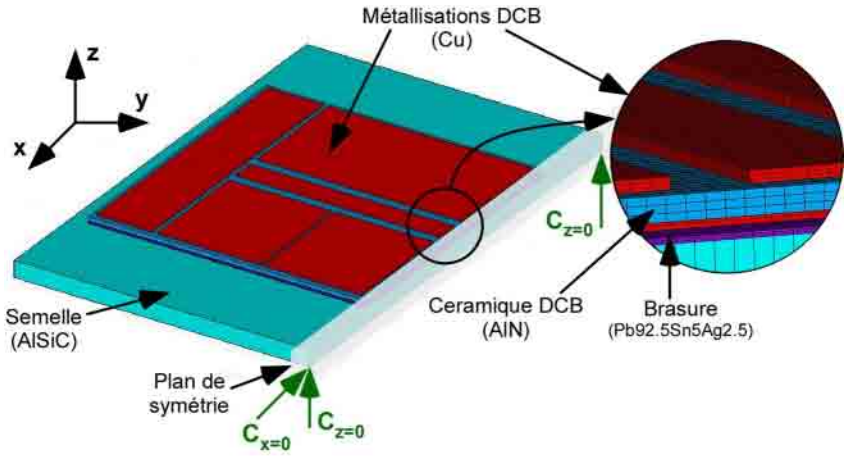


Figure III.38 : Modèle 3D de l'assemblage DCB sur semelle AlSiC.

La particularité des assemblages en électronique de puissance est la grande disproportion entre la surface de plusieurs cm² et l'épaisseur des constituants de seulement quelques centaines de micromètres. Ceci pose un problème de maillage, une contrainte de maillage est donc définie pour assurer la présence d'au moins 3 éléments dans l'épaisseur de chaque matériau (semelle, brasure, métallisations, céramique). En raison de la taille et de la complexité de l'assemblage, la dimension de chaque élément du maillage, sur le plan xy, est fixé à 500µm, soit un total de 229 500 éléments et 244 174 nœuds.

L'ensemble du modèle est maillé avec les éléments de type SOLID45 parrallèlipédiques à 8 nœuds. La brasure est maillée avec des éléments VISCO107 en raison de leur compatibilité avec la loi de comportement viscoplastique (ANAND) qui sont également parrallèlipédiques à 8 nœuds [ANSY02].

L'étude porte sur le comportement mécanique de cet assemblage lors d'un cyclage thermique en mode passif. Les conditions aux limites et le chargement imposés au modèle sont déclarés en termes de température uniformément appliquée à chaque instant et à l'ensemble des éléments du modèle. Cette condition sera vérifiée expérimentalement par la mesure des gradients thermiques au sein d'assemblages comparables lors de la caractérisation de l'enceinte climatique dans le chapitre IV § I.1. Nous y montrerons que les résultats expérimentaux confirment cette hypothèse avec la mesure d'une différence de température maximale inférieure à 1°C au sein d'un même module.

2.2. Loi de comportement et propriétés des matériaux de l'assemblage

En raison de la grande amplitude des cycles thermiques (-30°C à 180°C), nous avons cherché à exprimer les propriétés physiques des matériaux en fonction de la température pour ceux qui présentent une modification substantielle de leurs propriétés dans la plage de contrainte considérée.

Au regard de la plage des sollicitations, les matériaux comme la céramique et la semelle, avec des CTE relativement faibles (respectivement $5{,}7.10^{-6}$/°C et 8.10^{-6}/°C), présentent des déformations limitant leur comportement au seul domaine élastique. Le cuivre, utilisé pour la réalisation des métallisations du substrat DCB, présente quant à lui un CTE de 16.10^{-6}/°C et une limite élastique relativement basse (< 100 MPa) largement dépassée lors des sollicitations, qui nécessite de modéliser un comportement élastoplastique. Les propriétés physiques des métallisations en cuivre utilisées sont issues de la publication de Yoshiyuki Nagatomo [NAGA00]. En particulier, la courbe contrainte-déformation à 18°C et à une vitesse d'application de la déformation de 0,01%/s est modélisée par une approximation multilinéaire (figure III.39) [NAGA00]. N'ayant malheureusement pas d'autres caractéristiques à d'autres températures, c'est cette caractéristique qui est utilisée dans toute la plage de température du cycle.

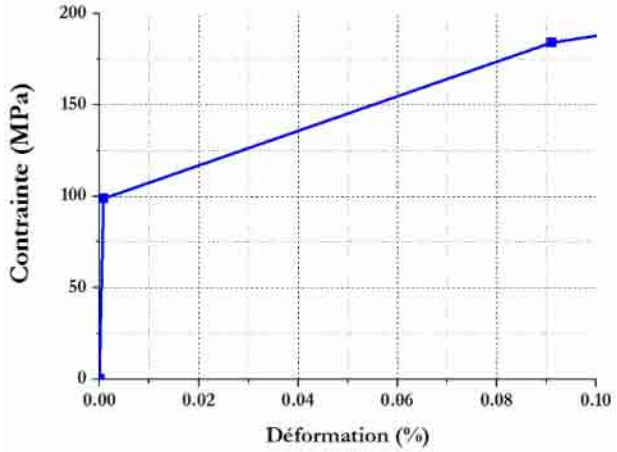


Figure III.39 : Modèle multilinéaire du comportement élastoplastique du cuivre [NAGA00].

Le comportement du cuivre au cours du cyclage oligocyclique, est modélisé grâce à une loi d'écrouissage isotropique (Multilinear Isotropic Hardening) utilisée dans ANSYS™ lors de la définition du comportement élastoplastique du matériau [ANSYb]. La prise en compte de l'effet Bauschinger vient en complément de la dissymétrie des cycles de sollicitations thermomécaniques.

Enfin, la brasure présente un comportement viscoplastique en raison d'une température d'utilisation proche sa température de fusion ($0{,}39 \leq T_u/T_f \leq 0{,}84$). Le comportement viscoplastique de la brasure (Pb92.5Sn5Ag2.5) est modélisé par la loi d'Anand, dont les paramètres sont présentés (tableau III.5) [WILDE00].

Tableau III.5 : Paramètres d'Anand - Viscoplasticité de la brasure Pb92.5Sn5Ag2.5 [WILDE00].

s_o (Mpa)	Q/R (K)	A (s^{-1})	ξ	m	h_o (MPa)	$\bar{s}$ (MPa)	n	a
C1	**C2**	**C3**	**C4**	**C5**	**C6**	**C7**	**C8**	**C9**
33.07	11 000	105 200	7	0.241	1432	41.63	0.002	1.3

Les tableaux III.6 et III.7 précisent les propriétés physiques utilisées pour les différents matériaux qui composent l'assemblage modélisé [SHAC00, WILD00, MATW].

Tableau III.6 : Propriétés thermomécaniques des matériaux du modèle [SHAC00, WILD00, MATW].

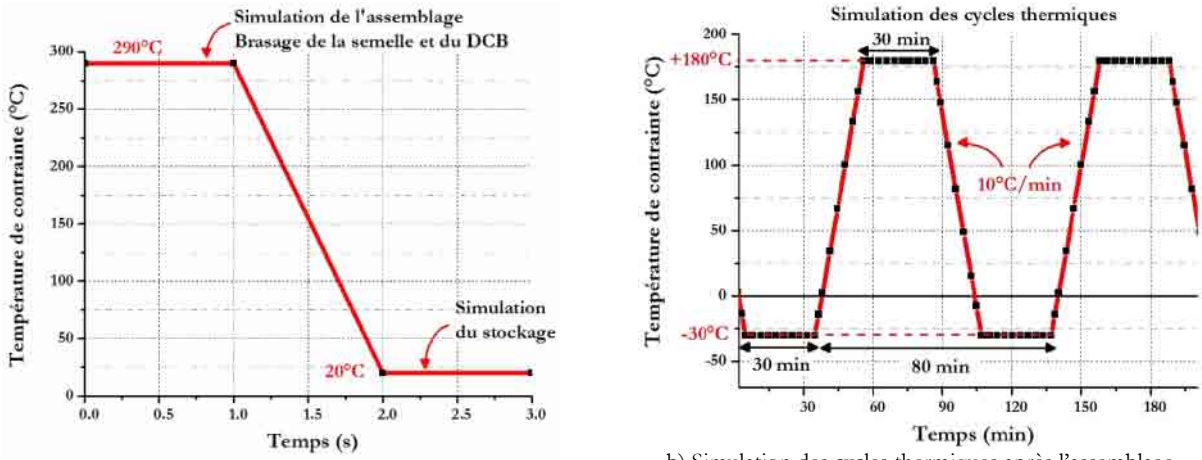
Matériaux	CTE (10-6/°C)	Capacité thermique spécifique ($J.Kg^{-1}.K^{-1}$)	Coefficient de Poisson	Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)
AlSiC	8	740	0.24	190
Brasure Pb92.5Sn5Ag2.5	29	130	0.4	23
Cuivre (Métallisation DCB)	16	390	0.34	390
AlN (Céramique DCB)	5	730	0.23	170

Tableau III.7 : Propriétés mécaniques des matériaux du modèle [SHAC00, WILD00, MATW].

Matériaux	Module d'Young (GPa)	Limite élastique (MPa)	Module tangent (MPa)
AlSiC	200	360	Comportement élastique
Brasure Pb92.5Sn5Ag2.5	$24.1\text{-}28\times10^{-3}$ T(°C)	Loi d'ANAND	
Cuivre (Métallisation DCB)	130	98,7	1000
AlN (Céramique DCB)	320	270	Comportement élastique

V. Simulations et discussion des résultats

Le profil des contraintes thermiques simulé est présenté dans la figure III.40. Après l'évaluation des contraintes résiduelles créées lors du processus d'assemblage par brasage (figure III.40a) [REY96, ROUX04], les cycles thermiques entre -30°C et +180°C sont appliqués pour observer l'évolution des contraintes dans l'assemblage (figure III.40b).



a) Simulation de l'assemblage à 290°C (brasure), puis stockage à 20°C.

b) Simulation des cycles thermiques après l'assemblage.

Figure III.40 : Profil de température de l'assemblage par brasage (290°C) suivi d'un à 20°C et du cyclage thermique.

Les résultats de simulation sont présentés suivant leur rattachement aux modes de dégradation observés lors de la campagne de vieillissement des véhicules de test. Ainsi, une première partie concerne l'évaluation des contraintes au sein du DCB afin de mieux comprendre le mécanisme qui conduit à la fissure de la céramique.

La seconde partie porte sur l'analyse du comportement de la brasure semelle-DCB afin d'aider à interpréter les deux modes de dégradation survenus lors du cyclage thermique : la fissure longitudinale et le délaminage de la brasure.

1. Présentation des résultats 3D

1.1. Evaluation des contraintes résiduelles

La première étape consiste donc à simuler le processus d'assemblage (brasage de la semelle avec le substrat DCB) grâce à une initialisation de tous les éléments du modèle à 290°C, avec la définition d'une température de référence de 20°C pour la totalité des matériaux hormis la brasure pour laquelle la température de référence est 290°C (figure III.40a). Cet artifice cherche à prendre en compte l'absence de contraintes au sein de la brasure à cette température.

Nous n'avons malheureusement pas pu prendre en compte les contraintes résiduelles présentes dans le DCB, dues aux processus de fabrication du DCB lui-même (métallisations en cuivre déposées sur un substrat céramique AlN après oxydation). Le substrat céramique est réalisé à une température de 1083°C (brevet CURAMIK© [SCHU98]) et la simulation de ce processus est difficilement réalisable, en raison du manque d'information et de la méconnaissance des comportements des matériaux d'interface Al_2O_3 ou autres oxydes, durant la descente en température.

Les contraintes résiduelles dans la céramique sont uniquement estimées à titre indicatif après la simulation du profil de la figure III.40a, correspondant à la phase de refroidissement de la brasure semelle / DCB. La figure III.41 présente le champ des contraintes de von Mises de la seule couche de brasure, située entre la semelle et le DCB, après refroidissement et stockage à 20°C. On peut y observer que les contraintes sont quasi-uniformes, comprises entre 21,6 MPa et 27,9 MPa. Les contraintes maximales sont localisées aux angles de la brasure en contact avec les coins de la métallisation inférieure en cuivre du substrat DCB.

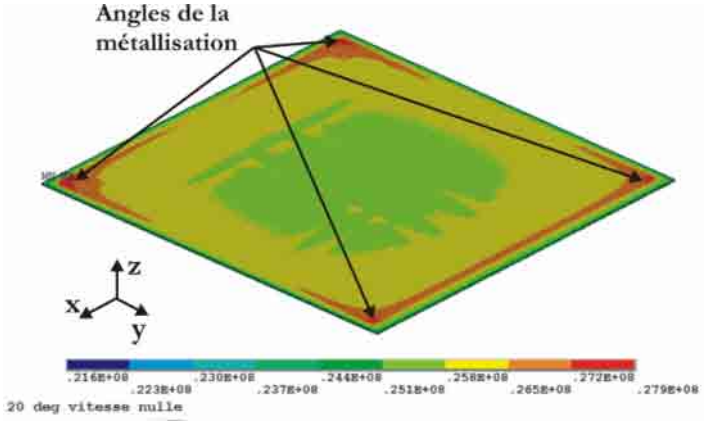
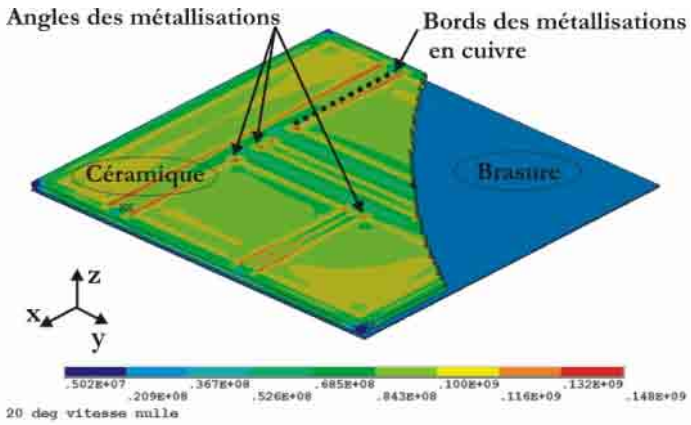
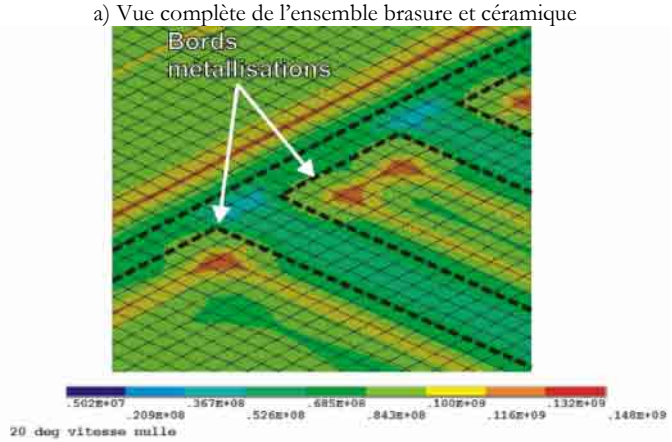


Figure III.41 : Contrainte initiale de VM obtenus dans la brasure après refroidissement et stockage à 20°C.

La figure III.42 présente, après refroidissement de l'assemblage, les contraintes de von Mises résiduelles dans la céramique (AlN) et le substrat DCB. L'expérimentation et la littérature précisent la localisation des fissures dans la céramique à l'aplomb des métallisations. Les contraintes, relevées lors de la simulation, sont distribuées le long des bordures de cuivre avec des niveaux les plus élevés de 80 MPa, situés à l'aplomb des angles de ces mêmes métallisations.



a) Vue complète de l'ensemble brasure et céramique



b) Zoom de la contrainte dans la céramique.

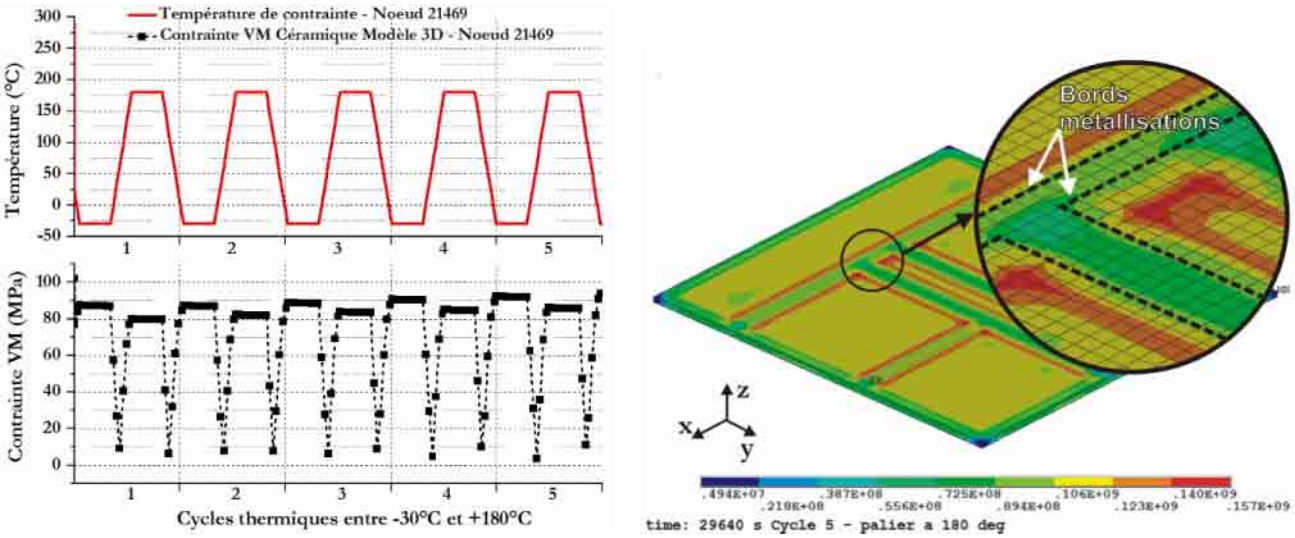
Figure III.42 : Contrainte initiale dans la céramique et la brasure après refroidissement et stockage à 20°C.

Enfin, une simulation de quelques cycles thermiques est réalisée, entre -30°C et +180°C avec des paliers de 30 min (figure III.40b), pour évaluer l'évolution des contraintes dans des conditions proches de celles présentées dans le cadre expérimental. La durée nécessaire pour réaliser les simulations rend la reproduction d'un grand nombre de cycles impossible. Nous limiterons donc la simulation à la reproduction des cinq premiers cycles thermiques.

1.2. Comportement du substrat DCB au cours du cyclage thermique

La figure III.43 présente l'évolution de la température et de la contrainte de von Mises au cours des cinq premiers cycles thermiques. Les grandeurs physiques sont relevées dans la céramique, à l'aplomb de l'angle de l'une des métallisations (nœud 21469), d'après la localisation du début de la fissure observée expérimentalement et dans les références bibliographiques [NAGA00, SCHU00a].

La valeur de la contrainte de von Mises (figure III.43a courbe noire), au cours du cyclage, est strictement positive en raison de la formulation utilisée pour la calculer (équation III.4 page 107). Les résultats laissent apparaître une légère augmentation du niveau maximum de la contrainte durant le cyclage thermique. Après l'assemblage, la contrainte résiduelle relevée dans la céramique est 77 MPa, pour atteindre une valeur supérieure à 83 MPa à 180°C lors du 1er cycle, puis 88 MPa à 180°C au cours du 5ème cycle (figure III.43b). Cette augmentation de la contrainte dans la céramique est induite par le durcissement du cuivre au cours des cycles thermiques (écrouissage). La contrainte est alors reportée dans la céramique, au comportement fragile, éventuellement jusqu'à la limite de rupture de celle-ci.



a) Evolution de la contrainte von Mises lors du cyclage. b) Distribution de la contrainte von Mises.

Figure III.43 : Contraintes von Mises relevées dans la céramique du DCB.

Remarque importante : Comme évoqué plus haut, il faut prendre avec précaution les résultats quantitatifs présentés ci-dessus. En effet, ces simulations laissent apparaître des contraintes maximales, au sein de la céramique, qui ne sont pas situées à l'aplomb du bord des métallisations, mais en retrait sous ces dernières. Ceci laisse supposer une influence importante du maillage et l'étude qui suit nous permettra d'en évaluer les effets sur les résultats quantitatifs.

1.3. Influence de la taille du maillage sur les résultats

L'objectif de cette étude est d'évaluer l'influence de la taille des éléments sur la durée de simulation et sur les résultats numériques des contraintes induites lors des sollicitations thermo-mécaniques. Afin de simplifier l'approche, nous n'avons pris en compte dans le modèle que le substrat DCB en faisant abstraction de la brasure et de la semelle.

Sur cette base, la figure III.44 propose une synthèse des résultats obtenus dans des conditions de simulation en 3D équivalentes mais pour des tailles d'éléments différentes dans le plan xy. Les résultats sont donnés en fonction des tailles d'éléments horizontales (échelle des abscisses), la taille des éléments en épaisseur restant toujours identique avec un minimum de 3 éléments sur l'épaisseur de chaque couche matérielle. Nous rappelons ici les épaisseurs de ces couches : céramique AlN 635µm, métallisation cuivre 310µm.

Cette figure montre tout d'abord la forte influence de la taille du maillage sur les valeurs des contraintes maximales de von Mises, obtenues à l'angle de la métallisation (carrés bleus). En particulier, nous retrouvons la valeur de 80 MPa obtenue dans le paragraphe précédent, lors de la simulation du module complet, avec une taille d'éléments de 500µm. Cependant, la perspective de réduire la taille des éléments semble impossible sous peine d'une durée de simulation extrêmement élevée.

Néanmoins, nous avons fait figurer dans ce graphique les résultats obtenus, de manière équivalente, pour une modélisation 2D axi-symétrique en bord de métallisation. Ce dernier point montre que la valeur obtenue en 2D-axi correspond, par extrapolation de la courbe (pointillée bleue), à la valeur qui serait obtenue par le modèle 3D avec une taille de maillage sur le plan xy de 25µm et finalement justifie l'approche 2D-axi qui sera abordée plus loin.

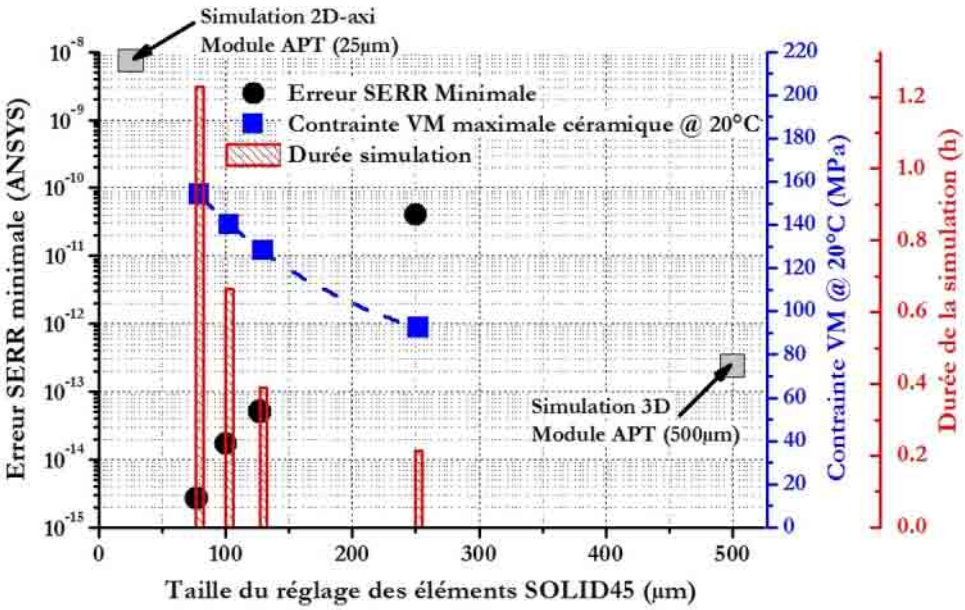


Figure III.44 : Influence de la taille du maillage (plan yz) sur la simulation de la contrainte initiale d'un modèle 3D.

L'évolution exponentielle de la contrainte de von Mises, lors de la réduction de la taille des éléments de maillage, confirme le caractère singulier de ce point. Une étude complémentaire est donc réalisée afin d'évaluer la validité des contraintes relevées en ce point particulier.

La figure III.45 présente les niveaux de contraintes relevées à l'aplomb du point A, dans l'épaisseur de la céramique, pour différentes tailles d'éléments de maillage (axe des abscisses).

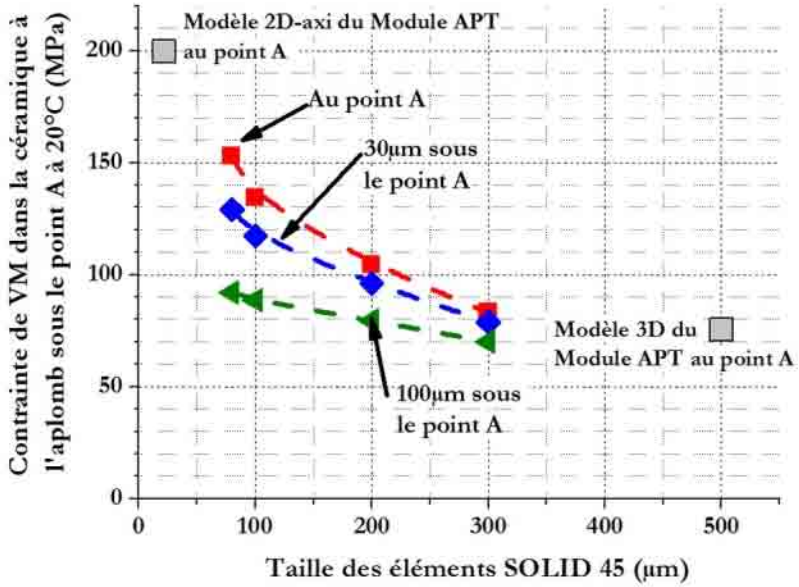


Figure III.45 : Influence de la localisation où est relevée la contrainte initiale d'un modèle 3D.

Les résultats présentés montrent une modification de l'évolution de la contrainte, dépendante de la profondeur où est relevée la contrainte, lors de la réduction de la taille des éléments. En effet, la divergence de la contrainte est d'autant plus significative que les éléments du maillage utilisé sont de petites taille. Ainsi, les relevés réalisés à l'aplomb du point A, à une profondeur de 100µm permettrait d'évaluer une valeur proche de 110 MPa lorsque la taille des éléments tend vers zéro. De plus, dans le cas où la taille du maillage est supérieure à environ 300µm, les niveaux de contraintes relevés à l'aplomb du point A sont relativement équivalant quelle que soit la profondeur à laquelle le relevé est réalisé.

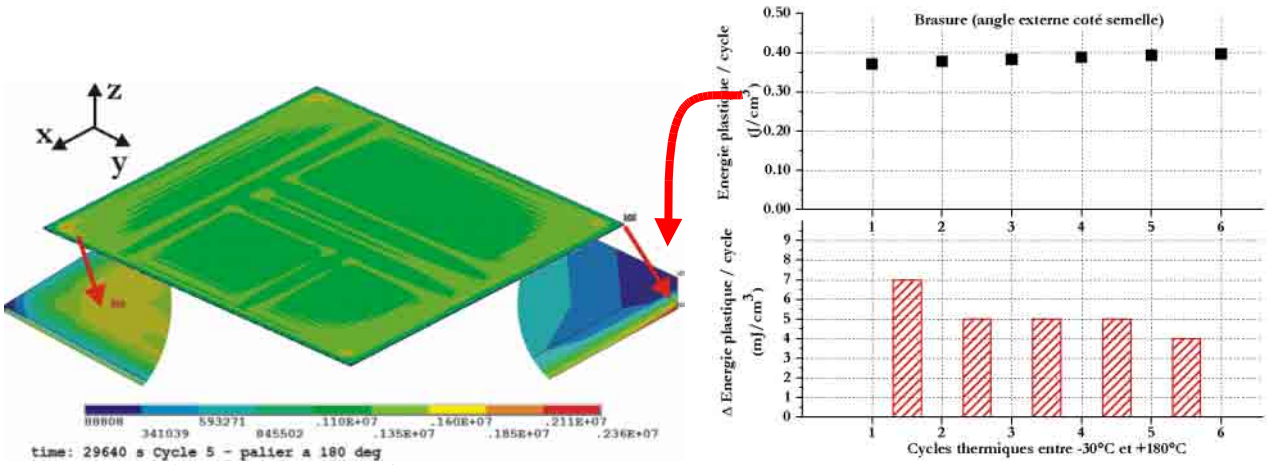
Les résultats démontrent ainsi la faible influence de la singularité du point A lorsque le maillage est supérieur à 300µm. Cela permet de confirmer la faible erreur réalisée lors de l'évaluation de la contrainte au point singulier A pour un maillage de 500µm, correspondant au modèle utilisé au cours de cette étude numérique.

1.4. Comportement de la brasure au cours du cyclage thermique

Au cours du cyclage thermique, l'évolution des contraintes dans la brasure au comportement viscoplastique entraîne la création de boucles de fatigue dans le plan contraintes-déformations. L'énergie dissipée et l'amplitude de la déformation plastique par cycle sont largement employées pour l'estimation de la durée de vie de la brasure [THEB00, DELE03, ANDR05, GUED05].

La figure III.46a présente la distribution de la densité d'énergie plastique cumulée en fin du 5ème cycle avec des agrandissements sur les zones présentant les niveaux de sollicitations les plus élevés. La densité d'énergie plastique maximale est localisée à l'angle inférieur de la brasure en contact avec la semelle (zoom à droite de la figure III.46a). Le zoom de gauche présente quant à lui la densité d'énergie dissipée à l'angle de la métallisation basse du DCB et de la brasure. Ces localisations correspondent aux lieux d'initiation des délaminages observés lors des tests expérimentaux de vieillissement, et présentés précédemment.

La figure III.46b présente l'évolution de la densité d'énergie dissipée par cycle, atteignant environ de 0,4 J/cm^3 pour le 5ème cycle (points noirs). L'aire hachurée correspond à la variation de la densité d'énergie plastique entre deux cycles consécutifs. La réduction de la variation de densité d'énergie dissipée par cycle semble confirmer les travaux déjà menés sur ce thème [GUED04]. Ainsi, cette variation est évaluée à 7 mJ/cm^3 entre le 1er et le 2ème cycle, pour décroître à une valeur proche de 4 mJ/cm^3 entre le 4ème et le 5ème cycle. Le faible nombre de cycles simulés n'est pas suffisant pour rendre compte de la transition vers une valeur constante de l'énergie dissipée par cycle.



a) Distribution de l'énergie plastique à 180°C lors du 5ème cycle thermique b) Evolution de l'énergie plastique au cours du cyclage.

Figure III.46 : Distribution et évolution de la densité d'énergie plastique dans la brasure à 180°C .

Le délaminage ne constitue que l'une des défaillances observées expérimentalement. Ainsi, la fissure longitudinale de la brasure observée expérimentalement (§ II.1, figure III.19) est une défaillance qui suppose une sollicitation mécanique sévère conduisant à la rupture mécanique de la structure même de l'alliage. La figure III.47 montre l'évolution de la contrainte de cisaillement normale au plan YZ, relevée au nœud où l'énergie plastique est la plus élevée. Lors de la transition entre -30°C et +180°C, la variation brutale de la contrainte de cisaillement peut être responsable de la fissure de la brasure, alors dans un état très rigide en raison du niveau de température (-30°C).

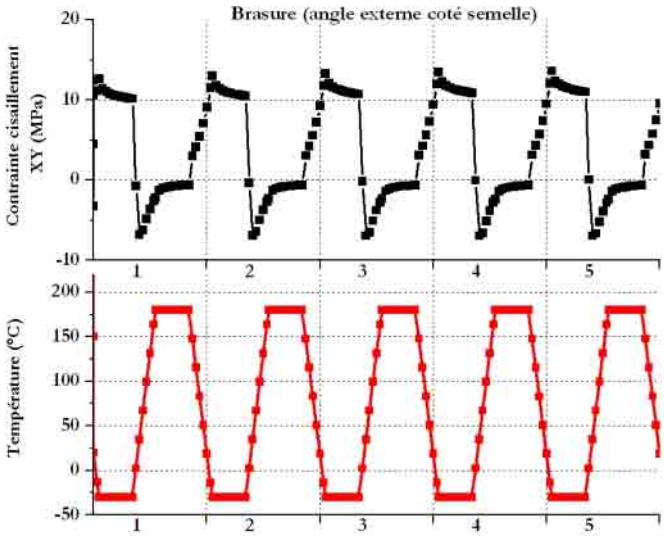


Figure III.47 : Evolution de la contrainte de cisaillement plan YZ au cours cyclage thermique.

En conclusion, les difficultés rencontrées lors des simulations 3D (durées de simulations combinées aux effets de la taille des éléments de maillage) synthétisées dans la figure III.44, ont conduit à utiliser un modèle 2D-axi, détaillé ci-dessous. Après une présentation de ce modèle, nous devrons évaluer sa pertinence en regard des résultats obtenus avant de poursuivre l'analyse sur les mécanismes de défaillance.

2. Modélisation 2D-axi et résultats de simulation

Comme évoqué ci-dessus, le modèle 2D axi-symétrique a été réalisé afin de simplifier les calculs et de limiter les effets d'extrémité observés dans les résultats du modèle 3D. La géométrie de l'assemblage reprend les dimensions définies pour le modèle 3D avec la réduction de moitié de la longueur complétée par une symétrie de révolution (figure III.48).

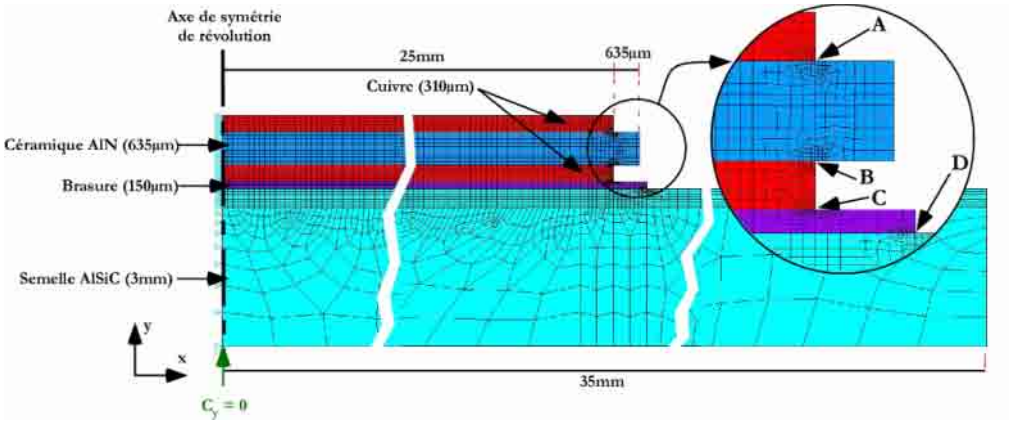


Figure III.48 : Modélisation de l'assemblage de référence par éléments finis 2D axi-symétrique.

Le tableau III.8 présente la géométrie du modèle 2D. Les propriétés physiques des différents matériaux sont celles utilisées lors de la modélisation 3D présentée précédemment.

Tableau III.8 : Détail de la géométrie du modèle 2D.

Eléments	Matériaux	Longueur	Epaisseur
Semelle	AlSiC	35,00mm	3mm
Brasure substrat	Pb92.5Sn5Ag2.5	25,10mm	150µm
Métallisations x 2	Cuivre	24,5mm	310µm
Céramique	AlN	25,00mm	635µm

Le maillage de la géométrie 2D est réalisé avec des éléments PLANE42 composé de 4 nœuds par éléments, hormis la brasure maillée avec des éléments VISCO106 en raison de son comportement viscoplastique avec 4 nœuds par éléments. A partir d'un maillage global réglé à 100µm, un maillage plus fin (25µm) est réalisé localement pour les zones où les contraintes les plus élevées ont été observées lors de la simulation 3D. L'ensemble du modèle présente un total de 9 514 éléments et de 9 727 nœuds. La contrainte en déplacement (C_y=0) est appliquée à l'origine du modèle (x=0, y=0), et complétée par l'axe de révolution qui assure la contrainte en déplacement suivant l'axe x (C_x=0).

Les simulations s'appuient sur les mêmes conditions que celles présentées dans le paragraphe consacré au modèle 3D. Après une phase qui cherche à reproduire les contraintes résiduelles induites par l'assemblage à 290°C, des cycles thermiques entre -30°C et +180°C à ±10°C/min sont appliqués à l'assemblage pour examiner l'évolution des contraintes mécaniques dans des conditions proches de l'expérimentation.

2.1. Evaluation des contraintes résiduelles

La figure III.49 présente les contraintes de von Mises après le refroidissement de l'assemblage (de 290°C à 20°C) et le stockage à 20°C. Pour simplifier la lecture des résultats, seule une partie de l'assemblage est présentée (substrat DCB sans semelle) avec une représentation annexe des niveaux de contraintes présents dans la brasure (à droite).

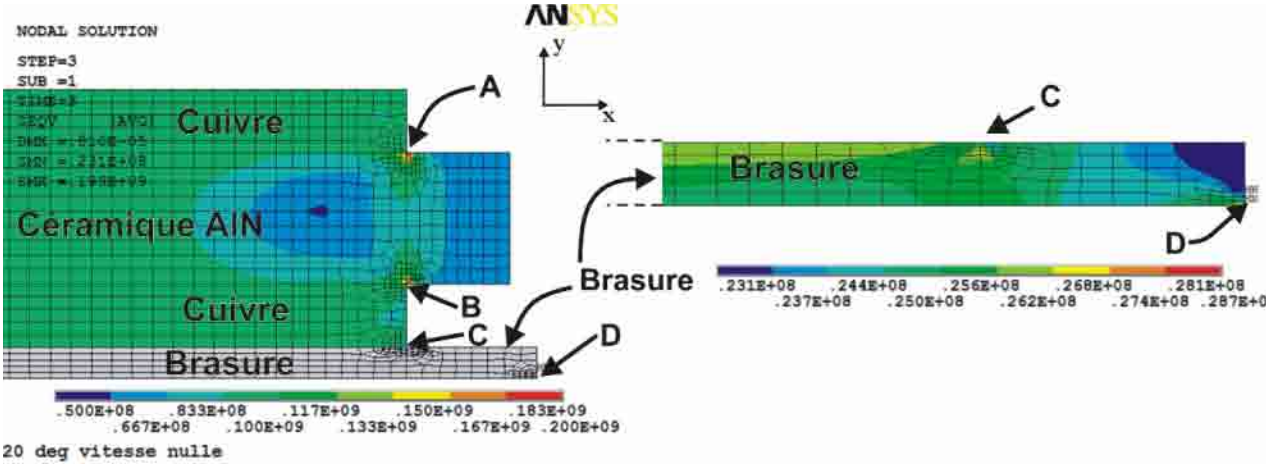


Figure III.49: Contraintes résiduelles de von Mises dans l'assemblage DCB et dans la brasure.

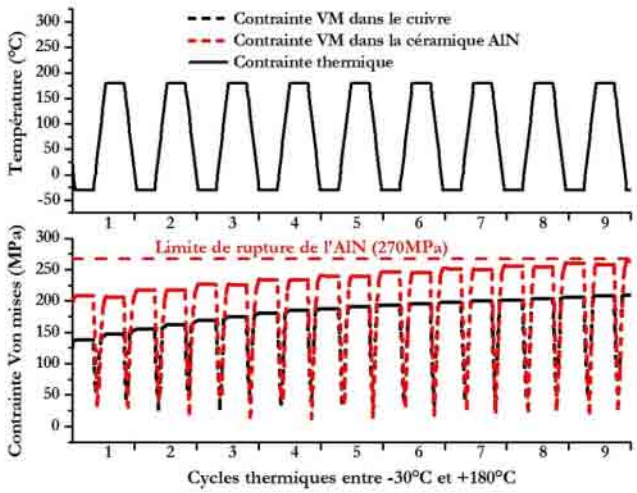
Les contraintes présentent dans le substrat DCB sont localisées à l'angle des métallisations et de la céramique (points A et B). La contrainte résiduelle maximale obtenue après l'assemblage est d'environ 200 MPa dans la céramique. La brasure présente, quant à elle, une contrainte de von Mises maximale proche de 30 MPa à l'angle de cette dernière et de la semelle (point D).

Les contraintes résiduelles observées pour la brasure avec le modèle 2D sont relativement proches de celles présentées précédemment lors de la simulation 3D (28,7 MPa en 2D contre 27,9 MPa en 3D). En ce qui concerne les contraintes dans la céramique, les résultats présentés ici en 2D doivent être comparés à ceux obtenus dans la figure III.44, où l'on voit que pour des tailles de maillages de l'ordre de 25µm, la valeur maximale de contrainte de VM peut être extrapolée à des valeurs proches de 200 MPa. Pour rendre compte de la similitude des deux modélisations, une campagne d'évaluation de l'influence du maillage 2D est présentée en annexe 9.

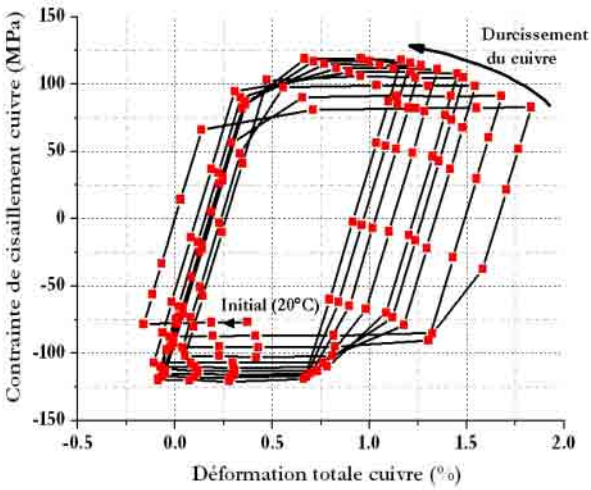
2.2. Comportement du substrat DCB au cours du cyclage thermique

Les résultats présentés dans la figure III.50a correspondent à la contrainte relevée point A (nœud 2808) dans la céramique AlN en rouge et dans la métallisation en cuivre en noire, au cours du cyclage thermique entre -30°C et +180°C. Le durcissement du cuivre entraîne alors l'augmentation de la

contrainte dans la céramique à chaque nouveau cycle thermique, initialement égale à 199 MPa (contrainte résiduelle). La contrainte de von Mises dépasse la limite de rupture de la céramique AlN de 270 MPa au cours du 9ème cycle.



a) Evolution des contraintes de von Mises dans le cuivre de la métallisation et dans la céramique au point A.

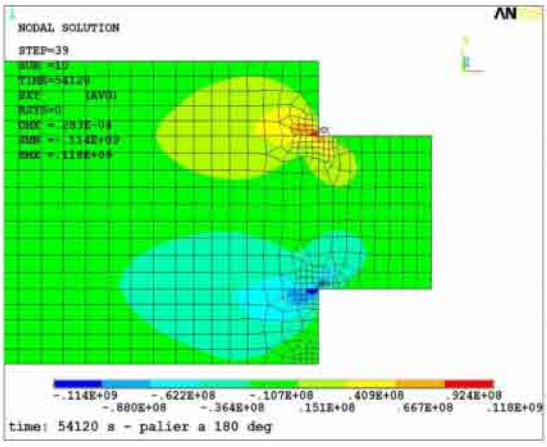


b) Evolution de la contrainte de cisaillement dans le cuivre de la métallisation au point A.

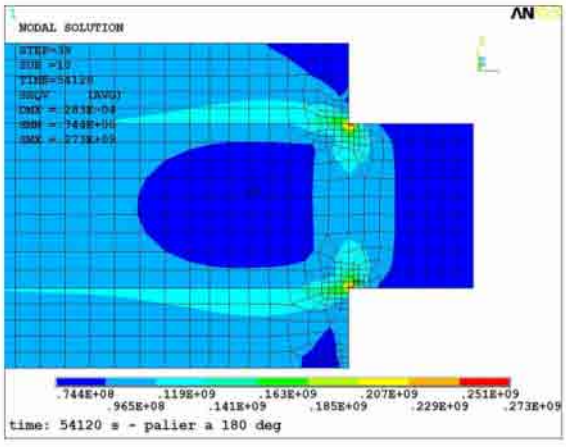
Figure III.50 : Evolution des contraintes de von Mises dans la céramique et la métallisation au point A.

La figure III.50b présente l'évolution de la boucle de fatigue oligocyclique du cuivre au point A au cours du cyclage thermique. L'évolution du couple contrainte-déformation laisse apparaître un phénomène de durcissement avec une énergie, définie par la boucle de fatigue, qui tend vers une valeur limite de 2,9 J/cm^3.

Les niveaux de contraintes de von Mises et de cisaillement dans le DCB à la fin du palier thermique à 180°C, au cours du 9ème cycle, sont présentés dans la figure III.51. La contrainte de von Mises maximale de 273 MPa présentée dans la figure III.51b est localisée dans la céramique et à l'aplomb de l'angle de la métallisation ; soit précisément là où la facture de la céramique s'est initiée lors du test expérimental. Ces résultats peuvent expliquer la défaillance observée au cours de l'expérimentation (fissure de la céramique entre 0 et 50 cycles thermiques).



a) Distribution des contraintes de cisaillement (plan xy).

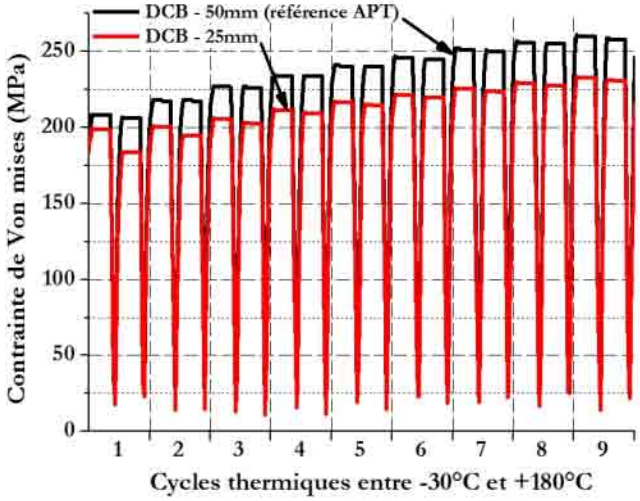


b) Distribution des contraintes de von Mises.

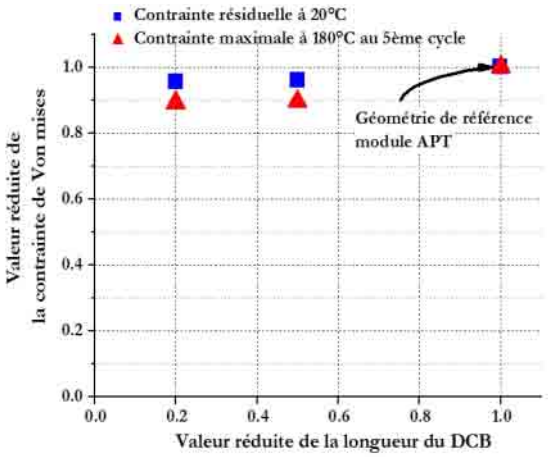
Figure III.51 : Distribution des contraintes dans le substrat DCB à 180°C au cours du 9ème cycle.

Comme le montre la figure III.51, la distribution quasi-symétrique des contraintes, aux deux angles réalisés par les métallisations inférieure et supérieure avec la céramique, laisse supposer une faible influence du reste de l'assemblage (brasure Pb92.5Sn5Ag2.5, semelle AlSiC) sur le comportement du substrat DCB.

Influence de la longueur des métallisations



a) Evolution de la contrainte de von Mises, au cours du cyclage, en fonction de la longueur de la métallisation supérieure en cuivre.



b) Evolution des niveaux de contraintes de von Mises dans la céramique en fonction de la longueur du substrat DCB.

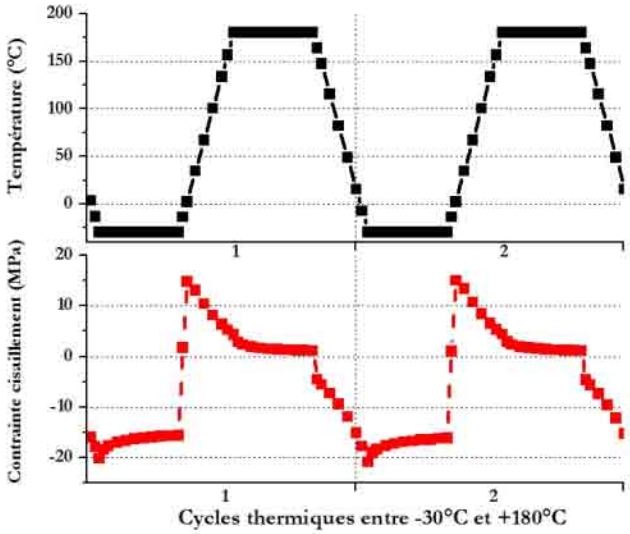
Figure III.52 : Evaluation de l'influence de la longueur de la métallisation supérieure sur la contrainte dans la céramique.

Pour simplifier l'interprétation des résultats de cette étude, la figure III.52b présente l'évolution des valeurs réduites des contraintes (à 20°C après le stockage et à 180°C au cours du 5ème cycle) en fonction de la valeur réduite de la surface de la métallisation. Les résultats sont réduits en rapport avec ceux qui sont obtenus avec le modèle 2D axi-symétrique du module APT de référence présenté plus haut. La contrainte présente dans la céramique n'est que peu influencée par la dimension (surface) de la métallisation. Il serait nécessaire de réduire considérablement la surface de la métallisation pour diminuer de manière sensible la contrainte induite dans la céramique. Ainsi, une réduction de près de 80% de la longueur de référence conduit à réduire de seulement 10% les niveaux des contraintes dans la céramique. Or, dans le domaine de l'électronique de puissance, la surface des métallisations est définie par la densité de courant et la taille des parties actives. Dans le cas du véhicule de test utilisé, la fissure de la céramique à l'aplomb de toutes les métallisations est ainsi mieux expliquée.

2.3. Comportement de la brasure au cours du cyclage thermique

La figure III.53 présente, durant deux cycles thermiques (courbe noire), l'évolution de la contrainte de cisaillement (courbe rouge) dans la brasure au point D, là où l'énergie plastique cumulée est la plus élevée. A la fin du palier thermique à -30°C, la contrainte de cisaillement est d'environ -16 MPa. Puis, dès le début de l'augmentation de la température vers 180°C, la contrainte de cisaillement augmente de façon quasi-instantanée pour atteindre un niveau maximum d'environs 15 MPa, soit une variation de plus de 30 MPa. Cette variation brutale de la contrainte apparaît alors que la température est extrêmement basse (-30°C), ce qui suppose un état très rigide de la brasure, pouvant expliquer la fissure longitudinale observée lors des tests de vieillissement (figure III.20).

D'autre part, la variation de la contrainte de cisaillement est dissymétrique en fonction des phases de cyclage. En effet, après avoir atteint un niveau de contrainte maximale, et en raison du comportement viscoplastique de la brasure, la contrainte décroît rapidement au cours de la phase d'augmentation de la température pour atteindre 4,6 MPa au début du palier à 180°C. Puis tout au long de la durée du palier à 180°C la contrainte diminue plus lentement (relaxation des contraintes) pour atteindre un niveau de 1,2 MPa à la fin du palier de 30min à 180°C.

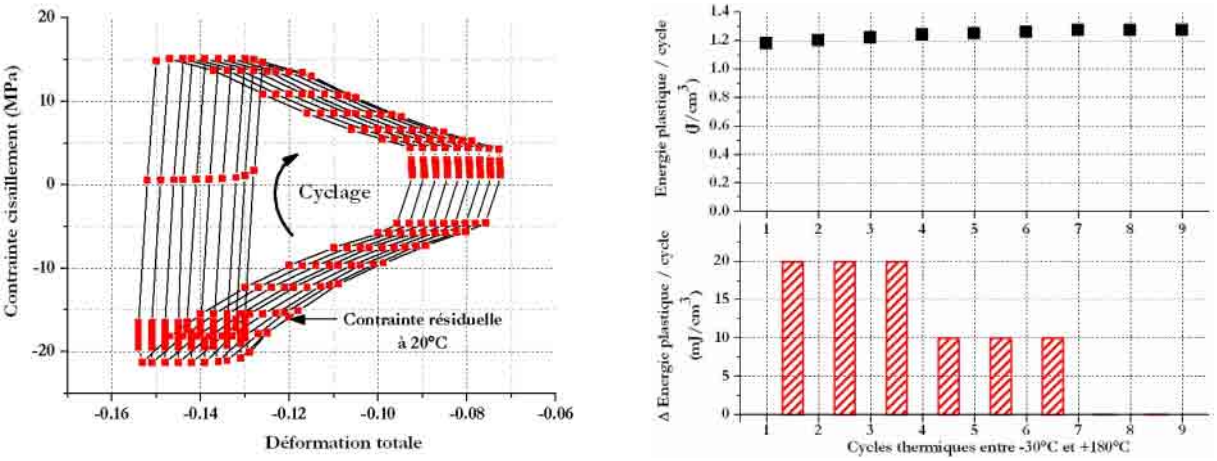


a) Variation de la contrainte de cisaillement lors d'un cyclage entre -30°C et +180°C.

Figure III.53 : Evolution de la contrainte de cisaillement dans la brasure au point D au cours du cyclage thermique.

Par contre, dans la phase de décroissance de la température de 180°C à -30°C, la variation de la contrainte est beaucoup moins brutale. La contrainte de cisaillement au début du palier de -30°C est d'environs -20 MPa, pour atteindre après 30min un niveau de contrainte de -17 MPa. En raison de la basse température, la rigidification de la brasure limite le processus de relaxation des contraintes. Ainsi, la relaxation des contraintes est beaucoup plus élevée à haute température, avec une variation de l'ordre de 13 MPa, contre une relaxation inférieure à 3 MPa lors d'un fonctionnement à -30°C. D'un point de vue qualitatif, ces résultats sont en adéquation avec les résultats obtenus pour le modèle 3D.

Le comportement plastique de la brasure conduit à la formation de boucles de fatigue, à partir desquelles il est possible de quantifier une énergie dissipée par cycle qui participe au délaminage de la brasure. La figure III.54a présente l'évolution de l'énergie dissipée par cycle au point D, au cours des 9 premiers cycles thermiques entre -30°C et +180°C.



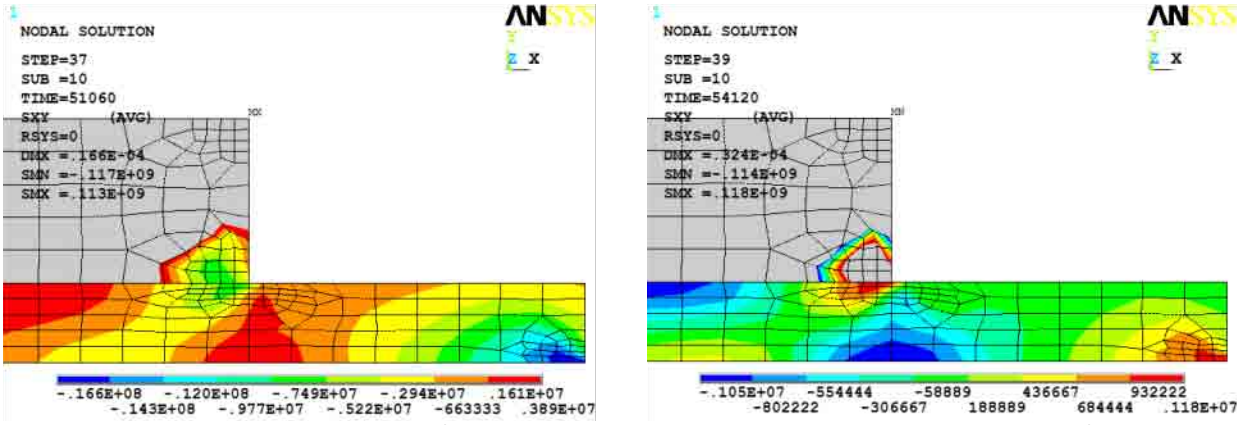
a) Evolution de la boucle de fatigue de la brasure.

b) Evolution de l'énergie plastique dissipée dans la brasure.

Figure III.54 : Comportement de la brasure au point D au cours du cyclage thermique entre -30°C et +180°C.

Après une phase transitoire, la densité d'énergie dissipée par cycle tend vers un niveau de 1,28 J/cm^3. Ce comportement confirme les évaluations réalisées sur le modèle 3D avec une augmentation de l'énergie dissipée par cycle, en raison de la finesse du maillage utilisé pour la modélisation 2D axi-symétrique.

La figure III.55 présente la distribution des contraintes de cisaillement dans la brasure pour les deux niveaux extrêmes de température de -30°C et +180°C à la fin des paliers thermiques de 30min. Les niveaux de contrainte maximums sont localisés aux points C et D, là où s'initie le délaminage de la brasure. Les valeurs extrêmes, pour les températures de -30°C et +180°C, sont respectivement de -16,6 MPa et de 1,18 MPa, comme présentées dans la figure III.55.

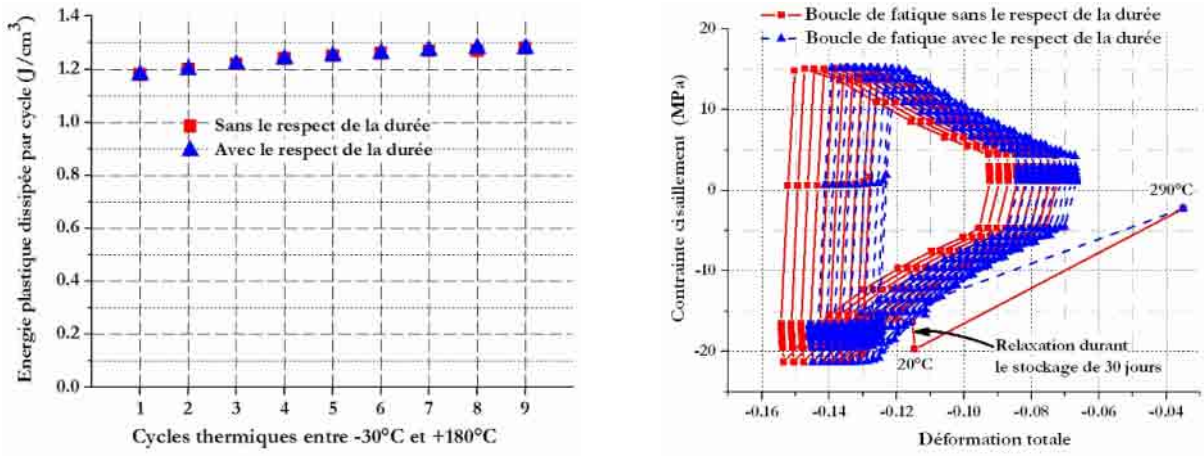


Distribution des contraintes à -30°C. Distribution des contraintes à 180°C.

Figure III.55 : Distribution des contraintes de cisaillement dans la brasure à -30°C et +180°C au cours du 9ème cycle.

Une étude complémentaire est menée pour rendre compte de l'influence du niveau des gradients thermiques et de la durée du stockage sur la valeur finie de l'énergie plastique dissipée par cycle au sein de la brasure. Le modèle 2D est identique à celui présenté ici, seuls les temps sont ajustés pour assurer une décroissance en 30min de la température d'assemblage (290°C) à 20°C. Puis un stockage à 20°C de 30 jours est ensuite simulé. Les cycles thermiques sont maintenus identiques à ceux simulés précédemment.

Les résultats démontrent une énergie dissipée équivalente pour les deux simulations (figure III.56a), avec une déformation néanmoins différente en raison de la vitesse de décroissance de la température et de la relaxation de la brasure à 20°C durant les 30 jours de stockage (figure III.56b). Dans le cas du cyclage passif, la simulation d'un stockage ne semble donc pas nécessaire pour le calcul de la durée de vie à partir de l'évaluation des sollicitations subies par la brasure.



a) Evolution de l'énergie plastique dissipée dans la brasure. b) Evolution de la boucle de fatigue de la brasure.

Figure III.56 : Comparaison du comportement de la brasure au point D en fonction de la simulation du brasage.

Les résultats expérimentaux et leur validation par un modèle numérique permettent de dévoiler et d'appréhender les modes et les mécanismes de défaillance qui empêchent l'usage d'un tel assemblage pour une application aussi contraignante. La solution DCB utilisée dans cette campagne de test n'est en effet pas optimale vis-à-vis des sollicitations sévères imposées pas l'environnement. En effet, les grandes dimensions des substrats DCB sont des facteurs reconnus comme aggravants pour la durée de

vie des brasures. De même, les substrats DCB présentent des épaisseurs surdimensionnées au regard du cahier des charges de l'application (U < 600V, P < 5kW). Ainsi, la forte épaisseur de cuivre déposée sur l'AlN explique l'apparition rapide des fissures conchoïdales dans les céramiques, lors de la répétition des cycles de températures comprises entre -30°C et +180°C.

Or, des publications récentes présentent des solutions d'intégrations innovantes, comme les substrats AMB, le nitrure de silicium (Si_3N_4) avec des performances mécaniques élevées, et les solutions de métallisations en aluminium sur céramique AlN DAB [LIND03, KYOC04]. Les différentes améliorations portent aussi sur la tenue mécanique des DCB avec la création de petits trous à la périphérie des métallisations désignés sous le terme de dimples [SCHUL03].

Dans ce contexte et afin d'évaluer ces technologies, nous avons procédé à une étude comparative, présentée ci-après, de 11 véhicules de test représentant un échantillon significatif des innovations disponibles sur le marché, avec des géométries variables. Cette campagne expérimentale est complétée par des études numériques, dans le but d'évaluer les sollicitations mécaniques subies par les assemblages.

Chapitre IV : Evaluation de différentes technologies de substrats céramiques

Au regard des résultats présentés dans le chapitre précédent, ce chapitre propose d'approfondir l'étude des modes de dégradation observés dans la brasure (délaminage et fissure) et dans la céramique (fissure). Ces travaux ont été réalisés sur un lot de 11 véhicules de test (VT) qui ont été gracieusement mis à notre disposition par la société APT Europe et complétés par un module APT (N°5) tel que celui décrit chapitre II § III. Les véhicules de tests sont composés de différents substrats céramiques sans élément actif (tableau IV.1 et annexe 10).

Tableau IV.1 : Caractéristiques des substrats et du module APT utilisés pour l'étude comparative.

Désignation	Métallisation basse côté semelle	Métallisation haute	Nombre de substrats	Nature de la céramique	Céramique géométrie	
					Epaisseur (µm)	Dimensions (cm²)
Substrats DCB						
VT01	Cu : 300 µm	Cu : 300 µm	4	Al_2O_3	380	2,54×3,70
VT02	Cu : 300 µm **Nickelé dimples**	Cu : 300 µm **Nickelé dimples**	4	Al_2O_3	380	2,54×2,70
VT03	Cu : 300 µm	Cu : 300 µm	4	AlN	635	2,54×3,70
VT04	Cu : 300 µm **dimples**	Cu : 300 µm	6	AlN	635	3,00×1,15
VT05	Cu : 300 µm **Nickelé**	Cu : 400 µm **Nickelé**	1	Si_3N_4	320	3,80×5,10
VT06	Al : 400 µm **Nickelé**	Al : 400 µm **Nickelé**	2	AlN	635	3,80×5,80
VT07	Cu : 127 µm	Cu : 127 µm	8	AlN	635	2,54×2,54
VT08	Cu : 200 µm	Cu : 200 µm	8	AlN	635	2,54×2,54
VT09	Cu : 127 µm	Cu : 127 µm	8	Al_2O_3	380	2,54×2,54
VT10	Cu : 200 µm	Cu : 200 µm	8	Al_2O_3	380	2,54×2,54
VT11	Cu : 127µm	Cu : 127 µm	8	Al_2O_3	500	2,54×2,54
Module APT N°5						
Module APT N°5	Cu : 310µm **Nickelé**	Cu : 310µm **Nickelé**	2	AlN	635	5,08x 5,08

L'objectif poursuivi est une étude comparative des durées de vie des assemblages lors de cyclages thermiques entre -30°C et +180°C avec des paliers de 30min, permettant d'évaluer l'influence du fluage à température constante sur la tenue de la brasure.

Le modèle d'assemblage de ces véhicules de test (figure IV.1) est comparable à celui du module présenté dans le chapitre II § III.

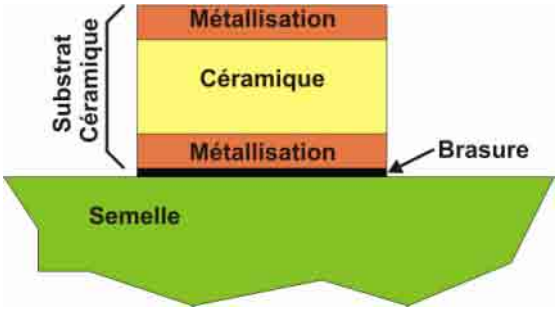
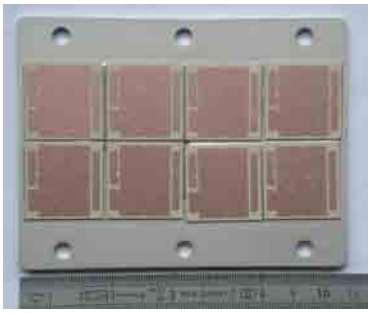


Figure IV.1 : Modèle d'assemblage des véhicules de test.

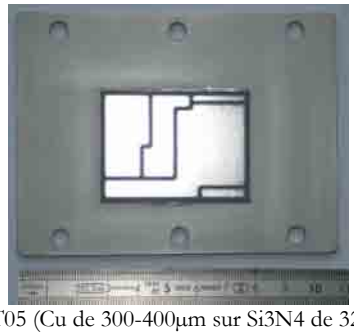
Ainsi, chaque VT est composé d'une semelle en AlSiC de 3mm d'épaisseur, assemblée à un ou plusieurs substrats céramiques par l'intermédiaire d'une brasure haute température de 150µm d'épaisseur environ (alliage Pb92.5Sn5Ag2.5). Comme nous pouvons le voir dans le tableau précédent, les paramètres variables des différents substrats sont :

- La taille des substrats et des métallisations,
- Les épaisseurs des métallisations et des céramiques,
- La nature des céramiques et des métallisations,
- La technologie de conception (DCB & AMB).

Les photographies des VT sont visibles dans l'annexe 10, et à titre d'exemple la figure IV.2 présente deux de ces véhicules de test, le VT10 avec 8 substrats DCB Al_2O_3 répartis sur la semelle en AlSiC, et le VT05 constitué d'un unique substrat AMB Si3N4 placé au centre de la semelle. En complément des véhicules de test mis à disposition, un nouveau module de puissance APT est inclus dans cette étude dans le but de confirmer les modes de défaillances, observés lors des essais initialement réalisés par la société TRONICO.



a) VT10 (Cu de 200µm sur Al2O3 de 380µm)



b) VT05 (Cu de 300-400µm sur Si3N4 de 320µm)

Figure IV.2 : Présentation de deux assemblages parmi ceux étudiés

La disparité des substrats céramiques impose une comparaison prudente des résultats. Une première approche consiste à comparer les dispositifs de même technologie, et dont un seul paramètre est modifié (surface, géométrie ou nature de la céramique, géométrie ou nature des métallisations...). Théoriquement, et d'après les caractéristiques des véhicules de test (figure IV.2), les facteurs dont ils est possible d'évaluer l'influence sur la tenue mécanique du substrat céramique, et sur le vieillissement de la brasure sont :

- L'épaisseur des métallisations :
  - VT07 / VT08 pour un substrat AlN, respectivement de 127µm et 200µm,
  - VT09 / VT10 pour un substrat Al203, respectivement de 127µm et 200µm.
- Influence de l'épaisseur de la céramique :
  - VT09 / VT11 pour un substrat Al203, respectivement de 380µm et 500µm.

Néanmoins, la variation de la surface des métallisations des différents substrats devrait permettre de confirmer la faible influence de ce facteur sur la tenue mécanique de la céramique. Dans ce cas, la fissure de la céramique devrait apparaître presque simultanément à l'aplomb de toutes les métallisations d'un même substrat, comme cela a pu être observé lors du test réalisé avec les modules APT (chapitre III § V.2). En rapport avec la confirmation de cette hypothèse, certaines comparaisons complémentaires pourront être réalisées pour évaluer l'influence de nouveaux facteurs sur la tenue de l'assemblage.

Par contre, dans le cas des nouvelles technologies testées (substrats AMB et dimples), l'étude s'appuie sur deux échantillons spécifiques, limitant la comparaison à une évaluation qualitative des performances, en fonction du nombre de cycles réalisés avant l'apparition de la dégradation, vis-à-vis des résultats obtenus pour les assemblages standards (type DCB).

Les dégradations observées sur les brasures sont l'initiation du délaminage, puis la propagation de celle-ci, pouvant entraîner une augmentation de la résistance thermique. Au cours de cette étude, l'indicateur de dégradation retenu est défini par le nombre de cycles effectués, permettant d'observer l'initiation du délaminage.

La singularité de la fissure longitudinale, observée dans les brasures des assemblages de grande taille tel que le module APT (chapitre III § III.1), fera l'objet d'une étude spécifique à la fin de ce chapitre, afin d'évaluer les facteurs influents de ce mécanisme de dégradation.

Dans le cas général, la géométrie des brasures est reconnue comme l'un des facteurs influents de la fiabilité des assemblages de puissance [ENGE97, YAMA03]. Les différentes géométries des véhicules de test (tableau IV.1 et annexe 10) devraient permettre d'aborder une étude comparative de la tenue des brasures entre la semelle et les substrats céramiques. Les facteurs influents retenus seront les dimensions de la brasure, et la nature du substrat céramique.

Enfin, une analyse numérique a été menée, à travers différents modèles et simulations, afin de mieux appréhender les mécanismes de dégradation, mais aussi de corréler les résultats expérimentaux avec une évaluation numérique des contraintes mécaniques subies par les assemblages au cours du cyclage.

I. Moyens mis en œuvre

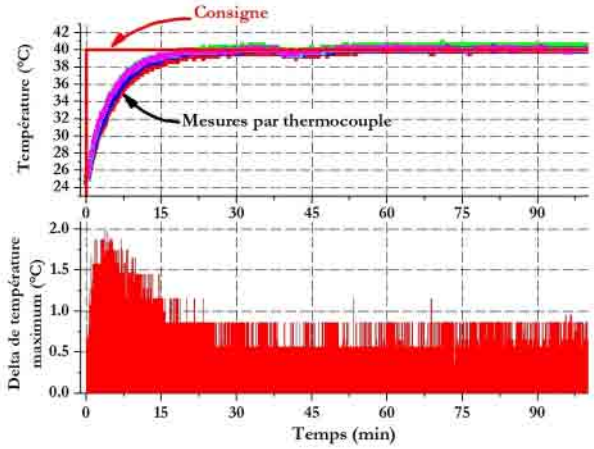
1. Enceinte climatique

Le cyclage thermique des modules de puissance APT, présenté au chapitre III, a été réalisé par la société TRONICO avec une enceinte climatique identique à celle maintenant disponible au sein du laboratoire LTN de l'INRETS. Le retour d'expérience, acquis au cours de la campagne de test menée sur les modules APT (chapitre III), nous amène à entreprendre la caractérisation de l'homogénéité et du respect du profil de la contrainte thermique appliquée durant cette deuxième phase expérimentale.

Le contrôle de l'homogénéité de la contrainte est réalisé grâce à la mesure de la température, par des thermocouples étalonnés (annexe 1), des semelles de six des onze véhicules de test régulièrement disposés dans l'enceinte climatique (figure IV.3a). La dureté de la semelle en AlSiC, et la nature des substrats céramiques rendent impossible l'implantation des thermocouples au sein des matériaux. L'instrumentation est donc réalisée grâce à un système mécanique (écrou - boulon), associé à de la graisse thermique, pour s'assurer du bon contact thermique entre les capteurs et les semelles en AlSiC. L'étalonnage sera effectué pour des températures limites entre +20 et +80°C, afin de ne pas stresser les assemblages.

La figure IV.3b présente un relevé des températures mesurées par les 6 thermocouples (en haut), ainsi que l'estimation de la différence maximale entre les mesures (en bas), lors de la caractérisation à 40°C. Les résultats de cette campagne de test démontrent la bonne homogénéité de la température entre les différentes semelles dans l'enceinte climatique. En effet, après une phase transitoire, le gradient thermique maximum estimé reste inférieur à 1°C ±0,5°C.

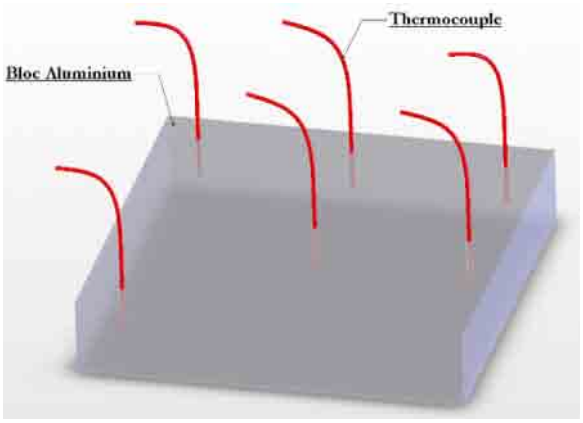
a) Répartition et instrumentation des capteurs de température sur les véhicules de test



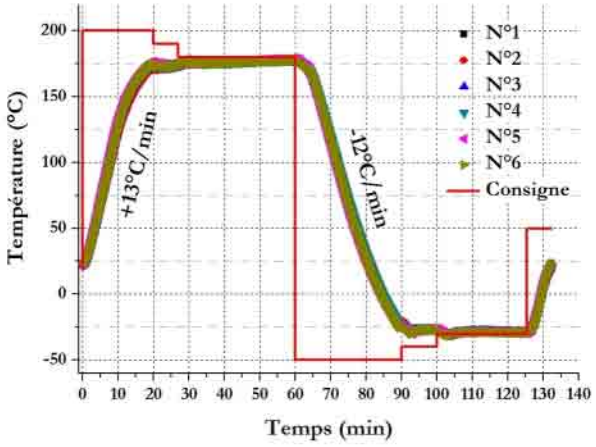
b) Relevé expérimental des températures pour une température de consigne de +40°C.

Figure IV.3 : Contrôle de l'homogénéité de la contrainte thermique appliquée aux véhicules de test.

Afin d'obtenir le profil de contrainte thermique souhaité (vitesse de variation de ±10°C/min, et des paliers thermiques de 30min à 180°C et à -30°C), une seconde campagne de caractérisation est mise en œuvre. Un bloc d'aluminium, dont les caractéristiques thermiques sont relativement équivalentes à celles de l'ensemble des véhicules de test, a été utilisé pour approcher le profil de la consigne en température pour de ne pas stresser les véhicules de test. Les mesures de température sont réalisées par 6 thermocouples répartis dans le bloc d'aluminium (figure IV.4a). Les performances de l'enceinte climatique permettent d'améliorer le contrôle des gradients thermiques grâce à des profils de consigne adéquats. La figure IV.4b présente le profil de la température de consigne nécessaire pour contraindre thermiquement l'ensemble des véhicules de test suivant les spécifications définies plus haut.



a) Instrumentation du bloc d'aluminium.



b) Résultats de la campagne d'ajustement du profil de la contrainte thermique.

Figure IV.4 : Ajustement du profil thermique avec une charge thermique équivalente en aluminium.

2. Analyse acoustique

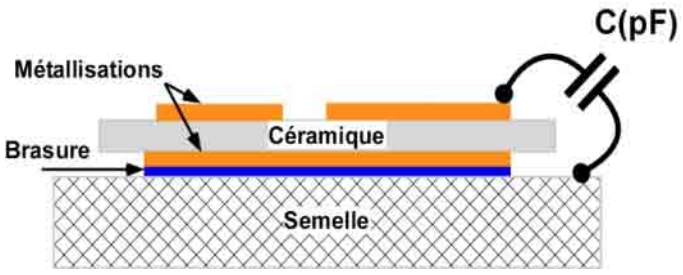
L'outil d'analyse acoustique utilisé au cours du test de vieillissement des modules APT est de nouveau employé pour le contrôle de l'intégrité de la brasure (semelle / substrats DCB) de chacun des véhicules de test de cette étude (voir présentation chapitre III § I.2). En raison de la similitude des matériaux d'assemblage (semelle AlSiC de 3mm d'épaisseur), la méthodologie et les matériels utilisés pour les contrôles acoustiques sont identiques.

Néanmoins, en raison du nombre important d'échantillons (11 substrats céramiques + un nouveau module de puissance APT), les contrôles des deux interfaces des brasures (semelle – brasure / brasure

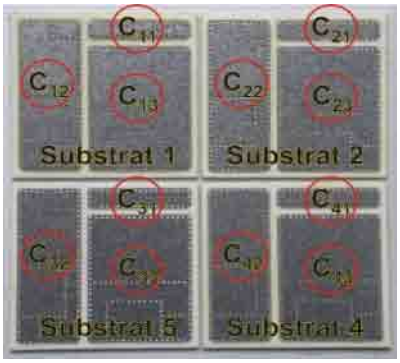
– DCB) sont réalisés simultanément. Un contrôle plus détaillé est alors envisagé en fonction des défauts relevés au cours de cette analyse et des besoins spécifiques liés à l'interprétation des résultats.

3. Mesure de capacité électrique : indicateur de l'intégrité des substrats

Les références bibliographiques, au sujet de la fissure des substrats céramiques, proposent un contrôle de l'intégrité de la céramique à travers une mesure de la fréquence de résonance, utilisée alors comme indicateur de défaillance [SCHULb]. Efficace au regard des résultats présentés, cette méthode suppose des moyens expérimentaux qui ne sont pas disponibles au sein du laboratoire. Nous avons donc opté pour un indicateur plus simple à évaluer, avec la mesure de la capacité électrique présente entre la semelle et les différentes métallisations du substrat céramique (figure IV.5a).



a) Mesure de la capacité du substrat comme indicateur de défaillance.



b) Les différentes capacités C_i contrôlées sur le VT02.

Figure IV.5 : Contrôle de l'intégrité des substrats céramiques.

Les faibles valeurs de ces capacités (figure IV.5b), de l'ordre de quelques dizaines à quelques centaines de pF, sont mesurées grâce à un capacimètre de précision (BOONTON 7200), à une fréquence fixe de 1MHz. La fissure de la céramique, réduisant la surface de métallisation en contact avec la céramique, est alors détectée grâce à la variation de la capacité.

Afin de s'assurer de la reproductibilité des contrôles, et comme spécifié par le fabricant du capacimètre de précision, l'appareil est mis en marche 2h avant les mesures. D'autre part, le contrôle d'un assemblage de référence, à travers le gel silicone du module APT N°6, permet de s'assurer de la bonne répétitivité des mesures réalisées.

II. Méthodologie et cyclage thermique

Afin de confirmer les modes de défaillance survenus lors du cyclage thermique réalisé par la société TRONICO (chapitre III § III), le module de puissance APT n°5 (Cf. tableau IV.1)est intégré dans le plan expérimental, en plus des 11 véhicules de test dédiés à cette campagne. A noter que le profil de température (figure IV.7) est modifié par rapport aux cycles imposés dans les essais TRONICO (figure III.4 présentée dans le chapitre III § I.1), en particulier par la présence de paliers thermiques de 30min à -30°C et +180°C.

Les dégradations observées sur les modules APT, présentées dans le chapitre III, nous permettent d'organiser au mieux notre étude et les moyens à mettre en œuvre. En particulier, la dégradation rapide constatée sur les modules nous conduit à ne pas augmenter la contrainte thermique sur les véhicules de tests, mais plutôt à augmenter la périodicité des contrôles non destructifs, pour vérifier l'apparition progressive des dégradations de l'assemblage.

D'après les analyses réalisées en mode B-Scan, la géométrie particulière de certains des assemblages semelle / substrats céramiques confirme une épaisseur irrégulière de la brasure, rendant difficile l'interprétation des résultats de cette étude (figure IV.6, VT06).

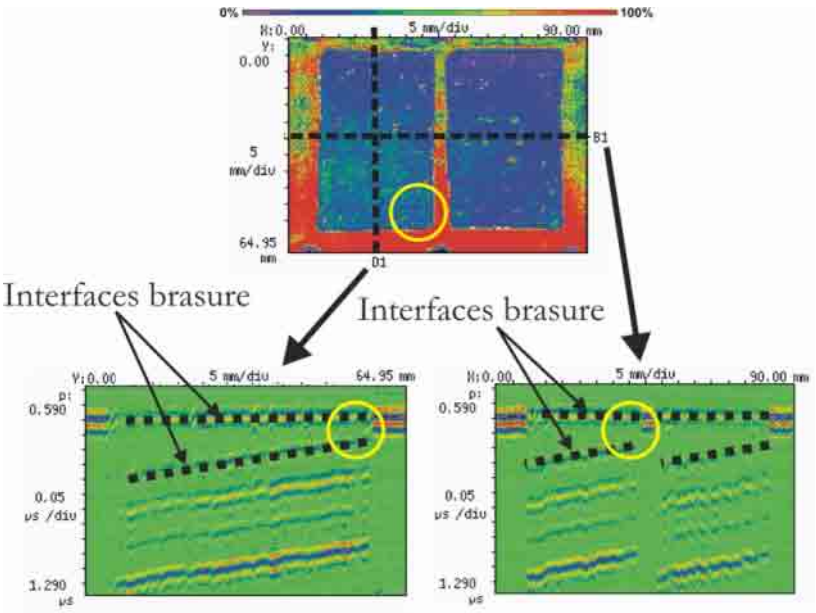


Figure IV.6 : Evaluation de l'intégrité des brasures semelle – DCB du VT06 en mode B-Scan.

Néanmoins, et afin de rationaliser la comparaison des résultats, une évaluation locale de l'épaisseur de la brasure est réalisée à l'aide d'analyses acoustiques, lors de l'apparition d'une dégradation. Le contrôle de l'épaisseur de la brasure est obtenu grâce à l'évaluation, réalisée dans le chapitre III § I.2, de la vitesse de propagation de l'onde acoustique dans l'alliage ($\upsilon_{brasure} \approx 800 m/s$).

En complément des contrôles précités, un contrôle de l'état de surface permet de vérifier l'éventuelle oxydation ou les modifications structurelles des métallisations, là où les fonctions électriques devraient être implantées. A posteriori, la séquence des cycles thermiques et des contrôles associés est présentée dans le tableau IV.2.

Tableau IV.2 : Périodicité des contrôles réalisés au cours de la campagne de vieillissement.

	Nombre de cycles réalisés avant les contrôles non destructifs											
Contrôle de l'état des brasures et de l'intégrité des substrats céramiques	1	5	10	20	40	90	140	190	300	500	778	1000

En raison du nombre important de véhicules de test, il est impossible de faire une présentation exhaustive de l'ensemble des résultats. Seuls les résultats liés à des dégradations représentatives seront présentés par la suite.

III. Expérimentation et analyse des résultats

1. Présentation des cycles thermiques appliqués

A partir de la caractérisation de l'enceinte climatique présentée ci-dessus (voir paragraphe 1), un ajustement du cycle thermique permet de contraindre les véhicules de test suivant les spécifications souhaitées. Ainsi, la figure IV.7 présente un échantillon des cycles thermiques appliqués aux véhicules de test. En plus d'une amplitude équivalente à celle relevée lors de la campagne de test précédente, nous prenons soin d'assurer des paliers thermiques de 30min.

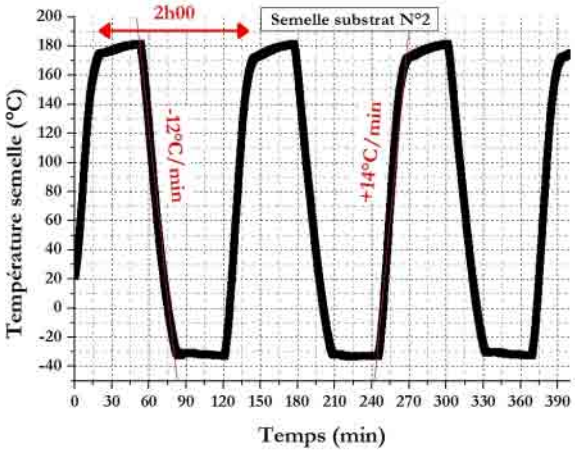


Figure IV.7 : Profil de la contrainte thermique mesurée sur la semelle du véhicule de test N°2.

En ce qui concerne le contrôle de l'intégrité des véhicules de test, l'arrêt du cyclage thermique est réalisé à 20°C lors de la monté en température de -30°C à +180°C. Ainsi, la reprise du cyclage thermique ne nécessite pas une nouvelle programmation de l'enceinte climatique. De plus, la première phase du cycle, vers les températures élevées, permet de réduire rapidement l'humidité, présente sur les assemblages en raison des conditions de l'analyse acoustique, durant laquelle les véhicules de test sont immergés dans l'eau.

2. Présentation des résultats et discussion

Les résultats sont présentés en fonction des modes de dégradations survenus au cours du test de vieillissement :

- Dégradation de la brasure (délaminage, fissure limitée aux brasures de grandes dimensions),
- Dégradation du substrat céramique (fissure de la céramique et dégradation des métallisations).

2.1. Dégradation de la brasure : initiation du délaminage

Le premier mode de dégradation étudié porte sur l'évolution de l'intégrité des brasures, contrôlée par des analyses acoustiques. Le tableau IV.3 présente une synthèse du nombre de cycles au bout desquels nous avons observé l'apparition du délaminage des brasures.

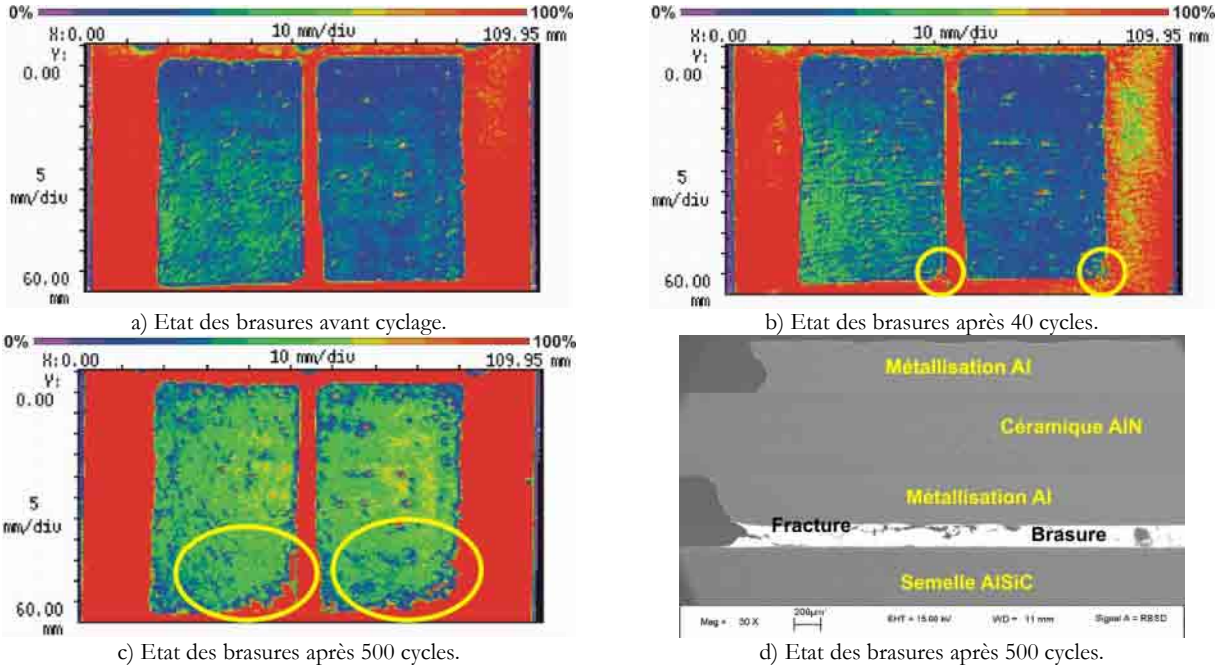
Tableau IV.3 : Synthèse du nombre de cycles nécessaires pour observer la défaillance.

Désignation	Métallisation basse côté semelle	Métallisation haute	Nature de la Céramique	Céramique géométrie		Nombre de cycles nécessaires à l'initiation du délaminage de la brasure
				Epaisseur (µm)	Dimensions (cm x cm)	
Substrats DCB						
VT01	Cu : 300 µm	Cu : 300 µm	Al_2O_3	380	2,54×3,70	**91 - 140**
VT02	Cu : 300 µm **Nickelé dimples**	Cu : 300 µm **Nickelé dimples**	Al_2O_3	380	2,54×2,70	**>1000**
VT03	Cu : 300 µm	Cu : 300 µm	AlN	635	2,54×3,70	**191 - 300**
VT04	Cu : 300 µm **dimples**	Cu : 300 µm	AlN	635	3,00×1,15	**141 - 190**
VT05	Cu : 300 µm **Nickelé**	Cu : 400 µm **Nickelé**	Si_3N_4	320	3,80×5,10	**191 - 300**
VT06	Al : 400 µm **Nickelé**	Al : 400 µm **Nickelé**	AlN	635	3,80×5,80	**141 - 190**
VT07	Cu : 127 µm	Cu : 127 µm	AlN	635	2,54×2,54	**301 - 500**
VT08	Cu : 200 µm	Cu : 200 µm	AlN	635	2,54×2,54	**141 - 190**

Désignation	Métallisation basse côté semelle	Métallisation haute	Nature de la Céramique	Céramique géométrie		Nombre de cycles nécessaires à l'initiation du délaminage de la brasure
				Epaisseur (µm)	Dimensions (cm x cm)	
VT9	Cu : 127 µm	Cu : 127 µm	Al_2O_3	380	2,54×2,54	**>1000**
VT10	Cu : 200 µm	Cu : 200 µm	Al_2O_3	380	2,54×2,54	**300 - 500**
VT11	Cu : 127µm	Cu : 127 µm	Al_2O_3	500	2,54×2,54	**>1000**
Module APT N°5						
APT05	Cu : 310µm **Nickelé**	Cu : 310µm **Nickelé**	AlN	635	5,08x 5,08	**40 - 90 + fissure**

Influence de l'épaisseur de la brasure

Le véhicule de test n°6 (VT06), qui présente des brasures de grandes dimensions (tableau IV.1), permet de mieux apprécier l'évolution du délaminage lors des cycles. Comme le montre la figure IV.8, une phase d'initiation du délaminage survient à l'angle des brasures, avec une légère augmentation de la taille des défauts (VT06 à 40 cycles).



a) Etat des brasures avant cyclage.

b) Etat des brasures après 40 cycles.

c) Etat des brasures après 500 cycles.

d) Etat des brasures après 500 cycles.

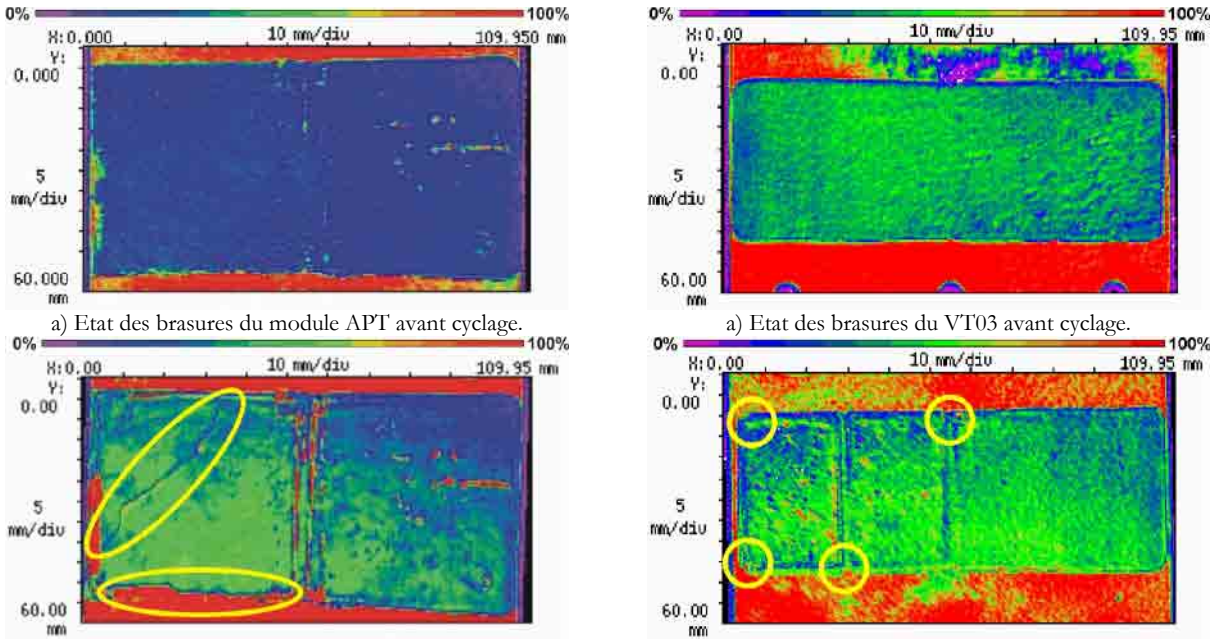
Figure IV.8 : Evolution de l'intégrité des brasures semelle – DCB du VT06 au cours du test.

Cette constatation fait écho aux résultats des simulations présentées dans le chapitre III § III.2.1, qui présentent la distribution du cumul de l'énergie plastique avec des niveaux maximums localisés aux angles des brasures.

La dissymétrie des délaminages, observée dans la figure IV.8, semble confirmer l'influence de l'épaisseur des brasures, évaluée lors de l'analyse acoustique (figure IV.6), sur sa tenue aux cycles [WOIR92, YAMA03]. En complément de la confirmation par micro-section du délaminage où l'épaisseur de brasure est la plus faible (figure IV.8d), une analyse numérique, s'appuyant sur cette observation, est présentée par la suite dans le chapitre IV § V.2.

Influence de la dimension de la brasure (surface)

L'étude de l'influence des dimensions des substrats conduit à comparer les véhicules de test N° 3 et le module APT, malgré la présence d'un dépôt de nickel sur les métallisations de ce dernier. Les résultats des analyses acoustiques montrent une meilleure tenue mécanique pour les substrats de plus faibles dimensions. Ainsi, les brasures des substrats du module APT (5,08×5,08cm²) présentent une initiation du délaminage après 90 cycles, contre 300 cycles pour le VT03 (2,54×3,70 cm²).



a) Etat des brasures du module APT avant cyclage.

a) Etat des brasures du VT03 avant cyclage.

c) Etat des brasures du module APT après 90 cycles.

d) Etat des brasures du VT03 après 300 cycles.

Figure IV.9 : Influence de la dimension de la brasure sur le délaminage des brasures semelle – DCB.

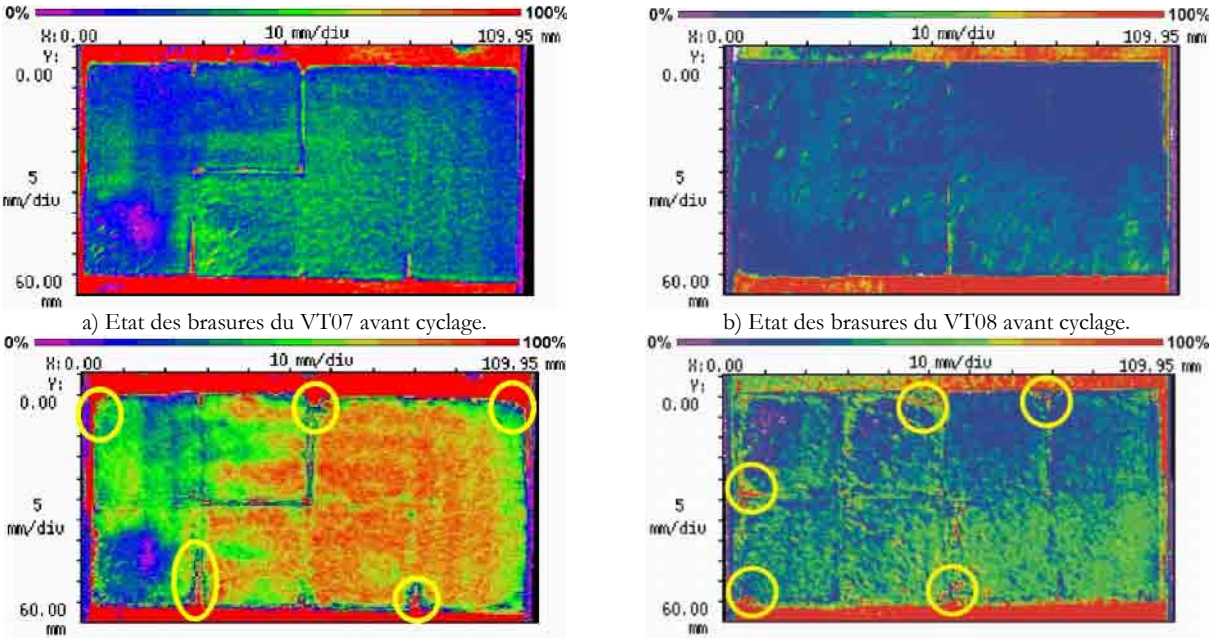
L'influence de ce facteur est confirmée lors de l'étude numérique présentée dans le paragraphe IV V.2. Il est donc préférable d'utiliser des substrats de petites dimensions pour la conception de modules de puissance devant subir des cycles thermiques à haute température et de grande amplitude.

Influence de l'épaisseur des métallisations des substrats DCB

La comparaison des dispositifs VT07 et VT08 (céramique AlN) permet d'observer l'influence, non négligeable, de l'épaisseur des métallisations sur la tenue mécanique de la brasure. En effet, ces véhicules de test ne se distinguent que par la seule épaisseur de leurs métallisations, respectivement de 127µm et 200µm.

Le contrôle acoustique permet de quantifier le nombre de cycles nécessaires avant l'apparition du délaminage : 500 cycles pour le VT07 (127µm) contre 190 cycles pour le VT08 (200µm). La figure IV.10 présente les analyses acoustiques réalisées sur les deux véhicules de test, avec le constat d'un délaminage bien plus significative pour le VT08 après 140 cycles.

De la même manière, la comparaison des assemblages VT09 et VT10 confirme l'influence de l'épaisseur des métallisations pour une céramique en Al_2O_3. Nous observons l'initiation du délaminage du VT10 (Cu 200µm) au bout de 500 cycles, contre une intégrité de la brasure maintenue après 1000 cycles pour le VT09 (Cu 127µm).



a) Etat des brasures du VT07 avant cyclage.

b) Etat des brasures du VT08 avant cyclage.

c) Etat des brasures du VT07 après 500 cycles.

d) Etat des brasures du VT08 après 140 cycles.

Figure IV.10 : Influence de l'épaisseur des métallisations sur le délaminage des brasures semelle – DCB.

Il semble que les modules de puissance avec une faible épaisseur de métallisations résistent mieux aux cycles thermiques en ce qui concerne l'initiation du délaminage de la brasure entre le DCB et la semelle. Or, des tests supplémentaires seraient nécessaires, avec un nombre significatif de véhicules de test, pour confirmer cette influence de l'épaisseur de la métallisation côté semelle. Néanmoins une étude numérique présentée plus loin semble confirmer cette hypothèse et étaye ces résultats (Chapitre IV §V.2).

Influence de l'épaisseur de la céramique

La comparaison des résultats obtenus pour les dispositifs VT09 et VT11, dont les substrats présentent les mêmes dimensions (surface), devrait permettre d'évaluer l'influence de l'épaisseur de la céramique Al_2O_3 sur la tenue des brasures.

- VT09 : épaisseur Al_2O_3 380µm,
- VT11 : épaisseur Al_2O_3 500µm.

Or, à ce jour, les deux véhicules de test cumulent plus de 1000 cycles sans modification significative de l'intégrité de leurs brasures. Ces résultats sont probablement dus à la faible épaisseur des métallisations de cuivre (127µm) et nécessiteraient de continuer le cyclage thermique. Une évaluation numérique a été cependant réalisée pour pallier cette absence de résultats expérimentaux (cf. chapitre IV § V.2).

Influence de la nature de la céramique

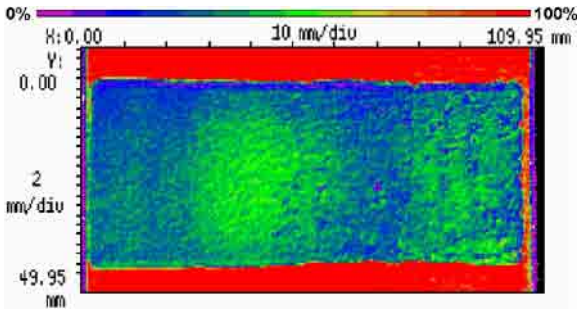
Dans le cas de cette étude, les véhicules de test disponibles ne permettent pas de rendre compte directement de l'influence de la nature de la céramique sur la tenue de la brasure. En effet, les véhicules de test dont la céramique du DCB est en alumine (Al2O3) présentent une épaisseur de céramique de 380µm ou 500µm, contre une épaisseur de 635µm pour l'ensemble des véhicules de test en nitrure d'aluminium (AlN).

Raisonnablement, l'interprétation de l'influence de ce facteur ne pourrait être confirmée qu'après la réalisation d'une campagne expérimentale complémentaire. Les résultats sont donc sujets à une interprétation de deux facteurs simultanément, que sont la nature de la céramique et son épaisseur (VT07/VT09, VT07/VT11, VT08/VT10). Nous nous sommes plutôt appuyés sur une étude

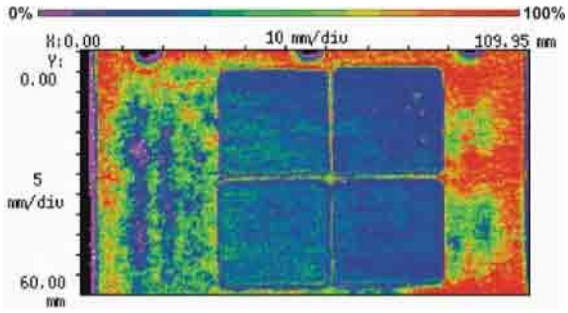
numérique, présentée plus loin, afin de rendre compte de l'effet de la nature de la céramique du DCB sur la tenue de la brasure (cf. chapitre IV § V.2).

Influence des dimples

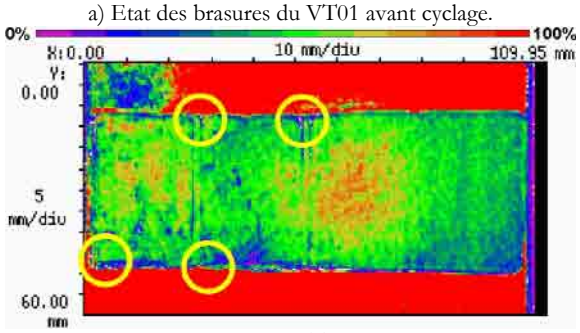
Les résultats du test démontrent la performance de l'assemblage VT02 (annexe 10), composé de substrats DCB Al_2O_3 avec dimples sur la métallisation inférieure côté semelle, qui ne présente pas de délaminage significatif après 1000 cycles (figure IV.11). En revanche, le VT01, produit sensiblement équivalent, présente une initiation du délaminage lors du contrôle réalisé après seulement 140 cycles.



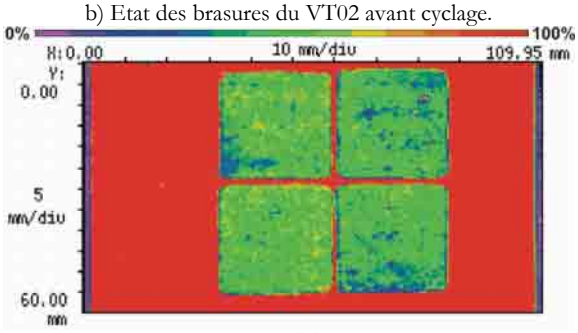
a) Etat des brasures du VT01 avant cyclage.



b) Etat des brasures du VT02 avant cyclage.



d) Etat des brasures du VT01 après 140 cycles.



c) Etat des brasures du VT02 après 1000 cycles.

Figure IV.11 : Influence de la présence de métallisations avec dimples sur la tenue des brasures semelle – DCB.

Par ailleurs, le VT10, dont les substrats sont de dimensions équivalentes mais avec une épaisseur de métallisations sans dimples réduite à 200µm, présente une défaillance observée après seulement 500 cycles, contre un maintien de l'intégrité des brasures du VT02, pourvu de dimples, après plus de 1000 cycles avec une métallisation cuivre nickelé de 300µm. Or, nous avons montré qu'une diminution de l'épaisseur de la métallisation améliorait la tenue des brasures aux cyclages. Cela semble confirmer que la présence de dimples joue, là aussi, le même rôle, en améliorant la tenue des brasures entre la semelle et le DCB. D'autant plus que la présence d'un nickelage ne semble pas améliorer la tenue de la brasure, au regard des résultats équivalents obtenus sur les véhicules de test VT01 et le module APT N°5 (tableau IV.3).

Influence de la technologie AMB (DAB, Si3N4)

La singularité des deux véhicules de test de technologie AMB ne permet pas de confronter directement les résultats obtenus sur la tenue des brasures avec ceux des autres véhicules de test. En effet, leurs dimensions spécifiques, et la nature de la céramique ou de la métallisation (respectivement DAB VT06, et Si3N4 VT05), rendent la comparaison délicate. L'évaluation de la technologie AMB ne peut donc être envisagée qu'à travers une étude numérique complémentaire.

Or, en raison du manque de donnée sur l'assemblage AMB Si_3N_4 du VT05, et notamment en raison de l'absence d'information à ce jour sur la loi de comportement de la brasure AgCu entre la métallisation et la céramique, cette technologie ne sera pas intégrée dans cette campagne, [KYOC04].

En revanche, une micro-section suivie d'une analyse par microscopie électronique (MEB) du VT06 (DAB), réalisée par la société SERMA Technologies, confirme la nature de la liaison en aluminium entre la céramique et la métallisation aluminium (figure IV.12). Dans ce cas particulier, l'étude numérique, présentée plus loin, propose une comparaison avec les résultats obtenus pour un assemblage conventionnel type DCB. Cependant, la comparaison sera faite pour des épaisseurs de métallisations (cuivre d'un côté, aluminium de l'autre) présentant des caractéristiques électriques équivalentes. C'est-à-dire dont le ratio des épaisseurs est équivalent à celui des résistivités électriques.

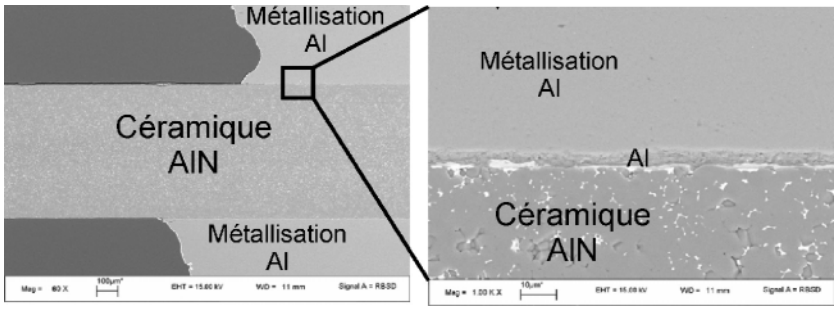
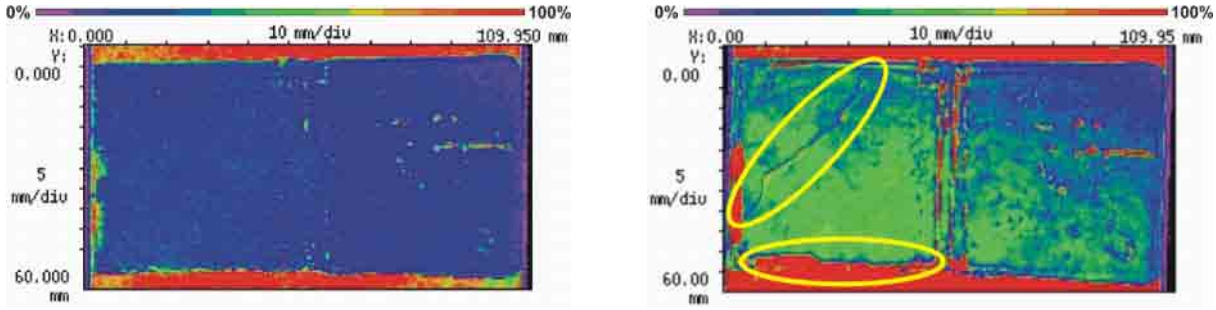


Figure IV.12 : Micro-section du VT06 et analyse du DAB.

Fissure longitudinale de la brasure module APT

La fissure longitudinale de la brasure est observée exclusivement sur les modules, qui présentent des surfaces de grandes dimensions. Ainsi, le module de puissance APT N°5présente, en plus des zones de délaminage, une fissure longitudinale dans l'une des deux brasures après seulement 90 cycles (cercles jaunes, figure IV.13).



a) Etat de la brasure avant cyclage. b) Etat de la brasure après 90 cycles.

Figure IV.13 : Evolution des brasures semelle – DCB du module APT N°5 au cours du test.

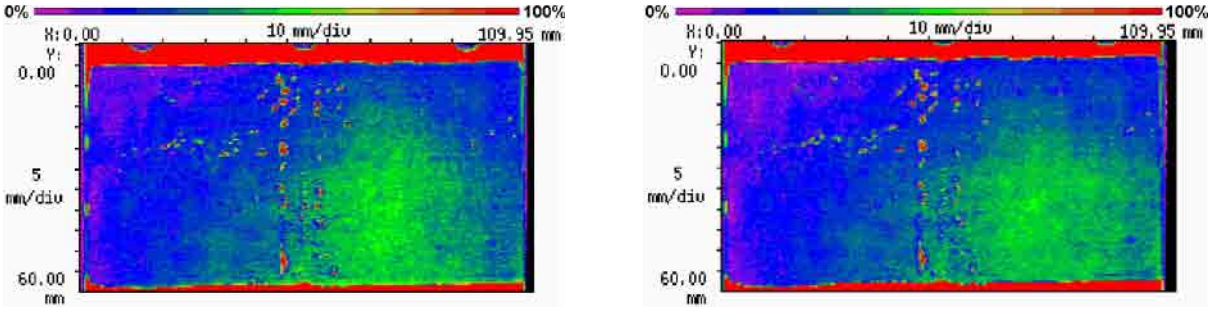
La reproduction de cette dégradation, initialement identifiée lors des cyclages thermiques réalisés par la société TRONICO, conduit à évaluer l'influence des niveaux de contraintes. Les résultats de l'étude numérique, présentée à la fin de ce chapitre (paragraphe V.2, page 154), semblent démontrer l'importance d'une température basse, susceptible de conduire à la fissure de la brasure.

Afin de vérifier cette hypothèse, nous avons mené des tests expérimentaux complémentaires avec un module de test APT supplémentaire (modules APT N°6 utilisé lors des caractérisations électriques). Ce module a été soumis à une contrainte thermique comprise entre -30°C et +50°C.

Malheureusement, après 160 cycles entre -30°C et +50°C, les analyses acoustiques réalisées sur ce module APT N°6 ne présentent pas de fissure dans les brasures (figure IV.14). La brasure de droite, qui contient des bulles d'air, ne présente pas de fissure.

L'hypothèse de l'influence d'une température basse comme contrainte conduisant à la fissure longitudinale dans les brasures n'est donc pas confirmée. Néanmoins, la comparaison avec les deux résultats obtenus précédemment (cyclage TRONICO, et cyclage INRETS) nous mène à prendre en compte la présence de bulles d'air, pouvant être responsable de l'absence de dégradation par fissure de la brasure du module APT N°6 ayant cyclé entre -30°C et +50°C (relaxations des contraintes). En effet,

les résultats obtenus sur le module N°5, lors du cyclage entre -30°C et +180°C, laissent apparaître une dissymétrie de la dégradation des brasures (figure IV.13).



a) Etat de la brasure avant cyclage. b) Etat de la brasure après 160 cycles.

Figure IV.14 : Evolution des brasures semelle – DCB au cours du cyclage entre -30° et +50°C (APT N°6).

Sur les 11 véhicules de test évalués, seuls 3 d'entre eux présentent une brasure de qualité après plus de 1000 cycles thermiques entre -30°C et +180°C. Bien que l'objectif extrême de 5 000 cycles ne soit pas atteint, la base de données recueillie lors de cette campagne de tests est une source d'informations permettant de fixer quelques règles de conception, dans le but d'améliorer la tenue de la brasure lors de sollicitations thermiques sévères.

Présentée dans le paragraphe IV (page 145), l'étude numérique propose de confirmer et d'approfondir l'analyse de l'influence de la géométrie des constituants de l'assemblage sur les niveaux de contraintes relevés dans la brasure.

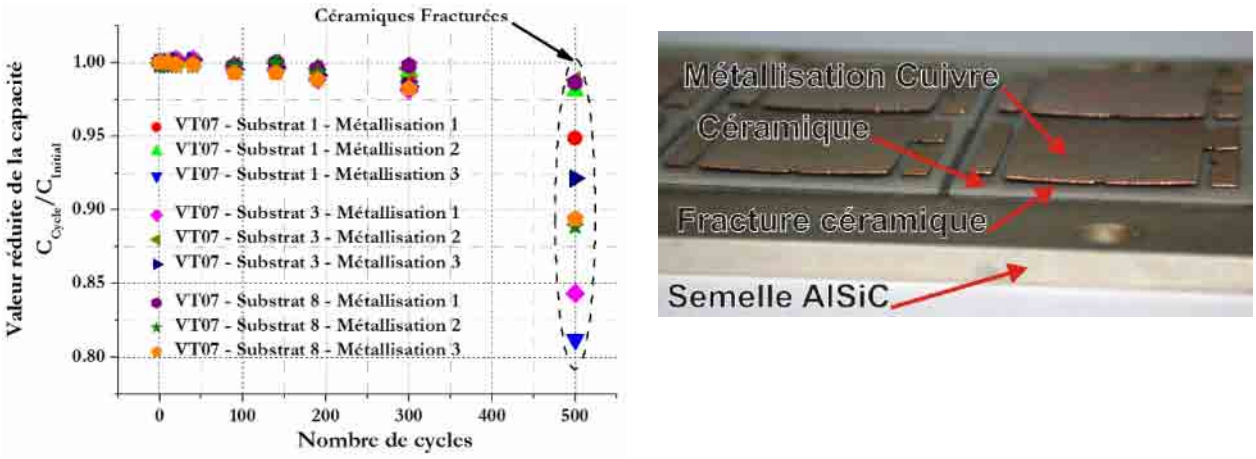
2.2. Fissuration de la céramique

Avant cyclage, un contrôle initial des capacités est réalisé pour l'ensemble des métallisations de chaque véhicule de test. A titre d'exemple, le tableau IV.4 présente les résultats relevés pour le véhicule de test N°5 avant d'entreprendre les essais de vieillissement (présentation du VT05 en annexe 10, page 179).

Tableau IV.4 : Mesures des capacités des métallisations du VT05 avant cyclage.

VT 05 : Substrats DCB Al_2O_3 380µm, Cu 300µm	**Métallisation N°1 (0,495cm²)**	**Métallisation N°2 (2.313cm²)**	**Métallisation N°3 (3.127cm²)**
Substrats N°1	C11=12,32 pF	C11=53,90 pF	C11=73,40 pF
Substrats N°2	C11=12,83 pF	C11=55,30 pF	C11=75,00 pF
Substrats N°3	C11=13,16 pF	C11=56,50 pF	C11=76,90 pF
Substrats N°4	C11=12,88 pF	C11=55,90 pF	C11=76,70 pF
Ratio moyen : mesure Ci / Surface	**24,89 pF/cm²**	**23,3 pF/cm²**	**23,47 pF/cm²**

Pour un assemblage DCB donné, la mesure de la capacité est directement proportionnelle à la surface de la métallisation en contact avec la céramique et de l'épaisseur de cette dernière. Au cours du test de vieillissement, un contrôle régulier des capacités permet de rendre compte de l'évolution de l'intégrité des liaisons entre les métallisations et les céramiques. A titre d'exemple et après 500 cycles, la figure IV.15a présente l'évolution de quelques-unes des capacités mesurées sur le VT07. Elle est complétée par une photo confirmant le décollement des métallisations suite aux fissures dans les céramiques (figure IV.15b). L'évolution des mesures (figure IV.15a) est présentée à travers les valeurs réduites des capacités, rapport numérique de la mesure au cycle courant sur la mesure réalisée initialement avant cyclage.



a) Evolution de la mesure des capacités au cours du cyclage. b) Etat du VT07 après 500 cycles

Figure IV.15 : Dégradation brutale des substrats DCB du VT07 après 500 cycles thermiques entre -30°C et +180°C.

L'évolution des mesures des capacités est similaire pour l'ensemble des véhicules de test. Ainsi, après une phase où les valeurs évoluent lentement, les relevés réalisés montrent une variation relativement brutale de toutes les capacités, quelle que soit la taille de la métallisation du substrat (figure IV.15b). Ce constat confirme la faible influence de la longueur des métallisations sur la durée de vie du substrat céramique, comme le laissait supposer l'étude présentée dans le chapitre III ref. Cette variation de la capacité est d'autant plus importante que la taille de la métallisation est réduite, et ce en raison d'un rapport de réduction de la surface bien plus élevé. Il semble donc difficile de définir un seuil de criticité.

La figure IV.16 présente l'évolution des mesures des capacités pour les dispositifs dont la durée de vie est inférieure à 700 cycles. L'objectif est d'identifier les facteurs influant sur la tenue de la céramique, lors d'un cyclage thermique sévère.

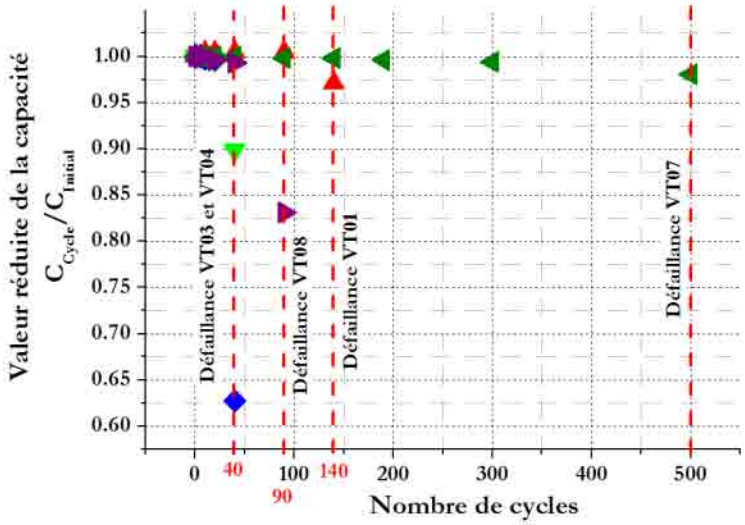


Figure IV.16 : Evolution des mesures de capacité pour les produits défaillant avant 500 cycles.

Influence de l'épaisseur de la métallisation côté semelle du substrat

Dans un premier temps, une comparaison entre le VT07 et le VT08 permet d'évaluer l'influence de l'épaisseur de la métallisation sur la tenue mécanique des substrats DCB AlN. En effet, ces deux véhicules de test ne se distinguent que par l'épaisseur de leurs métallisations en cuivre :

- VT07 (AlN 635µm, Cu 127µm) : rupture des céramiques entre 300 et 500 cycles,
- VT08 (AlN 635µm, Cu 200µm) : rupture des céramiques entre 40 et 90 cycles.

Les résultats montrent donc une plus grande durée de vie pour les substrats DCB AlN dont l'épaisseur de la métallisation est plus faible. De façon similaire, les dispositifs VT09 et VT10 permettraient d'entreprendre la même comparaison dans le cas de substrats DCB en Al2O3. Or à ce jour, après 1000 cycles, ces deux véhicules de test ne présentent pas de dégradation de leurs substrats. Une des raisons pouvant expliquer cela peut provenir du fait que l'alumine (400 MPa) est beaucoup plus résistante à la fissure que le nitrure d'aluminium (270 MPa). L'investigation numérique présentée plus loin permet de mieux comprendre ce résultat.

D'autre part, la défaillance entre 20 et 40 cycles des dispositifs VT03 et VT04 semble indiquer la faible influence des dimensions des céramiques (surface) sur la tenue des substrats. En effet, hormis la présence de dimples sur la métallisation côté semelle du substrat VT04, seule la taille des substrats le différencie du VT03 (VT03 : 25.4x37.08cm² ; VT04 : 28.96x11.43cm²). Ce résultat semble confirmer la faible influence de la taille des DCB sur la tenue de la céramique. Dès lors, nous pouvons entreprendre la poursuite de l'étude pour des DCB dont les dimensions (surface) ne sont pas rigoureusement équivalentes.

Ainsi, les durées de vie respectives des VT03, VT04, VT07, et VT08, permettent de confirmer la première constatation sur l'influence de l'épaisseur des métallisations :

- VT03, VT04 (AlN 635µm, Cu 300µm) : rupture de la céramique entre 21 et 40 cycles,
- VT08 (AlN 635µm, Cu 200µm) : rupture de la céramique entre 51 et 90 cycles,
- VT07 (AlN 635µm, Cu 127µm) : rupture de la céramique entre 301 et 500 cycles.

Bien qu'un complément expérimental soit nécessaire pour confirmer cette première observation, la figure IV.17 propose une représentation de l'intervalle du nombre de cycles nécessaires pour observer la défaillance en fonction de l'épaisseur des métallisations.

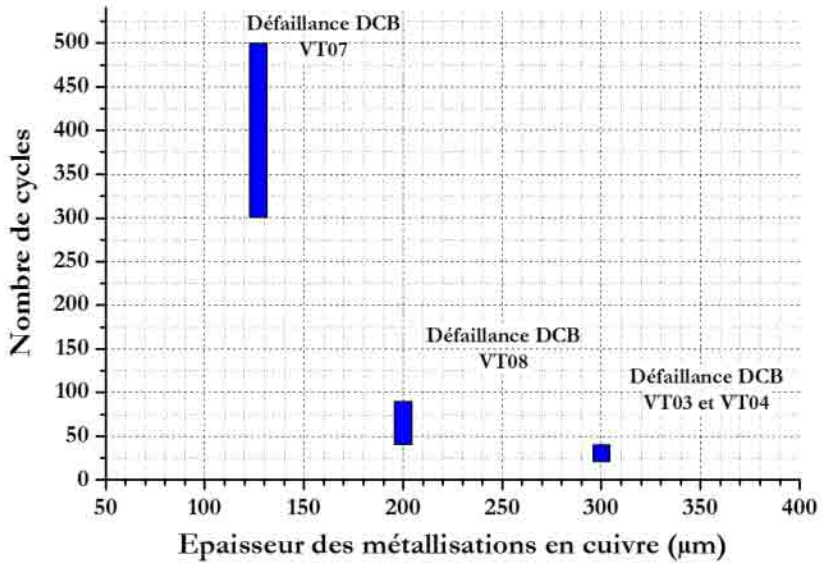
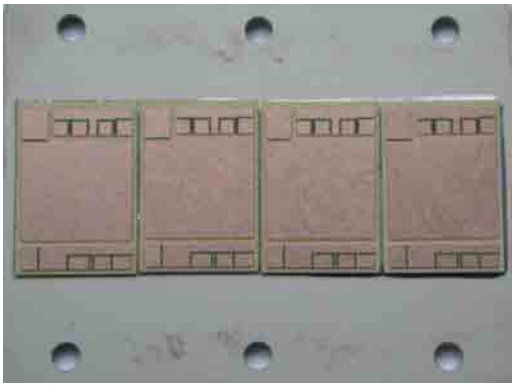


Figure IV.17 : Evaluation de l'influence de l'épaisseur des métallisations sur la durée de vie du DCB AlN - Cuivre.

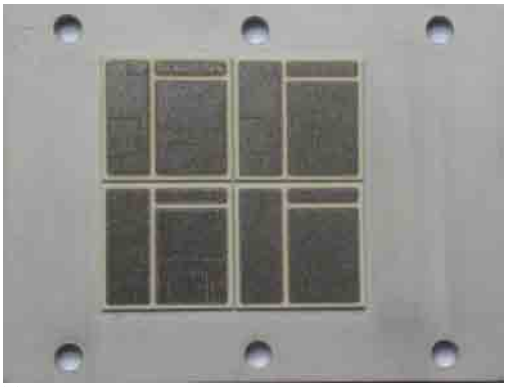
La distribution des résultats, présentés dans la figure IV.17, semble valider l'influence de l'épaisseur de la métallisation [DALA95, SHUL00], et permet de proposer une première règle de conception. Ainsi, l'optimisation de l'épaisseur des métallisations, en fonction de la densité de courant, permettrait d'améliorer notablement la tenue mécanique des substrats céramiques, lors de cycles thermiques à haute température et de grande amplitude. Néanmoins, une réserve est à poser sur les résultats présentés en raison de l'absence du contrôle de l'intégrité du DCB côté brasure, où l'apparition d'une fissure de la céramique côté métallisation semelle serait susceptible de réduire significativement les contraintes dans la brasure, et ainsi contribuerait à améliorer sa tenue.

Influence des dimples

Toujours sous réserve de l'hypothèse posée sur la faible influence de la longueur de la métallisation, une comparaison peut être réalisée entre les véhicules de test VT01 et VT02 (figure IV.18). Ce dernier présente, pour seule différence notable avec le VT01, la présence de métallisations nickelées avec dimples. Les résultats obtenus laissent apparaître une bien meilleure tenue pour les substrats métallisés avec dimples. En effet, le VT01 présente des fissures dans les céramiques après seulement 140 cycles, tandis que le VT02 conserve son intégrité après plus de 700 cycles.



a) VT01 : DCB Al_2O_3 0,38mm ; Cu 300µ Sans dimples.



b) VT02 : DCB Al_2O_3 0,38mm ; Cu 300µ nickelé avec dimples.

Figure IV.18 : Présentation des deux assemblages VT01 et VT02.

Influence de la nature de la céramique

Comme évoqué plus haut, en raison d'une meilleure résistance à la fissure de l'alumine par rapport au nitrure d'aluminium, toutes choses égales par ailleurs, l'utilisation de céramique en alumine permet d'augmenter significativement la durée de vie. Ainsi, les véhicules de test en Al2O3 (VT09, VT10, VT11) dont l'épaisseur des métallisations reste inférieure à 300µm, ne présentent pas de défaillance après plus de 700 cycles, alors que leurs homologues en nitrure d'aluminium n'ont pas dépassé les 500 cycles (VT07 et VT08).

Influence de la technologie AMB (DAB, Si_3N_4)

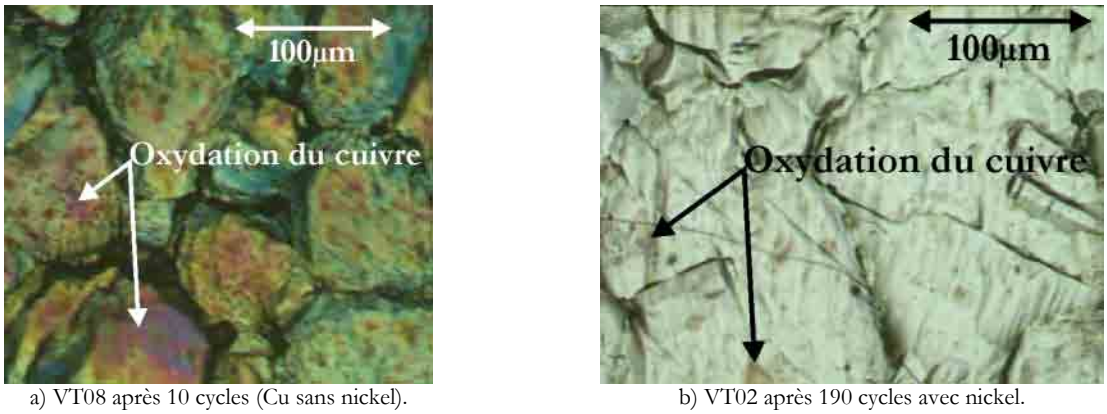
Enfin, les nouvelles solutions technologiques, que sont le substrat en Si_3N_4 et la solution aluminium (DAB), confirment la résistance de la céramique à la fissuration. Après plus de 1000 cycles, la mesure des capacités ne laisse percevoir aucune modification mesurable de l'intégrité des substrats.

Tout comme les résultats présentés lors de l'étude de la dégradation de la brasure, une investigation par simulation numérique de ces influences sera présentée dans le chapitre IV § IV.

2.3. Modification de l'état de surface des métallisations

Les véhicules de test utilisés lors de cette étude ne comportent aucune protection contre l'humidité (ni boîtier, ni gel de protection). De fait, les métallisations en cuivre s'oxydent rapidement comme le montre la figure IV.19. Seules les métallisations nickelées (VT02, VT05, VT06 et le module APT) permettent de ralentir l'oxydation.

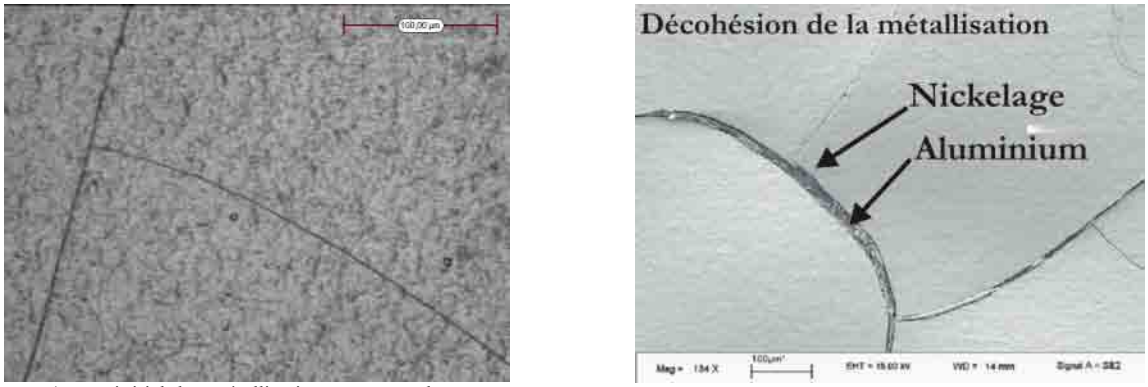
Néanmoins, le contrôle au microscope optique permet d'observer une évolution de l'intégrité des métallisations en aluminium nickelé du VT06 (figure IV.20). Avant le cyclage, des fissures étroites sont visibles, sous un grossissement de 200X (figure IV.20a), en surface des métallisations, sûrement en raison des contraintes induites lors de la conception du DAB (CTE Al : 23.10^{-6}/°C, CTE nickel : $13{,}1.10^{-6}$/°C). Après 500 cycles, la surface de la métallisation présente une décohésion élevée entre la métallisation en Al et le nickel (figure IV.20b).



a) VT08 après 10 cycles (Cu sans nickel). b) VT02 après 190 cycles avec nickel.

Figure IV.19 : Comparaison de l'oxydation du VT01 en cuivre brut, et du VT02 en cuivre avec une couche de nickel.

Même si de nouveaux produits sont maintenant commercialisés avec des substrats aluminium (MOSFET 40V – 200A FMM200-004LP IXYS), l'implication des métallisations Al sur les modes de défaillance, lors de cycles thermiques de grande amplitude, n'a pas encore fait l'objet d'études. La modification de l'intégrité de la métallisation pourrait conduire à la défaillance des brasures utilisées pour l'assemblage d'un module puissance, ainsi qu'à une dégradation de la tenue des pieds de bonding utilisés pour les interconnexions électriques.



a) Etat initial des métallisations avant cyclage observé par microscopie optique. b) Etat de la dégradation des métallisations après 500 cycles (MEB – SERMA).

Figure IV.20 : Evolution de l'intégrité des métallisations Al +Ni du VT06 au cours du cyclage.

IV. Modélisations par éléments finis

L'approche numérique, exposée dans ce chapitre, a pour but de compléter l'étude expérimentale menée précédemment. L'objectif est d'identifier les facteurs influant sur les modes de défaillance observés que sont la fissure du substrat céramique et le délaminage des brasures, et de mieux comprendre l'effet de ces facteurs.

D'après les essais, la tenue mécanique des substrats céramiques semble fortement influencée par la géométrie et la nature du substrat. Nous avons retenu plusieurs facteurs qui semblent influer de manière significative sur la tenue du substrat céramique et sur celle de la brasure :

- Epaisseur et nature de la métallisation,
- Epaisseur et nature de la céramique,
- Présence de dimples le long des bords des métallisations.

Expérimentalement, le substrat DCB avec dimples est clairement identifié comme une solution efficace pour améliorer la durée de vie des substrats céramiques. Une évaluation numérique de l'influence des dimples est présentée à travers un modèle numérique 3D.

1. Modélisations

En ce qui concerne l'étude numérique deux types de modèles ont été utilisés :

- Modèles 2D-axi, l'assemblage complet est modélisé afin de rendre également compte les effets sur la brasure située entre la semelle et le substrat céramique. A l'aide de ces modèles, ce seront les évolutions des sollicitations, au cours d'un certain nombre de cycles thermiques entre -30°C et +180°C, qui seront analysées après la prise en compte de la phase d'assemblage de 290°C à 20°C. La résolution des modèles en mode dynamique est choisie, en raison du comportement viscoplastique de la brasure et de l'interdépendance contraintes – déformations.
- Modèles 3D, pour la simulation de l'effet des dimples. Pour ces modèles, afin de simplifier le problème, seul le substrat DCB est modélisé et nous n'étudierons les effets des dimples que sur le substrat isolé, sans tenir compte de l'assemblage avec la semelle. L'analyse s'appuiera uniquement sur la distribution et les niveaux de contraintes calculés au palier maximum de température (180°C).

En raison de la similitude des assemblages testés, et afin d'exploiter les résultats présentés dans le chapitre III, les hypothèses utilisées dans les modèles qui suivent sont identiques à celles utilisées dans le chapitre précédent pour les module APT (voir chapitre III § IV.2 page 121):

- Lois de comportement des matériaux communs :
  - Comportement élastique de la semelle AlSiC et des céramiques,
  - Comportement élastoplastique de la métallisation en cuivre,
  - Comportement viscoplastique de la brasure, modélisé par la loi d'Anand.
- Type et taille des éléments (maillage grossier 100µm, maillage fin 20 à 25µm) :
  - PLANE42 (2D-axi) ou SOLID45 (3D) pour la semelle, la céramique et les métallisations,
  - VISCO106 (2D-axi) ou VISCO107 (3D) pour la brasure, en raison de son comportement viscoplastique.

Dans le cas de la modélisation du comportement purement élastique de la céramique Al_2O_3, les propriétés mécaniques utilisées sont présentées dans le tableau IV.5.

Tableau IV.5 : Détail des propriétés mécaniques de la céramique Al_2O_3 CURAMIK.

Matériau	Module d'Young (GPa)	Coefficient de poisson	CTE (10^{-6}/°C)	Limite de rupture (MPa)
Al_2O_3	370	0,23	6,8	350

En complément, les propriétés physiques de l'aluminium au comportement élastoplastique, utilisées lors de la simulation du substrat DAB [NAGA00], sont présentées dans le tableau IV.6.

Tableau IV.6 : Détail des propriétés mécaniques de la métallisation aluminium [NAGA00].

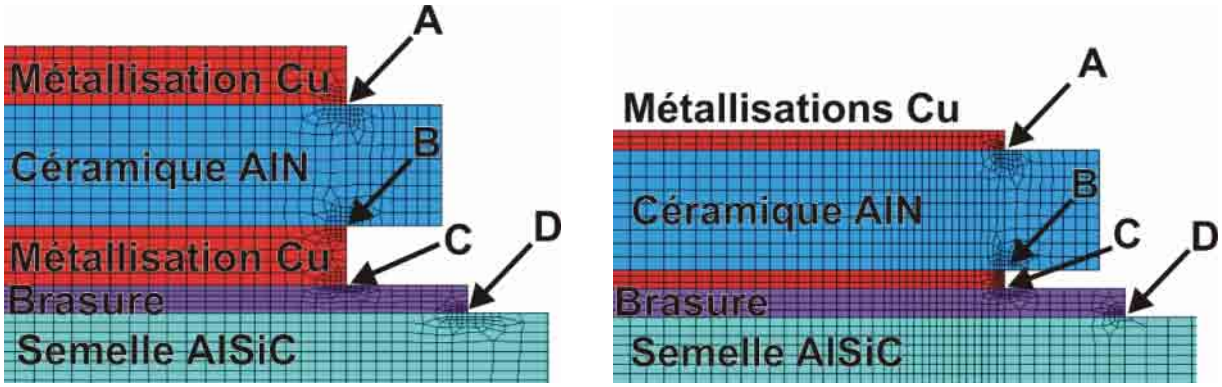
Matériaux	Module d'Young (GPa)	Limite élastique (MPa)	Coefficients de poisson	Module tangent (MPa)
Aluminium (Métallisation DAB)	70,6	17,8	0,34	350

1.1. Présentation des modèles 2D-axi

Les modèles 2D axi-symétriques utilisés sont semblables à celui présenté dans le chapitre III. A chaque fois, nous modifierons l'un des paramètres géométrique ou structurel (matériau) suivant l'influence que nous nous proposerons d'étudier.

Les performances obtenues sur l'assemblage VT06 avec un substrat DAB nous amènent à évaluer numériquement l'évolution des contraintes dans la céramique au cours du cyclage. Le contrôle de l'assemblage réalisé par la société SERMA confirme la présence d'une fine couche d'aluminium destinée à réaliser la liaison entre les métallisations Al et la céramique AlN (chapitre IV § IV.2.1, figure IV.12). D'où la définition d'un modèle numérique de comparaison avec l'assemblage d'une céramique AlN de 635µm avec des métallisations Al de 482µm permettant de compenser la conductivité électrique médiocre de l'aluminium vis-à-vis de celle du cuivre (rapport de l'épaisseur des métallisations).

Dans une première partie, l'évaluation de la réponse mécanique de l'assemblage DCB est limitée à l'étude de l'influence de l'épaisseur de la métallisation. Une première étape consiste donc à comparer les précédents résultats obtenus avec le modèle du module APT, utilisé comme référence, avec des modèles équivalents dont seule l'épaisseur des métallisations est modifiée. La figure IV.21 présente l'assemblage de référence accompagné de l'un des deux modèles complémentaires, avec dans ce cas des épaisseurs de métallisations en cuivre de 100µm.



a) Substrat DCB avec une métallisation en cuivre de 300µm (Module APT de référence).

b) Substrat DCB avec une métallisation cuivre de 100µm d'épaisseur.

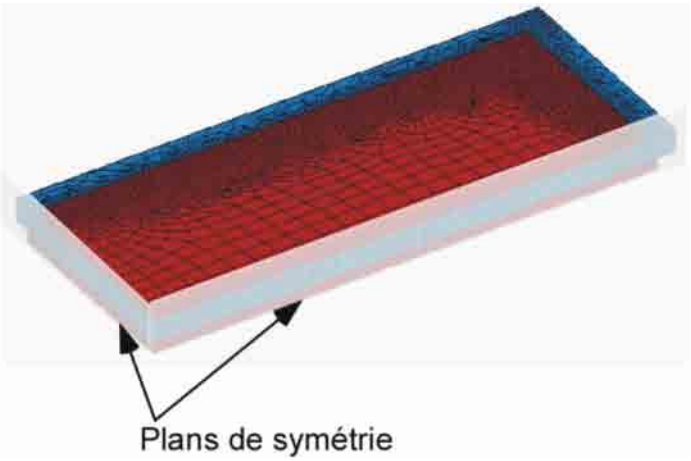
Figure IV.21 : Modèles de DCB avec différentes épaisseurs de métallisations.

Pour simplifier la comparaison des résultats, la taille des éléments est équivalente pour l'ensemble des modélisations développées (maillage grossier de 100µm, et maillage fin localisé entre 20 et 25µm). D'une manière générale, les modèles utilisés pour évaluer l'influence des autres facteurs s'appuient sur les mêmes spécifications, dont la méthode de résolution, avec la modification d'un seul paramètre.

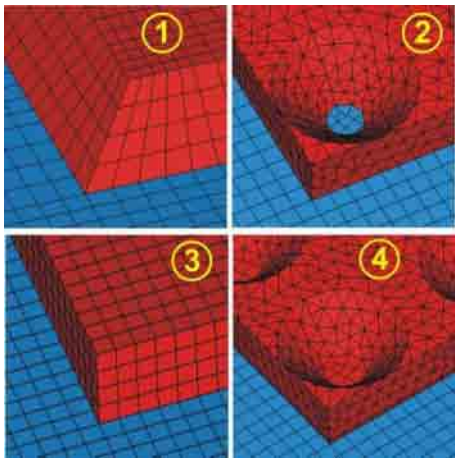
1.2. Présentation des modèles 3D dimples

L'influence des dimples dans les métallisations est évaluée à partir de la comparaison des niveaux de contrainte de von Mises dans la céramique, lors d'une sollicitation thermique à 180°C. Ainsi, le calcul statique de la structure permet de limiter la durée des calculs, tout en permettant une comparaison aisée des résultats. Diverses géométries de dimples, y compris un équivalent avec chanfrein, ont été évaluées numériquement (figure IV.22 [(1)]chanfrein à 52°C, [(2)]dimples débouchants, [(3)]champs droits avec réduction de matière de métallisation équivalente à celle des dimples et [(4)]dimples non débouchants).

Les modèles sont limités aux seuls substrats DCB, composés d'une céramique AlN de 635µm, et de métallisations en cuivre de 300µm disposées de chaque côté de la céramique (figure IV.22). Les dimensions des modèles utilisés sont présentées dans le tableau IV.7, et complétées par deux plans de symétrie.



a) Modélisation ¼ DCB complétée par 2 plans de symétrie.



b) Différents modèles avec dimples et chanfrein.

Figure IV.22 : Modèles 3D des substrats céramiques utilisés pour évaluer l'influence des dimples.

La nature des matériaux et l'épaisseur de la céramique sont maintenues constantes pour l'ensemble des modèles utilisés. La géométrie des métallisations est définie pour garder un volume de métallisation également constant. Ainsi, lors de l'étude du modèle à champ droit et sans Dimple, l'épaisseur de la métallisation est réduite du volume correspondant à celui enlevé par la création des dimples d'un diamètre de 0,5mm évalué lors de l'analyse optique du VT02 (tableau IV.1).

Tableau IV.7 : Détails des modèles d'assemblage utilisés pour l'étude des dimples.

Modèle de référence				
Constituants du modèle	**Nature du matériau**	**Longueur (mm)**	**Largeur (mm)**	**Epaisseur (µm)**
Métallisations à champs droits	Cuivre	13,48	4,7	300
Céramique	AlN	14,5	5,8	635

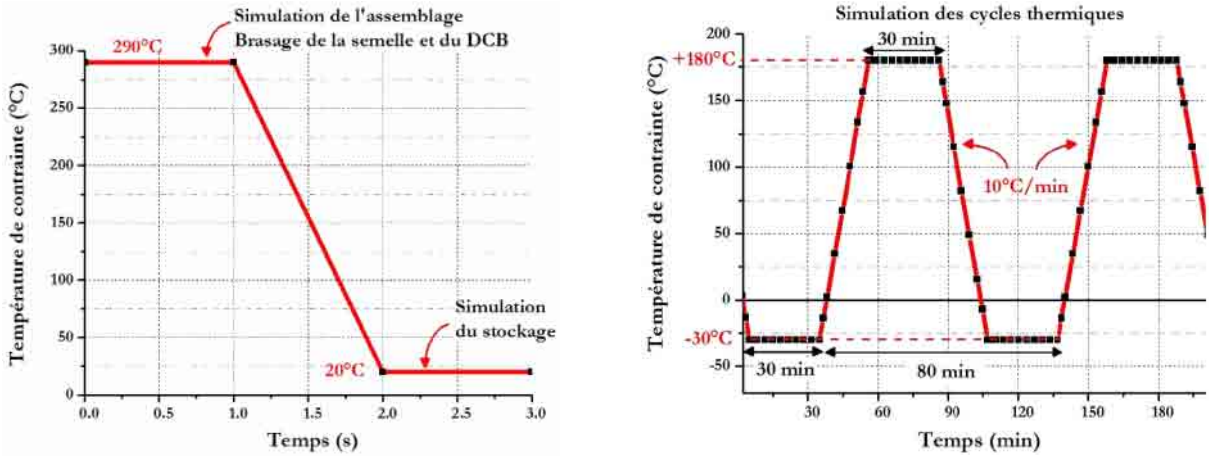
Caractéristiques de la métallisation supérieure				
Modèles spécifiques	**Epaisseur des métallisations**	**Bord de la métallisation**	**Forme des dimples**	**Caractéristiques des dimples**
Modèle 1	300µm	Chanfrein 52°C		
Modèle 2	300µm	Champs droits	Conique	Débouchant
Modèle 3	284µm	Champs droits		
Modèle 4	300µm	Champs droits	Conique	Non débouchant - 31µm Cu

Le maillage est réalisé à partir des éléments tétraédriques de type SOLID45 pour la majorité des volumes (céramique et métallisations). Mais en raison de la géométrie particulière des métallisations avec dimples, le maillage local de ces zones est réalisé avec des éléments triédriques de type SOLID92. La liaison entre ces deux types d'éléments nécessite la définition d'éléments neutres de transition du type MESH200. La géométrie réduite du modèle permet d'assurer un maillage relativement fin des zones utiles (maillage grossier : 500µm, maillage fin des zones utiles : 100µm).

V. Simulations et discussion des résultats

La présentation des résultats s'articule autour des deux constituants de l'assemblage, où sont apparues les dégradations lors des tests : le substrat céramique et la brasure. Le profil de la contrainte thermique appliquée aux différents modèles est analogue à celui présenté dans le chapitre III § V (rappelé dans la figure IV.23). Ainsi, après une évaluation des contraintes induites dans l'assemblage, un cyclage thermique est simulé entre -30°C et +180°C avec des temps de palier de 30min.

Dans un premier temps, il sera mené une évaluation théorique de l'influence des principaux facteurs, relevés expérimentalement, entraînant une rupture prématurée du substrat céramique. Dans un deuxième temps, une démarche analogue propose une étude de l'influence de quelques facteurs sur les contraintes entraînant la dégradation de la brasure semelle - substrat, observée lors des contrôles acoustiques.



a) Simulation de l'assemblage à 290°C (brasure), puis stockage à 20°C. b) Simulation des cycles thermiques après l'assemblage.

Figure IV.23 : Cycles thermiques simulés après l'assemblage lors du refroidissement de 290°C à 20°C.

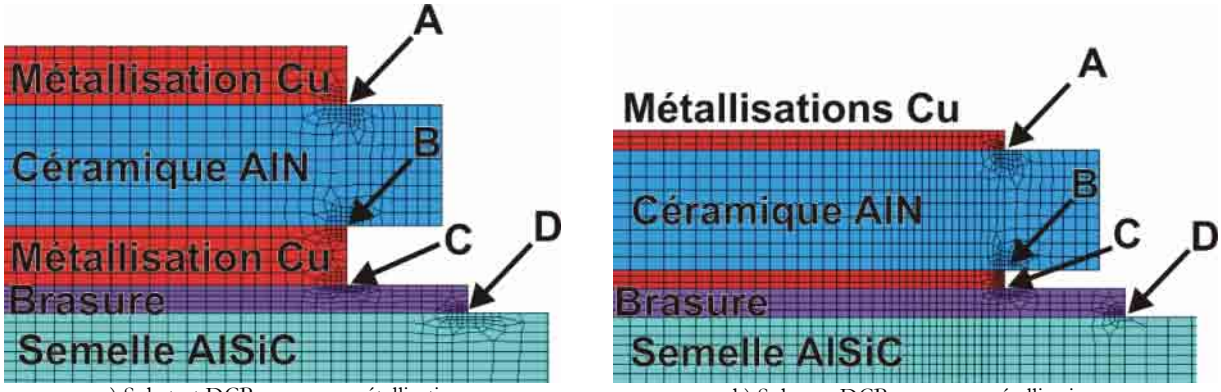
1. Paramètres influant sur la dégradation de la céramique

Influence de l'épaisseur des métallisations

Nous nous proposons de comparer ici les résultats obtenus précédemment sur le modèle du module APT, utilisé comme référence (chapitre III V.2), avec des structures en tout point identiques excepté l'épaisseur des métallisations dont nous souhaitons observer l'influence. La figure IV.24a présente l'assemblage pris comme référence accompagné, pour exemple, dans la figure IV.24b, d'une structure ayant une épaisseur de métallisation en cuivre trois fois plus faible (100µm).

Dans une première partie, l'évaluation de la réponse mécanique de l'assemblage DCB est limitée à l'étude de l'influence de l'épaisseur de la métallisation. Une première étape consiste donc à comparer les précédents résultats obtenus avec le modèle du module APT utilisé comme référence, avec des modèles équivalents dont seule l'épaisseur des métallisations est modifiée.

Pour simplifier la comparaison des résultats, la taille des éléments est équivalente pour l'ensemble des modélisations développées (maillage grossier de 100µm, et maillage fin localisé entre 20 et 25µm).



a) Substrat DCB avec une métallisation en cuivre de 300µm (Module APT de référence)

b) Substrat DCB avec une métallisation en cuivre de 100µm d'épaisseur.

Figure IV.24 : Modèles de DCB avec différentes épaisseurs de métallisations.

La figure IV.25 montre l'évolution au cours des 9 premiers cycles de la contrainte de von Mises dans la céramique au point A, pour les deux structures de la figure IV.24. On peut tout d'abord constater que la contrainte initiale, pour le cas 100µm de cuivre, est réduite à 130 MPa, par rapport au cas de référence à 310µm de cuivre avec 200 MPa. Par ailleurs, l'effet d'écrouissage du cuivre avec son durcissement au cours des cycles thermiques montre que l'augmentation de la contrainte dans la céramique, pour la faible épaisseur de cuivre (courbe rouge), est bien plus lente que celle correspondant à une épaisseur de 310µm de cuivre (courbe noire). Ainsi, non seulement une métallisation fine introduit des contraintes initiales plus faibles mais l'augmentation de la contrainte dans la céramique, due au durcissement du cuivre, est également réduite.

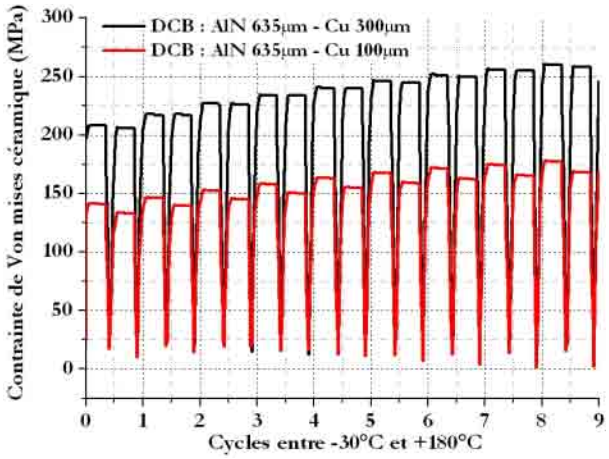


Figure IV.25 : Evolution de la contrainte de von Mises dans la céramique en fonction de l'épaisseur des métallisations.

La réduction de l'épaisseur du cuivre conduit à diminuer significativement les niveaux de contrainte, et permet ainsi d'améliorer la durée de vie du substrat céramique. Ce résultat confirme les constatations faites lors de l'interprétation des résultats expérimentaux présentés dans le paragraphe III 2.2 de ce chapitre, avec une augmentation de la durée de vie de l'assemblage DCB pour une réduction de l'épaisseur de la métallisation [DALA95, SCHU00].

Influence de la longueur du substrat

Le modèle d'assemblage 2D axi-symétrique, utilisé pour évaluer l'influence de la longueur de la métallisation, est créé à partir du modèle de référence du module APT. La modification de la longueur de la métallisation est réalisée par une réduction de l'ensemble du substrat DCB. Nous avons ainsi fait des simulations avec trois longueurs différentes de substrat DCB : une valeur correspondant au module de référence (25mm, Cf. tableau III.8) ; une valeur correspondant à la moitié de celle de référence (12,5mm) ; une valeur correspondant au 1/5 de celle de référence (5mm).

La figure IV.26 présente le modèle utilisé dans le cas de la réduction de moitié de la longueur du DCB.

a) Modèle de référence (Module APT).

b) Modèle avec DCB réduit de moitié.

Figure IV.26 : Modèles d'assemblage avec différentes longueurs de métallisations.

L'évaluation de ce facteur est basée, d'une part, sur la contrainte de von Mises relevée dans la céramique à l'angle de la métallisation haute (point A, figure IV.21), après refroidissement entre 290°C et 20°C, et d'autre part sur la contrainte obtenue au même point à la fin du palier thermique à 180°C lors du 5ème cycle. Dans le but de simplifier l'interprétation des résultats, ceux-ci sont retranscrits en valeurs réduites par les résultats obtenus sur le module de référence (figure IV.27).

Ainsi, comme semblent le démontrer les simulations, la réduction de la longueur de l'ensemble du DCB permet de réduire légèrement la contrainte dans la céramique. En effet, comme le montre la figure IV.27, une réduction de 50% de la longueur de la métallisation permet de diminuer la contrainte dans la céramique d'environ 10%.

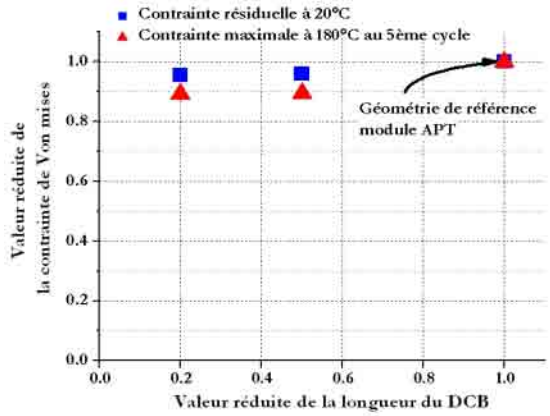
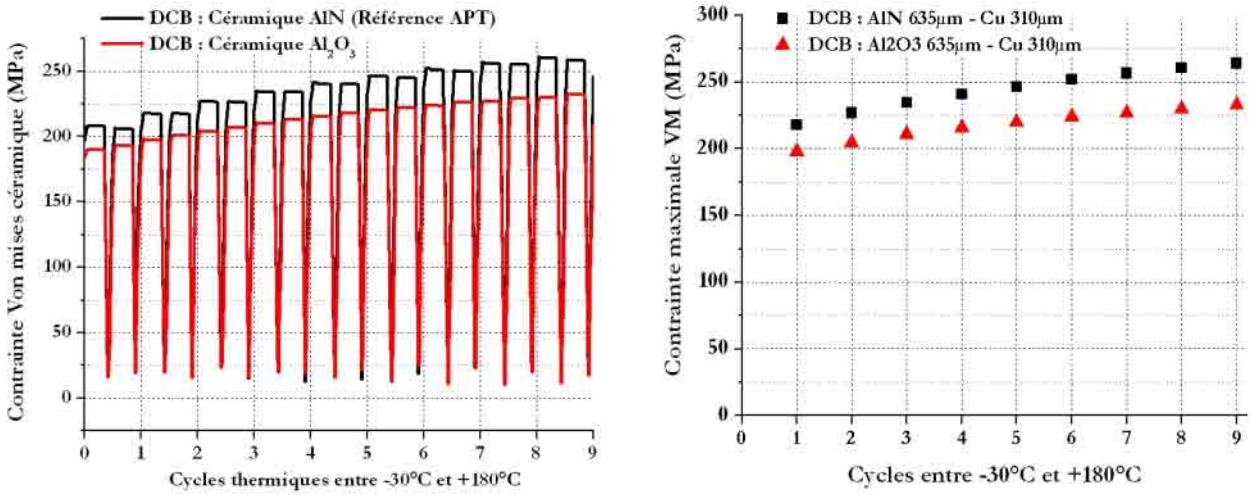


Figure IV.27 : Evolution de la contrainte dans la céramique en fonction de la longueur de la métallisation.

Néanmoins, la variation de la longueur du DCB ne permet pas une réduction proportionnelle de la contrainte. En effet, un seuil de réduction de l'ordre de 10% est rapidement atteint, rendant le niveau de la contrainte relativement constant quel que soit le taux de réduction de la longueur du substrat. Ces résultats semblent confirmer la défaillance survenue simultanément sur l'ensemble des assemblages DCB dont seule la longueur est variable (tableau IV.3, page 135).

Influence de la nature de la céramique

Afin d'évaluer l'influence de la nature de la céramique, nous présentons ci-dessous la comparaison, faite par simulation, entre la structure de référence (AlN) et une structure en alumine (Al2O3), de géométrie en tous points identique, dont les propriétés physiques sont données dans le tableau IV.5). La figure IV.28a présente une comparaison de l'évolution des contraintes, au point A dans la céramique (point de contrainte maximale), au cours des neufs premiers cycles thermiques entre -30°C et +180°C. Tout comme dans le cas d'une céramique AlN, le durcissement du cuivre entraîne une augmentation régulière de la contrainte dans la céramique en alumine (figure IV.28b).



a) Comparaison de l'évolution de la contrainte VM dans la céramique au cours du cyclage.

b) Comparaison de l'accroissement de la contrainte maximale de VM par cycle.

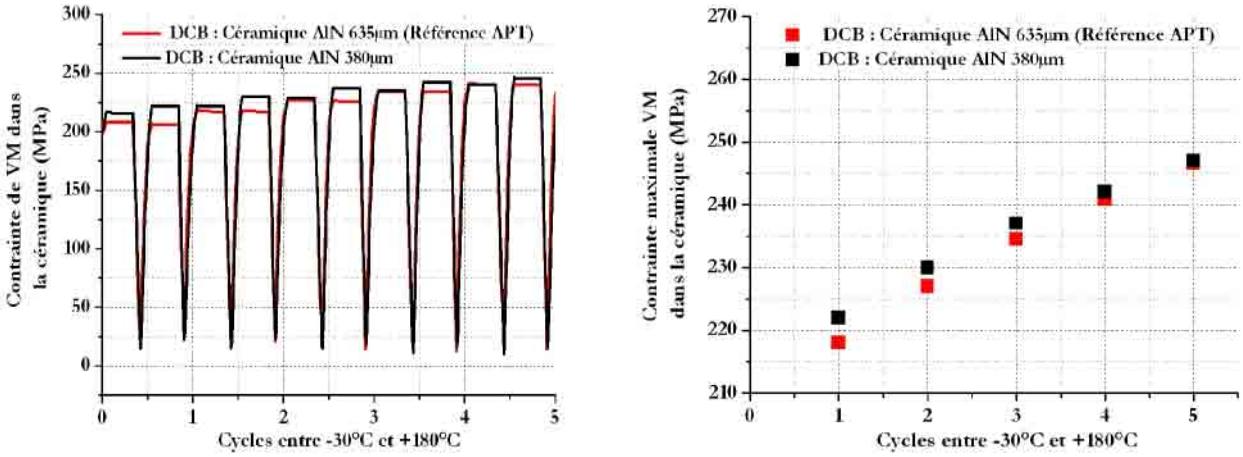
Figure IV.28 : Influence de la nature de la céramique sur la contrainte dans la céramique au point A.

Néanmoins, le niveau de contrainte est relativement plus faible, probablement en raison du CTE de l'Al_2O_3 plus proche de celui du cuivre, respectivement de $6{,}7.10^{-6}$/°C pour l'alumine, contre 5.10^{-6}/°C pour l'AlN, et de 16.10^{-6}/°C pour le cuivre. D'autre part, la courbe d'accommodation semble confirmer une réduction du taux d'augmentation de la contrainte dans la céramique alumine. En complément, la limite de rupture de l'alumine est de 350 MPa, contre 270 MPa pour l'AlN, suppose une augmentation de la durée de vie de l'assemblage DCB équivalant en Al_2O_3.

Malheureusement, la comparaison expérimentale des substrats AlN et Al2O3 ne peut être faite qu'à épaisseur de céramique identique. Nos substrats AlN et Al_2O_3 ayant des épaisseurs de céramiques différentes, il nous a été impossible de confirmer expérimentalement les résultats théoriques ci-dessus.

Influence de l'épaisseur de la céramique

Pour réaliser l'étude de l'influence de l'épaisseur de la céramique, un modèle équivalent au module de référence APT (chapitre II § V.2) est développé, avec un substrat DCB en AlN d'une épaisseur réduite à 380µm avec des métallisations en cuivre de 310µm d'épaisseur. Les résultats présentés dans la figure IV.29, proposent une comparaison de l'évolution de la contrainte de von Mises au point A (figure IV.21) en fonction de l'épaisseur de la céramique. Les résultats obtenus semblent relativement équivalents après quelques cycles, même si la contrainte initiale est quant à elle légèrement augmentée par la réduction de l'épaisseur de la céramique.



a) Comparaison de l'évolution de la contrainte VM dans la céramique au cours du cyclage.

b) Comparaison de l'accroissement de la contrainte maximale de VM par cycle.

Figure IV.29 : Influence de l'épaisseur de la céramique sur la contrainte dans la céramique au point A.

Influence de la nature de la métallisation (DAB)

La figure IV.30a présente l'évolution de la contrainte de von Mises dans la céramique, à l'angle de la métallisation supérieure, au point A (figure IV.21). Malgré l'épaisseur bien plus élevée de la métallisation en aluminium, la contrainte induite dans la céramique est d'une part nettement plus faible (70 Mpa, contre 200 Mpa pour du DCB équivalent) et d'autre part n'évolue pratiquement pas. L'aluminium ne se durcit pas de manière aussi importante que le cuivre. Ceci rend la solution DAB très adaptée pour le problème de la fissure de la céramique.

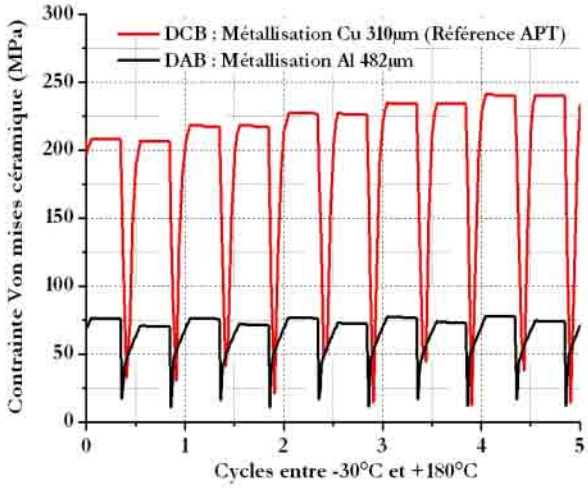


Figure IV.30 : Influence de la nature de la métallisation DCB / DAB sur la contrainte dans la céramique au point A.

Les raisons supposées de cette réduction drastique des niveaux de contraintes dans la céramique du DAB sont d'une part une limite élastique et un module tangent très bas pour l'aluminium qui limite son durcissement et ainsi de la contrainte dans la céramique.

Ces résultats expliquent la performance remarquée du VT06 sur la tenue de la céramique, lors des tests de cyclage thermique présentés précédemment.

Influence des dimples (3D)

La comparaison des résultats relevés sur les cinq modèles de DCB est présentée dans le tableau IV.8.

Tableau IV.8 : Influence des dimples sur les contraintes maximales dans la céramique à 180°C.

Type de modèle	Modèle de référence	Modèle N°1	Modèle N°2	Modèle N°3	Modèle N°4
		Chanfreins	dimples débouchant	Réduction de l'épaisseur	dimples non débouchant
Contrainte VM (MPa)	139	113	100	113	99

Les résultats semblent confirmer l'influence des dimples, avec une réduction de près de 30% de la contrainte maximale. La simulation des dimples requiert d'importantes ressources, et la création d'un simple chanfrein sur les métallisations permet de simplifier les calculs, avec un résultat qui semble relativement satisfaisant (dimples : 100 MPa, chanfrein : 113 MPa).

Les résultats de cette investigation numérique corrèlent la tenue du VT02, composé d'un substrat AlN et de métallisations cuivre de 300µm avec dimples. Ainsi, cette solution permettrait l'emploi de DCB avec des épaisseurs de métallisations élevées pour des applications à forte densité de courant dans des environnements sévères.

2. Paramètres influant sur la dégradations de la brasure

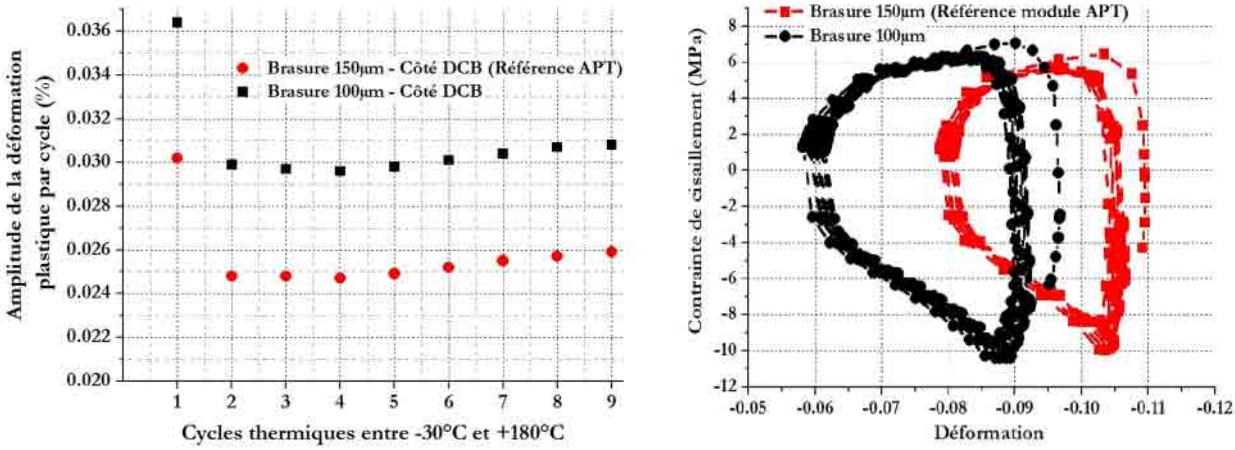
Les résultats obtenus dans le chapitre III pour la simulation de la géométrie du module APT sont utilisés comme références et servent de point de comparaison avec les simulations réalisées dans ce chapitre.

Conventionnellement, les principaux indicateurs utilisés pour l'étude des brasures s'appuient sur l'énergie volumique dissipée (boucle de fatigue), ou sur l'amplitude des déformations plastiques subies par la brasure. Le relevé des contraintes est réalisé dans la brasure, à l'angle de la métallisation inférieure du DCB (Point C figure IV.21). En raison de l'évolution de ces contraintes vers des valeurs constantes au cours des premiers cycles, l'estimation de ces grandeurs caractéristiques est réalisée à partir d'une régression des résultats obtenus au cours des premiers cycles simulés [GUED03]. Les valeurs finales de ces indicateurs sont ensuite utilisées dans le paragraphe consacré à l'estimation d'une loi de durée de vie (paragraphe VI).

Influence de l'épaisseur de la brasure

L'hétérogénéité des géométries des assemblages testés fait apparaître une variation importante de l'épaisseur des brasures. Nous avons ainsi cherché à étudier les effets de ce paramètre. Les résultats expérimentaux obtenus montrent l'influence de l'épaisseur de la brasure sur sa tenue mécanique au cours du cyclage thermique conformément à d'autres travaux [WOIR92, YAMA03]. Afin de confirmer cette dépendance, un modèle est utilisé avec l'unique modification de l'épaisseur de la brasure à 100µm, contre 150µm pour le module de référence. La figure IV.31a présente une comparaison de l'évolution de l'amplitude de la déformation plastique par cycle au point C (figure IV.21) au cours des 9 premiers cycles thermiques (-30°C / +180°C). Ce point est choisi du fait que c'est le lieu de contraintes maximales.

La figure IV.31b montre une représentation de l'évolution des contraintes de cisaillement en fonction des déformations subies au point C (boucles de fatigue mécanique), au cours du cyclage pour les deux cas précités (150µm et 100µm).



a) Evolution de l'amplitude de la déformation plastique par cycle.

b) Evolution des boucles de fatigue.

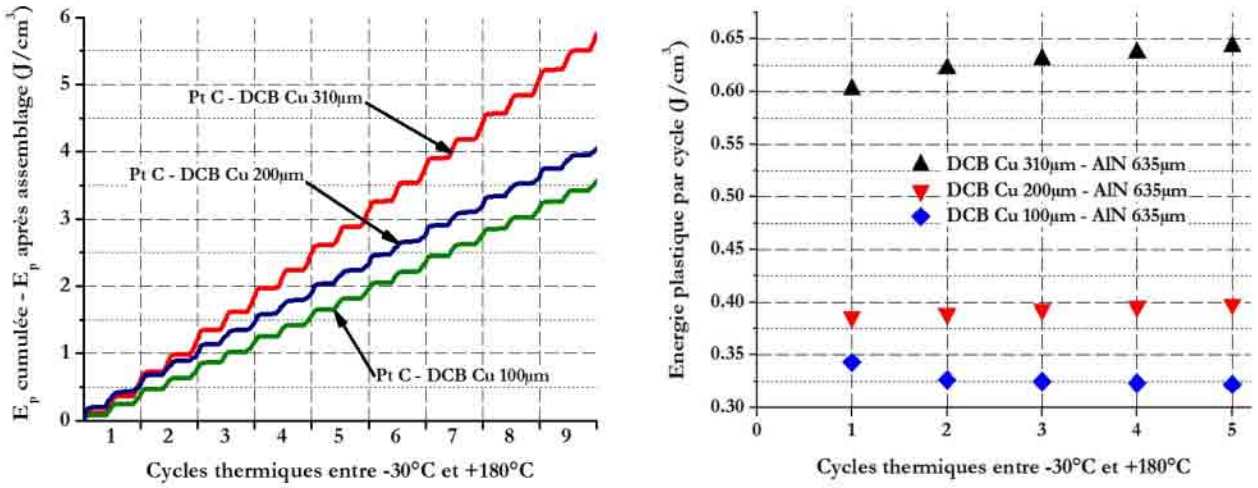
Figure IV.31 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C en fonction de l'épaisseur de la brasure.

Le relevé des résultats, présenté dans la figure IV.31a, permet d'évaluer la valeur finale de l'amplitude de déformation plastique par cycle à 0,031% pour la brasure de 100µm, contre une valeur finale plus élevée pour la brasure de 150µm (0,026%). Les niveaux de déformation plus élevés relevés aux cours des premiers cycles sont dus à la simulation du processus de réalisation de la brasure, entraînant des contraintes initiales. Le délaminage plus précoce de la brasure, pour la plus faible épaisseur de brasure (VT06), semble être corrélé avec la différence des niveaux de sollicitations. Il est donc important de maîtriser le processus d'assemblage afin d'assurer une épaisseur suffisante et de répartition uniforme,

d'autant plus lorsque les substrats sont de grandes tailles. Il est préférable d'avoir des brasures suffisamment épaisses, mais un compromis est à rechercher avec la résistance thermique, affectée de manière défavorable.

Influence de l'épaisseur de la métallisation en cuivre du substrat

La figure IV.32 propose une comparaison de l'évolution des sollicitations mécaniques dans la brasure de 150µm d'épaisseur au point C (figure IV.21), pour des métallisations côté semelle de 100µm, 200µm et 310µm d'épaisseur.



a) Evolution de l'énergie cumulée dans la brasure

b) Evolution de l'amplitude de l'énergie dissipée par cycle

Figure IV.32 : Evolution de l'énergie dissipée dans la brasure au point C, pour différentes épaisseurs de la métallisation.

Afin de permettre une comparaison entre les différentes courbes de l'énergie plastique cumulée au cours du cyclage, les résultats présentés fond abstraction de l'énergie plastique initiale dissipée au cours du procédé d'assemblage.

Comme le montre la figure IV.32a, les niveaux des sollicitations mécaniques appliquées à la brasure semblent dépendants de l'épaisseur de la métallisation du substrat DCB. Ainsi, plus la métallisation est fine, moins la brasure travaille mécaniquement, ce qui permet à cette dernière de supporter plus de cycles thermiques avant initiation de son délaminage, tel qu'observé expérimentalement. En effet, comme nous pouvons le remarquer dans la figure IV.32b, l'amplitude de la densité d'énergie dissipée par cycle se réduit d'autant plus que l'épaisseur de la métallisation côté semelle est réduite. Le tableau suivant donne une estimation de l'énergie plastique dissipée par cycle, après un grand nombre de cycles, pour différentes épaisseurs de métallisation en cuivre.

Tableau IV.9 : Influence de l'épaisseur de la métallisation sur la valeur finale de l'amplitude de la déformation plastique.

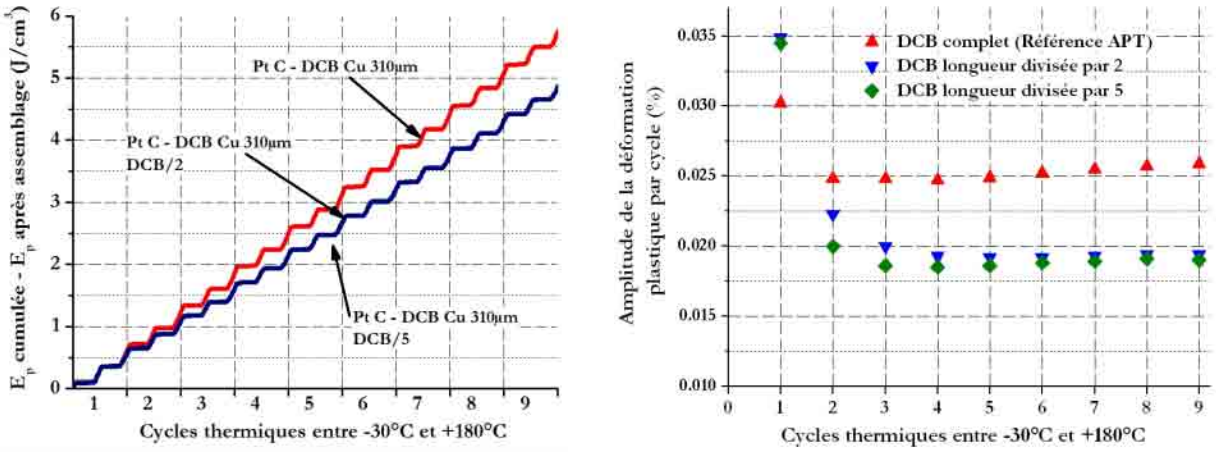
Epaisseur de la métallisation en cuivre (µm)	Amplitude de l'énergie dissipée après N_∞ cycles
310 (référence APT)	0,66 J/cm³
200	0,41 J/cm³
100	0,32 J/cm³

Cette constatation fait écho à l'étude à propos des niveaux de sollicitation dans la céramique, où les contraintes relevées dans cette dernière sont d'autant plus réduites que l'épaisseur de la métallisation est faible (chapitre IV § V.1). Il est donc préférable d'utiliser des substrats avec des métallisations d'épaisseur réduite afin de limiter les sollicitations mécaniques non seulement dans la céramique mais également dans la brasure, permettant d'augmenter la tenue de l'ensemble du module de puissance lors de cycles thermiques de forte amplitude.

Influence de la longueur de la brasure

L'influence de la taille de la brasure, et par là-même du substrat, est évaluée à partir des modèles utilisés pour estimer les contraintes dans la céramique, lors de la réduction de la taille du substrat DCB. Nous avons ainsi fait des simulations avec trois longueurs différentes de brasures : une valeur correspondant au module de référence (25mm, Cf. tableau III.8), une valeur correspondant à la moitié de celle de référence (12,5mm), une valeur correspondant au 1/5 de celle de référence (5mm). La figure IV.33a présente une comparaison des résultats obtenus pour le point C (figure IV.21), où a été observée une modification de l'intégrité de la brasure.

La comparaison des résultats relevés au point C permet de confirmer la forte implication de la longueur de la brasure sur les sollicitations mécaniques subies par la brasure. Ainsi, le taux d'accroissement de l'énergie plastique, dissipée au point C est réduit de plus de 30% lorsque la longueur du substrat est réduite de 50%. Néanmoins, le modèle numérique dont la longueur de brasure est divisée par 5 par rapport au modèle de référence présente des niveaux de contraintes quasi-équivalents à ceux obtenus pour une longueur réduite de moitié.



a) Evolution de l'énergie cumulée. b) Evolution de l'amplitude de la déformation plastique.

Figure IV.33 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C en fonction de la longueur de la brasure.

La confrontation des résultats numériques avec les résultats expérimentaux (tableau IV.3, page 135), confirme l'influence de la taille de la brasure sur sa tenue mécanique. Ainsi, le nombre de cycles nécessaires pour obtenir l'initiation du délaminage de la brasure augmente avec la réduction de la taille de la brasure (module APT : 90, VT03 : 300). Nous retrouvons un résultat déjà publié [WOIR92, CIAP02] qui confirme l'importance d'utiliser des substrats de petites dimensions afin de limiter la taille des brasures, et permettant ainsi d'augmenter la durée de vie de la brasure.

Influence de l'épaisseur et de la nature de la céramique

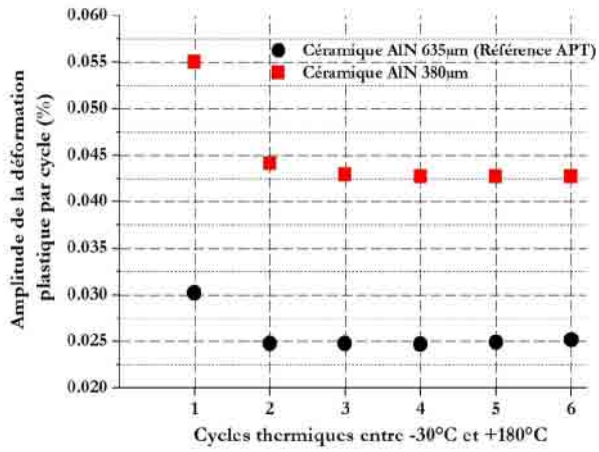
Lors de l'étude expérimentale, les géométries des substrats DCB des véhicules de test utilisés présentent des caractéristiques qui rendent parfois impossible la comparaison des résultats. En effet, les épaisseurs et la nature des céramiques sont des facteurs combinés qui empêchent l'interprétation des résultats du test de vieillissement.

Pour pallier à ce problème, les deux études numériques présentées ci-après proposent de dissocier ces deux facteurs (épaisseur et nature de la céramique) afin d'évaluer l'influence théorique de chacun d'entre eux sur la tenue d'une brasure de géométrie fixée, semblable à celle utilisée dans le modèle du module APT de référence (tableau III.8).

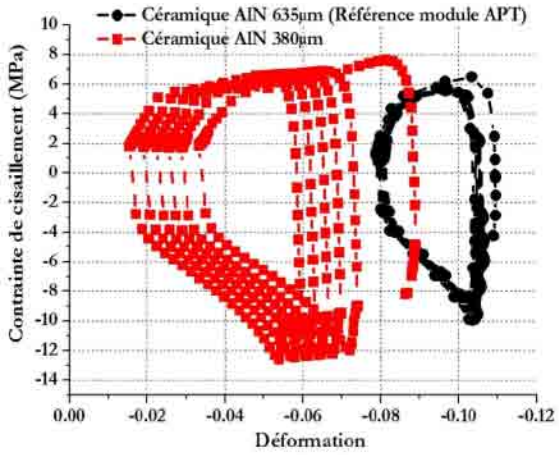
➢ Influence de l'épaisseur de la céramique

La figure IV.34a présente une comparaison de l'amplitude de la déformation plastique par cycle, relevée au point C (figure IV.21), pour un modèle d'assemblage avec une céramique AlN de 635µm (module de référence), et un autre modèle avec une céramique AlN de 380µm. Pour une même épaisseur de métallisations (310µm de cuivre), la sollicitation mécanique est plus importante dans le cas où la céramique est d'épaisseur réduite.

Les valeurs de déformations plastiques pour chacun des modèles sont respectivement de 0,043% pour une céramique de 380µm d'épaisseur contre 0,027% dans le cas de la céramique de 635µm, correspondant au modèle de référence. La réduction de l'épaisseur de la céramique du DCB conduit donc à une augmentation des sollicitations mécaniques dans la brasure de près de 40%, et devrait réduire la durée de vie de l'assemblage (IV.34b).



a) Evolution de l'amplitude de la déformation plastique.



b) Evolution des boucles de fatigue.

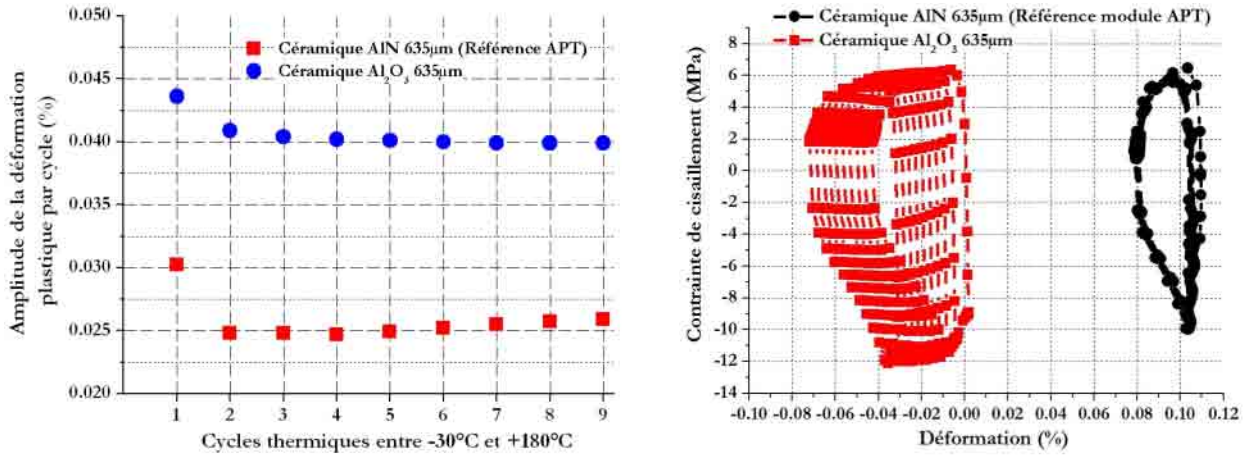
Figure IV.34 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C, en fonction de l'épaisseur de la céramique.

A ce jour, ces données théoriques issues des simulations ne peuvent encore être confirmées par l'expérimentation. En effet, les deux véhicules de test (VT09 et VT11) susceptibles de corréler ces résultats présentent des brasures dont l'intégrité est toujours confirmée après plus de 1000 cycles entre -30°C et +180°C.

➢ Influence de la nature de la céramique

Cette étude numérique, dont les résultats sont présentés dans la figure IV.35, propose une évaluation de l'influence de la nature de la céramique sur les sollicitations mécaniques relevées dans la brasure au point C (figure IV.21). Les céramiques prises en compte sont l'alumine et le nitrure d'aluminium (module de référence) avec des épaisseurs de 635µm.

Comme nous pouvons le voir, les boucles de fatigue mécanique (figure IV.35b), pour les deux modèles de céramique (AlN, Al203), confirment l'élévation des niveaux de déformations et de contraintes dans le cas de l'utilisation d'une céramique en Al_2O_3.

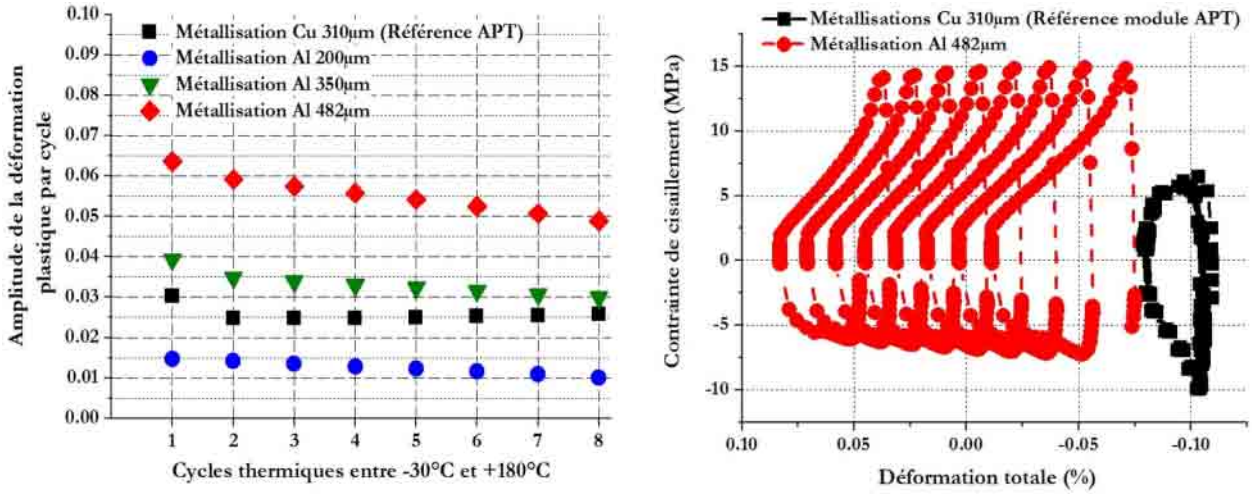


a) Evolution de l'amplitude de la déformation plastique. b) Evolution des boucles de fatigue.

Figure IV.35 : Evolution des sollicitation dans la brasure au point C, en fonction de la nature de la céramique.

Influence de la nature de la métallisation (DAB)

Les performances confirmées de la tenue des substrats DAB nous amènent à évaluer l'influence de cette solution technologique sur la tenue de la brasure de l'assemblage, pour une épaisseur d'aluminium réévaluée en fonction de la conductivité médiocre de ce métal. La figure IV.36 présente les résultats de la simulation d'un assemblage DAB, constitué de métallisations en aluminium de 482µm, en comparaison avec les résultats obtenus à partir du modèle de référence avec des métallisations en cuivre de 310µm. Les relevés présentés dans la figure IV.36 correspondent à l'évolution de l'amplitude de la déformation plastique au point C (figure IV.21) au cours des huit premiers cycles pour différentes épaisseurs de métallisation aluminium.



a) Evolution de l'amplitude de la déformation plastique. b) Evolution des boucles de fatigue.

Figure IV.36 : Evolution des sollicitations dans la brasure au point C, en fonction de la nature des métallisations.

Même si la décroissance de l'amplitude de la déformation est clairement observée dans le cas du DAB, la valeur finale évaluée à partir de ces résultats (0,040%) est néanmoins plus élevée que celle estimée lors de la simulation avec le modèle DCB de référence (0,027%). Cette différence est causée par l'épaisseur de 482µm de la métallisation en aluminium, contre 310µm pour le cuivre, mais aussi par le CTE élevé de l'aluminium (24.10^{-6}/°C), entraînant de fortes déformations au cours des cycles thermiques successifs. Ce constat suppose donc un délaminage plus précoce de la brasure d'un assemblage DAB, et donc d'une durée de vie de l'assemblage d'autant réduite. Ce qui semble vérifié par les premiers résultats obtenus expérimentalement (§ III.2.1).

Influence de la contrainte thermique

L'évaluation des contraintes dans la brasure d'un substrat de grandes dimensions est déjà présentée dans le chapitre précédent. Les résultats décrivent une variation très brutale de la contrainte dans la brasure, lors de la transition de -30°C vers +180°C. Cette étude est complétée ici, avec une évaluation numérique de l'influence de la plage des températures sur la sévérité des sollicitations mécaniques subies par la brasure.

Ainsi, à partir du modèle de référence (module APT, chapitre III), pour lequel la brasure avait subi des cyclages de 210°C d'amplitude (cyclage thermique entre -30°C et +180°C à ±10°C/min et des durées de palier de 30min), deux simulations complémentaires sont réalisées. Dans le premier cas, la température basse est maintenue égale à -30°C, et l'amplitude de la contrainte thermique est réduite à 80°C (cyclage thermique entre -30°C et +50°C à ±10°C/min, 30 min de palier). Dans un second cas, nous gardons une amplitude de 80°C en décalant de 40°C vers le haut les niveaux de température (cyclage thermique entre +10°C et +90°C à ±10°C/min, 30 min de palier). Ces simulations nous permettront d'éclairer le rôle à la fois du niveau bas de température et de l'amplitude de variation, en comparant les résultats obtenus avec ceux relevés dans le chapitre III avec un cyclage entre -30°C et +180°C.

Dans la figure IV.37, nous pouvons voir les variations des contraintes de cisaillement, dans le plan XY au point D (figure IV.21).

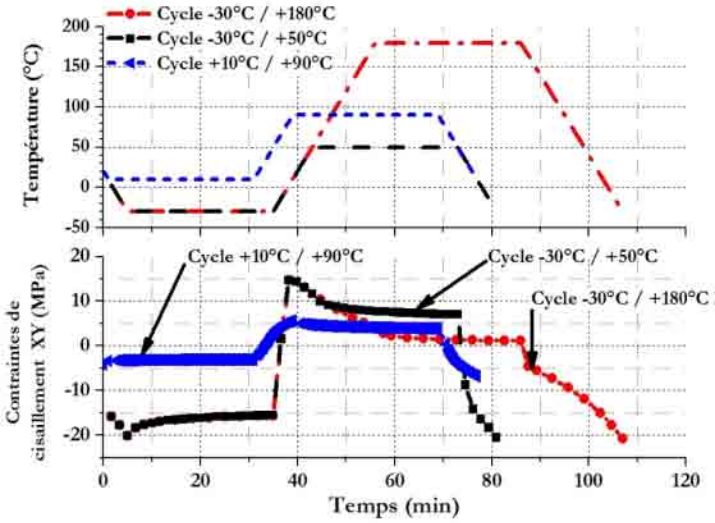


Figure IV.37 : Evolution de la contrainte de cisaillement (plan xy), en fonction des niveaux de la contrainte thermique.

Comme nous l'avions déjà constaté dans le chapitre III, une variation très importante de la contrainte de cisaillement se produit lors des premiers instants de la transition du palier froid vers le palier chaud. Une première constatation issue de ces résultats est que la variation de la contrainte de cisaillement au point D, lors des premiers instants de la transition du palier froid vers le palier chaud, est moindre pour le niveau à +10°C (courbe bleue) que pour ceux à -30°C (courbes rouge et noire). Cette variation de contrainte reste au contraire inchangée et importante si le niveau bas de température reste le même (-30°C, courbes rouge et noire). L'évolution de la contrainte de cisaillement durant le palier à -30°C reste également inchangée, et ne semble dépendre finalement que de la valeur de cette température. Ce n'est que sur le palier haut de température que des différences apparaissent. Pour un palier à 180°C, nous voyons une relaxation des contraintes dans la brasure, due à un fluage beaucoup plus important que pour un palier, plus faible, à 50°C. Pour le palier haut de température, le niveau final vers lequel tend la contrainte de cisaillement est d'autant plus faible que la température est élevée.

Ceci laisse supposer que le palier à basse température est plus critique pour la durée de vie de la brasure que ne l'est l'amplitude de température. Une première constatation porte sur la variation des taux de relaxation, causée par les différences des températures de fluage, lors des paliers thermiques. Quant à la variation brutale de la contrainte de cisaillement, elle ne semble pas être influencée par la modification de l'amplitude du cycle thermique (courbe carrés noires : cycle entre -30°C et +50°C, et courbe points rouges : entre -30°C et +180°C). Seule la modification de la température basse permet un léger adoucissement de la variation de la contrainte, lors de la transition entre +10°C et +90°C (courbe verte), associé à une réduction de l'amplitude de la contrainte. Ces résultats devront néanmoins être confirmés par des tests expérimentaux. En effet, ce point peut-être critique, notamment pour des applications avioniques, où la température ambiante peut baisser jusqu'à -55°C.

VI. Loi de comportement

1. Fissuration de la céramique

Les résultats numériques et expérimentaux obtenus sur la dégradation des substrats céramiques, nous amènent à approfondir le mécanisme qui entraîne l'augmentation de la contrainte dans la céramique jusqu'à sa rupture durant le cyclage thermique. La modélisation du mécanisme de durcissement dans le logiciel ANSYS est accessible à l'aide de la fonction «Multilinear Isotropic Hardening» qui définit les propriétés physiques d'élasto-plasticité d'un matériau supposé isotrope. Le choix de cette option, utilisant le critère de von Mises pour la détermination de la frontière élastique, est conditionné par les niveaux élevés des déformations du cuivre, et permet de limiter l'influence de l'effet Bauschinger, pouvant être exagérée [ANSY §2.5.1.5].

Sans trop entrer dans le détail de la procédure utilisée par le logiciel, nous pouvons dire que celui-ci évalue l'augmentation des sollicitations en tout point du matériau grâce à un algorithme qui estime l'augmentation de la déformation à partir des sollicitations subies et de la frontière définissant les limites du domaine élastique (critère de von Mises) [ANSY §4.1]. A partir de ces calculs, l'estimation de la valeur de l'incrément de déformation plastique permet d'évaluer l'augmentation de la contrainte correspondante et conduit à redéfinir la nouvelle frontière du domaine élastique [ANSY §4.1].

La figure IV.38 rappelle l'évolution de la contrainte de von Mises (due à l'écrouissage), issue de la simulation, et relevée au point A de la métallisation en cuivre de 100µm d'épaisseur (Cf. figure IV.21b), lors des paliers à -30°C pendant le cyclage thermique. Nous pouvons observer une saturation de la valeur de la contrainte qui est la limite d'accommodation.

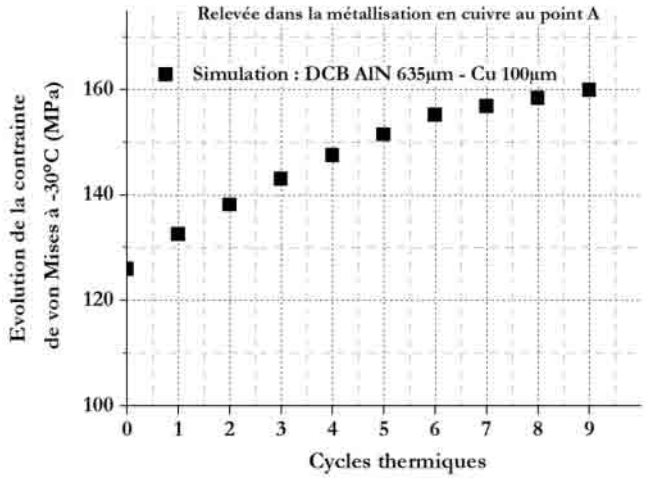
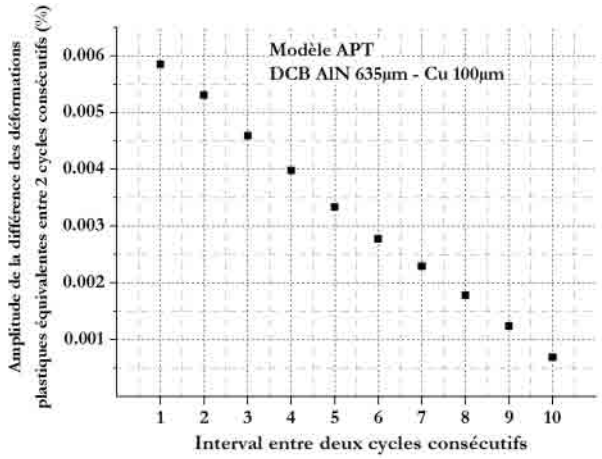
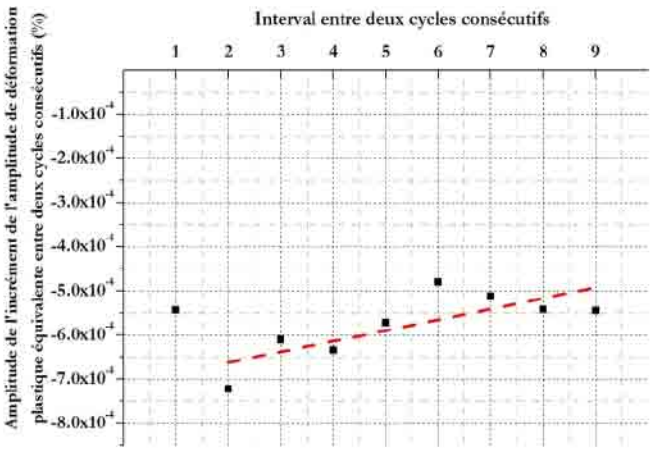


Figure IV.38 : Evolution de la contrainte de von Mises dans la métallisation au point A, à -30°C, lors du cyclage thermique.

Les figures IV.39a et IV.39b présentent respectivement, au même point A dans le cuivre et pour les premiers cycles, l'évolution de l'amplitude de la déformation plastique équivalente et la variation différentielle de cette grandeur entre 2 cycles successifs. Une approximation de cette dernière variation est également représentée dans cette dernière figure à l'aide d'une régression linéaire.



a) Amplitude de la différence des déformations plastiques équivalentes entre deux cycles consécutifs ($\Delta\varepsilon_p$).



b) Evolution de l'incrément de déformation plastique équivalente entre deux cycles consécutifs ($\delta\varepsilon_p$).

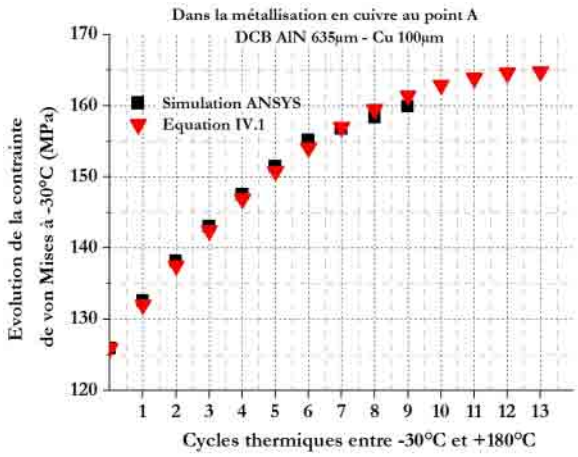
Figure IV.39 : Evolution des paramètre de la déformation plastique équivalente au cours du cyclage thermique.

Au regard des résultats présentés ci-dessus, l'estimation de la contrainte de von Mises dans la métallisation en cuivre semble pouvoir être approchée à partir du calcul itératif présenté dans l'équation IV.1.

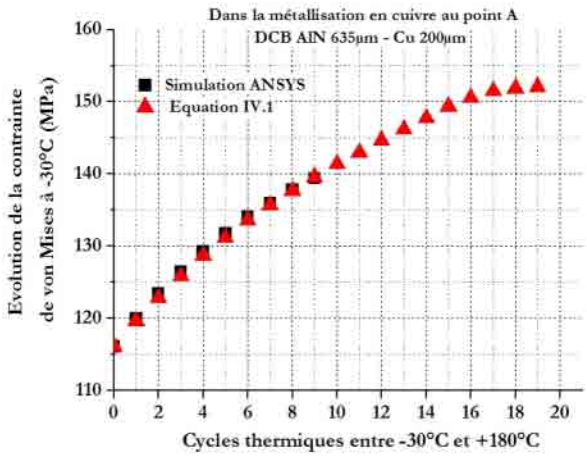
$$\Delta\varepsilon_{p_n} = \frac{\Delta\sigma_{n-1}}{m_{tg}} - \delta\varepsilon_p$$
$$\rightarrow \Delta\sigma_n = \Delta\varepsilon_{p_n} . m_{tg}$$
$$\Rightarrow \sigma_n = \sigma_{n-1} + \Delta\sigma_n$$

Equation IV.1 : Formulation empirique de l'évolution des sollicitations mécaniques dans le cuivre.
$\Delta\sigma_n$: Amplitude de la contrainte équivalente par cycle au cours du cycle n (Pa).
$\Delta\varepsilon_{pn}$: Amplitude de la différence des déformations plastiques équivalentes entre deux cycles consécutifs (%).
$\delta\varepsilon_p$: Amplitude de l'incrément de déformation plastique équivalente entre deux cycles consécutifs (%).
m_{tg} : Module tangent.

La figure IV.40 présente la comparaison de l'évolution de la contrainte de von Mises, évaluée à partir de la simulation numérique, avec celle obtenue grâce à l'expression itérative présentée dans l'équation IV.1. Les résultats de l'évaluation de la contrainte de von Mises dans la métallisation en cuivre de 100µm d'épaisseur semblent confirmer la bonne approximation du mécanisme de durcissement du cuivre. Néanmoins, cette évaluation du seuil d'accommodation de la contrainte de von Mises dans le cuivre nécessite la simulation numérique des premiers cycles thermiques afin d'évaluer les paramètres utiles.



a) DCB AlN 635 µm – Cu 100µm



b) DCB AlN 635µm – Cu 200µm

Figure IV.40 : Comparaison de la contrainte de VM entre l'évaluation à partir de l'équation IV.1 et les relevés issues des simulations.

Même si l'interprétation du mécanisme de durcissement du cuivre semble correctement évaluée, il est nécessaire de compléter cette étude à travers l'estimation d'une relation du report des contraintes de la métallisation dans la céramique. Or, à ce jour, cette étude est encore en cours d'évaluation, empêchant de poursuivre vers une estimation du niveau de la contrainte de von Mises obtenus dans la céramique lors de l'accommodation de la contrainte dans la métallisation.

La perspective d'une estimation analytique du mécanisme d'élévation de la contrainte dans la céramique, à partir des seules propriétés physiques des matériaux du substrat DCB, nous amène à souhaiter la mise en place de collaborations avec un laboratoire de mécanique. L'objectif sera alors de définir une loi de durée de vie grâce à la détermination de paramètres rattachés aux contraintes thermiques et aux performances mécaniques des éléments de l'assemblage DCB.

2. Délaminage de la brasure

La durée de vie des brasures peut être estimée grâce à un grand nombre de modèles paramétrés à partir des propriétés de l'alliage utilisé et des sollicitations subies. Dans le cas d'un cyclage thermique, il est possible de distinguer trois grandes familles de modèles en fonction de la nature des sollicitations utilisées comme paramètre [LEE00] :

- Amplitude des déformations plastiques par cycle (ex : Coffin-Manson).
- Amplitude des déformations totales de cisaillement par cycle (ex : Engelmaier).
- Densité d'énergie plastique dissipée par cycle (ex : Darveaux, Heinrich).

L'évaluation des sollicitations mécaniques relevée au point C de la brasure (Cf. figure IV.21b), nous amène à rappeler le caractère la singularité géométrique qui influe sur les résultats numériques, en analogie avec les contraintes relevées dans la céramique (chapitre III §V.1.3 et annexe 9). En ces termes, l'évaluation de la durée de vie grâce au modèle de Heinrich [LEE00], à partir de l'estimation numérique de la densité d'énergie moyenne dissipée désignée sous ANSYS par la solution Nodal Plastic Work (NLPLWK), semblerait la mieux adaptée (équation IV.2).

$$N_0 = K_1 \, \Delta W_{vol}{}^{K_2}$$

Equation IV.2 : Modèle de durée de vie de Heinrich [LEE00].
N_0 : Nombre de cycles thermiques nécessaires pour initier la fissuration de la brasure.
ΔW_{Vol} : Densité d'énergie dissipée par cycles (J/m^3).
K_1, K_2 : Constantes caractérisant le modèle de durée de vie.

La figure IV.41 présente les niveaux de la densité d'énergie plastique dissipée par cycle, dans la brasure au point C (Cf. figure IV.21), en fonction de la variation de quelques facteurs influents. Afin de simplifier l'interprétation des résultats présentés, les données sont transcrites en valeurs réduites à partir du modèle 2D-axi. Ce modèle, image du module APT de référence décrit dans le chapitre II §III, est utilisé comme référentiel d'après la nature et la géométrie des matériaux de l'assemblage, et en rapport avec l'estimation numérique de la densité d'énergie dissipée par cycles après un nombre suffisant de sollicitations thermiques simulées entre -30°C et +180°C.

L'intérêt de cette représentation est de mettre en évidence les facteurs qui semblent, du moins d'un point de vue numérique, influer le plus sur le niveau de densité d'énergie dissipée par cycles, et donc sur la durée de vie de la brasure (loi de Heinrich).

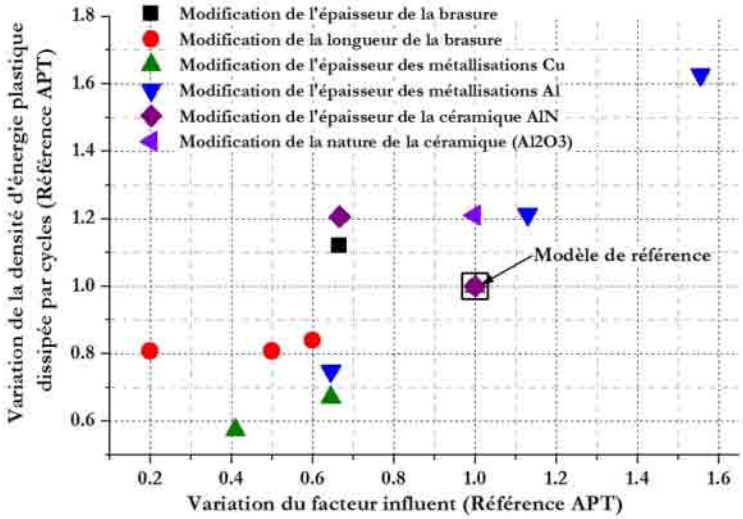


Figure IV.41 : Evolution de l'énergie plastique moyenne dissipée par cycle en fonction de la variation des facteurs influents.

Ainsi, l'influence de l'épaisseur de la métallisation en cuivre (triangles verts) est ici clairement identifiée avec une diminution de plus de 40% de la densité de l'énergie dissipée par cycles lors d'une réduction de 60% de l'épaisseur de la métallisation en cuivre. En comparaison, et dans de moindres mesures, la diminution de la longueur de la brasure de 80% permet de réduire de seulement 20% la densité de l'énergie dissipée par cycles.

A contrario, l'emploie de substrats céramique Al_2O_3 (triangle violet) semble conduire à une élévation significative de la densité d'énergie dissipée par cycles, réduisant d'autant la durée de vie de la brasure.

Enfin, la concaténation des résultats numériques, permettant l'évaluation de la densité d'énergie plastique dissipée par cycle, en corrélation avec les résultats expérimentaux sont présentés dans la figure IV.42. En raison de la fissuration longitudinale observée sur les modules de test APT de référence, les résultats obtenus ne sont pas intégrés dans cette représentation.

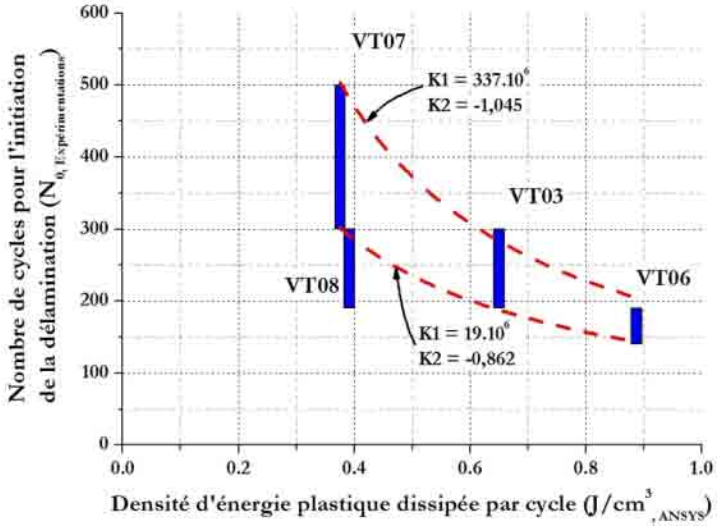


Figure IV.42 : Evolution de l'énergie plastique moyenne dissipée par cycle en fonction de la variation des facteurs influents.

Même si l'influence de la densité d'énergie dissipée par cycles semble en adéquation avec les résultats expérimentaux, la faible quantité d'échantillons, et l'incertitude sur le nombre de cycle à défaillance (barres verticales visibles dans la figure IV.42) empêche de définir correctement les coefficients de la loi de durée de vie (équation IV.2). Néanmoins, dans le but d'évaluer les paramètres K1 et K2 du modèle de durée de vie de Heinrich, précisés dans la figure IV.42, nous avons préféré ne pas prendre en compte les résultats obtenus sur le VT08.

CONCLUSION GENERALE

L'ensemble des travaux réalisés au cours de cette thèse nous a mené à développer un certain nombre d'outils et de méthodes afin évaluer les limites de l'intégration d'un module de puissance dans un environnement avionique avec de fortes sollicitations thermiques (cyclage passif de grande amplitude à haute température).

Le banc automatisé de caractérisation électrique, sur une large plage de température, est devenu au fil des mises au point un outil efficace pour réaliser le contrôle des performances des composants de puissance. Ainsi, la première partie de ce travail nous a permis de confirmer la fonctionnalité des diodes Schottky SiC et des transistors CoolMOS Si, intégrés dans un module de puissance adapté, lorsque la température de jonction était portée jusqu'à 220°C. Néanmoins, cette évaluation n'avait pas pour ambition d'évaluer leur durée de vie lors d'un fonctionnement de longue durée dans des conditions aussi sévères. Il semble donc nécessaire d'entreprendre une campagne complémentaire permettant d'identifier les modes de défaillances susceptibles de compromettre la fonctionnalité des éléments à semi-conducteurs lorsqu'ils sont soumis à des sollicitations thermiques sévères.

La deuxième campagne d'évaluation a porté sur la tenue de l'assemblage des véhicules de test, intégrant les composants précités, lors d'un premier cyclage passif de grande amplitude (210°C). Le cyclage thermique sévère a démonté, après moins de 100 cycles, les limites fonctionnelles de l'assemblage avec le délaminage des brasures haute température, et la fissuration de la céramique des substrats DCB à l'aplomb des métallisations en cuivre. Le caractère rédhibitoire de ces défaillances nous a conduits à focaliser notre attention sur le comportement thermo-mécanique de l'assemblage, à travers l'étude numérique des sollicitations conduisant à ces défaillances. Et même si les résultats des simulations apportent une meilleure compréhension des mécanismes de défaillances, il est important de chercher à évaluer expérimentalement les paramètres susceptibles d'accélérer ces mécanismes.

Nous avons donc poursuivi cette étude avec une nouvelle évaluation expérimentale, dans des conditions de cyclage thermique tout aussi sévères, pour de nouveaux véhicules de test composés de différents substrats céramiques sans élément actif. L'objectif étant alors d'évaluer l'influence de certains paramètres (géométriques, technologiques, et la nature des matériaux) sur la durée de vie de l'assemblage. En toute rigueur, le nombre restreint de véhicules de test n'est pas suffisant pour rendre compte de l'influence de chacun des nombreux paramètres qui les caractérisent. Néanmoins, les résultats expérimentaux obtenus complètent la précédente campagne de test, avec, l'identification d'un certain nombre de facteurs influents qui modifient de manière significative la tenue de l'assemblage comme semble le confirmer l'étude numérique. Certaines règles de conception peuvent alors être proposées afin d'améliorer la durée de vie de l'assemblage lors de sollicitations thermiques de grande amplitude.

Ainsi, le délaminage des brasures situées entre les substrats et la semelle est un mécanisme de défaillance relativement bien connu. Cette dégradation, dont le mécanisme de défaillance dépend des différences de CTE et les dimensions élevées des substrats DCB, est fortement liée à la géométrie même de la brasure, qui doit être définie en adéquation avec les performances électriques, thermiques et mécaniques objectivées (recommandation 150 – 200µm). Il semble donc préférable d'opter pour une intégration avec plusieurs substrats de faibles dimensions, permettant de réduire d'autant la surface de la brasure.

De plus, les résultats expérimentaux et numériques rendent compte de l'influence de l'épaisseur de la métallisation des substrats céramiques du côté de la semelle, dont la réduction permet d'améliorer la durée de vie de la brasure. D'autre part, et sous réserve de nouvelles campagnes expérimentales pour valider l'interprétation des résultats numériques, l'épaisseur et la nature de la céramique des substrats DCB sont des paramètres influents sur la durée de vie de la brasure. En effet, au-delà des prescriptions couramment admises de l'influence de la différence des CTE sur la tenue des brasures, le mécanisme de durcissement plastique du cuivre des métallisations des substrats DCB est un élément à prendre en considération lors du choix des matériaux de l'assemblage.

Les derniers résultats de l'étude numérique réalisée, pour un cyclage thermique de grande amplitude, semblent monter de moins grandes sollicitations des brasures lors de l'utilisation d'un substrat DCB en nitrure d'aluminium (AlN) vis-à-vis d'une solution Al_2O_3. Néanmoins, et avant de conclure sur cette hypothèse, il serait nécessaire d'entreprendre une étude expérimentale comparative spécifiquement sur ce point, avec des véhicules de test dont seule la nature de la céramique est modifiée, ce qui n'est pas le cas pour les échantillons utilisés lors de la campagne expérimentale.

Dans le cas particulier des solutions DCB avec dimples, la bonne tenue mécanique de la brasure en contact avec ce type de métallisation semble démontrer l'influence positive de cette technologie sur la durée de vie des brasures. L'étude du mécanisme responsable de cette amélioration suppose une recherche basée sur une modélisation nécessairement 3D de l'assemblage qui n'a pu être menée au cours de cette thèse. Néanmoins, la distribution de la brasure dans les dimples de la métallisation en contact, tout comme l'effet de la réduction locale de l'épaisseur de la métallisation, sont des facteurs qui pourront être investigués lors d'une prochaine étude spécifique sur ce point.

Enfin, les véhicules de tests spécifiques de technologie AMB ne permettent pas une comparaison « aussi simple » avec les solutions conventionnelles type DCB. Néanmoins, les résultats obtenus avec les substrats aluminium (DAB) conduit à proposer une étude plus poussée sur l'influence de la décohésion des métallisations (Al+Ni) susceptible de dégrader la tenue de la brasure et des connexions électriques.

Pour en finir sur le cas de la tenue de la brasure haute température, l'alliage utilisé présente une forte teneur en plomb qui ne s'accordera pas longtemps avec les directives européennes imposant l'élimination progressive de cet élément toxique. Les prochaines études devront donc tenter de trouver des solutions alternatives. Et même si les alliages de type SnAg permettent théoriquement une utilisation à plus de 200°C, une étude comparative avec les nouvelles solutions d'assemblage telle que la LTJT (Low Temperature Joining Technique) me semble être une piste à ne pas négliger.

D'autre part, la fissure de la céramique observée au cours des tests de cyclage thermique de grande amplitude est consécutive du mécanisme de durcissement des métallisations en cuivre au cours du cyclage, entraînant une augmentation cyclique de la contrainte reportée dans la céramique jusqu'à sa rupture mécanique.

Dans un premier temps, et pour le cas des substrats DCB, la réduction de l'épaisseur des métallisations en cuivre est un moyen efficace pour limiter les contraintes dans la céramique, et semble aussi permettre une réduction des sollicitations dans la brasure située entre le substrat et la semelle. Mais, si la réduction de l'épaisseur de la métallisation côté semelle n'est soumise à priori qu'à peu de contrainte fonctionnelle, la métallisation supérieure du DCB présente une épaisseur dépendant directement du niveau de courant de la fonction électrique du module de puissance. Une adéquation est donc à trouver pour optimiser la conception des modules de puissance devant être intégrés dans un environnement où les sollicitations thermiques sont élevées. Ce point démontre aussi l'intérêt des DCB avec dimples, permettant de maintenir des épaisseurs de métallisations élevées, tout en réduisant de manière significative les contraintes dans la céramique.

Encore une fois, la nature et la géométrie des matériaux constituant l'assemblage du seul substrat isolant (céramique et métallisation) sont des facteurs permettant une amélioration de la durée de vie du DCB. Ainsi, les substrats DCB AlN semblent présenter des niveaux de contraintes sensiblement plus réduits que lors de l'utilisation de substrats Al2O3. Or, la résistance mécanique plus élevée de l'alumine permet néanmoins une amélioration de la durée de vie de cet assemblage DCB.

Du point de vue des influences géométriques de la céramique, seule l'épaisseur de cette dernière, en rapport avec l'épaisseur des métallisations, semble influer sur les niveaux de contrainte relevée numériquement dans la céramique. En effet, les niveaux de sollicitations mécaniques dans la céramique ne sont que peu modifiés lors de la variation de la taille des DCB. Au regard des résultats numériques, et de quelques références bibliographiques sur le sujet, une épaisseur minimale semble devoir être respectée afin de limiter le niveau maximum de la contrainte à l'aplomb des métallisations.

En conclusion, l'objectif initial cherchant à évaluer la possible intégration d'un module de puissance adapté à un environnement avec de fortes sollicitations thermiques n'est pas directement atteint. Néanmoins, et même si l'amplitude de la contrainte thermique entre -55°C et 200°C n'est pas respectée, les travaux réalisés apportent un éclairage sur les modes de défaillances susceptibles de survenir lors d'un cyclage thermique de forte amplitude à haute température (-30°C / +180°C). De plus, les résultats expérimentaux combinés avec un ensemble d'études numériques nous amènent à proposer quelques règles de conception permettant d'améliorer sensiblement la tenue d'un assemblage dans un tel environnement.

En complément, et afin de lever les incertitudes quant à l'influence des facteurs sur la durée de vie de l'assemblage, l'évaluation expérimentale d'un plus grand nombre de véhicules de test reste indispensable. Cette perspective est d'autant plus souhaitable pour les nouvelles solutions technologiques testées (Si_3N_4, DAB, Dimples) qui semblent démontrer leurs performances lors de sollicitations thermiques sévères.

Néanmoins, les sollicitations subies par l'assemblage d'un module de puissance placé sur un réacteur ne se limitent pas à la seule contrainte thermique. En effet, la haute altitude, l'humidité, et les vibrations sont autant de contraintes qui limiteront la durée de vie de l'assemblage [ZELL97, BASA98]. Il est donc nécessaire de poursuivre les investigations vers une campagne d'expérimentation combinant plusieurs modes de sollicitation (HALT test), comme l'entreprend un certain nombre de centres de recherches tel que le laboratoire PEARL à Tarbes.

ANNEXES

Annexe 1 : Mesure des températures par thermocouple 169
Annexe 2 : Mesures avec l'oscilloscope LT264 171
Annexe 3 : Banc de contrainte thermique pour les composants discrets 171
Annexe 4 : Eléments du module APT 172
Annexe 5 : Méthodologie de l'analyse acoustique des modules APT 173
Annexe 6 : Présentation de la procédure de découpe STRUERS 175
Annexe 7 : Evaluation de la résistance des contacts 176
Annexe 8 : Loi d'Anand, modélisation du comportement viscoplastique 177
Annexe 9 : Influence du maillage 2D-axi sur la réponse du modèle 178
Annexe 10 : Présentation des substrats DCB 179

Annexe 1 : Mesure des températures par thermocouple

Les mesures des températures sont réalisées grâce à des thermocouples type K, adapté à la gamme des températures comprises entre -80°C et +200°C (tableau A.1).

Tableau A.1 : Synthèse des caractéristiques des thermocouples (www.omega.com)

Type Thermocouple	Température Minimale (°C)	Température Maximale (°C)	Amplitude Tension (mV)	ΔTension/ΔTempérature (µV/°C)
B	0	1700	1700	7.31
S	0	1450	1450	10.33
R	0	1450	1450	11.55
N	-270	1300	1570	33.02
K	**-200**	**1250**	**1450**	**39.04**
T	-200	350	550	42.58
J	0	750	750	56.38
E	-200	900	1100	70.55

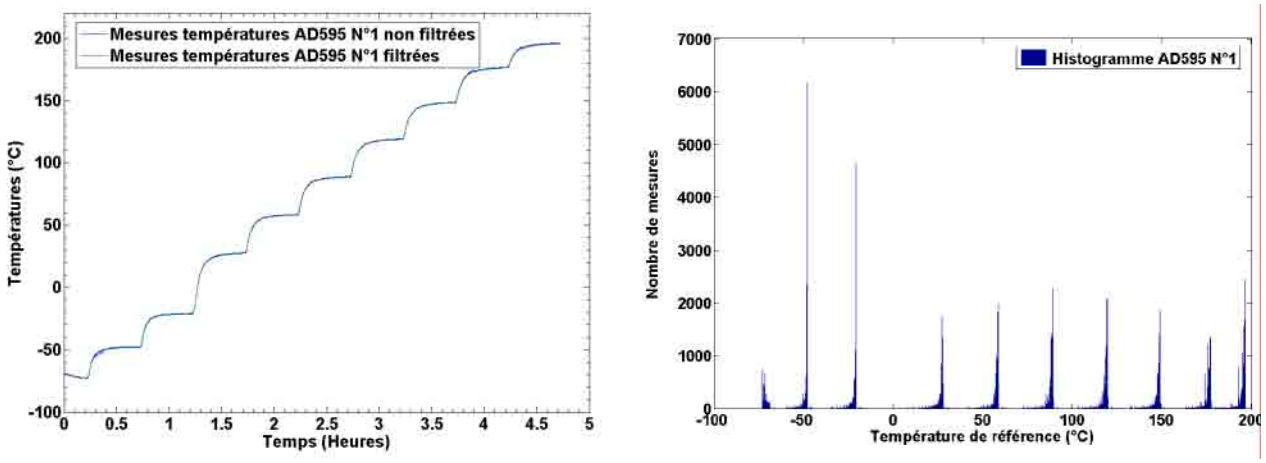
Les tensions issues des thermocouples sont amplifiées par des conditionneurs (RKC et AD595CQ) qui délivrent une tension, image de la température mesurée, à raison de 10mV par degré Celsius dans le cas du conditionneur AD595.

La température de référence à partir de laquelle nous réaliserons l'étalonnage des outils de mesure (conditionneurs AD595CQ et RKC) est réalisée par l'enceinte climatique (CLIMATS SAPRATIN Excal -80°C +200°C avec contrôle d'hygrométrie), avec une régulation de la température à ±0,2°C et une homogénéité thermique dans le volume complet de l'enceinte inférieure à +0,5°C.

La procédure utilisée pour valider les outils d'estimation des températures est :

- Instrumenter un bloc de cuivre de quelques mm^3 où seront insérés les thermocouples afin d'assurer une température uniforme pour toutes les mesures de température réalisées.
- Programmer l'enceinte climatique Climats Sapratin pour définir des paliers thermiques répartis entre -50°C et +200°C comme le présente la figure A.1a. La durée des paliers est de 30min pour s'assurer que l'échantillon a bien atteint l'équilibre thermique.
- Traiter les résultats à partir des mesures filtrées et générer un histogramme de celles-ci pour identifier les valeurs des températures finales mesurées pour chaque palier.
- Estimer une relation permettant la correction des mesures.

Les résultats présentés avant et après filtrage des mesures dans la figure A.1a correspondent aux mesures obtenues pour l'un des six thermocouples de type K avec l'un des conditionneurs AD595CQ. La même étude fût réalisée lors de l'utilisation du conditionneur de la marque RKC.



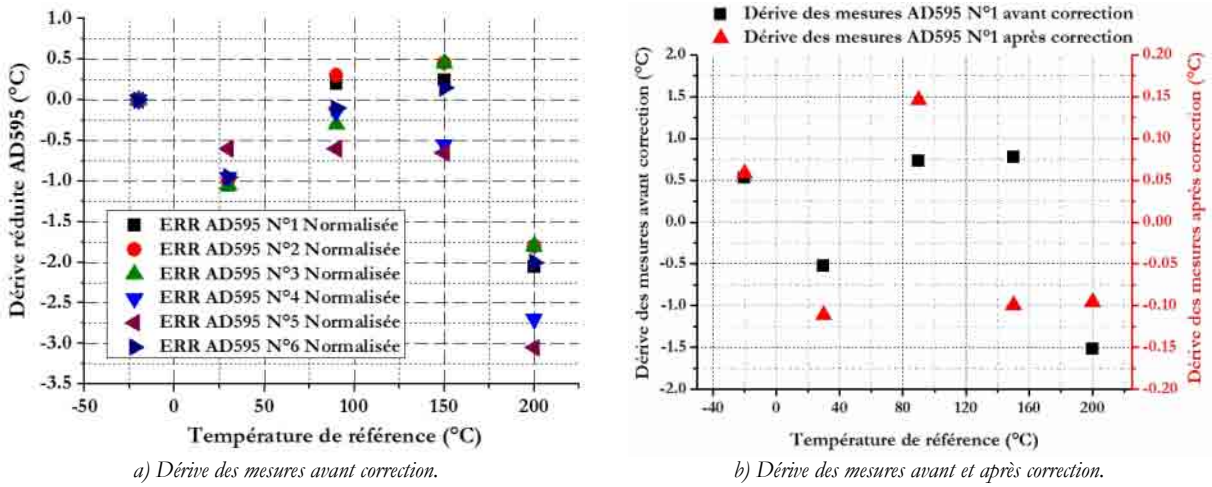
a) Profil des températures mesurées au cours du test. *b) Histogramme des mesures filtrées.*

Figure A.1 : Résultats des caractérisations des conditionneurs de thermocouples de type K avant filtrage

La réalisation d'un histogramme des mesures réalisées après filtrage (voir figure A.1b) permet d'identifier les niveaux des températures finales pour chacun des paliers réalisés. La précision est alors conditionnée par le ratio entre la largeur de la plage des mesures et le nombre d'intervalles de l'histogramme (ici 10 000 soit un intervalle inférieur à 40.10^{-3} °C). Cette précision reste bien inférieure à celle des mesures définies pour l'AD595 à ±1 °C.

Ces résultats permettent de définir une dérive des mesures en fonction de la température de consigne imposée par l'enceinte climatique, présentant une régulation en température à ±0,2 °C bien inférieure à la précision du capteur associé au conditionneur (AD595 ±1 °C et RKC ±1 °C).

Les deux courbes présentées ci-après correspondent aux dérives moyennes des mesures réalisées avec les conditionneurs AD595CQ avant et après correction par régression polynomiale, respectivement d'ordre 4 et 3.



a) Dérive des mesures avant correction. *b) Dérive des mesures avant et après correction.*

Figure A.2: Dérives et correction des mesures réalisées avec les conditionneurs AD595.

Les résultats de cette campagne d'évaluation des outils de mesure de la température laissent apparaître une dérive maximale, entre -50°C et +200°C, inférieure à ±0,2°C après correction. Les fonctions polynomiales de correction des mesures seront intégrées dans les différentes applications de caractérisation.

Annexe 2 : Mesures avec l'oscilloscope LT264

Différentes évaluations des performances électriques sont réalisées par l'intermédiaire de mesures de tensions de faible amplitude grâce à un l'oscilloscope LeCroy LT264 et un ensemble de sondes dédiées (sondes LeCroy PP006 de 1m et un câble coaxial 50Ω de 50cm).

Cette campagne a pour but d'évaluer l'incertitude des mesures réalisées. La tension de référence est générée par une alimentation linéaire de précision. La valeur moyenne, estimée à partir de 30 acquisitions successives, est alors comparée avec une mesure de référence obtenue grâce à un voltmètre de précision étalonné (FLUKE 8840A).

La figure A.3 présente les résultats de cette campagne de caractérisation pour l'une des voies de l'oscilloscope. L'axe des abscisses correspond au rapport de la tension de référence par le calibre utilisé ; l'axe des ordonnées correspond à la différence, pour un calibre donné, entre la valeur moyenne de l'oscilloscope et la mesure de la tension moyenne de référence.

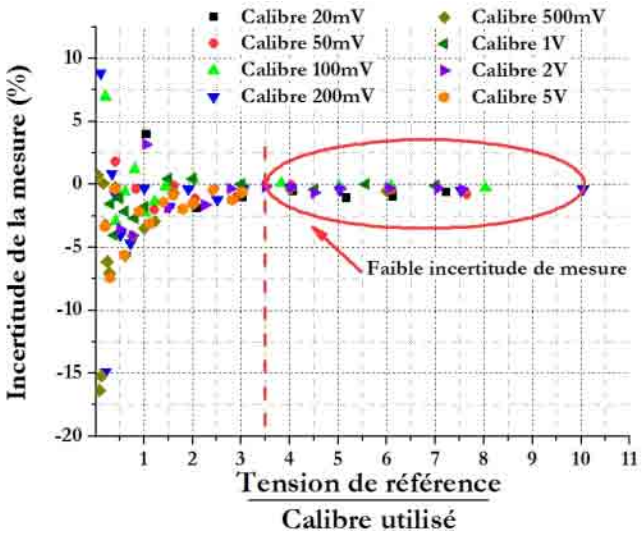


Figure A.3 : Caractérisation de l'incertitude des mesures réalisées avec l'oscilloscope LeCroy LT264.

Les résultats obtenus confirment la nécessité d'un ajustement du calibre de la voie d'acquisition de l'oscilloscope, en fonction de l'amplitude du signal mesuré. Une incertitude inférieure à 1% est obtenue pour une tension mesurée supérieure à trois fois le calibre sélectionné. Cet ajustement du calibre de chaque voie d'acquisition est réalisé au cours de l'initialisation de l'appareil par le programme développé sous LabView.

Annexe 3 : Banc de contrainte thermique pour les composants discrets

Le contrôle en température des composants en boîtier discrets est obtenu par une régulation en fourchette autour d'une température de consigne. La température de référence, mesure de la température moyenne des éléments en cuivre, est comparée avec la température mesurée au sein d'un composant instrumenté d'un thermocouple de type K, associé à un conditionneur (AD 595CQ). Les mesures réalisées avec les thermocouples sont corrigées d'après le protocole expérimental présenté en Annexe 1.

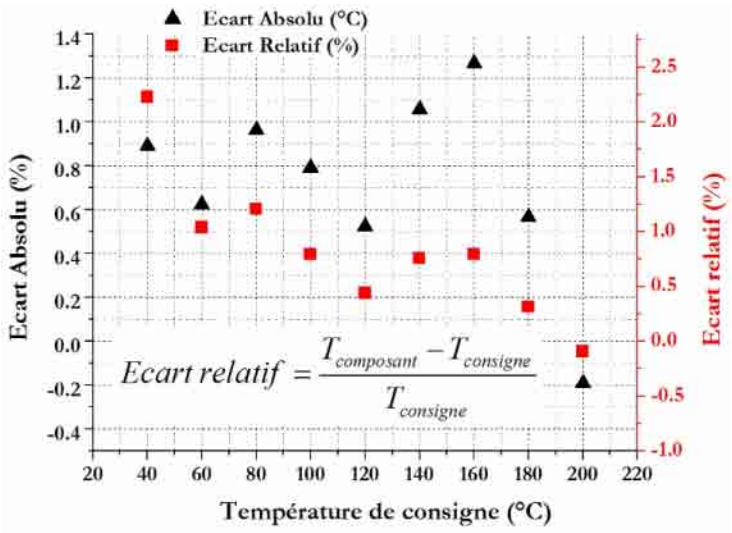


Figure A.4 : Caractérisation de la température de contrainte du banc thermique pour les composants en boîtier résine.

La différence entre la température de référence et la température mesurée au sein du composant n'excède pas 2°C pour des températures de contrainte comprises entre 20°C et 200°C. Cette dérive de 2% est tout à fait acceptable et ne nécessite pas de compensation par un ajustement de la consigne.

Annexe 4 : Eléments du module APT

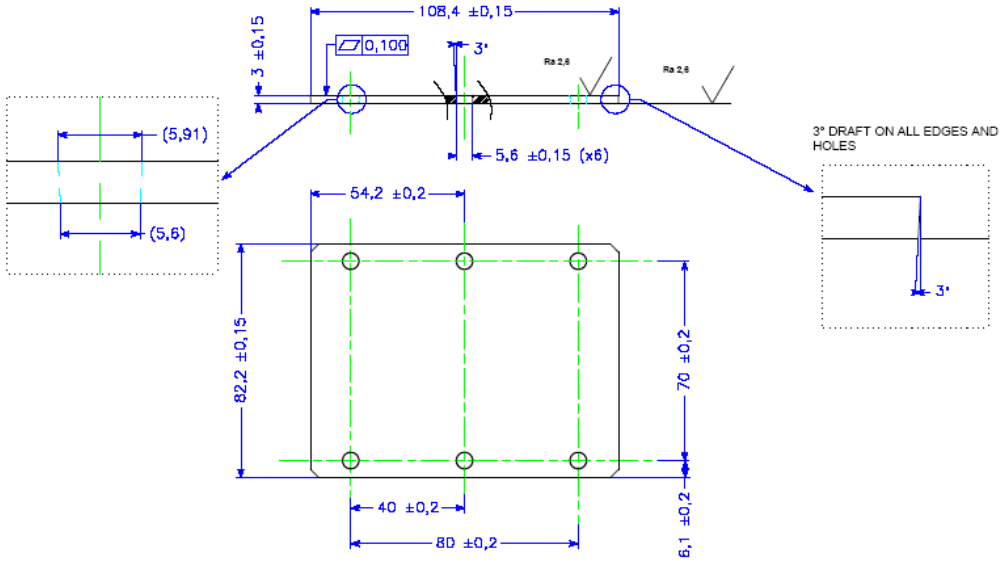
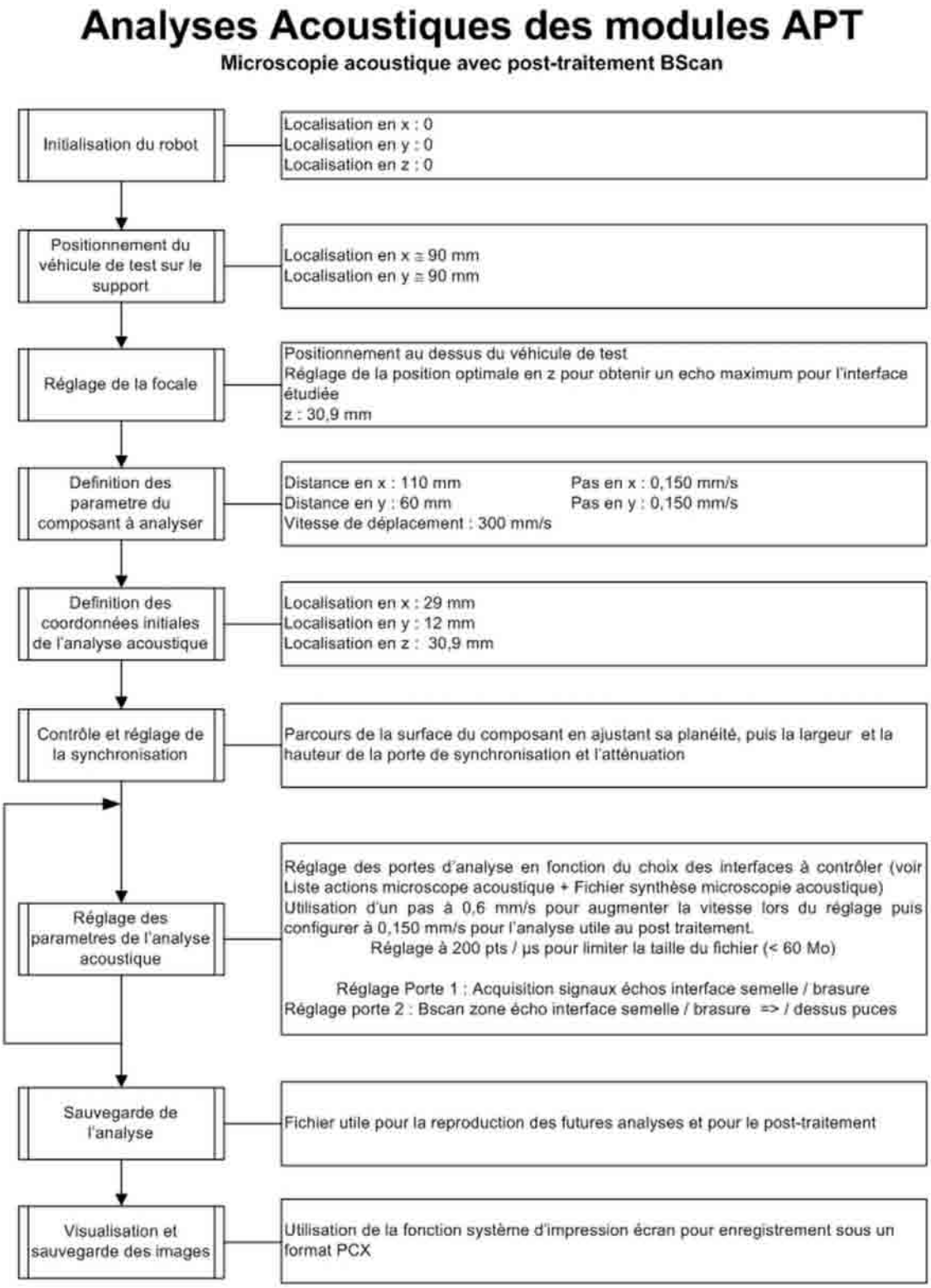


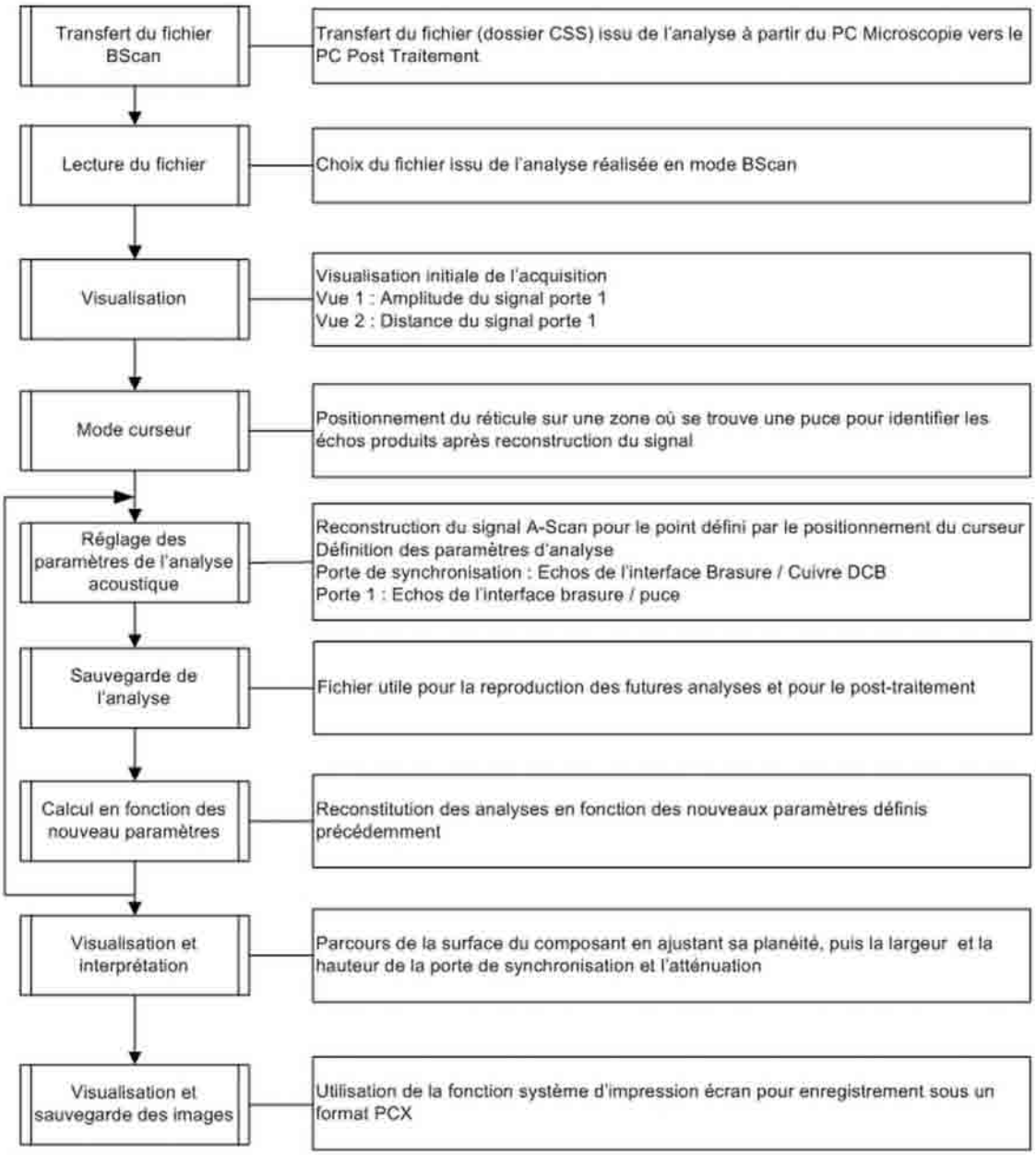
Figure A.5 : Plan de la semelle AlSiC du module APT.

Annexe 5 : Méthodologie de l'analyse acoustique des modules APT



Analyses Acoustiques des modules APT

Post-traitement BScan



Annexe 6 : Présentation de la procédure de découpe STRUERS

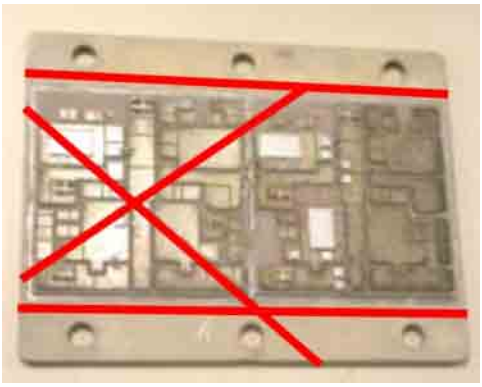
Assemblage Module APT : Céramique AlN sur semelle AlSiC

Préparations N° : 32768-1051

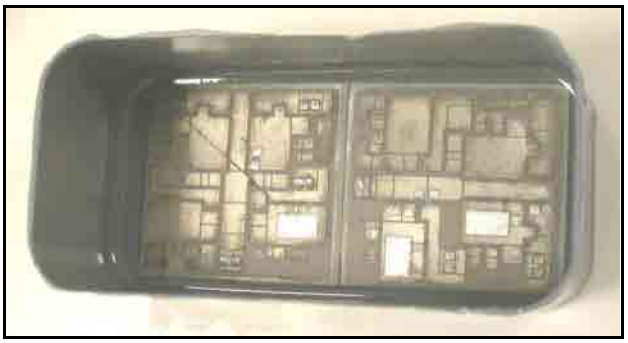
	Appareil	Meule	Résine
Tronçonnage	**Secotom-10**	**630CA**	
Enrobage	**Epovac**		**Epofix**
Polissage Mécanique	**Tegrasystem**		

Découpe SECOTOM 10

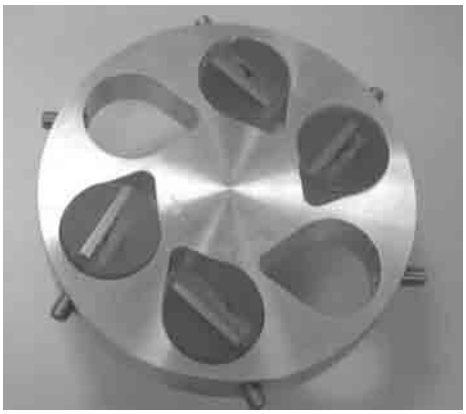
Avant enrobage



Enrobage sous vide avec Epofix

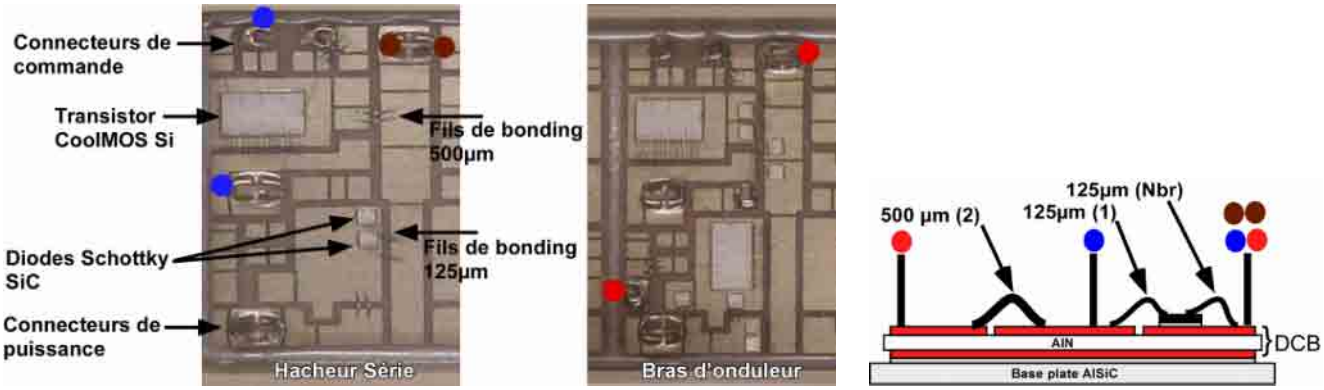


Polissage sur TEGRASYSTEM



Annexe 7 : Evaluation de la résistance des contacts

La figure A.6a présente l'intégration des éléments semi-conducteurs (diode Schottky SiC et CoolMOS™) dans le module de puissance développé par APT Europe. Dans la figure A.6b, les points de couleurs correspondent aux différentes liaisons utilisées pour évaluer les résistances des contacts, afin d'entreprendre l'ajustement des caractérisations électriques réalisées en conduction.



a) Localisation des connecteurs utilisés pour la caractérisation des résistances de contact.

b) Localisation des contacts pour leur caractérisation électrique.

Figure A.6 : Localisation des contacts pour évaluer les résistances du module APT.

L'évaluation des résistances est réalisée pour une plage de températures comprises entre 20°C et 220°C. Au cours de la campagne de vieillissement, deux méthodes de caractérisation des performances électriques en conduction furent employées :

- Caractérisation avant dégradation : méthode comparable à celle utilisée lors des caractérisations des composants discrets.
- Caractérisation après dégradation du substrat DCB : Utilisation de pointes de touches en contact direct avec les métallisations.

Les résultats, issus du renouvellement des caractérisations des contacts internes (fils de bonding 125µm et 500µm par pointes de touches) après cyclages, sont équivalents aux résistances de contacts estimées initialement (figure A.7).

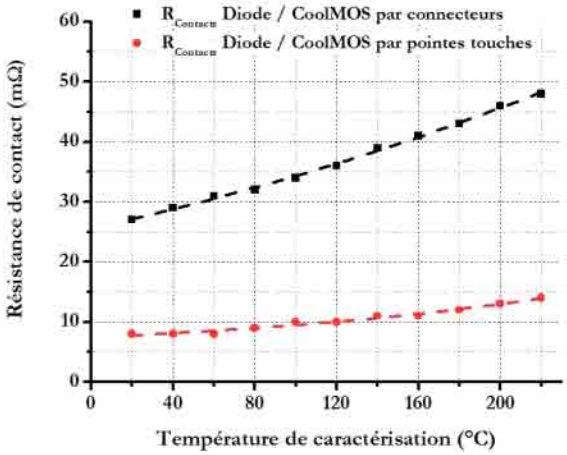


Figure A.7 : Résultats de la campagne de caractérisation des résistances de contact.

Annexe 8 : Loi d'Anand, modélisation du comportement viscoplastique

En raison de la température d'utilisation généralement élevée des alliages de brasure dans les assemblages de puissance (T_u>0,5T_g), ces matériaux présentent un comportement viscoplastique qui fait intervenir une dépendance à la température, ainsi qu'à la durée et à la vitesse d'application des sollicitations mécaniques.

Dans le cas de cette étude, la modélisation de ce mécanisme est réalisée par l'intermédiaire de la loi d'Anand, permettant d'approcher la réponse mécanique de la brasure grâce à d'un jeu de trois équations. La loi d'Anand intègre simultanément la réponse mécanique dépendante et indépendante du temps [WANG01]. Elle est directement implémentée dans logiciel de simulation ANSYS par la déclaration des paramètres qui caractérisent la brasure utilisée [ANSYa].

$$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = A.e^{-\frac{Q}{kT}}\left[\sinh\left(\frac{\xi\sigma}{s}\right)\right]^{\frac{1}{m}}$$

Equation A.1 : Vitesse de déformation plastique
ε_p : Déformation plastique
A : Facteur pré-exponentiel (s^{-1})
ξ : Terme multiplicatif
σ : Contrainte (Pa)
s : Résistance à la déformation (Pa^{-1})
m : Sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation
Q : Energie d'activation (J)
k : Constante de Boltzmann ($k = 1{,}38.10^{-23}$ $J.K^{-1}$)
T : Température absolue (K)

Le durcissement plastique, tout comme la limitation de la déformation plastique, sont définis par la vitesse de résistance à la déformation plastique (équation A.2).

$$\dot{s} = \left[h_0\left|1-\frac{s}{s^*}\right|^a \cdot sign\left(1-\frac{s}{s^*}\right)\right]\cdot\frac{d\varepsilon_p}{dt}$$

Equation A.2 : Vitesse de résistance à la déformation plastique
s : Résistance à la déformation (Pa^{-1})
$\dot{s}$: Vitesse de résistance à la déformation
h_0 : Constante de durcissement ou d'adoucissement (Pa)
a : Sensibilité de la consolidation ou de l'adoucissement avec la vitesse de déformation

Quant au seuil de saturation à la résistance de plasticité, il est défini dans l'équation A.3 en fonction de la température et de la vitesse de déformation plastique.

$$s^* = \hat{s}\left[\frac{\dot{\varepsilon}_p}{A}\cdot e^{\left(\frac{Q}{kT}\right)}\right]^n$$

Equation A.3 : Valeur de saturation de la résistance à la déformation
s^* : Valeur de saturation de la résistance à la déformation
$\hat{s}$: Valeur de saturation maximale de la résistance à la déformation
$\dot{\varepsilon}_p$: Vitesse de déformation plastique
A : Facteur pré-exponentiel (s^{-1})
Q : Energie d'activation (J)
k : Constante de Boltzmann ($k = 1{,}38.10^{-23}$ $J.K^{-1}$)
T : Température absolue (K)
n : Sensibilité de la saturation de la résistance à la déformation avec la vitesse de déformation

Annexe 9 : Influence du maillage 2D-axi sur la réponse du modèle

De la même manière que lors de l'évaluation de l'influence de la géométrie du maillage 3D sur les résultats, une première étude cherche à évaluer l'influence du point singulier localisé au point A (figure III.49) dans le modèle 2D axisymétrique. La figure A.8 présente les valeurs des contraintes de von Mises obtenues à 20°C et relevées à différentes profondeurs dans la céramique, à l'aplomb de point singulier A.

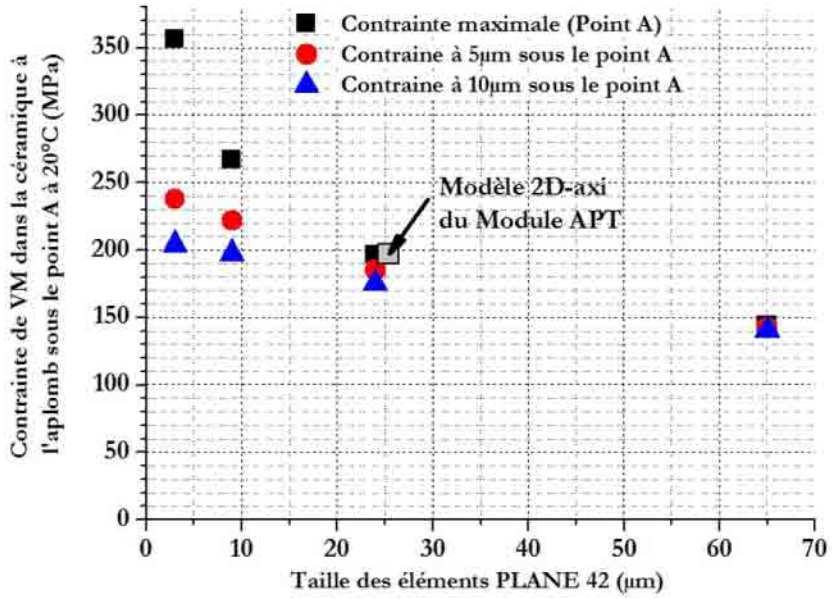
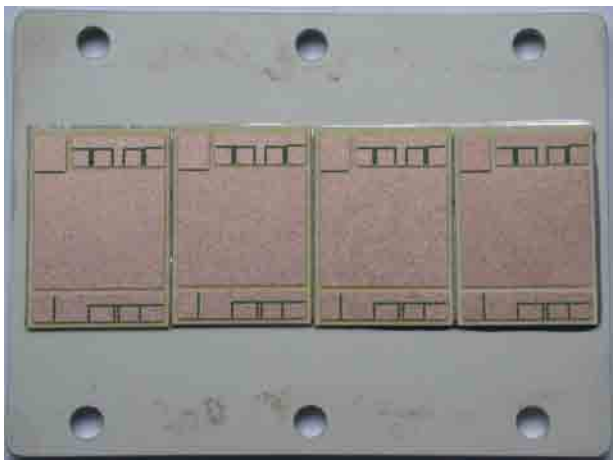


Figure A.8 : Evaluation de l'influence de la taille des éléments réguliers carrés sur la simulation.

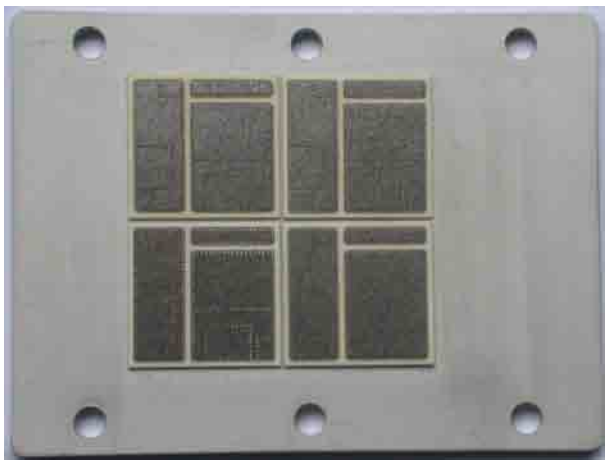
L'évolution exponentielle de la contrainte au point singulier A, lors de la réduction de la taille des éléments, est analogue aux résultats obtenus avec le modèle 3D (Chapitre III § 1.1). Par contre, les résultats obtenus sous le point A à 5 et 10µm de profondeur semblent converger vers une valeur finie lorsque la taille des éléments diminue ; respectivement à 245 MPa pour le point situé à 5µm, et 210 MPa pour celui situé à 10µm sous le point A, démontrant la convergence des résultats des simulations réalisées.

La valeur de la contrainte, obtenue pour un maillage de 25µm au point A, est relativement proche des relevés réalisés sous le point singulier, avec une variation de 5% pour le point situé à 5µm et 11% pour le point situé à 10µm. L'erreur réalisée lors de l'estimation de la contrainte au point A est relativement acceptable, et permet la poursuite de l'étude numérique à travers l'évaluation de la contrainte dans la céramique au point caractéristique A de l'assemblage, afin de simplifier l'exploitation des résultats.

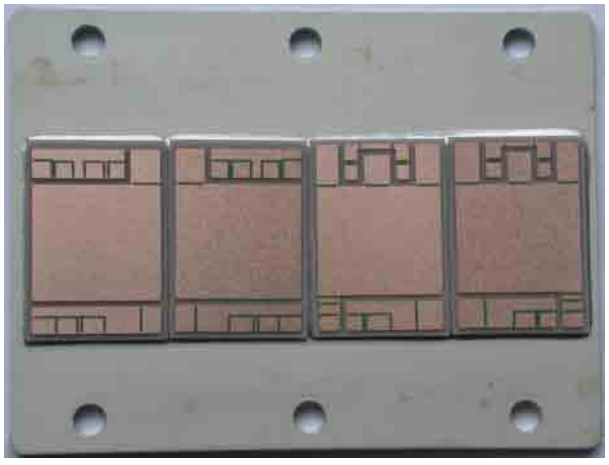
Annexe 10 : Présentation des substrats DCB



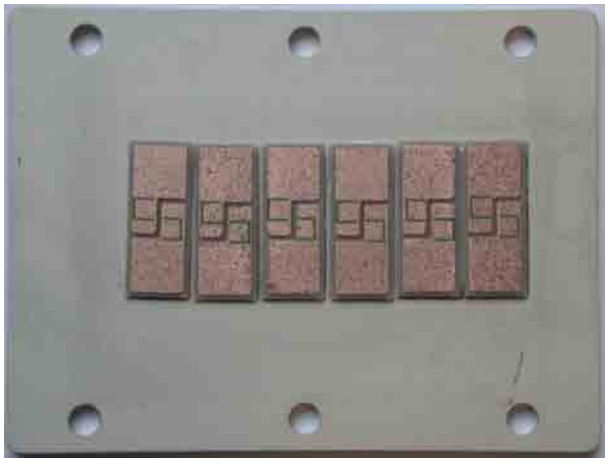
VT01 : Substrats Al_2O_3 380µm, Cu 300µm.



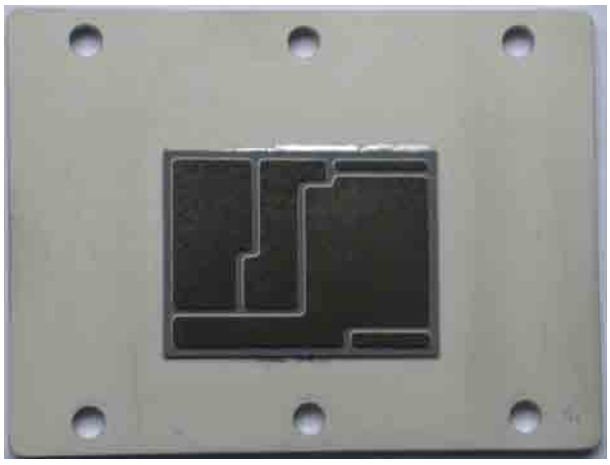
VT02 : Substrats Al_2O_3 635µm, Cu 310µm dimples.



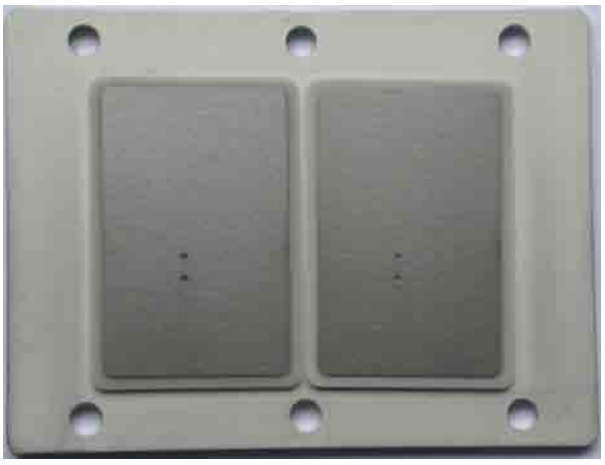
VT03 : Substrats AlN 635µm, Cu 300µm.



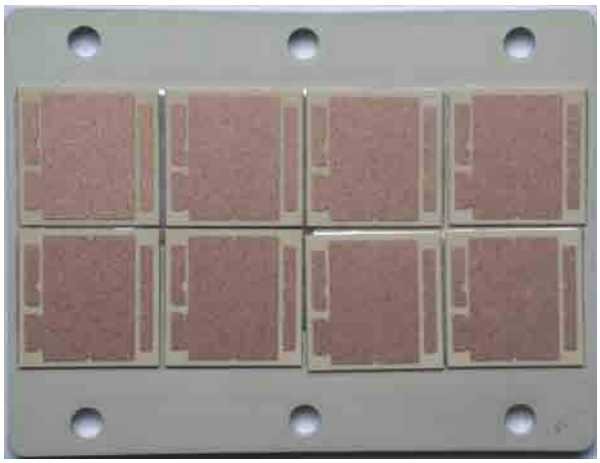
VT04 : Substrats AlN 635µm, Cu 300µm.



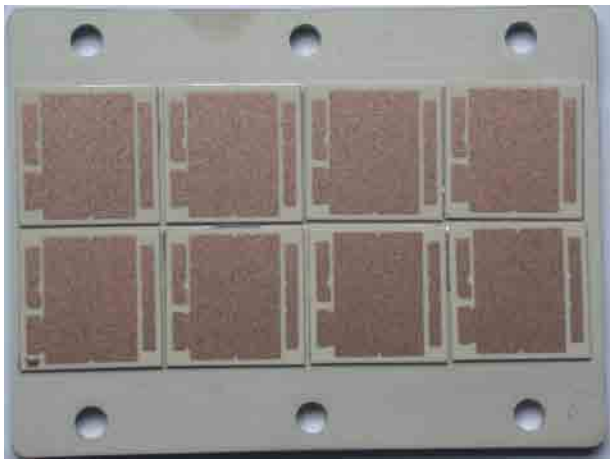
VT05 : Substrat Si_3N_4 320µm, Cu 400µm.



VT06 : Substrats AlN 635µm, Al 400µm.



VT07 : Substrats AlN 635µm, Cu 127µm.
VT08 : Substrats AlN 635µm, Cu 200µm.



VT09 : Substrats Al_2O_3 380µm, Cu 127µm.
VT10 : Substrats Al_2O_3 380µm, Cu 200µm.
VT11 : Substrats Al_2O_3 500µm, Cu 127µm.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[ABTE00] *M. Abtewa, G. Selvaduray, "Lead-free Solder in Microelectronics", Materials Science and Engineering, Vol. 27, 2000.*

[ACEA] *Association des Constructeurs Européens d'Automobiles (www.acea.be)*

[AGAR01] *A. Agarwal, S. H. Ryu, et al., "Large Area 4H-SiC Power MOSFETs", Proceedings ISPSD, Osaka, 2001, pages : 183-186.*

[AGAR03] *A. K. Agarwal, S. H. Ryu, et al., " Large Area, 1.3 kV, 17 A, Bipolar Junction Transistor in 4H-SiC", Conférence ISPSD, 2003.*

[AIR05] *Airc&Cosmos, "Le 787 une étape majeur vers l'avion électrique", Air et Cosmos, Vol. N°2000, Octobre 2005, pages : 44-45.*

[ALEK05] *A. Aleksov, X. Li, and al., "Silicon-on-Diamond: An advanced Silicon-On-Insulator technology", Diamond and Related Materials, Vol. 14, 2005, pages : 308-313.*

[ALHA92] *A. Alhamany, J. Chicois, et al., "Effet Bauschinger lors de la plasticité cyclique de l'aluminium pur mono cristallin", Journal Physique III, Vol. 2, Aout 1992, pages : 1491-1508.*

[AMAG02] *M. Amagai, "Mechanical Reliability in Electronic Packaging", Microelectronics Reliability, Vol. 42, 2002, pages : 607-627.*

[AMAG99] *M. Amagai, "Chip Scale package (CSP) Solder Joint reliability and Modeling", Microelectronics reliability, Vol. 39, 1999, pages : 463-477.*

[AMAR01] *G. Amaratunga, F. Udrea, "Power Device for High Voltage Integrated Circuits : New Device and Technology Concepts", Semiconductor Conference, 2001. CAS 2001 Proceedings. International, Vol. 2, Oct. 2001, page :441-448.*

[AMRO05] *R. Amro, J. Lutz, "Double-Sided Low-Temperature Joining Technique for Power Cycling Cpapability at High Temperature", Conférence EPE, Dresden, Allemagne, 2005.*

[ANDE05] *A. Anderson, Z. Lai, et al., "Comparison of Isothermal Mechanical fatigue Properties of Lead-Free Solder Joints and Bulk Solder", Materials Science and Engineering A, Vol. 394, 2005, pages : 20-27.*

[ANDR01] *M. André, "European Development of Hybrid Technology approaching efficient Zero Emission Mobility (HYZEM) - Driving patterns analysis and driving cycles", INRETS Report, Avr. 2001.*

[ANGE05] *G. Angelov, S. Tzanova, et al., "Modeling of Heat Speaders for Cooling Power and Mobile Electronic devices", Power Electronics Specialists, June 12, 2005, pages : 1080-1086.*

[ANSY02] *ANSYS™, "ANSYS™ 8.0", 2002.*

[ANSYa] *ANSYS™, "2.5.9. Rate-Dependent Plastic (Viscoplastic) Materials", ANSYS™ theory Book.*

[ANSYb] *ANSYS™, "4.2 Rate-Dependent Plasticity." ANSYS™ theory Book.*

[ARUE01] *P. Arüelles, M. Bisquin, et al., "European Aeronautics: A vision for 2020", Luxembourg, Office for Official Publications of the European Communities, 2001.*

[ATTA04] *J. Attal, "Microscopie Acoustique", Techniques de l'ingénieur, Vol. R1402-2, pages : 1-10.*

[ATTA98] *J. Attal, G. Despaux, et al., "L'avancée des Techniques de Caractérisation Micro acoustiques dans le Monde des Microtechniques", Journées Informatique et Pédagogie des Sciences Physiques, Vol. 1998, pages : 13-22.*

[AZZO98] *S. Azzopardi, J. M. Thébaud, et al., "Hybrid Power Modules Using a Metal Matrix Composite baseplate : an Evaluation", Conférence IEMT/IMC, 1998, pages : 173-178.*

[BACK99] *K. Backhaus, "Performance of New Compact Power Semiconductor Module Families featuring Pressure Contact Technology", Conférence PCIM, 1999.*

[BAI00] *C-D. Bai, X. Liu, and G-Q. Lu, "Electromigration-induced Failure of Metallic Connection in Power Electronic Packaging", Proceedings, 2000 Annual Power Electronics Seminar, Virginia Tech, 566-571, September 17-19, 2000.*

[BALI89] *B. J. Baliga, "Power Semiconductor device Figure of Merit for High-Frequency Applications", Electron Device Letters, Vol. 10, Issue 10, 1989, pages : 455-457.*

[BARR04] *F. Barruel, J. L. Schanen and al., "Volumetric Optimization of Passive Filter for Power Electronics Input Stage in More Electrical Aircraft", Conférence EPE, Aachen, Allemagne, 2004, pages : 433-438.*

[BART05] *W. Bartsch, R. Elpelt, et al., "Bipolar 6.5k SiC Diodes : On the Road to Industrial Application", Conférence EPE, Dresden, 2005.*

[BASA98] *C. Basaran, R. Chandaroy, "Mechanics of Sn40/Pb60 Near-Eutectic Solder Alloys Subjected to Vibrations", Applied Mathematical Modelling, Vol. 22, 1998, pages : 601-627.*

[BATH97] *C. Bathias and J. P. Baïlan, "La fatigue des matériaux et des structures", Hermès, Date 1997, 2-86601-617-3.*

[BECK05] *P. Beckedahl, W. Tursky, "Packaging Considerations of an Integrated Inverter Module (IIM) for Hybrid Vehicles", Conférence PCIM, 2005.*

[BERG05] *D. Bergogne, P. Bevilacqua and al., "300°C operating junction temperature inverter leg investigations", Conférence EPE, Dresden, 2005.*

[BLAN] *P. Blanquart, J. C. Roncin, "Fiabilité", Techniques de l'ingénieur, Vol R1420, pages : 1-54.*

[BOSW98] *S. Bosworth, H. S. El-Sayed and al., "Key Issues in Multilateral Technology", Oilfield Review, 1998.*

[BOUR01] *B. Boursat, F. Breit, et al., "Improved Power Chip Electrical Connection", Conférence EPE, 2001.*

[BREI02] *F. Breit, E. Dutarde, et al., "Partial Discharge Detection in Power Modules", Power Electronics Specialists Conference, Volume 2, 2002, pages : 748-752.*

[BROS04] *P. Brosselard, D. Planson, et al., "Conception d'un Transistor JFET 5 kW en SiC-4H", Conférence EPF, 2004.*

[CADE03] *J. Cadel, "Caractérisation de composants à semi-conducteur de puissance à haute température" , Mémoire en Electrotechnique CNAM, 2003.*

[CALA02] *J. N. Catala, G. Q. Lu, et al., "Evaluation of Interconnect Technologies for Power Semiconductor Devices",*

[CALV03] *J. E. Le Calvé, "Circuit Intégrés", Conference Formation ADERA, Laboratoire IXL Bordeuax 1, 2003.*

[CARU03] *S. Carubelli, Thèse : "Contribution à l'identification et à l'estimation des contraintes de fatigue thermique des convertisseurs intégrés pour la traction électrique", 2003, Nancy 1.*

[CCI03] *Chambres de Commerce et d'Industrie Rhône-Alpes, "Bilan et perspectives pour la mécanique et l'électronique dans l'industrie aéronautique", Bulletin de veille N°2, Extrait de l'étude "Mécanique et électronique dans l'aéronautique", Juin 2003.*

[CHAN03] *H. R. Chang, E. Hanna, et al., "Development and Demonstration of Silicon Carbide (SiC) Inverter Module in Motor Drive", Conference ISPSD, Cambridge, 2003.*

[CHAP] *P. Chapouille, "Fiabilité. Maintenabilité", Techniques de l'ingénieur, Vol T4300, pages : 1-40.*

[CHAR05] *J. C. Charmet, "Mécanique des solides et des matériaux: Plasticité et Fluage", 2005, http://www.pmmh.espci.fr/fr/Enseignement/Archives/MecaSol/archivemecasol.html.*

[CHEN02] *J. H. Chen, et al., "Breakdown and stress-induced oxide degradation mechanisms in MOSFETs", Solid-State Electronics, Vol. 46, Issue 11, Nov. 2002, Pages 1965-1974.*

[CIAP00] *M. Ciappa, F. Wolfgang, "Lifetime Prediction of IGBT Modules for Traction Applications", 38eme International Reliability Physics Symposium, San Jose, Californie, 2000, pages : 210-216.*

[CIAP02] *M. Ciappa, "Selected Failure Mechanisms of Modern power Modules" , Microelectronics Reliability, Vol. 42, 2002, pages : 653-667.*

[CIAP05] *M. Ciappa, "Lifetime Prediction on the Base of Mission Profiles", Microelectronics Reliability, Vol. 45, 2005, pages : 1293–1298.*

[CLUS00] *P. McCluskey, K. Mensaha, et al., "Reliable Use of Commercial Technology in High Temperature Environnements", Microelectronics Reliability, Vol. 40, 2000, pages : 1671-1678.*

[CLUS98] *P. McCluskey, D. Das, et al., "Packaging of Power Electronics for High Temperature Applications", Advancing Microelectronics, Vol. Jan./Feb. 1998, pages : 19-24.*

[COCQ01] *G. Coquery, S. Carubelli, et al., "Power module lifetime estimation from chip temperature direct measurement in an automotive traction inverter", Conférence ESREF, 2001.*

[COCQ99] *G. Coquery, R. Lallemand, et al., "Reliability Improvement of the Soldering Thermal Fatigue with AlSiC Technology on Traction High Power IGBT Modules", Conférence EPE, Lausanne, 1999.*

[COVA98] *P. Cova, F. fantini, "On the effect of power cycling stress on IGBT modules", Microelectronics Reliability, Vol 38, 1998, pages 1347-1352.*

[DALA95] *K. H. Dalal, J. F. Dickson, "Design trade-offs and reliability of power circuit substrates with respect to varying geometrical parameters of direct copper bonded Al2O3 and BeO", Industry Applications Conference, 1995. Thirtieth IAS Annual Meeting, IAS '95., Vol. 1, Oct. 1995, Pages : 923-929.*

[DASG] *A. Dasgupta, "Thermomechanical Analysis and design", Handbook of Electronic Package Design, Ed. M. Pecht, Marcel, Dekker Inc., 1991.*

[DELE03] *J. Y. Delétage, Thèse : "Etude de la durée de vie d'assemblage microélectroniques par l'utilisation de simulations, de modèles de dégradation et de circuits intégrés spécifiques de test", 2003, Bordeaux 1.*

[DENI05] *A. Denisenko, E. Kohn, "Diamond Power Devices – Concepts and Limits", Diamond & Related Materials, Vol. 14, 2005, pages : 491-489.*

[DIMI03] *S. Dimitrijev, P. Jamet, "Advanced in SiC Power MOSFET Technology", Microelectronics Reliability, Vol. 43, 2003, pages : 225-233.*

[DIR98] *"Directive du Parlement Européen et du Conseil n° 98/69/CE", Journal officiel des Communautés européennes, octobre 1998.*

[DONA96] *J. A. McDonald, "Proving They Can take the Heat", HTE Repport, Vol 9, Issue 5, 1996, pages 63-67.*

[DREI94] *P. L. Dreinke, D. M. F. King, et al., "An Overview of High Temperature Electronic Device Technologies and Potential Application" IEEE transactions on components, Packaging, and manufacturing Technology, Vol. Dec. 1994, pages : 594-604.*

[DUMO04] *J. Dumont-Fillon, "Contrôle non Destructif (CND)", Techniques de l'Ingénieur, R1400-1, 2004, pages : 1-42.*

[ECRI05] *Réunion Ecrin du 24 juin 2005, "le développement de l'électronique de puissance dans le domaine du forage", Schlumberger.*

[EISE04] *R. Eisele and T. Senyildiz, "Thermal Design of Power Modules in Electrical power Steering Applications", Séminaire ECPE, Mai 2004.*

[ENGE97] *W. Engelmaier, "Solder Joints in Electronics : Design for reliability", Design and Reliability of Solders and Solder Interconnections, R. K. Mahidhara, et.al., ed. The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, February 1997, pages : 9-19.*

[ENLO99] *L. R. Enlow, D.W. Swanson, et al., "Development of Test Vehicles for Evaluating Plastic-Encapsulant Reliability and Improving Thermal Conductivity", Microelectronics Reliability, Vol. 39, 1999, pages : 515-527.*

[ERNS02] *Ernst and Young, "Vision du marché aéronautique et spatial", Rapport, Aéronautique Rhône-Alpes, DRIRE Rhône-Alpes, Conseil Régional Rhône-Alpes, Mai 2002, pages : 1-57.*

[ERSK96] *J. C.C Erskine, R. G. Carter and all, "High Temperature Automotive Electronics : An Overview", IEEE Press, "High temperature Electronics" R. Kirschmann, 1999, pages : 162-171.*

[EUDY04] *L. Eudy, J. Zuboy, "Advanced Vehicle Testing Activity : Overview of Advanced Technology transportation", Technical Report, Energy Efficiency and Renewable Energy, DOE/GO-102004-1849, 2004.*

[FABI04] *J. H. Fabian, S. Hartmann, et al., "Partial Discharge Failure Analysis of AlN Substrates for IGBT Modules", Microelectronics Reliability, Vol. 44, 2004, 1425-1430.*

[FILL03] *R. Fillion, E. Delgado, et al., "A High Performance Polymer Thin Film Power Electronics Packaging Technology", Conférence IMAPS Advancing Microelectronics, Spt. Oct. 2003, pages : 7-12.*

[FRAN01] *R. Frank, "Vehicule Integration of Electronics and Semiconductors", Darnell.Com PowerPulse, 2001.*

[FRIE01] *P. Friedrichs, H. Mitlehner, et al., "The Vertical Silicon Carbide JFET – a Fast and Low Loss Solid State power Switching device", Conférence EPE, Graz, 2001.*

[FRIE05] *P. Friedrichs, R. Rupp, " Silicon Carbide Power Device – Current Developments and Potential Applications", Conférence EPE, Dresden Allemagne, 2005.*

[GERB05] *M. Gerber, J.A.Ferreira, "Integral Design of a High Power density DC/DC converter for harsh environments", Conférence EPE, Dresden, Allemagne, 2005.*

[GING00] *B. Gingerich and P. Brusius, "Application Targeted by Reliable High Temperature Electronics", Conference HITEC, 2000.*

[GING00] *B. Gingerich, P. Brusius, "Applications targeted by Reliable High Temperature Electronics", HITEC Session V, 2000.*

[GOME05] *J. Gomez and C. Basaran, "A Thermodynamics Based Damage Mechanics Constitutive Model for Low Cycle Fatigue Analysis of Microelectronics Solder Joints Incorporating Size Effects", International Journal of Solids and Structures, Vol. 42, 2005, pages : 3744-3772.*

[GUED02] *A. Guédon-Garcia, E. Woirgard, et al., "Evaluation of Lead-Free Soldering for Automotive Applications", Conférence ESREF, 2002.*

[GUED03] *A. Guédon-Garcia, E. Woirgard, et al., "Methodology to Evaluate the Correspondence between Real Conditions and Accelerated Tests of a Thyristor System Used in a Power Plant", Conférence ESREF, 2003.*

[GUED04] *A. Guédon-Garcia, E. Woirgard, et al., "An Assessment of the Connection between the Working Operations of a Thyristor System used in a Power Plant and Accelerated Ageing Tests", Industrial Electronics IEEE, Vol. 2, May 2004, pages : 803-807.*

[GUED05] *A. Guédon-Gracia, E. Woirgard, et al., "Correlation between Experimental Results and FE Simulations to Evaluate Lead-Free BGA Assembly Reliability", Microelectronics Reliability, Vol. 45, 2005, pages : 1652-1657.*

[HAMI04] *A. Hamidi and P. P. Team, "Introduction to Semiconductor Packaging in High Power Electronics", Séminaire ECPE, Mai 2004.*

[HAMI99] *A. Hamidi, N. Beck and al., "Reliability and lifetime evaluation of different wire bonding technologies for high power IGBT modules", Microelectronics Reliability, Vol. 39, Issues 6-7, June-July 1999, pages : 1153-1158.*

[HAQU00] *S. Haque, G. Q. Lu, et al., "Characterization of Interfacial Thermal Resistance by Acoustic Micrography Imaging", Microelectronics Reliability, Vol. 40, 2000, 465-476.*

[HAQU00] *S. Haque, G. Q. Lu, et al., "Characterization of Interfacial Thermal Resistance by Acoustic Micrography Imaging" Microelectronics Reliability, Vol. 40, 2000, pages : 465-476.*

[HAQU99] *S. Haque, W. A. Stinnett, et al., "Thermal management of Power Electronics Modules Packaged by a Stacked-Plate Technique", Microelectronics Reliability, Vol. 39, 1999, pages : 1343-1349.*

[HAQU99] *S. Haque, W. A. Stinnett, et al., "thermal Management of Power Electronics Modules Packaged by a Stacked-Plate Technique", Microelectronics Reliability, Vol. 39, 1999, 1343-1349.*

[HARM98] *G. G. Harman, "Metallurgical Bonding Systems for High-Temperature Electronics", IEEE Press, "High-Temperature Electronics", ISBN 0780334779, Aout 1998.*

[HASE04] *K. Hase, G. Lefranc, et al., "A Solder Bumping Interconnect Technology for High-Power Devices", Conférence EPE, Aachen, Germany, 2004.*

[HE04] *M. He, A. Kumar, et al., "Interfacial Reaction Between Sn-Rich Solders and Ni-Based Metallization", Thin Solid Films, Vol. 462-463, 2004, 387-394.*

[HERR97] *E. Herr, T. Frey, et al., "Substrate to Base Solder Joint Reliability in High Power IGBT Modules", Microelectronics Reliability, Vol. 37, Issue 10/11, 1997, pages : 1719-1722.*

[HODA04] *I. Hodac, "CO2 Emission Reductions - Status and Way Forward", European Automobile Manufacturers Association, 2004b.*

[HORN05] *J. Hornberger, S. Mounce, et al., "High-Temperature Integration of Silicon Carbide (SiC) and Silicon-on-Insulator (SOI) Electronics in Multichip Power Modules (MCPMs)", Conférence EPE, Dresden, 2005.*

[INFI02] *Infineon, "CoolMOS™ Selection Guide: Power managment & Suply" Rapport, Avril 2002.*

[IVAN05] *M. Ivanova, Y. Avenas, et al., "Heat Pipe Integrated in Direct Bonded Copper (DBC) Technology for the Cooling of Power Electronics Packaging", 36th Conference on Power Electronics Specialists, 2005, pages : 1750-1755.*

[JOHN98] *R. W. Johnson, "Hybrid Materials, Assembly, and Packaging", IEEE Press, "High-Temperature Electronics", ISBN 0780334779, Aout 1998.*

[JORD05] *B. A. Jordan, "Wide temperature Power Electronics for the More Electric Aircraft, Electrical Technology & Plasma Physics Branch, Propulsion Directorate, Air Force Research Laboratory, Fev. 2005.*

[KAMI00] *H. Kamiirisa, T. Kondo and al., "Development of High-Temperature MWD System for Geothermal Well Drilling", Proceedings Wold Geothermal Congress, Kyushu – Tohoku in Japan, 2000.*

[KANE03] *W. Kanert, H. Bettmer and al., "Reliability aspect of semiconductor devices in high temperature applications", ESREF conference, 2003.*

[KHAT04] *Z. Khatir and S. Lefebvre, "Boundary Element Analysis of Thermal Fatigue Effects on High Power IGBT Modules", Microelectronics Reliability, Vol. 44, 2004, pages : 929-938.*

[KHON05] *B. Khonga, P. Tounsib, et al., "Innovative Methodology for Predictive Reliability of Intelligent Power Devices Using Extreme Electro-thermal Fatigue", Microelectronics Reliability, Vol. 45, 2005, pages : 1717–1722.*

[KIRS99] *R. D. Kirschman, "General Introduction to High Temperature Electronics", High Temperature Electronics, IEEE Press, 1999, pages : 447-459.*

[KOYA03] *M. Koyama, K. Makita and all, "Lead-free Power Semiconductor Device Technology for Automotive Applications", Fuji Electric Journal, AN76-10, Vol. 76, Issue 10, 2003.*

[KURZ87] *W. Kurz, J. P. Mercier, et al., "Traité des matériaux: Introduction à la science des matériaux", Presses Polytechniques Romandes, Date 1987, 2-88074-132-4.*

[KYOC04] *KYOCERA, "Kyocera Power Module Substrate Si_3N_4 AMB Substrate", Kyocera Corporation, AMB vers6.1, 2004.*

[LAIM] *G. Laimer and J. W. Kolar, "Accurate Measurement of the Switching Losses of Ultra High Switching Speed CoolMOS Power transistor / SiC Diode Combination Amployed in Unity Power Factor PWM Rectifier Systems",*

[LANG04] *O. Langlois, E. Foch, et al., "De l'avion plus électrique à l'avion tout électrique: état de l'art et prospective sur les réseaux de bord", Conference Journées EEA Section électrotechnique, Cergy-Pontoise, Club EEA, 18-19 Mars 2004.*

[LASS93] *J. Lasseur, "Utilisation de composants électroniques en haute température : cas de l'industrie de la recherche pétrolière", L'onde Electrique, Vol. 73 N°6, Novembre – Decembre 1993, pages : 64-68.*

[LAUR92] *C. Laurent, C. Mayoux, "Partial Discharge – Part XI : Limitations to PD as a Diagnostic for Deterioration and Remaining Life", Electrical Insulation magazine, Vol. 8, Issue 2, 1992, pages : 14-17.*

[LEBE03] *T. Lebey, D. Malec, et al., "Integration of Passive Components in Power Electronics : From the material to the System", Power Electronics and Drive Systems, The Fifth International Conference on, Vol. 1, Nov. 2003, pages : 292 - 296.*

[LEE00] *W. W. Lee, L. T. Nguyen, et al., "Solder Joint Fatigue Models: Review and Applicability to Chip Scale packages", Microelectronics Reliability, Vol. 40, 2000, pages : 231-244.*

[LEE02] *F. C. Lee, J. D. van Wyk, et al., "Modularization and Integration as a Future Approach to Power Electronics Systems", Conférence CEPES, 2002.*

[LEE03] *H. T. Lee, M. H. Chen, et al., "Influence of Interfacial Intermetallic Compound on Fracture Behavior of Solder Joints", Materials and Engineering, Vol. A358, 2003, pages : 134-141.*

[LEFR01] *G. Lefranc, G. Mitic, et al., "Thermal management and reliability of Multi-chip Power Modules", 2001.*

[LEFR03] *G. Lefranc, B. Weiss, et al., "Aluminium bond-wire Properties after 1 Billion Mechanical Cycles", Conférence ESREF, 2003.*

[LEND01] *H. Lendenmann, A. Mukhitdinov, et al., "4.5kW 4H-SiC Diodes with Ideal Forward Characteristic", Proceedings ISPSD, Osaka, 2001, pages 31-34.*

[LETU] *P. Leturcq, "Tenue en tension des semi-conducteurs de puissance", Techniques de L'ingénieur, D3104.*

[LIND03] *A. Lindemann, "Recent Achievements and Approaches for Futher Optimization of High Current Low Voltage power Semiconductor Components", Conférence EPE, Toulouse, 2003.*

[LIU03] *X. W. Liu and W. J. Plumbridge, "Thermomechanical Fatigue of Sn-37 wt.% Pb Model Solder Joints", Materials Science and Engineering A, Vol. 362, 1-2, 5 December 2003 2003, pages : 309-321.*

[LORE99] *L. Lorenz, "A New Approch Toward an Idealized Power Switch", Conférence EPE ,Lausanne, 1999.*

[LOST00] *A. B. Lostetter, F. Barlow, et al., "An Overview to Integrated Power Module design for High Power Electronics packaging", Microelectronics Reliability, Vol. 40, 2000, pages : 365-379.*

[MAER05] *M. Maerz, "Towards a System Integrated Drive for Hybrid Traction", Conférence CPES, Avril 2005.*

[MANC00a] *J. V. Manca, W. Wondrak, et al., "Reliability Aspects of High Temperature Power MOSFET", Microelectronics reliability, Vol. vol.40, 2000, pages : 1679-1682.*

[MANC00b] *J. V. Manca, W. Wondrak, et al.; "High Temperature Time Dependent Dielectric Breakdown of Power MOSFETs", HITEC Session V, 2000.*

[MATW] *MatWeb, "The Online Materials Database", www.matweb.com.*

[MERT02] *C. Mertens and R. Sitting, "Low température joining technique for improved reliability", Conférence CIPS, Bremen, Allemagne, 2002.*

[MERT04] *C. Mertens, J. Rudzki, et al., "Top-Side Chip Contacts with Low Temperature Joining Technique (LTJT)", Conférence CIPS, 2004.*

[MITI04] *G. Mitic, G. Lefranc, "IGBT Module technology with High Partial Discharge Resistance", Séminaire ECPE, Mai 2004.*

[MITI99] *G. Mitic, R. Beinert, et al., "Reliability of AlN Substrates and their Solder Joints in IGBT Power Modules", Microelectronics Reliability, Vol. 39, 1999, pages : 1159-1164.*

[MONT02] *Y. Montureux, "La sûreté de fonctionnement: Méthodes pour maîtriser les risques", Techniques de l'ingénieur, AG4670, 2002, pages : 1-17.*

[MORE04] *S. Moreau, T. Lequeu, et al., "Comparative Study of Thermal Cycling and Thermal Schocks test on Electronic Components Reliability", Microelectronics Reliability, Vol. 44, 2004, pages : 1343-1347.*

[MOROxx] *A. Morozumi, K. Yamada, "Reliability Design Technology for Power Semiconductor Modules", FUJI Electric Review, Vol. 47, Issue 2, Dec. 2000, pages : 54-58.*

[MU02] *F. Mu, M. Xu, et al., " Weibull characteristics of n-MOSFET's with ultrathin gate oxides under FN stress and lifetime prediction", Microelectronics Reliability, Vol. 42, 2002, 985-989.*

[NADE99] *J. Naderman, R. T. H. Rongen, "Thermal Reisistance Degradation of Surface Mounted Power Devices During Thermal Cycling", Microelectronic Reliability, Vol. 39, 1999, pages : 123-132.*

[NAGA00] *Y. Nagatomo and T. Nagase, "The Study of the ¨Power Modules with High Reliability for EV Use", Conference 17th EVS, Montreal, Oct. 2000.*

[NALL02] *F. Nallet, " SiC pour l'électronique de puissance du futur", Techniques de l'ingénieur, R03, 2002.*

[NEHE03] *W. Neher, W. Kempe, et al., " Finite Element Analysis to develop a New Accelerating test Method for Board level Solder Joints for High temperature Electronics", 53rd Electronic Components and technology Conference IEEE, Mai 2003, pages : 221-228.*

[NEUD02] *P. G. Neudeck, R. S. Okojie and al.; "High temperature Electronics – A rôle for Wild Bandgap Semiconductors?", Proceedings IEE, Vol. 90, Issue 6, June 2002, page : 1065- 1076.*

[NEWC03] *D. R. Newcombe, L. Coulbeck, et al., "Reliability and Thermal performance of IGBT plastic Modules for More Electric Aircraft", Conference IPSD, 2003.*

[NGUY02] *H. V. Nguyen, C. Salma, "Fast temperature cycling and electromigration induced thin film cracking in multilevel interconnection: experiments and modeling", Microelectronics Reliability, Vol. 42 , Issues 9-11, Sept.-Nov. 2002, Pages 1415-1420*

[NING03] *H. Ning, J. Ma, et al., "Preoxidation of the Cu Layer in Direct Bonding Technology", Applied Surface Science, Vol. 211, 2003, pages : 250-258.*

[NURM03] *S. Nurmi, J. Sundelin, et al., "The Effect of Solder Paste Composition on the Reliability of SnAgCu Joints", Microelectronics Reliability, Vol.44, Issue 3, Mars 2004, pages 485-494.*

[NUTT03a] *K. I. Nuttall, O. Buiu, V. V. N. Obreja, "The Surface leakage current related failure of power devices operated at high junction temperature", Microelectronics Reliability, Vol. 43, 2003, pages : 1913-1918.*

[NUTT03b] *K. I. Nuttall, O. Buiu, V. V. N. Obreja, "The Surface Component of pn Junction Reverse Current – A Serrious Limitation for the Operation of Power Devices above 150 – 175°C", Conférence EPE, Toulouse, 2003.*

[OCCH99] *M. A. Occhionero, R. A. Hay, et al., "Aluminium Silicon Carbide (AlSiC) thermal management packaging for high density packaging Applications", Conférence IMAPS, Denver, 1999.*

[OLDE04] *F. Oldervol, F. Strisland, "Wire-bond failure mechanisms in plastic encapsulated microcircuits and ceramic hybrids at high temperatures", Microelectronics Reliability, 2004.*

[ONUK00] *J. Onuki, Y. Chonan, et al., "A New Void Free Soldering Process in Large-Area, High Power IGBT Modules", Conférence ISPSD, 2000.*

[OPEC04a] *OPEC, "Annual Statistical Bulletin", Rapport, Organization of the Petroleum Exporting Countries, 2004a, pages : 1-140.*

[OPEC04b] *OPEC, "Oil Outlook to 2025", Rapport, Organization of the Petroleum Exporting Countries, 2004b, pages : 1-48.*

[OZPI03] *B. Ozpineci, L. M. Tolbert, "Comparison of Wide-Bandgap semiconductors for Power Electronics Applications", Rapport OAK Ridge National Laboratory, 2003.*

[PALM78] *D. W. Palmer, F. P. Ganyard, "Aluminium Wire to Thick Film Connections for High Temperature Operation", IEEE Components, Hybrids, and manufacturing technology, Vol. CHMT-1, Issue 3, Sept. 1978, pages : 770-775.*

[PANG01] *J. H. L. Pang and D. Y. R. Chong, "Flip Chip on Board Solder Joint Reliability Analysis using 2D and 3D FEA Models", IEEE Transactions on Advanced Packaging conference, November 2001, Vol. 24, pages : 499-506.*

[PASS02] *C. Passagrilli, L. Gobbato and al., "Reliability of Au/Al Bonding in Plastic Packages for High Temperature (200°C) and High Current Applications", Microelectronics Reliability, Vol.42, Issues 9-11, September-November 2002, pages : 1523-1528.*

[PAVI03] *M. Pavier, A. Sawle, et al., "High Frequency DC DC Power Conversion : The influence of package parasitics", 2003, Internetional Rectifier.*

[PECH92] *M. Pecht, P. Lall, et al., "The Influence of Temperature on Integrated Circuit Failure Mechanisms", Quality and Reliability Engineering International, Vol.8 N°3, Mai-Juin 1992, pages : 167-175.*

[PERR00] *C. Perret, J. Boussey, et al., "Analytic Modeling, Optimization, and Realization of Cooling Devices in Silicon technology", Components and Packaging Technologies, Vol. 23, Issue 4, Dec. 2000, pages : 665-672.*

[PETE00] *D. Peters, H. Mitlehner, et al., "State of Art and Technological Challenges of SiC Power MOSFETs Designed for High Blocking Voltages", Conférence EPE, Toulouse, 2003.*

[PETE03] *D. Peters, H. Mitlehner, et al., "State of the Art and Technological Challenges of SiC Power MOSFETs designed for High Blocking Voltages", Conférence EPE, Toulouse, 2003.*

[PLAN04] *D. Planson, M. L. Locatelli, et al., " High Voltage and Specific power Silicon Carbide Devices", Conférence EPE, Toulouse, 2003.*

[PLIK04] *B. Plikat, "High Temperature Packaging Outline", Séminaire ECPE, Mai 2004.*

[POMP05] *T. Pompl, M. Röhner, "Voltage acceleration of Time Dependent Breakdown of Ultra Thin Gate Dielectric", Microelectronics Reliability, Vol. 45, 2005, pages : 1835-1841.*

[POUP] *G. Poupon, "Remplacement du plomb dans les alliages de soudure en microélectronique".*

[RAJA04] *S. Rajagopal, M. Pecht, "The Impact of Lead-Free Legislation Exemptions on the Electronics Industry", Conférence Asian Green Electronics, 2004, pages : 26-37.*

[RAMM00] *S. Ramminger, N. Seliger, et al., "Reliability Model for Al Wire Bonds Subjected to Heel Crack Failures", Microelectronics Reliability, Vol. 40, 2000, pages : 1521-1525.*

[RAMM98] *S. Ramminger, P. Türkes and all, "Crack Mechanism in Wire Bonding Joints", Microelectronics Reliability, Vol. 38, 1998, pages : 1301-1305.*

[RANN04] *J. Ranneberg, U. Schäfer, et al., "Motor Integrated Circular Converter for Hybrid Electric Vehicles", EPE Journal Volume 14-2 – Papers, 2004.*

[REIC01] *R. Reicher, W. Smetana and all, "A fritless Copper Conductor System for Power Electronic Applications", Microelectronics Reliability, Vol. 41, Issue 4, April 2001, pages : 491-498.*

[RENK05] *F. Renken and R. Knorr, "High Temperature Electronic for Futur Hybrid Powertrain Applications", Conférence EPE, Dresen, 2005.*

[REY96] *P. Rey, Thèse : "Contribution à l'intégration des circuits de puissance adaptée à l'électronique automobile", 1996, Bordeaux 1.*

[RICH04] *J. Richmond, S. Hodge, et al., "Silicon Carbide Power Applications and Device Roadmap", Power Electronics Europe, Issue 7, 2004, pages : 17-21.*

[ROSS05] *M. Rossberg, R. Herzer, and al., "Latch-up free 600V SOI Gate Driver IC for Medium Power and High Temperature Applications", Conférence EPE, Dresden, Allemagne, 2005.*

[ROUX04] *P. Roux, E. Woirgard, et al., "Influence de la prise en compte d'un état mécanique résiduel sur la modélisation d'un assemblage de puissance ", Conference 2 ème journées du RTP Fiabilité des composants et packaging, 15 et 16 Mars 2004.*

[RTCA97] *RTCA, "Environmental Conditions and test Procedures for Airborne Equipment: D0160", RTCA Inc. 1140 Connecticut avenue, NW, Suite 1020 Washington DC 20036-4001 USA, 1997.*

[SAWL01] *A. Sawle, M. Standing, et al., "DirectFET™ – A Proprietary New Source Mounted power Package for Board Mounted Power", Conférence PCIM, 2001.*

[SCAM03] *N. Y. A. Shammas, "Present problems of Power Module Packaging Technology", Microelectronics Reliability, Vol. 43, 2003, pages 519-527.*

[SCHE02] *U. Scheuermann. "Reliability of Pressure Contacted Intelligent Integrated Power Modules", Conférence ISPSD, Santa Fe, 2002, pages : 249-252.*

[SCHE03] *U. Scheuermann, "Advanced Power Modules with AlN Substrates Extending Current Capability and Lifetime", Conférence PCIM, 2003.*

[SCHE99] *U. Scheuermann, J. Lutz, " High Voltage Power Module with Extended Reliability", Conférence EPE, Lausanne, 1999.*

[SCHL02] *Schlumberger, "Complete series of rotary steerable systems for reduced well construction cost", Power Drive Xtra Series, 2002.*

[SCHN05] *H. Schneider, J. L. Sanchez et al.; "The diamond for Power Electronic Devices", Conférence EPE, Dresden, 2005.*

[SCHO00] *H. P. Schöner, P. Hille, "Automotive Power – New Challenges for Power Electronics", IEEE, 2000.*

[SCHU] *J. Schulz-Harder, "Direct Copper Bonded Substrates for Semiconductor Power Devices", Application Note Curamik.*

[SCHU00a] *J. Schulz-Harder, "The New Standard for Direct Bonded Copper Substrates - Feature of DCB is thick solid copper conductors", Conference PCIM, Vol. 4, 2000, pages 36-39.*

[SCHU00b] *J. Schultz-Harder, "DCB Substrates as a Base for Power MCM's", Conférence EPTC, Singapour, Vol.3, pages 315-320.*

[SCHU03] *J. Schulz-Harder, "Advantages and New Development of direct Bonded Copper Substrates", Microelectronics Reliability, Vol. 43, 2003, pages : 359-365.*

[SCHU98] *J. Schultz-Harder and K. Exel, "Process for producing a Ceramic-Metal Substrate", Curamik Electronics GmbH, Germany, Jul. 25 2000, US006093443A, Number of Patent Version: 6,093,443.*

[SCHW89] *H. Schwarzbauer, R. Kuhnert, "Novel large Area Joining Technique for Improved Power Device Performance", Conférence Industry Applications Society Annual Meeting , Conference Record of the 1989 IEEE, Vol. 2, Oct. 1989, Pages : 1348-1351.*

[SHAC00] *J. Shackelford and W. Alexander, "The Crc Materials Science and Engineering Handbook", CRC Press, Vol. Third Edition, 2000.*

[SHAM03] *N. Y. A. Shammas, "Present problems of Power Module Packaging Technology", Microelectronics Reliability, Vol. 43, 2003, pages : 519-527.*

[SHEN89] *K. Shenai, R. S. Scott, et al., "Optimum Semiconductors for High-Power Electronics", Electron Devices, Vol. 36, Issue 9, Part 2, Sept. 1989, pages : 1811-1823.*

[SHIN04] *K. I. Shinotani, P. markondeya, et al., "Evaluation of Alternative materials for System On Package (SOP) Substrates", Components and Packaging Technologies, Vol. 42, Issue 4, Dec. 2004.*

[SIEW02] *T. Siewert, S. Liu, et al., "Database for Solder Properties with Emphasis on New Lead Free Solder", national Institute of Standards and Technology & Colorado School of Mines, 2002.*

[SING06] *R. Singh, "Reliability and Performance Limitation in SiC Power Devices", Microelectronics Reliability, Vol. 46, 2006, pages : 713-730.*

[SMIT] *E. B. Smith, "Environmental Impact and Toxicity of lead Freed Solders", KTEC Electronics.*

[SMIT00] *D.T. Smith, T.A. DeLong, et al., "Determining the expected time to unsafe failure", High Assurance Systems Engineering, 2000, Fifth IEEE International Symposim on. HASE 2000, Nov. 2000, pages : 17- 24*

[SONI05] *Sonix, "Scanning Acoustic Microscopy Training", 2005, from www.sonix.com.*

[SRIN00] *N.K. Srinivasan, "Reliability – How to quantify and Improve?" Improving the Health of Products", RESONANCE, Mai 2000, pages : 55-63.*

[SYST99] *Système Plus " Etude des couts du process de fabrication : Le Carbure de Silicium", 1999.*

[TADR03] *Y. Tadros, J. Ranneberg, et al., "Ring Shaped Motor-Integrated Electric Drive for Hybrid Electric Vehicles", Conférence EPE, Toulouse, 2003.*

[THEB00] *J. M. Thébaud, E. Woirgard, et al., "Thermal Fatigue Reistance Evaluation of Solder Joints in IGBT Power Modules for Traction Applications", Conference PESC, Galway, Irland, 2000.*

[THEB03] *J. M. Thébaud, E. Woirgard, et al., "Strategy for Designing Accelerated Ageing Test to Evaluate IGBT Power Modules Lifetime in Real Operation Mode", IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology, Vol. 26, 2, Juin 2003, pages : 429-438.*

[THOB01] *M. Thoben, X. Xie, et al., "Reliability of Chip/DCB Solder Joints in AlSiC Base Plate Power Modules: Influence of Chip Size", Microelectronics Reliability, Vol. 41, 9-10, Sept. Oct. 2001, pages : 1719-1723.*

[THOM99] *F. Thomé, D. B. King, "Applications, Needs, and Alternatives", IEEE Press, "High Temperature Electronics", 1999, pages : 97-110.*

[TOYO03] *Toyota, "Toyota's Develops New Hybrid System, High-voltage Control Architecture Increases Efficiency", Toyota, Avril 2003.*

[TRIV99] *M. Trivedi, K. Shenai, "Performance Evaluation of High-Power Wide Band-Gap Semiconductor Rectifiers", Journal of Applied Physics, Vol. 85, Issue 9, 1999, pages : 6889-6894.*

[TSAI] *J. Y. Tsai, C. R. Kao , "A Study of Different Microstructure from the Reaction of Au20Sn Solder Deposited on Ni".*

[UE03] *UE, "DIRECTIVE 2002/95/EC OF THE EUROPEAN PARLIAMENT AND OF THE COUNCIL of 27 January 2003 on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment", Rapport, 13/02 2003, pages : L37/19 - L37/23.*

[UNFC97] *UNFCCC, "Protocol de Kyoto", Rapport des Nations Unies, 11 décembre 1997.*

[VERW96] *J. F. Verweij, J.H. Klootwijk, " Dielectric Breakdown I: A Review of Oxide Breakdown", Microelectronics Journal, Vol. 27, 1996, Pages : 611-622.*

[WANG01] *G. Z. Wang, Z. N. Cheng, et al., "Applying Anand Model to Represent the Viscoplastic deformation Behavior of Solder Alloys", Transaction of the ASME J. Electronic Packaging, Vol. 123, 3, September 2001, pages : 247-253.*

[WATS01] *R. T. Watson and D. L. Albriton, "Changements climatiques 2001: Rapport de synthèse, résumé à l'intention des décideurs", Rapport, GIEC, Septembre 2001, pages : 1-37.*

[WEIM04] *J. A. Weimer, "High temperature Power Electronics for The More Electric Aircraft", Air force Research Laboratory, Mai 2004.*

[WEN01] *S. S. Wen, D. Huff, "Dimple-Array interconnect technique for packaging Power Semiconductor Devices and Modules", Proceedings ISPSD, Osaka, 2001, pages : 69-74.*

[WEN99] *S. Wen, "Thermal and Thermo-Mechanical Analyses of Wire Bond vs. Tree-Dimensionally Packaged power Electronics Modules", Thèse, Virginia Polytechnic Institue and State University, Dec. 1999.*

[WILD00] *J. Wilde and al, "Rate Dependent Constitutive Relations Based on Anand Model for 92.5Pb5Sn2.5Ag Solder", IEEE Transactions on Advanced Packaging, Vol. 23 N° 3, 2000, pages : 408-414.*

[WILD01] *J. Wilde, "Design for Reliability in the Packaging of Sensors and Microsystems", Conférence Sensor, Wunstorf, Allemagne, Nov. 2005.*

[WILD99] *J. Wilde, Z. N. Cheng, et al., "Influences of Packaging Materials on the Solder Joint Reliability of Chip Scale package Assemblies", Conférence ISPSD, 1999, pages 144-149.*

[WOIR92] *E. Woirgard, Thèse, "Contribution à l'étude d'une intégration hybride adaptée à l'électronique automobile", 1992, Bordeaux 1.*

[WOND] *W. Wondrak, A. Boss, et al., "Design for Reliability in Automotive Electronics Semiconductor Devices - Part I : Semiconductor Devices", Microtec 2000, Hannover, Expo. July 2000.*

[WOND99] *W. Wondrak, "Physical Limits and Lifetime Limitations of Semiconductor Devices at High Temperatures", Microelectronics Reliability, Vol. 39, 6-7, June-July 1999b, pages : 1113-1120.*

[WU05] *B. Y. Wu and Y. C. Chan, "Electric Current Effect on Microstructure of Ball Grid Array Solder Joint", Alloys and Compounds, Vol. 392, 21 September 2005, pages : 237-246.*

[WU06] *J. D. Wu, P. J. Zheng, et al., "A study in Flip-Chip UBM/Bump Reliability with Effects of SnPb Solder Composition", Microelectronics reliability, Vol. 46, 2006, pages : 41-52.*

[YAMA03] *J. Yamada, T. Simizu, et al., "the latest High Performance and High Reliability in New packages with Conventional Pin Layout", Conférence PCIM, 2004.*

[ZELL97] *H. R. Zeller, "Cosmic Ray Induced Failure in High Power Semiconductor Devices", Solid-State Electronics, Vol. 38, Issue 12, 1995, pages : 2041-2046.*

[ZELM06] *S. Zelmat, M. L. Locatelli, et al., "Investigations on High temperature polyimide Potentialities for Silicon Carbide Power Device Passivation", Microelectronics Engineering, Vol. 83, Issue 1, Janv. 2006, Pages 51-54.*

Résumé

Dans le domaine des applications avioniques, des dispositifs d'électronique de puissance sont susceptible d'être placés sur le réacteur avec, dans le pire des cas, une température ambiante de 200°C et des cycles thermiques compris entre -55°C et 200°C.

La première partie de cette étude présente les caractérisations électriques de composants à semi-conducteur, afin de justifier le choix des diodes Schottky SiC et de transistor CoolMOS Si pour une utilisation à haute température. Ces composants sont alors intégrés dans un véhicule de test (module de puissance) adaptée à une localisation sur le réacteur. L'objectif est d'évaluer les performances électriques des éléments actifs à haute température, et la technologie d'assemblage par brasure des substrats céramiques sur une semelle AlSiC. En complément d'une campagne expérimentale, s'appuyant sur un cyclage thermique de grande amplitude, une évaluation numérique des sollicitations dans l'assemblage permettra de mieux comprendre les mécanismes de défaillances et les moyens permettant d'augmenter la durée de vie des modules de puissance dans ces conditions d'utilisation.

Afin de trouver des solutions d'intégration et de chercher à améliorer la durée de vie des assemblages, la dernière partie de cette étude présente les résultats expérimentaux, dans des conditions tout aussi sévères, pour de nouveaux véhicules de test, sans élément actif, composés de substrats céramiques de technologie différente. Les produits testés comportent des céramique AlN et Al_2O_3 dont les métallisations, avec ou sans dimples, présentent des géométries différentes. Nous évaluerons également, des substrats de technologie AMB avec des solutions DAB et Si_3N_4. Finalement, une nouvelle étude numérique est réalisée sous ANSYS dans le but d'estimer l'influence ce des substrats céramiques sur la durée de vie de l'assemblage. Finalement, nous tenterons de proposer des règles de conception permettant d'augmenter la durée de vie des assemblages de puissance.

Mots clefs

- Haute température
- Substrat céramique
- Cyclage thermique
- Modèle thermo-mécanique
- Modes de défaillance
- Durée de vie

Abstract

In avionic applications, semiconductor devices can be placed on the engine with an ambient temperature about 200°C and thermal cycling from -55°C to 200°C in the worst case.

The first part of this study presents the electric characterizations of semiconductor components, in order to justify the choice of SiC Schottky diodes and Si CoolMOS transistor for high temperature applications. Then, these components are integrated in a test vehicle (power module) adapted to its localization on the engine. The objective is to evaluate the electrical performances of the active elements at high temperature, and the brazing assembly technology with the ceramic substrates on an AlSiC baseplate. In complement of an experimental campaign with a thermal cycling of great amplitude, numerical thermo-mechanical simulations of the assembly allow to understand the origin of the failures and to improve the lifetime of power module under such severe operating conditions.

In order to find solution of integration, the last part of this study presents experimental results, carried out under such severe conditions, for new test vehicles without active element, including different technological ceramic substrates. They include various ceramic materials soldered on AlSiC base plate, DCB with AlN and Al2O3 ceramic substrates with and without dimples and different copper thickness, and AMB substrates with Si3N4 and DAB in order to identify the main factors that could increase the lifetime expectancy of power modules in such harsh environments. Finally, a new numerical study is carried out under ANSYS with an aim of evaluating the ceramic influence of the substrates over the lifespan of the assembly. In conclusion we will try to propose rules of design allowing to increase the lifespan of the assembly of the modules of power.

Mots clefs

- High temperature
- Ceramic substrate
- Thermal cycling
- Thermo-mechanical model
- Failure modes
- Lifetime